

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

**TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN DEMİR
ESASLI YAPISAL PARÇALAR İÇERİSİNE
KATILAN B VE NİB İLAVELERİNİN
MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE
ETKİSİ**

**Hazırlayan
İskender TURAN**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Serdar SALMAN**

**METAL EĞİTİMİ
YÜKSEK LİSANS TEZİ**

İSTANBUL 2005

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

**TOZ METALURJİSİ İLE ÜRETİLEN DEMİR
ESASLI YAPISAL PARÇALAR İÇERİSİNE
KATILAN B VE NİB İLAVELERİNİN
MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİKLERE
ETKİSİ**

**Hazırlayan
İskender TURAN**

**(Teknik Öğretmen)
141102220030066**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Serdar SALMAN**

**METAL EĞİTİMİ
YÜKSEK LİSANS TEZİ**

İSTANBUL 2005

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmaları sırasında bilgi ve deneyimleri ile beni yönlendiren, saygıdeğer hocalarım Prof. Dr. Serdar SALMAN ve Dr. Özkan GÜLSOY'

Bizlerin yetiştirilmesinde büyük emek ve katkıları bulunan saygıdeğer hocam Prof. Dr. A.İrfan YÜKLER'e

Yüksek Lisans çalışmalarımın yapılmasında olanak sağlayan ve destekleyen TÜBİTAK-MAM ME çalışanlarına

Beni yetiştirip, bu günlere gelmemde gösterdikleri her türlü özveri ve desteklerinden dolayı Anneme ve Babama

SONSUZ TEŞEKKÜRLERİMİ SUNARIM.

Haziran 2005

İskender TURAN

İÇİNDEKİLER

	SAYFA
TEŞEKKÜR.....	I
İÇİNDEKİLER.....	IIÖ
ZET.....	V
ABSTRACT.....	VI
SEMBOL LİSTESİ.....	VII
KISALTMALAR.....	VIII
ŞEKİL LİSTESİ.....	IX
TABLO LİSTESİ.....	XII
BÖLÜM I. GİRİŞ ve AMAÇ.....	1
I.1.GİRİŞ.....	1
I.2.AMAÇ.....	2
BÖLÜM II. GENEL BİLGİLER	3
II.1. TOZ METALURJİSİ.....	3
II.1.1.Toz Metalurjisinin Tanımı	3
II.1.2.Toz Metalurjisinin Tarihçesi	5
II.1.3.Toz Metalurjisinin Avantajları Ve Dezavantajları.....	6
II.1.3.1.Toz Metalurjisi uygulamalarının, üretime sağladığı Avantajlar.....	6
II.1.3.2.Toz Metalurjisi uygulamalarının, dezavantajları	
II.2. BOR KATKILI DEMİR ESASLI PARÇALARIN İMALİNDE KULLANILAN TOZLAR VE TOZLARIN ÖZELLİKLERİ.....	7
II.2.1.Kimyasal Yöntemler.....	7
II.2.2.Elektro Kimyasal Yöntemler.....	8
II.2.3.Mekaniksel Yöntemler.....	8
II.2.4.Atomizasyon Yöntemleri.....	9
II.2.5.Tek Yapılı Metal Tozlarının Sinterlenmesi	9
II.2.5.1.Kompaktların Sinterlenmeden Önceki Yoğunluk ve Mukavemetleri.....	9
II.2.5.2.Toz Özelliklerinin,Kompaktlama ve Sinterleme Koşullarının Sinterlemede Meydana Gelen Yoğunluk ve Boyut Değişimlerine Etkileri.....	10

II.2.5.3.Sinterlemenin Mikroyapı Üzerindeki Etkileri.....	11
II.2.6.Çok Yapılı Sistemlerin Sinterlenmesi.....	12
II.3.HAZIRLANAN KOMPAKTLARIN SİTERLEME SÜREÇLERİ.....	13
II.3.1.Katı Hal Sinterlemesi.....	14
II.3.1.1. Katıhal Sinterleme Aşamaları.....	14
II.3.1.2. Atomsal Taşınım Mekanizmaları.....	17
II.3.2. Sıvı Faz Sinterlemesi.....	19
II.3.2.1. Sıvı Faz Sinterleme Aşamaları.....	20
II.3.2.1.1. Sıvı Akışı İle Yeniden Düzenlenme.....	22
II.3.2.1.2. Çözünme-Yeniden Çökelme Aşaması.....	25
II.3.2.1.3. Katıhal Sinterlemesi.....	26
II.3.3. Geçici Sıvı Faz Sinterlemesi.....	27
II.4.TOZ METALÜRJİSİNİN UYGULAMA ALANLARI.....	28
II.5.Ni-B FAZ DİYAGRAMI.....	32
II.6.Fe-B FAZ DİYAGRAMI.....	33
II.7.KONU İLE İLGİLİ DAHA ÖNCE YAPILAN ÇALIŞMALAR	34
 BÖLÜM III.DENEYSELÇALIŞMALAR.....	 41
III.1.Deneyin yapılışı.....	43
III.2. Deneylerde Kullanılan Alet ve Cihazlar.....	45
III.2.1.Karıştırıcı.....	45
III.2.2. Kalıplama	45
III.2.3.Sinterleme Fırını.....	48
III.2.4.Çekme Deneyleri.....	49
III.2.5.Sertlik Ölçümleri	50
III.2.6.Yoğunluk Ölçümleri.....	50
III.2.7.Metalografi Çalışmaları.....	50
III.2.8.XRD Analizleri.....	50
III.3.Deneysel Malzemeler.....	51
III.4. Numunelerin Hazırlanma Aşamaları.....	52
III.4.1.Karışımın Hazırlanması.....	52
III.4.2.Numunelerin Kalıplanması.....	53
III.4.3.Sinterleme	53
 BÖLÜM IV. SONUÇLAR.....	 57
IV.1.Sinterleme Sonrası Yoğunluk Sonuçları.....	57
IV.2.Çekme Deneyi Sonuçları	61
IV.3 Sertlik Deneyi Sonuçları.....	69
IV.4.Metalografik Çalışma Sonuçları.....	73
IV.5.XRD Çalışma sonuçları.....	79
IV.6.Deney Sonuçlarının irdelenmesi.....	81
 BÖLÜM V. TARTIŞMA ve DEĞERLENDİRME.....	 87
V.1.ÖNERİLER.....	90
 KAYNAKLAR.....	 91
 ÖZGEÇMİŞ.....	 93

ÖZET

Hazırlanmış olan bu tez çalışmasında, geleneksel toz metalurjisi süreçleriyle üretilen demir esaslı yapısal parçalara, yapılan Bor ve NiB ilavelerinin mikro yapısal gelişime ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir.

Bu amaçla ilk etapta farklı özelliklere sahip alaşımsız ve/ veya ön alaşımlı Fe tozları kullanılmıştır. Bu tozlar içerisine belirli miktarlarda Bor ve NiB ilaveleri yapılmıştır. Demir tozları ve ilave tozlar laboratuvar şartlarında homojen olarak karıştırılmıştır. Hazırlanan toz karışımları tek yönlü kalıplama işlemine tabi tutularak standartlara uygun numuneler hazırlanmıştır. Kalıplama işlemi sonrasında farklı sinterleme sıcaklık ve sürelerinde sinterleme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Sinterleme esnasında değişik sinterleme atmosferlerinin kullanılması mümkündür.

Sinterlenmiş numuneler üzerine metalografik incelemeler, XRD gibi karakterizasyon çalışması gerçekleştirilerek, sinterleme esnasındaki mikroyapısal gelişim açıklanmıştır. Mekanik özelliklerin tespitinde sertlik ölçümleri, yoğunluk ve çekme deneyleri icra edilmiştir.

İncelemeler sonunda elde edilen sonuçlar, literatürdeki diğer çalışmalarla karşılaştırılarak ve bu bilgilerin ışığında; mikro yapısal ve mekanik özelliklerdeki değişikliklerin nedenleri ilişkilendirilerek tartışılmıştır.

ABSTRACT

THE EFFECT OF B AND NiB ADDITIONS ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF IRON BASE STRUCTURAL PARTS WERE PRODUCED BY POWDER METALLURGY

In this thesis, the effect of boron and NiB additions on microstructural evolution and mechanical properties of Iron base structural parts were manufactured by traditional powder metallurgy process.

In firstly, prealloyed and non-prealloyed. Fe powder with different properties was used. Boron and NiB powder with determined quantity were added to Fe powder. Fe and addition powder were mixed homogeny under laboratory conditions. The mix-powder was molded in single action press depend on standards. The compacts were sintered under vacuum atmosphere at different sintering times and sintering temperatures.

The finally, experimental data were compared other study in literature and microstructural and mechanical properties changes were discussed.

Metallographic, XRD, hardness, density and tensile testing were performed on sintered specimens. Microstructural evolution during sintering was explained.

June, 2005

İskender Turan

SEMBOLLER

R	:Katı parçacık yarıçapı
t	:İzotermal sinterleme süresi
L/ Lo	:Numune boyutundaki değişim.
β	:Terminal katı çözeltisi.
B	:Katı ergiyiği.
Ni	:Nikel
B	:Bor
Fe	:Demir
D	:Çap
X+	:Yüzey difüzyonu mesafesi
X++	:Hacimsel difüzyonu mesafesi
D₁₀	:Toz kütlelerinin %10'unun ortalama partikül boyutu.
D₅₀	:Toz kütlelerinin %50'unun ortalama partikül boyutu.
D₉₀	:Toz kütlelerinin %90'unun ortalama partikül boyutu.

KISALTMALAR

BY	:Buharlaşma-yoğunlaşma
PA	:Plastik akış
YD	:Yüzey difüzyonu
HD	: Hacimsel difüzyon
TD	: Tane sınırı difüzyonu
DB	: Katı bileşenin ana bileşen içerisindeki yayınma hızı
DA	: Ana bileşenin katı içerisindeki yayınma hızı
DR	: Katı ile ana bileşen arasındaki karşılıklı yayınma hızı
SR	: Çözünürlük oranı
SB	: Ana fazın katı içerisindeki özünürlüęü
SA	: Katının ana faz içerisindeki özünürlüęü
YMK	:Yüzey Merkezli Kp
HMK	:Hacim Merkezli Kp
HMT	:Hacim Merkezli Tetragonal
MPIF	:Metal Powder Industries Federation (Amerikan Metal Toz Endüstrisi Federasyonu)
TM	:Toz Metalurjisi
B	:Buharlaşma
Y	:Yoğunlaşma

ŞEKİLLER

	Sayfa
Şekil II.1 Küresel partiküller için katıhal sinterleme aşamaları.	15
Şekil:II.2.Birlikte sinterlenmekte olan iki parçacık arasında boyun oluşumunun şematik gösterilmesi	15
Şekil:II.3.Sinterleme aşamalarının üç küresel model ile şematik gösterimi	16
Şekil II.4. Katı hal sinterlemesi sırasında gözeneklerin kapanması	16
Şekil II.5.Yüzey ve hacimsel difüzyon mekanizmalarının şematik görünüşü.	18
Şekil II.6.Geleneksel sıvı faz sinterlemesi ve bağıntılı mikroyapısal değişimler.	21
Şekil II.7.Sıvı faz sinterlemesinde aşamaların şematik olarak gelişimi.	21
Şekil II.8.Sinterleme sırasında çözünürlüğün yoğunlaşmaya ve şişmeye olan etkisi.	23
Şekil II.9.Yeniden düzenlenme ve çok kristalli parçacıkların parçalanmasının şematik gösterimi.	24
Şekil:II.10.Sinterlemenin son aşamasında gözenek-tane sınırı ayrılmasına ve gözenek küreselleşmesine kadar geçen olayların şematik olarak gösterilmesi	25
Şekil:II.11.Temas bölgelerinde ergiyeğin tane sınırı boyunca ilerlemesi ve yumru oluşumu.	26
Şekil:II.12.Geçici sıvı faz sinterlemesi diyagramı	28
Şekil:II.13.Bileşenlerin yayılımı sonucunda oluşan ötektik dönüşüm	28
Şekil:II.14.1982 itibariyle T/M parçalarının Üretimi.	31
Şekil:II.15.Demir Tozlarının Kullanım Alanları.	31
Şekil:II.16.Ni-B Faz Diyagramı	32
Şekil:II.17.Fe-B İkili Denge Diyagramı	33
Şekil:III.1.Sinterleme fırınında sıcaklığın zamana göre değişimi.	43
Şekil:III.2.Karıştırıcı	45
Şekil III.3 Kalıplanmış numuneler	45
Şekil III.4.Kalıplama presinin genel görünüşü	46
Şekil III.5.Numunelerin preslenmesinde kullanılan kalıp montaj resmi	47
Şekil III.6.Kalıp gövdesi detay resmi	47
Şekil III.7 Sinterleme fırınının şematik görünüşü	48
Şekil III.8 Sinterleme fırınının genel görünüşü	48
Şekil III.9.Küçük tip Sinterleme fırınının genel görünüşü	48
Şekil:III.10.Standartlarına göre hazırlanmış çekme deneyi numunesi	49
Şekil.III.11.a-Çekme makinesinin genel görünüşü b-Çekme makinesinde ölçüm yapılırken görünüşü c-Çekme makinesinin yakından görünüşü	50
Şekil III.12.Amorf bor tozlarına ait tane boyutu dağılım eğrisi	55
Şekil III.13.NiB tozlarına ait tane boyutu dağılım eğrisi.	
Şekil IV.1.150HP tipi tozlar için, artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yoğunlukların değişimi	57

Şekil IV.2. 1000-C tipi tozlar için, artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yoğunlukların değişimi	58
Şekil IV.3. 150HP tipi tozlar için, B ilaveli numunelerde artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yoğunlukların değişimi.	59
Şekil IV.4. 1000-C tipi tozlar için, B ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yoğunluk değişimi.	60
Şekil IV.5. 150HP tipi tozlar için, NiB ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemetinin değişimi	62
Şekil IV.6. 1000-C tipi numunelerde, NiB ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemetinin değişimi	63
Şekil IV.7. 150HP tipi tozlar için, B ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemetinin değişimi	64
Şekil IV.8. 1000-C tipi numunelerde, B ilaveli numunelerde sinterleme Sıcaklığına Bağlı olarak çekme mukavemetinin değişimi	65
Şekil IV.9. 150HP tipi numuneler için, NiB ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değişimi	66
Şekil IV.10. 1000-C tipi numuneler için, NiB ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değişimi	67
Şekil IV.11. 150 HP tipi tozlarda, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değişimi	68
Şekil IV.12. 1000-C tipi tozlarda, B ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değişimi.	68
Şekil IV.13. 150HP tipi numuneler için, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi	70
Şekil IV.14. 1000-C tipi numuneler için, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi	71
Şekil IV.15. 150HP tipi tozlar için, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi	72
Şekil IV.16. 1000-C tipi tozlar için, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi	72
Şekil IV.17. 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için, ilavesiz numunenin mikroyapı fotoğrafı	73
Şekil IV.18.a) 1150 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için, %0,2 B ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı b) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,2 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	74
Şekil IV.19.a) 1150 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150HP tipi numuneler için,%0,6 amorf bor ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı b) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için, %0,6 amorf bor ilaveli mikroyapı fotoğrafı c) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,6 amorf bor ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	74
Şekil IV.20.a) 1150 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,6 amorf bor ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı b) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,6 amorf bor ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	75
Şekil IV.21.a) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,6 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı b) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,6 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	75

Şekil IV.22.a) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,8 amorf bor ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	
b) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,8 amorf bor ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı.	75
Şekil IV.23.a) 1150 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,8 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	
b) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,8 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	
c) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,8 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	76
Şekil IV.24.a) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,8 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	
b) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için,%0,8 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	76
Şekil IV.25.a) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için, ilavesiz numunenin mikroyapı fotoğrafı	
b) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için, ilavesiz numunenin mikroyapı fotoğrafı	77
Şekil IV.26.a) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,8 B ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	
b) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,8 B ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	77
Şekil IV.27.a) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,6 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	
b) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,6 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı.	77
Şekil IV.28.a) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,2 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	
b) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,2 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	78
Şekil IV.29.a) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,2 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	
b) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,2 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	78
Şekil IV.30.a) 1200 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,8 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	
b) 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,8 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	78
Şekil IV.31. 1250 ⁰ C’de 30 dak. sinterlenmiş 1000-C tipi numuneler için,%0,8 NiB ilaveli numunenin mikroyapı fotoğrafı	79
Şekil:IV.32. 1000-C, %0,8 NiB, Sinterleme sıcaklığı 1250 ⁰ C’de çekilmiş XRD görüntüsü.	79
Şekil:IV.33. 1000-C, X, sinterleme sıcaklığı 1150 ⁰ C’de çekilmiş XRD görüntüsü.	80
Şekil:IV 34. 150 HP X ,Sinterleme sıcaklığı 1150 ⁰ C’de çekilmiş XRD görüntüsü.	80
Şekil: IV 35. 150HP-8 NiB, Sinterleme sıcaklığı 1250 ⁰ C’de çekilmiş XRD görüntüsü.	80
Şekil:IV.36. Çekme mukavemet değerlerinin malzeme tipine , % 0,6B ve NiB oranların göre irdelenmesi	82

Şekil:IV.37. %Uzama değerlerinin malzeme tipine , % 0,8B ve NiB oranlarına göre irdelenmesi	83
Şekil:IV.38. Sertlik değerlerinin malzeme tipine , % 0,8B ve NiB oranlarına göre irdelenmesi	84
Şekil:IV.39. Yoğunluk değerlerinin malzeme tipine , % 0,8B ve NiB oranlarına göre irdelenmesi	85

TABLO LİSTESİ

	Sayfa
Tablo.I.1.Toz Metalurjisinin Tarihi Gelişimi.	5
Tablo.III.1.Deneysel çalışma programı akış şeması	42
Tablo.III.2.Deneylerde kullanılan 1000-C tozlara ait kimyasal kompozisyon (% ağırlık)	51
Tablo.III.3.Deneylerde kullanılan 150HP tozuna ait kimyasal kompozisyon (% ağırlık)	51
Tablo.III.4.Deneylerde kullanılan tozlara ait fiziksel özellikler	51
Tablo.III.5.Bor ve NiB'a ait Kimyasal kompozisyon	51
Tablo.III.6.Amorf Bor tozlarına ait ölçüsel değerler	52
Tablo.III.7.Nikel- Bor tozlarına ait ölçüsel değerler	52
Tablo.III.8.Karışım miktarları	53
Tablo.III.9.Deneylerde kullanılan sinterleme programı	54

BÖLÜM I

GİRİŞ VE AMAÇ

1.1. GİRİŞ

Toz Metalurjisi (T/M); karmaşık şekilli ve boyutları küçük olan metal ve/veya seramik esaslı parçaların net ölçülere yakın değerlerde ve yüksek sayılarda üretilebildiği, parça birim maliyetinin düşük olduğu yüksek kaliteli bir imalat prosesidir. 1980'li yıllarda dizayn edilen ve son yıllarda uygulamaya sokulan bu teknoloji, bazı sınırlamaların olmasına rağmen ileri teknoloji prosesleri içerisindeki yerini almıştır. Alternatif imalat prosesleri ile üretilen parçaların birim maliyetlerinin yüksek, ürün kalitelerinin düşük ve talaş kaldırma gibi ikincil operasyonların kaçınılmaz oluşu T/M teknolojisinin gelişmesine ve uygulamaya sokulmasına neden olmuştur.

T/M ile plastik parça üretimi yeni olmayan ve uygulamada yaygın olan bir teknolojidir. T/M teknolojisinin iyi bilinmesi ve bu teknolojinin plastik malzeme dışında kalan malzeme grupları için kullanılması fikri ilk T/M çalışmalarını başlatmıştır. T/M genel olarak; farklı bağlayıcılarla karıştırılan metal ve/veya seramik tozların, geleneksel plastik enjeksiyon makineleri kullanılarak şekillendirilmesi ve şekillendirme işlemi sonrasında yapı içerisindeki bağlayıcıların uzaklaştırılarak sinterlenmesi esasına dayanır. Üretilen parçalar sinterleme sonrasında doğrudan servise sunuldukları gibi gerekli olması durumunda ikincil operasyonlarda yapılabilir. Proses ilk bakışta basit görülmesine rağmen, proses parametrelerinin ve birbiri üzerine binen işlemlerin fazla oluşu proses kontrolünü güçleştirir.

T/M ile üretilen parçalar metal ve/veya seramik esaslı parçalardan oluşur. Metal esaslı parçalar içerisinde en yüksek oranı demir esaslı malzemeler tutar. Servis şartlarında kullanılan demir esaslı malzemelerin karmaşık şekilli ve demir tozların farklı bağlayıcılarla rahatlıkla kullanılabilmesi, demir tozlarının T/M ile üretilmesini yaygınlaştırmıştır.

Geleneksel toz metalurjisi süreçleriyle üretilen demir esaslı yapısal parçalar, toz metal parçalar içerisinde önemli bir yere sahiptir. Başta otomotiv sanayii olmak üzere bir çok uygulama alanı bulan bu tip parçalar, özellikle geniş bir aralıkta üstün mühendislik özellikleri sergilerler. Toz metalurjisi teknolojisinin seri ve ekonomik yönden üstün bir teknoloji oluşu da düşünüldüğünde demir esaslı yapısal parçaların uygulamadaki önemi daha da belirgin hale gelmektedir.

Geleneksel toz metalurjisi süreçleriyle üretilen demir esaslı yapısal parçalara, başlangıç aşamasında yapılan farklı elemental ilaveler bu tip parçaların mühendislik özelliklerini arttırabilmektedir. Bu ilavelerin en önemlilerinin başında Cu, Ni, Mo, C, B ve Ni gibi ilaveler gelmektedir. Başlangıç aşamasında kullanılan farklı Ni-Bor, Bor ve bor bileşikler bu tip parçaların sinterleme esnasındaki davranışlarını değiştirmesinin yanı sıra mikroyapısal gelişimi iyileştirmektedir. Bu gelişmelere bağlı olarak son ürün özellikleri de arttırılabilmektedir.

I.2.AMAÇ

Hazırlanan bu tez çalışmasında, farklı demir tozları içerisine katılan elemental Bor ve NiB ilavelerinin mikroyapı ve mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. İncelemeler sonunda elde edilen sonuçlar, literatürdeki diğer çalışmalarla karşılaştırılarak ve bu bilgilerin ışığında; mikroyapısal ve mekanik özelliklerdeki değişikliklerin nedenleri ilişkilendirilerek tartışılmıştır.

Bunun sonucunda; farklı malzemelere katılan farklı tozlarla, değişik sıcaklık ve oranlardaki etkileşimleri araştırılarak; Bu malzemelerin kimyasal ve fiziksel özellikler açısından mukavemetlerinin geliştirilmesini sağlamaktır.

T/M' de kullanılan tozların ortalama tane boyutları oldukça düşük olduğu için, sinterleme sonrasında tam yoğunluklu ürün elde etmek mümkündür. Tam yoğunluk elde edilmiş ürünler oldukça düşük miktarlarda gözenek içerdiklerinden dolayı yüksek mühendislik özellikler sergilerler.

Hazırlanan bu yüksek lisans tez çalışmasının birbiri ile bağlantılı, genel olarak iki amacı vardır;

1-) İlk aşamada, T/M ile şekillendirilmiş demir tozları içine katılan nikel ve bor ilavesi yapılarak sinterleme esnasında sıvı faz oluşturmak ve oluşan sıvı fazın tüm mikroyapıya nüfuz ederek, mikroyapıdaki gözenekleri doldurması ve bunun sonucunda da mekanik özelliklerin artırılması hedeflenmiştir.

2-) Sinterleme sonrasında tam yoğunluklu ve yüksek mekanik özelliklere sahip modifiye edilmiş Fe, NiB, B ilavesi ile oluşan parçalar elde edilirken aynı zamanda da geleneksel olarak kullanılan yüksek sinterleme sıcaklıkları (1350 °C) yerine daha düşük sinterleme sıcaklık kullanımı ikinci aşama olarak hedeflenmiştir.

BÖLÜM II

GENEL BİLGİLER

II.1.1.Toz Metalurjisi Tanımı

Toz metalurjisi; Saf metal ve alaşım tozları ile seramik esaslı tozların şekillendirilip (Kompaktlama) ısıtılma işlemle (Sinterleme) mukavemetlendirilmesi tekniği şeklinde tanımlanabilir[1].

Toz metalurjisi, metal tozlarının belirli oranda karıştırılarak, oda sıcaklığında hassas kalıplarda istenilen teknik değerlere uygun basınçlarda sıkıştırılması ve sonrasında kontrollü atmosfer şartlarında fırınlanmasıyla parça üretme yöntemidir.

Toz metalurjisi çok küçük partikülleri birbirine bağlayarak parça haline getirme işlemidir. Daha geniş bir ifade ile toz metalurjisi, toz şeklindeki malzemelerin preslenmesini takiben yüksek sıcaklıkta sinterlenmesi ile parça imalatını kapsamaktadır. İnce partikül şeklindeki saf metaller, alaşımlar, karbon, seramik ve plastik malzemeler birbirleriyle karıştırılarak basınç altında şekillendirilirler. Daha sonra bu parçalar ana bileşenin ergime sıcaklığının altında bir sıcaklıkta sinterlenerek partiküllerinin temas yüzeyleri arasında kuvvetli bir bağ oluşturulur ve böylece istenilen özellikler elde edilir.

II.1.2. Toz Metalurjisinin Tarihi Gelişimi

Toz metalurjisi "kaybolmuş bir sanat" olarak tanımlanabilir. Toz metalurjisi (T/M) kil ve seramik malzemelerinden farklı olarak tarihin ilk çağlarında kalıplama ve pişirme pratiği için veya nadiren dekoratif metalik malzemelerde uygulanmıştır. Yüzyıllar sonra tamamen unutulmuş olan T/M ancak 18.YY sonlarında metallerin sinterlenmesi ile değişik platin toz üretim metotları ile Avrupa'da yeniden hayat kazanmıştır.

İlk insanlar metal toz parçacıklarını çekiçle dövülmesi ile bir araya getirilebildiğini ve sonuçta katı bir metalik yapının elde edildiğini şans eseri öğrenmişlerdir. Zaman içerisinde insanoğlu fırınların nasıl yapıldığını ergime için yeteri kadar yüksek sıcaklıklara çıkmayı ve yine tunç yapımı için bakır ve kalay ile düşük sıcaklıklarda alaşımlama yapılışını öğrenmişlerdir.

Metallerin ergime noktalarına çıkabilen fırınlar geliştirilmeden önce toz metalurjisi prensipleri kullanılmıştır. Yaklaşık M.Ö 3.000'lerde Mısırlılar çeşitli aletlerin yapımında günümüzün sünger demirine benzer tozlar ve parçacıklar kullanmışlardır. Sünger demir tozları ateşle ısıtılmış ve daha sonra çekiçle dövülmüştür. Nihai şekiller basit dövme işlemleriyle elde edilmiştir. Ürün genellikle metalik olmayan empüriteler içermesine rağmen oldukça sağlam yapılar ortaya çıkmıştır. W.D JONES Afrikalı yerliler tarafından geliştirilmiş olan bir prosesi açıklamıştır. İndirgeme reaksiyonlarından sonra sünger metal parçacıklar toz haline getirilmek için kırılmış cüruf ve gangü uzaklaştırmak için elle ayırma yapılmıştır. Daha sonra toz ya da kompaktlanmış veya kompaktlanmadan sinterlenmiş ve takibinde dövme işlemi yapılmıştır.

T/M uygulamaları"yeni dünya"nın bulunmasından önce yaşayan İnkalarda görülmüştür. İnkalar sementit esaslı tozları düşük ergime sıcaklığına sahip bir veya birkaç metale karıştırıp sinterlemişlerdir. İlerleyen zaman içerisinde platin tozlarının kullanımı başlamıştır. Saf haldeki platinin mekanik olarak öğütülmesiyle (mekanik öğütme, elekten geçirme, yıkama seçme) elde edilen tozlar düşük ergime sıcaklığına

sahip tozlarla birlikte karıştırılıp sinterlenmekteydi. Sonraları altın ve gümüş kullanımına geçildi. Bu alaşımlardan yapılan analizlerde %26-72 platin %16-64 altın %3-15 gümüş ve %4'den fazla bakır olduğu anlaşılmıştır.

Modern anlamda T/M yöntemlerinin ilk uygulaması ancak yüzyıllar sonrası 18.ve 19. yüzyıl Avrupa'sında değerli bir maden olan platinin işlenmesi sırasında olmuştur. Platin sünger tozundan, platin parça üretimi modern T/M' nin başlangıcı olarak düşünülmektedir. Bu alandaki ilk önemli gelişmeler 1750- 1825 yılları arasında olmuştur. 1755'de LEWIS tarafından sünger yapılı kurşun platin alaşımı kullanılmıştır. Bu alaşımın ergime derecesi yaklaşık 600 C idi.

T/M teknolojisinde ilk olarak karışık şekilli parçaların üretilmesi ve sinterlenmesi 19.yüzyılda olmuştur. 1830'da OSANN, redüksiyon metoduyla elde edilmiş atomik ağırlığı belli olan bakırın preslenmesi ve sinterlenmesini keşfetmiştir. Oysa bakır karbonattan redüksiyonla bakır tozu üretmiştir. Sonra bu tozları elekten geçirerek sınıflandırmıştır. Bu bakır tozlarını ilkel bir kalıpta sıkıştırarak yuvarlak yüzük şeklinde parçalar imal etmiştir. Bunları bakırın ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda sinterlemiştir. Sinterlenen kompaktların dökme bakırdan daha sert olduğunu görmüştür. T/M endüstrisindeki ilk ticari uygulamalar lamba flamanlarının üretilmesiyle başlamıştır.

İlk üretilen flamanlar osmiyum, zirkonyum, vanadyum, tantalyum ve tungsten'den ekstrüzyon yoluyla üretilip sinterlenen karbonlu malzemelerdir. Bu flamanlardan osmiyum flamanları, üretim proseslerinin zorluğundan dolayı ancak birkaç yıl (1898-1900) ilgi görmüştür. Osmiyum flamanlar yerini tantalyum, zirkonyum, tungsten flamanlara bırakmıştır.%2-3 Ni'li tungsten flamanlarının kompaktlanıp sinterlendikten sonra gayet iyi sonuç verdiği görülmüştür.20.yüzyıl başlarında Coolidge tarafından geliştirilen proses üzerinde yıllar sonra bile çok az değişiklik yapılmıştır. ve bu proses halen akkor lamba flamanları üretiminde standart bir metoddur.

1900 yılında elektronik X-ışını ve kimya endüstrisinde tungsten, molibden tantalyum gibi önemli refrakter metaller kullanıldı. T/M deki bu erken gelişmeyi niyobyum, taryum ve titanyum gibi refrakterlerin kullanımı takip etti.

Refrakter malzemelerin ve karbürlerin gelişimine ilave olarak T/M nin diğer bir önemli alanı 1900'lerin başlarında önem kazanan poröz (gözenekli) metal yataklarıdır. Metalik fiberler poröz malzemelerin gelişiminde bir sonraki basamağı oluşturmıştır.1900 ile Birinci Dünya Savaşı yılları arasında filtrasyon teknikleri, poröz yapılı malzemeler, demir esaslı malzemeler ve tungsten-nikel-bakır ağır alaşımları hızlı bir ilerleme kaydetmiştir. İkinci Dünya Savaşı başlarında bilhassa ticari alanda demir tozlarının kullanımı iyice yaygınlaşmıştır. İkinci Dünya Savaşı yıllarında ise demir esaslı tozlardan yapılan parçalar orduların en çok kullandığı malzemelerdendir. Yine bu yıllarda modern T/M endüstrisinde demir ve bakır esaslı malzemeler otomotiv alanında büyük tonajlarda kullanılmıştır. Bu anlamda otomotiv alanında 1920 de kendinden yağlamalı yataklar kullanılmıştır. Takip eden yıllarda bakır-kalay toz kombinasyonu oldukça ilgi görmüştür.1940 ve 1950 yılları arasında kendinden yağlamalı yatakların kullanımı iyice yaygınlaşmıştır. T/M endüstrideki bu hızlı gelişmeyi demir ve çelik tozlarından üretilen kam milleri dişliler ve diğer mekanik parçaların kullanımı takip etmiştir. Bu yıllarda bakır tozları yılda 27000 ton demir ve demir esaslı tozlar ise 18.000 ton civarında kullanılmıştır

II. Dünya Savaşından sonra nükleer enerji teknolojisi ve havacılık teknolojisinin gelişmesi ile refrakter metal tozlarının kullanımı hız kazanmıştı. Bu tozlardan başlıcaları; tungsten, molibden, niyobyum, titanyum, tantalyum, ve nükleer enerji teknolojisinde kullanılan berilyum, zirkonyum, uranyum, ve toryum

metal tozlarıdır. Nükleer enerji teknolojisinde kullanılan disperse uranyum diğer metal tozlarıyla birlikte kullanılmıştır. Kontrol çubuklarında bakır nikel ve alüminyum matrisli boronoksit tozları kullanılmıştır.

Havacılık alanında ise berilyum ve niyobyum kullanımı iyice yaygınlaşmıştır. Roket başlıkları ısı siperli koliler gibi parçalar niyobyum'dan yapılarak işlenmiştir. Roket nozullarında tungsten ve diğer roket parçalarında molibden kullanılmıştır.

1950 ve 1960'lı yıllarda dövme T/M parçalarının imali gerçekleştirilmiştir. Bu dövme işlemi tam yoğunluk elde edilmiş parçaların başlangıcını teşkil etmiştir. Sıcak izostatik preslenmiş süper alışımlar dövme T/M parçaları T/M takım çelikleri haddelenerek kompaktlanmış şeritler ve dispersiyonla sertleştirilmiş bakırla bunların en büyük örnekleridir. 1970'lerde yüksek yoğunluk ve yüksek performansa sahip malzemeler ticari alanda boy gösterdiler. 1980'lere gelindiğinde hem toz özellikleri hem de T/M prosesleri bir hayli gerçekleşmişti. Bu gelişmelerin sayesinde segregasyon heterojenizasyon ve gözenek oluşumu gibi kötü etkenler minimize edilmiştir[2,3].

Tablo:II.1. Toz Metalurjisinin Tarihi Gelişimi[3].

Tarih	Gelişmeler	Kullanıldığı Yer
M.Ö.3000	Sünger demir tozuyla takım imali	Mısır/Afrika/Hindistan
M.S.1200	Platinyum kullanımı	Güney Amerika /inka
1781	Platinyum- Arsenik alaşımı	Fransa-Almanya
1790	Ticari alanda platinyum-Arsenik kullanımı	Fransa
1822	ingot içerisinde Platinyum tozlarının şekillendirilmesi	Fransa
1826	Kompakt Platinyum tozlarının yüksek sıcaklıklarda sinterlenmesi	Rusya
1829	Wallatson metoduyla sünger platinyum tozlarının kompaktlanması	İngiltere
1830	Çeşitli metallerin kompaktlanması ve sinterlenmesi	Avrupa
1870	Kendinden yağlamalı yatakların imali	A.B.D
1878-1900	Lamba filamanlarının imali	A.B.D
1900	Kompozit malzemeler, poröz malzemeler	A.B.D
1915-1930	Sementit karbürlerin kullanımı	Almanya
1920	Ticari alanda kendinden yağlamalı yatakların imali	A.B.D
1940	Demir tozu teknolojisi	Orta Avrupa
1950-1960	Dövme T/M. Dispersiyon sertleşme. T/M işleme	A.B.D
1970	H.I.P. T/M. Takım çelikleri	A.B.D
1980	Enjeksiyon dövme teknolojisi (M.I.M)	A.B.D

II.1.3.Toz Metalurjisinin Avantajları Ve Dezavantajları

II.1.3.1.Toz Metalurjisi uygulamalarının, üretime sağladığı avantajlar.

1-Fireyi önler: Gerekli olduğu kadar metal tozu kullanılması fireyi azaltan sebeptir. Diğer biçimlendirme yöntemlerinde fire bazen % 70 kadar olabilmektedir.

2-Makine işçiliği azdır: Toz Metalurjisi teknolojisinde makine işçiliği, kullanılan pres, son düzeltme ve ölçülendirme ile sınırlıdır. Çoğu zaman başka işlem yapılmaz. Presleme esnasında parçalar gerçek büyüklüğüne getirilir. Pişirme esnasında bu ölçülerde küçük değişikliklerin olması, sonradan küçük düzeltme işlemini gerektirebilir. Diğer yandan bazı uygulamalarda kanal, dış çekme ve delik açılması makine işçiliğini artıran nedenlerdir. Tüm bunlara rağmen, diğer biçimlendirme yöntemlerinden az makine işçiliği söz konusudur.

3-Seri üretime elverişlilik: Seri üretime elverişlilik, bir malzemede öncelikli olarak aranan özelliklerden biridir. Bu yönüyle T/M malzemeler, seri üretime, diğer bir deyişle fabrikasyon üretime uygundur. Özellikle presleme ile üretilen T/M malzemelerinin, üretim süreleri oldukça kısadır. Bir çok uygulamada olduğu gibi, pres kalıplarının çok parça olacak şekilde düzenlenmesiyle bu süre daha da azaltılabilir.

4-Bileşim kontrolü: T/M malzemelerinin iç yapıları oldukça homojendir. Diğer malzemelerde rastlanan bu özellik, iç yapıyı meydana getiren alaşım elemanlarının toz hazırlanması aşamasında kontrol edilebilmelerinden kaynaklanır. İstenilen oranlar, toz karışımı esnasında kolaylıkla ayarlanabilir.

5-Üretimi çok zor parçaların üretimi: Boşluklu iç yapıya sahip metalik filtreler, karmaşık dış yüzeyli parçalar diğer üretim yöntemlerinde olanaksız iken T/M yöntemleriyle üretilebilir.

6-Ham madde ucuzluğu: T/M yöntemlerinde kullanılan metal tozları, diğer üretim yöntemlerinin artıkları kullanılarak üretilebilir. Bu yönüyle ham maddenin düşük maliyetli olması sonucunu doğurur.

II.1.3.2. Toz Metalurjisi uygulamalarının, dezavantajları

1-Yüksek maliyetli kalıplar: T/M malzemelerin üretiminde kullanılan presler, yüksek güçlerde olmak zorundadır. Yüksek güçlerde çalışan preslerde kullanılan kalıplarda, bu güçlere dayanabilecek yapıya sahip olmalıdır. Bu durum, kalıpların yapımında kullanılacak olan malzemelerin de kaliteli olması gereğini de ortaya çıkarır. Diğer yandan T/M 'de kullanılan kalıplarda, tozlardan kaynaklanan nedenlerden ötürü aşınma fazladır. Aşınma, kalıp ömürlerini olumsuz yönde etkiler. Tüm bunlar, kalıp maliyetinin artmasına neden olur.

2-Preslerin güçlü olması: T/M parçaları yüksek basınçlar kullanılarak üretilir. Bu özellikleri üretimlerinde kullanılan preslerin, diğer üretim yöntemlerinde kullanılanlara nazaran daha büyük güçlerde olması gereğini açığa çıkarır.

3-Düşük fiziki özellikler: T/M ile üretilen parçaları oluşturan metal tozları arasındaki bağ zayıftır. Bu yönleri, T/M parçalarının fiziki özelliklerini olumsuz etkiler.

4-Pahalı toz yapımı: Her ne kadar tozların yapımında kullanılan ham maddelerin maliyeti düşük olsa da bunların karışımı, öğütülmesi ve kullanılır hale getirilmesi, pahalıya mal olur.

5-Sınırlı yapım alanı: T/M yöntemlerinde kullanılan metal tozları, sıvılar gibi akıcı değildir. Akıcı olmadıklarından ötürü, her kesitte ve biçimdeki parçanın üretimi yapılamaz. Kanallı, delikli ve kalın kesitten ince kesite doğru geçişli olan parçalar, T/M yöntemleriyle üretilemez, ya da üretilmeleri özel teknikler gerektirir[4].

II.2.BOR KATIKLI DEMİR ESASLI PARÇALARIN İMALİNDE KULLANILAN TOZLAR ve BU TOZLARIN ÖZELLİKLERİ

Demir esaslı T/M ürünleri önceki bölümlerde de açıklandığı gibi iki temel toz karışımından imal edilmektedirler.

Bunlar:

- Demir -Bor karışımları
- Demir -Nikel-Bor toz karışımları

Bu ürünler imal edilirken değişik metotlarla hazırlanmış tozlar kullanılır. Her toz imal prosesinden farklı özelliklere sahip toz elde edilir. Toz özellikleri ise direkt olarak tozların kompaktlanma davranışını sinterleme davranışını ve son ürün özelliklerini etkiler. Toz özellikleri iyi bilindiği ve uygun imal prosesi seçildiğinde ancak istenilen ürün özellikleri elde edilebilir.

Temelde dört değişik toz üretim metodu mevcuttur.

Bunlar:

- Kimyasal yöntemler
- Elektro kimyasal yöntemler
- Mekaniksel yöntemler
- Atomizasyon yöntemleridir.

Bu dört farklı metotla üretilen tozların birbirlerine göre fiziksel ve kimyasal yönden avantaj ve dezavantajları vardır. Toz imal yöntemlerindeki parametre değişiklikleri üretilen tozların bir çok özelliklerini direkt etkilemektedir.

II.2.1.Kimyasal Yöntemler

Metal tozlarının kimyasal metotla üretimi deyince genellikle metal oksitlerin katı karbon veya gazlarla indirgenmesi akla gelir. Metal oksitlerin katı redüktiflerle redüksiyonu, redüktif gazlarla redüksiyonu ve metalin tuz çözeltisinden çekilmesi gibi temelde üç tip kimyasal metod vardır.

Demir oksit cevherinin uygun nitelikli redüktiflerle indirgenmesiyle sünger yapılı demir tozları elde edilir. Magnetit kok ve kireç taşı ile karıştırılır. Kireç taşı kükürdü apsorbe eder. Karışım seramik kaplar içerisinde 1200°C'ye kadar ısıtılır. İndirgeme tamamlanınca sünger demir ile kalan kok ve kül ayrılır. Sünger demir külçeleri öğütülür ve hidrojenle tavlanarak oksijen ve karbondan mümkün olduğu kadar arıtılır. Son olarak elekten geçirilir. Aynı proseste hadde tufalide kullanılabilir fakat elde edilecek tozların saflığı tufalin saflığına bağlıdır. Tüm bu prosesler oldukça yavaştır. Oksit redüksiyonu ile elde edilen demir tozları gayet gözenekli ve sünger yapıdadırlar. Bu özelliklerinden dolayı bu tozlar "Sünger demir tozları" olarak bilinirler

[5].

Düzensiz yapılı olan bu tozlar içerisinde % 0,01-0,1 arasında karbon bulunur. Bu tozların tane boyut dağılımı ise 40 -45 µm arasındadır.

Redüksiyonla elde edilmiş bakır tozları ise demir tozlarına göre daha ince porlara sahiptirler.

Bu porların ölçüsü yaklaşık olarak 1 µm civarındadır. Bu tip bakır tozları geniş özgül yüzey alanlarına sahiptir.

Demir veya bakır tozu ayırt etmeksizin genel olarak düşük redüksiyon sıcaklıkları ince ve küçük porlar ve geniş özgül yüzey alanları meydana getirirler. Küçük porlar ve geniş özgül yüzey alanları yüksek derecede yaş mukavemet elde edilmesini sağlarlar.

Genel olarak kimyasal yöntemlerin avantajları kısaca şöyle sıralanabilir:

- Katı redüktif olarak kullanılan karbon ucuzdur.
- Metal oksitler kolaylıkla bulunabilir.
- Gözenekli porlar elde edilir.
- Metal ve oksitlerin boyut kontrolü yapılabilir.

Dezavantajları ise şöyle sıralanabilir:

- Redüktif olarak gaz kullanıldığında saf haldeki gazların pahalı oluşu
- Metal oksit saflığının toz saflığını etkilemesi
- Alaşım tozlarının üretilmesinin mümkün olmayışı

II.2.2.Elektrokimyasal Yöntemler

Demir ve bor gibi tozlar çözeltilerden veya ergimiş tuz banyosundan toz halinde rahatlıkla üretilebilirler. Bu yöntem diğer toz imal yöntemlerine göre gayet pahalı olup üretilen tozlar ise yüksek saflıktadır.

Elektrolizle elde edilmiş demir tozları ise diğer demir tozları içerisinde en temiz ve yüksek saflıkta olanıdır. Bu tozlar içerisinde empyrite miktarı yok denecek kadar az olup düzensiz biçime sahiptirler. Bu özelliklerinden dolayı görünür yoğunluk ve yaş mukavemet değerleri gayet iyidir.

Elektrolize elde edilmiş demir tozlarının saflıkları gayet yüksektir. Hidrojen içeriği %0,1- 0,5 arasında olup partikül dağılımı ve görünür yoğunluk gibi özellikler hidrojen miktarına bağlıdır. Bu tip tozlar dentrik biçimdedirler. Tozların üretimi sırasında yüksek akım yoğunluklarında küçük taneli tozlar elde edilebilir[6].

Genel olarak tozun fiziksel ve kimyasal özellikleri elektrolitin konsantrasyonuna sıcaklığa sürkilasyon miktarına akım yoğunluğuna anot ve katod tipine bağlıdır. Örnek olarak sülfirik asit elektroliti kullanıldığında dentrik yapılı demir tozları elde edilirken nitrat solüsyonlu elektrolit kullanıldığında düzenli biçime sahip demir tozları elde edilir[6, 7, 8].

II.2.3.Mekaniksel Yöntemler

Metal tozlarının üretilmesinde mekanik metod bir darbeli öğütücü içerisinde metal tel ve tanelerin kırılması ile olur. Bu yöntemle elde edilen metal tozlarının şekli pul puldur ve kullanılmadan önce tavlansak gerginliğinin giderilmesi gerekir.

Öğütme; parçalanarak ana malzeme ile sert bir cisim arasında bir darbe meydana gelmesini sağlamaktır. Tekniklerden bazılarında bilyalı öğütücüde olduğu gibi iri taneli malzeme döner bir fiçı içerisinde iri, sert ve aşınmaya mukavim cisimlerle birlikte öğütülerek ufalanır. Fıçının dönme hızı kritiktir. Çok fazla bir hız malzemenin ve bilyaların arasındaki relatif hareketlerin azalmasına neden olur. Diğer taraftan çok küçük bir hız ise fıçının alt kısmında yeterli olmayan bir hız meydana getirir. İdeal dönme hızı bilyaların ve malzemenin üzerine düşmesini sağlar. Bu tekniğin bir dezavantajı bilyelerden ve öğütücünün çeperlerinden gelen kirlenmedir. Öğütücülerin titreştirilmesinde mümkündür. Titreşimli öğütücüler döner tiplere nazaran çok daha kısa zamanda, eşdeğerde bir öğütme sağladıklarından daha verimlidirler.

Saf malzemelerin tozları pervaneli öğütücülerde taneler birbirleriyle karşılıklı olarak çarpıştırılarak elde edilebilir. Bu öğütücüler, esas olarak çok süratli dönen iki veya daha fazla pervaneden ve parçacıkların istenilen miktarını toplamak için kapalı bir gaz akım devresinden meydana gelir. Bu türde yer alan diğer öğütücüler, malzemenin gaz jetleri vasıtasıyla yüksek süratle sert bir cisimle çarpışmasını sağlayan tipleri, çekiçli, diskli ve merdaneli öğütücülerdir. Öğütme süresince sıcaklık artmasından ötürü aşırı derecede oksitlenme meydana gelir. Oksitlenmeyi önlemek için öğütücüye konulan sıvılar ve asal atmosferler kullanılabilir[9].

II.2.4.Atomizasyon Yöntemleri

Sıvı metal nozundan püskürtülerek ve püskürtülen metal üzerine basınçlı gaz veya su üflenmesiyle toz elde etme metodudur. Atomizasyon yöntemi temel olarak bu mekanizmaya dayanır. Bunun dışında birçok atomizasyon prosesinde mevcuttur. Atomizasyon proseslerinde toz özellikleri gayet iyi bir şekilde kontrol edilebildiği gibi prosesin en büyük avantajı alaşımlı toz üretimine elverişli olmasıdır.

Atomizasyon proseslerinde partikül özelliklerini kontrol eden parametreler kısaca şöyle sıralanabilir:

- Akışkanlarla ilgili parametreler akışkan hızı, basıncı, soğutma kapasitesi, vizkozitesi.
- Metal ile ilgili parametreler: Metal veya alaşımın bileşimi, katılaşma aralığı, aşırı ısı, yüzey gerilimi.
- Proses koşullarıyla ilgili faktörler: Jet geometrisi, jet ile metal hüzmesi arasındaki mesafe, çarpma açısı, metal hüzmesinin yarıçapı, besleme hızı.

Akışkan hızı, basıncı ve debisi artırıldığında partikül boyutu küçülür. Soğutma kapasitesinin yüksek oluşu ise partikül şeklinin düzensiz oluşunu sağlar. Soğutucu ortamın soğutma kapasitesi düştükçe partiküller düzenli şekil alır. Metalin bileşim ve katılaşma aralığında partikül biçiminde etkilidir. Katılaşma aralığı büyüdükçe soğuma yavaş olacağından partiküller küresel şekilli olacaktır. Diğer taraftan yüzey gerilimi arttıkça partiküller küresel şekilli olmaya çalışılacaklardır[10].

Demir ve bor tozları genellikle su atomizasyonu ile üretildikleri gibi gaz atomizasyonu ile de üretilebilirler. Fakat gaz atomizasyonunun ekonomik yönden pahalı oluşu üretici firmaları su atomizasyonuna yöneltmiştir. İki atomize yöntemi arasında pek bir fark olmamakla beraber gaz atomizasyonu ile üretilen tozlar daha temiz ve partikül boyutu daha küçüktür.

Demir tozları genellikle su atomizasyonu ile üretilirler. Bu tozların saflıkları orta derecedir. Su atomizasyonu ile elde edilen demir tozları içerisinde yaklaşık olarak % 0,01 karbon bulunur. Karbon içeriğine göre kompaktlardaki yaş mukavemet ve yaş yoğunluk değerleri değişiklik gösterir.

Atomize bor tozları da uygulamada sıkça kullanılan bor tozlarından. Su atomizasyonunun ticari anlamda ekonomik oluşu, demir esaslı T/M ürünlerinde su atomizasyonu ile üretilen bor tozlarını ön plana çıkartmıştır. Su atomizasyonu ile üretilen bor tozları düzensiz yapıda olup partikül biçimi atomizasyon parametreleriyle değiştirilebilir. Partikül biçiminin değişmesinde kompaktlanabilme kabiliyetini değiştirecektir.

II.2.5.Tek Fazlı Metal Tozlarının Sinterlenmesi

II.2.5.1.Kompaktların sinterlenmeden önceki yoğunluk ve mukavemetleri

Kompaktlanmış parçalarda yoğunluk, mukavemet ve partiküller arası temas alanı artan kompaktlanma basıncı ile yükselir. Ancak, yoğunluk ve mukavemet sinterlenmiş durumdaki diğerlerinden daha düşüktür. Bunun nedeni partikül yüzeylerinin düz olmayışı, tam bir temasın sağlanamaması, yüzeylerindeki oksit tabakaları ve adsorbe olmuş gazlar nedeniyle partiküller arasındaki bağların zayıf olmasıdır. Kompaktın yoğunluk ve mukavemeti metal tozlarının mukavemetine, sertliğine ve deformasyon sertleşmesi özelliklerine bağlıdır. Yumuşak metal tozlarının deformasyon özellikleri ve arasındaki temas alanı sert tozlardan daha büyük olduğundan sinterlenmemiş durumdaki yoğunluk ve mukavemetleri belirli bir kompaktlama basıncı için sert metal tozlarından daha yüksektir. Kompaktların sinterlenmemiş durumdaki mukavemetleri partikül şekline de bağlıdır. Düzgün bir

şekle sahip olmayan az veya çok eşeksanli olan ve kaba yüzeyli partiküllerden oluşan kompaktların sinterlemeden önceki mukavemetleri küresel veya düzlemsel şekilli tozlardan elde edilen kompaktların mukavemetinden yüksektir[1].

II.2.5.2.Toz Özelliklerinin, Kompaktlama Ve Sinterleme Koşullarının Sinterlemede Meydana Gelen Yoğunluk Ve Boyut Değişimlerine Etkileri

Kompaktlanmış parçanın sinterlenmesi sırasında meydana gelen boyutsal değişimlerle yoğunluk değişimi arasında yakın bir ilişki vardır. Sinterlenmiş ve sinterlenmemiş durumdaki yoğunluklar arasındaki fark esas olarak boyutsal değişimlerin bir sonucudur, ancak, partikül yüzeylerindeki oksit filmlerinin redükleyici sinterleme atmosferinde redüksiyonu sonucu meydana gelen kütlelesel değişimler de ihmal edilmeyecek düzeydedir. Deneysel gözlem sonuçları, kompaktı hızlı bir şekilde sinterleme sıcaklığına ısıtıp bu sıcaklıkta belirli bir süre tutmak, daha sonra oda sıcaklığına soğutup meydana gelen boyutsal değişim ve yoğunluk değişimini (sinterlenmemiş ve sinterlenmiş durumda) ölçerek elde edilmektedir. Deneysel veriler kompakt'da meydana gelen izotermal çekilmeyi gösterir, ancak ısıtma ve soğutma sırasında da çekilmenin (özellikle düşük ısıtma ve soğutma hızlarında) meydana geldiği unutulmamalıdır.

Kompaktlardaki çekilme başlangıçta hızlı iken artan sinterleme süresi ile yavaşlamaktadır. Sinterleme sıcaklığının artması çekilme oranının artmasına ve çekilmede zamanla meydana gelen yavaşlamanın daha ileri sürelerde meydana gelmesine neden olmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda yoğunluk artışı, düşük sıcaklık uzun sinterleme sürelerinde elde edilen artış hızından daha büyüktür.

Preslenmemiş toz ile (loose powder) 328 ve 590 MPa basınçları altında preslenmiş parçaların 1600°C'de hidrojen atmosferinde 3 saat sinterlendikten sonra ölçülen yoğunluk değişimleri çekilmenin (sinterlemenin) başladığı sıcaklığın basınçtan hemen hemen bağımsız olduğunu göstermektedir. Her üç örnekte yoğunluk değişimi yaklaşık 1000°C'de başlamaktadır.

Sinterleme sırasında meydana gelen boyut değişimleri dilatometre ile belirlenebilir. Preslenmiş parça dilatometrede belirli bir hızla sinterleme sıcaklığına kadar ısıtılıp tekrar aynı hızla soğutulurken meydana gelen boyutsal değişimler ölçülür. Sinterlemenin ilk aşamasında termal bir genleşme meydana gelmekte, sıcaklık yükseldiğinde çekilme hızı artmaktadır. Soğutma sırasında sinterlemenin devam ettiği boyutsal çekilmeden anlaşılmaktadır.

Presleme basıncının toplam çekilme üzerindeki etkisi bu diyagramda açıkça görülmektedir. Yüksek basınçta preslenmiş parçada meydana gelen çekilmenin (690 MPa) en düşük basınç olan 276 MPa' da preslenmiş parçadaki çekilmenin yaklaşık yarısı kadar olduğu anlaşılmaktadır. Sinterleme sonrası önemli bir boyut değişimi meydana gelmeden mukavemet ve yoğunluk artışının sağlanabilmesi için kompaktlama basıncının yüksek olması gerekir.

Karbon ve nikel tozunun farklı basınçlarda preslendikten sonra 2 saat süreyle farklı sıcaklıklarda sinterlendikten sonraki yoğunlukları, artan presleme basıncı ve sinterleme sıcaklığı ile yükselmektedir. 1800°C'de tungsten partiküllerinin boyutlarının (fusher subsieve siter number standartına göre ifade edilen partikül boyutu) fonksiyonu olarak gösterilmiştir. Boyut küçüldüğünde çekilme miktarı artar.

Kompaktların sinterlemesi sırasında çekilmenin yanı sıra genleşme de görülebilir. Daha önceden değinildiği gibi hacimsel genleşme bakır tozlarının yumuşaklığında veya ondan daha yumuşak olduğunda yüksek basınçlarda yapılan kompaktlama sırasında kapalı porlar içinde sıkışıp kalırlar. 700 MPa' a kadar olan

presleme basınçlarında kompaktlanmış demir ve diğer sert metal tozlarının sinterlenmesi sırasında genellikle genleşme görülmez.

Yoğunluk 900 C' de bir maksimum değere ulaştıktan sonra sıcaklıktaki artışla birlikte düşmektedir. Artan sıcaklıkla beraber porlarda sıkışan gaz basıncının artması sonucu hacimsel genleşme bu davranışa yol açar.

Yoğunluk başlangıçta artarak 30 dakikalık sinterleme süresinde maksimum değerine ulaştıktan sonra azalmakta ve sinterlenmiş durumdaki kompaktın yoğunluk derecesi altına düşmektedir. Bu arada da yoğunluktaki azalma gaz basıncının artması sonucu meydana gelen hacimsel genleşme ile ilgilidir. 1µm boyutundaki çok ince bakır tozları 1200 ve 6000 MPa değerinde iki farklı basınçta preslendikten sonra 1 saat süreyle vakumda sinterlendiğinde yoğunlukta meydana gelen değişim sinterleme sıcaklığının fonksiyonudur.

Tek bileşenli metal tozlarının veya homojen katı çözelti halinde bulunan alaşım tozlarından üretilen yapısal amaçlı parçalarda sinterleme sonrası yüksek mukavemet ve yoğunluklu parçaların elde edilmesi amaçlanır. Toz metalurjisi ile üretilen parçalarda yüksek mukavemet ve yoğunluğun yanı sıra sonuç ürünün boyut kontrolünde büyük önem taşır. Bu nedenle ham kompaktın sinterlenmesi sırasında büyük ölçüde çekilmenin meydana gelmesi (büyük ölçüde metal değişiminin meydana gelmesi) istenmez. Bunun sağlanabilmesi için sıkıştırabilmek özelliği yüksek olan tozların kullanılması, kompaktlama basıncının yüksek tutulması gerekir. Demir ve çelik tozlarından üretilen kompaktların preslenmeleri sırasında gaz sıkışması problemi ile karşılaşmaz ve sinterleme sonrası % 0,5 den daha az bir çekilme gösterirler. Bakır, pirinç, nikel gümüşü, paslanmaz çelik tozlarından yapılan kompaktların sinterlenmesi sırasında bir miktar çekilme olmaksızın arzu edilen mekanik özelliklerin kazanılması mümkün değildir. Özellikle bakır ve bazı bakır alışımlı tozlarında yüksek basınçta kompaktlamadan sonra uygulanan sinterleme hacimsel genleşme görülür. Bu alaşımlardan elde edilen toz metalurjisi ürünlerinin boyut kontrolünü sağlamak, yoğunluklarını arttırmak için genellikle sinterleme sonrası yeniden preslenmeleri gerekir[1].

II.2.5. 3.Sinterlemenin Mikroyapı Üzerindeki Etkileri

Partikül boyut dağılımı geniş bir aralıkta değişen tozlar preslendikten sonra basıncın etkisiyle partikül şekil ve boyutlarında bir değişim meydana gelir, ancak boyut dağılımı değişmez. Kompaktın sinterlenmesi sırasında mikro yapıda değişimler meydana gelir, orijinal partiküllerdeki tane sınırları kaybolabilir, bunun yerine dövülmüş ve tavlanmış metallerin yapılarına benzer bir yapı oluşur. Belirli koşullarda kompaktlanmış parçaların mikro yapılarında meydana gelen değişim sinterleme süresi ve sinterleme sıcaklığına bağlıdır. Yapıdaki porların boyut ve şekillerinin değişimi, yeniden kristalleşme, tane büyümesi gibi mikro yapıyı belirleyen faktörler difüzyon kontrolü olduğundan sinterleme sıcaklığı ve süresinin etkisinde kalacağı açıktır. Yeniden kristalleşme ve tane büyümesinin meydana geleceği sıcaklık ve süre kompaktlama (soğuk deformasyon miktarı) ile ilgili olduğundan kompaktlama basıncının artması yeniden kristalleşme ve tane büyümesinin meydana geleceği sıcaklığın düşmesine neden olur.

Sinterleşme sıcaklık ve süresinin artması sinterleşmenin ilk aşamalarında çekme kuvveti ve % uzamanın artmasına neden olur.

Ancak, birkaç saatlik bir sinterlemeden sonra mukavemet ve yoğunlukta daha ileride bir artış genellikle görülmez. Fakat süneklikteki artış devam eder. Uzun sinterleme süresinde kompaktlamadaki porlar küçülmemekle beraber şekilsel değişim

devamlı ve küreselleşir. Düzensiz şekilli porlar çentik etkisi yapar ve sünekliği düşürür. Porlar küreselleştiğinde çentik etkisi zayıflar ve süreklilik artar[1].

II.2.6. Çok Yapılı Sistemlerin Sinterlenmesi

Alaşımların toz metalurjisi tekniği ile üretimleri mümkündür. Bu amaçla elementel toz karışımı (saf metallerden oluşan toz karışımı) veya ön alaşımlandırılmış tozlardan hazırlanan kompaktlar uygun koşullar altında sinterlenirler. Ön alaşımlandırılmış tozlardan genellikle atomizasyon tekniği ile üretilirler. Pirinçler, nikel gümüşleri, düşük alaşımlı çelikler ve üstelik paslanmaz çelikler bu yöntemle üretilen ticari öneme sahip alaşımlardır. Takım çeşitleri, süper alaşımlar, titanyum alaşımları atomizasyonla üretilen ön alaşımlandırılmış, küresel şekilli (genellikle) tozların sıcak preslenmesiyle üretilen alaşımlardır.

Bir alaşım elementel toz karışımından elde edilen kompaktların sinterlenmesi ile üretildiğinde partiküller arasındaki inter difüzyon için yüksek sinterleme sıcaklığı veya uzun sinterleme sürelerine ihtiyaç duyulur. Sinterleme teorisi açısından bu teknolojiye esas mekanizma farklı metal tozları (elementel tozlar) arasında difüzyonla atomsal taşınımıdır. Tek bileşenli homojen metal tozlarının katı halde sinterlenmesinde en önemli taşınım mekanizmasının self difüzyon (ön yayılma) almasına karşılık, elementel toz karışımlarının sinterlenmesinde esas taşınım mekanizması, interdifüzyondur. Self difüzyonda itici güç, yüzey gerilim kuvvetlerinden kaynaklanan kimyasal potansiyel gradyantıdır (zira birleşim farkı yoktur) ,ve difüzyon boşluk mekanizması ile gerçekleşir. Elementel toz karışımlarında ise difüzyon için itici güç konsantrasyon farklılığının neden olduğu kimyasal potansiyel gradyenidir. İnter difüzyon metal atomları ile boşluklar arasındaki yer değiştirme sonucu meydana gelir.

Toz metalurjisi ile alaşımların üretiminde elementel toz karışımı ve ön alaşımlandırılmış tozların kompaktlarının sinterlenmesinin (veya sıcak preslenmesi) yanı sıra kullanılan diğer bazı tekniklerde vardır.

Bunlar;

-Sızdırma (infiltrasyon) tekniği; belirli bileşimdeki poröz yapılar ve farklı bir bileşime sahip kompaktın porlarına sızması ile elde edilen alaşımlardır. Demir kompaktın içine bor sızdırılması ile bu tür bir alaşım elde edilir.

-Disperse olmuş oksit partiküllerinin redüksiyonu; bu yöntem homojen ve ince oksit dispersiyonu ile kuvvetlendirilmiş metal veya alaşımların üretiminde kullanılır. İki metal oksitten oluşan karışıma selektif redüksiyon uygulanır. Oksitlerden biri metale redüklenirken redükleyici koşullarda kararlılığını koruyan oksit redüklenmeden kalır[1].

II.3.HAZIRLANAN KOMPAKTLARIN SİNERLENME SÜREÇLERİ

Daha önceki bölümlerde'de denildiği gibi T/M endüstrisinin en büyük kısmını preslenerek sinterlenmiş demir esaslı malzemeler oluşturur. Demir esaslı T/M parçaları demir tozları alaşımlı çelik tozları ve bunların karışımlarından oluşmaktadır. Bu karışımların sinterlenmesinde farklı sinterleme mekanizmaları söz konusudur.

Fakat tümü için kısaca şöyle bir genelleme yapılabilir:

1-Kompaktlanmış metal partiküllerin kendi aralarında kilitlemesiyle metalurjilik bağların oluşumu.

2-Kompaktlanmış tozların birbirleri içerisine değişik difüzyon yollarıyla difüze olması,

3-Kompaktların sinterleme esnasında yoğunluk kazanması. Yoğunlaşma sinterleme sıcaklığına ve diğer alaşım parametrelerine bağlıdır. Yoğunlaşma genellikle yüksek sinter sıcaklıklarında ve uzun sinterleme sürelerinde sağlanır.

Yukarıda yapılan genelleme demir esaslı parçaların sinterlenmesi hakkında kabaca bir fikir vermesine rağmen bu parçaların sinterlenmesine tam bir açıklık getirmez. Çünkü demir esaslı parçaların sinterlenmesinde karışım tozların farklılığına göre farklı sinterleme mekanizmaları söz konusudur. Bu bakımdan sinterleme mekanizmalarının açıklanmasında karışım toz çeşitleri önemlilik arz eder.

Demir esaslı parçalar geleneksel olarak 1095°C ile 1150°C arasındaki sıcaklıklarda sinterlenirler. Sinterleme işlemi, konveyör tipi krom-nikel alaşımlı resistanslar tarafından veya sıvı yakıtların yakılmasıyla ısıtılan ve kontrollü atmosfer altında çalışan sinter fırınlarında gerçekleştirilir. Isıtılan fırın içerisinden belli hızlarda kompaktlar geçilerek sinterleme işlemi gerçekleştirilir. Fırın içerisindeki sinter atmosferi çeşidi de sinterleme davranışları açısından oldukça önemlidir. Demir ve çelik parçaların sinterlenmesinde genellikle endotermik, ekzotermik, parçalanmış amonyak, saf hidrojen ve nitrojen gibi koruyucu atmosfer altında sinterleme yapan fırınlar kullanılır. Sinterlenen parçaların sinterleme sıcaklığına çıkış hızları sinterleme sıcaklığında kalma süreleri ve soğuma hızları ürün özelliklerini direkt etkilemektedir.

Sinterleme işlemi katı hal sinterlemesi, sıvı faz sinterlenmesi şeklinde sınıflandırılabilir. Bu sisteme sahip mekanizmaların hepsinde metal taşınım mekanizmaları farklılık gösterir. Tek fazlı metal tozlarından oluşan kompaktlar sinterlendiğinde olası metal taşınım mekanizmaları tanımlanabilir. Fakat temelde iki farklı süreçten oluşan sıvı faz sinterlenmesinde bu metal taşınım mekanizmalarını tanımlamak daha zordur. Sıvı faz sinterlenmesinde iki farklı süreçten birinde kompaktlar sinterleme sıcaklığındayken bütün işlem süresince sıvı faz vardır. Bu sürece örnek olarak %10 veya daha az miktarda nikel ve bakır veya nikel ve demir içeren volfram ağır alaşımı ve sementit karbürlerin sinterlenmesi verilebilir. Kompaktlar alaşım sisteminin sıvılaşma ve katılaşma eğrileri arasında sinterlenir ve sinterleme çevriminin tamamında heterojen bir yapıya sahiptirler. Bu mekanizma "Sürekli sıvı faz sinterlenmesidir" ve ağır taşınım mekanizması olarak adlandırılır. Diğer sıvı faz sinterleme mekanizması "geçici sıvı faz sinterlemesi" mekanizmasıdır ve bu mekanizmada sinterleme sıcaklığında sıvı fazın varlığı sinterleme süresince değil sadece belirli bir süre için söz konusudur. Bazı metal tozlarına küçük miktarlardaki alaşımlandırıcı elementlerin ilavesi sinterleme hızında 100 katına kadar ulaşan bir artışa neden olur. Bu işlem "Aktivasyonlu sinterleme" veya "aktive edilmiş sinterleme" olarak adlandırılır.

II.3.1. Katıhal Sinterlemesi

Tek fazlı (saf metal) partiküllerden oluşan kompaktları sinterleyebilmek için sinterleme sıcaklığı olarak malzemenin ergime sıcaklığının yaklaşık olarak %80 civarındaki sıcaklıklar seçilir. Sinterleme sırasında mikroyapıdaki değişimler, boyutsal değişimlerle beraber parçanın fiziksel ve mekaniksel özelliklerinde değişimler meydana getirir. Mikroyapıdaki bu değişimler önceden şekillenmiş ve mukavemetleri düşük olan ham parçalara mukavemet kazandırır. Sinterlemenin ilk aşamasında toz partikülleri arasındaki temas alanı artar, yapıdaki mevcut gözenekler küreselleşir, partiküllerin merkezleri arasındaki mesafe azalır ve bunun sonucu olarak parçada çekilme meydana gelerek yoğunluk artar. Daha sonraki aşamada partiküllerin birbirleriyle birleşmesi son bulur ve sonuçta izole gözenekler oluşur. Yapıda malzeme taşınımı ile gözeneklerin boyutları küçülür ve tane büyümesi meydana gelir.

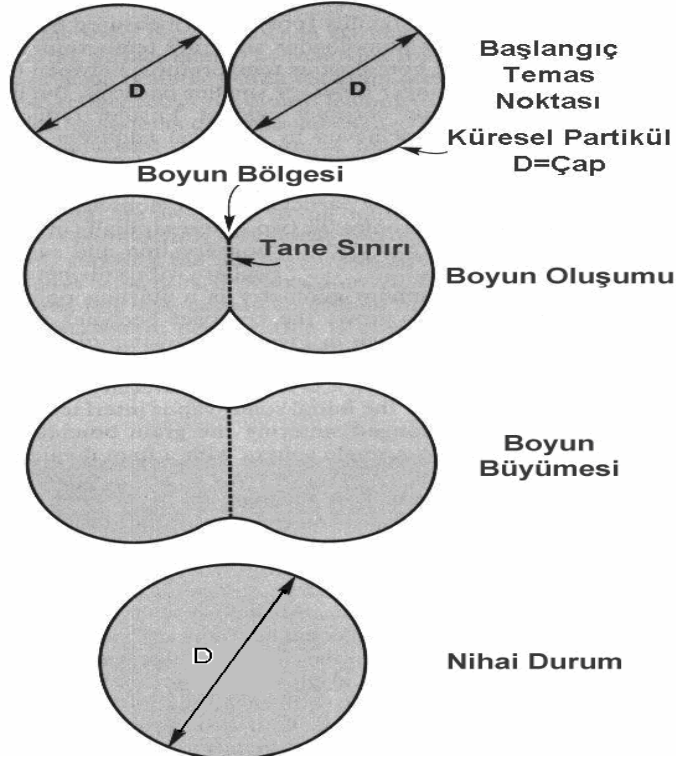
Bazı sinterleme oluşumları sırasında parçalarda genleşme görülebilir. Bu genleşme şekillendirme sırasında gözeneklerde kalan gazların sinterleme sıcaklığında basınç artışı sonucu görülür. Yapıdaki gazın genleşmeye neden olabilmesi için sinterleme sırasında parça içerisinde yayınmaması veya metal ile reaksiyona girmemesi gerekir (örneğin oksijen metallerle oksit oluşturabilir). Preslemenin atmosferik koşullar altında yapılması halinde gözeneklerde sıkışıp kalan havadaki oksijen, hidrojen gazı altında yapılan sinterleme sırasında su buharı oluşumuna neden olabilir. Gözenek boyutu küçük olduğundan hacimsel bir genleşme meydana gelmez.

II.3.1.1. Katıhal Sinterleme Aşamaları

Sinterleme için seçilen sıcaklıklarda mikroyapıda birçok değişiklik meydana gelir. Bu değişiklikler birbirlerini takip eden safhalar halinde meydana gelse de bu safhalar genellikle iç içe geçmiş durumdadırlar. Katı hal sinterlemesi boyunca mikroyapıda meydana gelen tüm bu safhalar kısaca; partiküller arası ilk bağın oluşması, boyun büyümesi, gözenek kanallarının kapanması, gözeneklerin yuvarlaklaşması, yoğunlaşma ya da gözeneklerin küçülmesi, gözeneklerin birleşerek irileşmesi halinde sıralanabilir[11].

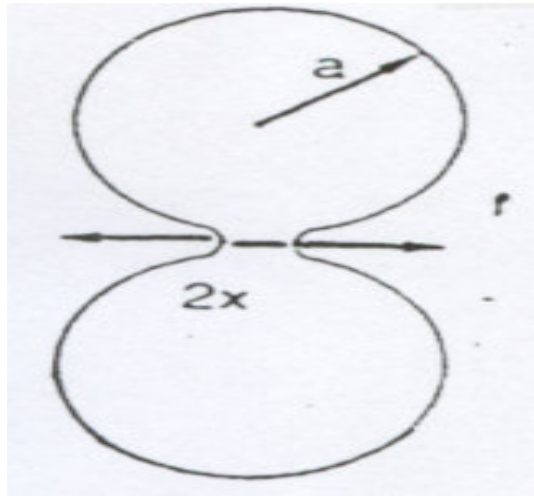
İki küresel partikül üzerine yapılan katı hal sinterleme modeli ve ilerleyen sinterleme aşamaları Şekil II.1’de verilmiştir.

Küresel İki Partikül İçin Sinterleme Modeli

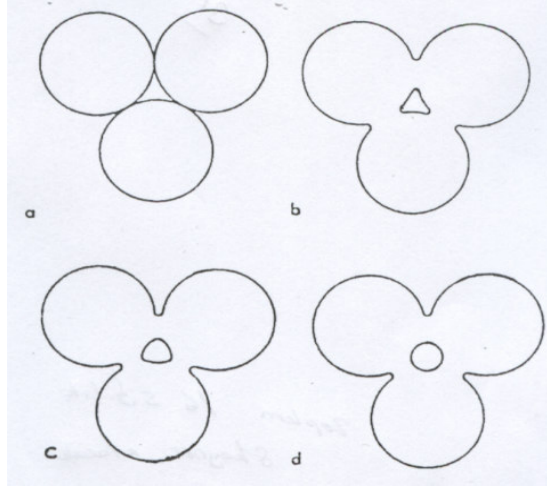


Şekil II.1. Küresel partiküller için katıhal sinterleme aşamaları[11].

Sinterlemenin başlangıç aşaması partiküller arasında bağ oluşumu ile başlar. Önceden şekillendirilmiş partiküller birbirleri ile sürekli temas halindedir. Sıcaklığın artması ile birlikte atomlar arası taşınım mekanizmaları aktif hale gelerek bağ oluşumu (boyun oluşumu) gerçekleşir. Bağ oluşumu birbirleri ile sıkı temas halinde olan partikül temas noktalarında başlar. Bağ oluşumu sinterlemenin ilk aşamalarında tamamlanır ve bu aşamada malzemede boyutsal değişimler gözlenmez. Başlangıç aşamasında partiküller arasında oluşan bağlar malzemeye mukavemet kazandırır. Şekil: II.2. Birlikte sinterlenmekte olan iki parçacık arasında boyun oluşumu ve Şekil: II.3. Sinterleme aşamalarının üç küresel model ile şematik gösterimi görülmektedir.



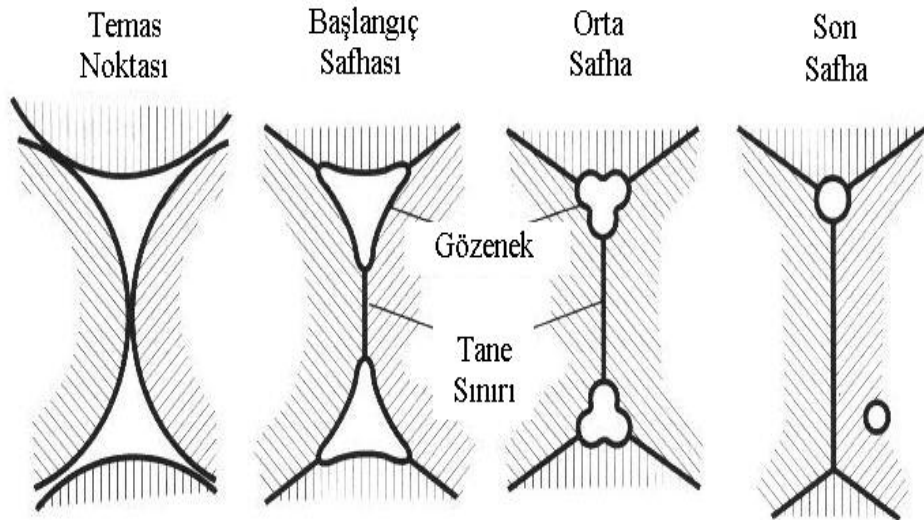
Şekil:II.2. Birlikte sinterlenmekte olan iki parçacık arasında boyun oluşumunun şematik gösterilmesi



Şekil:II.3.Sinterleme aşamalarının üç küresel model ile şematik gösterimi

İlerleyen sinterleme süresince ilk aşamada oluşan bağlar büyür ve bu aşama boyun büyümesi olarak isimlendirilir. Bağların büyümesi ile malzeme daha fazla mukavemet kazanır fakat yapı içerisindeki gözeneklerde herhangi bir azalma olmaz. Boyun büyümesi ile birlikte düzensiz gözenekler belirli bir düzene kavuşarak ön şekil verilmiş yapıdaki gözenek yapısına göre daha düzenli bir gözenek yapısı sergilerler. Sinterlemenin ilk aşamalarında boyun büyümesi hızlı bir şekilde meydana gelir ve boyun büyümesi diğer aşamalar boyunca da devam eder. Bu durum özellikle yoğunlaşma ve gözeneklerin irileşme aşamaları için yeni bağların oluşmasına neden olur[7, 8, 11].

Gözenek kanallarının kapanması aşamasında mikroyapıda önemli değişiklikler olur. Malzeme taşınım mekanizmalarının aktif halde çalışması ve boyun büyümesi ile birlikte birbirleriyle bağlantılı gözeneklerin kapanması izole olmuş gözeneklerin oluşmasına neden olur. Gözeneklerin kapanması Şekil II.4’de şematik olarak görülmektedir. Yapı içerisindeki gözenek miktarı %10’dan daha az ise gözenekler birbirleriyle temas halindedir. Eğer gözenek miktarı %10’dan daha fazla ise gözeneklerin çoğu kapalıdır veya birbirleriyle teması yoktur.



Şekil II.4. Katı hal sinterlemesi sırasında gözeneklerin kapanması

Boyun büyümesinin doğal sonucu olarak gözenekler yuvarlaklaşacaktır. Bu tamamen partikül yüzeylerinden boyun bölgesine malzeme taşınımı ile gerçekleşir ve diğer taşınım mekanizmaları pek aktif rol oynamazlar. Gözenek yuvarlaklaşması hem izole hem de birbirleriyle bağlantılı gözenekler için geçerli olmasına karşın genellikle kapalı gözenekler için düşünülür. Yüksek sıcaklık gözeneklerin yuvarlaklaşmasını artırır. Bu aşama malzemenin mukavemet artışı bakımından oldukça önemlidir.

Gözeneklerin küçülerek malzemenin yoğunlaşması sinterlemenin en önemli aşamasıdır. Bu aşamada yoğunluk artar ve mukavemette büyük artışlar gerçekleşir. Buna rağmen sinterleme bu aşama gerçekleşmeden de bitirilebilir. Malzeme taşınımı ile katının gözeneklere ve gözeneklerdeki havanın ise dışarı atılması ile gözenekler önemli ölçüde küçülürken malzeme hacminde de büyük düşüşler gözlenir. Malzeme yoğunluğunun artışı sinterlemenin ilerlemesini göstermesine karşın mikroyapıdaki değişimleri yansıtmaz. Yoğunluk artışı ile gözenek küçülmesinin önemi azalır. İdeal bir mikroyapı için tüm gözenekler giderilebilir fakat bunun için uzun sinterleme süre ve sıcaklıkları gereklidir.

Sinterlemenin son aşamasında izole olmuş küçük gözenekler büyük gözeneklere doğru hareket ederler ve birleşerek daha büyük gözenekler meydana getirirler. Toplam gözenek sayısı azalırken gözenek miktarı değişmez ve dolayısıyla da yoğunlukta belirli bir değişme gerçekleşmez. Mikroyapı içerisindeki büyük gözenekler çentik etkisi gösterebilmektedirler.

II.3.1.2. Atomsal Taşınım Mekanizmaları

Sinterleme sırasında meydana gelen boyutsal değişimler (çekilme veya şişme), gözeneklerin şekil ve boyut değişimi, tane büyümesi gibi olaylar yapı içinde sıcaklıkla aktive edilen değişik atomsal taşınım mekanizmasıyla gerçekleşir. Bunlar;

Hacimsel difüzyon

Yüzey difüzyonu

Tane sınırları difüzyonu

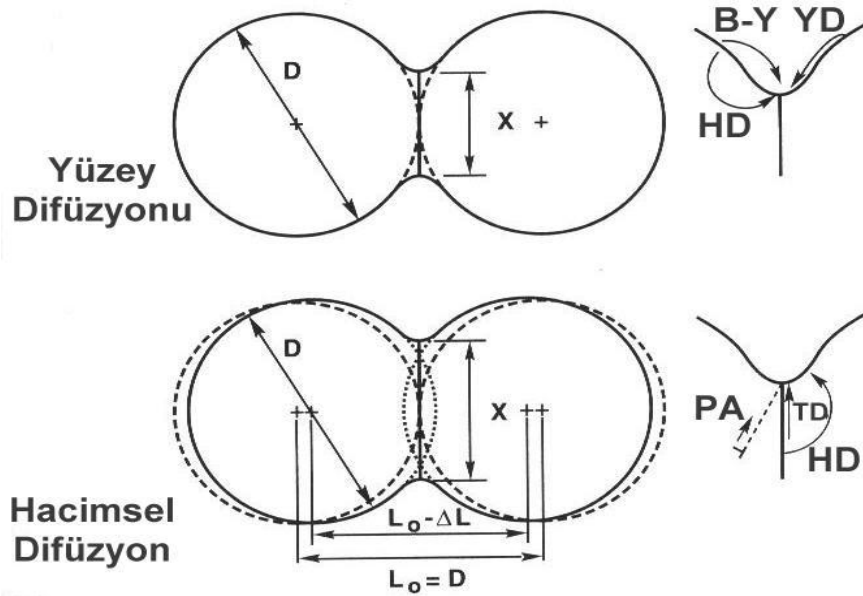
Buharlaşma ve yoğunlaşma

Plastik akış

Sinterleme sırasında iki partikül arasında bir boyun (neck) oluşur ve büyür. Boyun bölgesinin büyümesi ve bunun sonucu partiküller arası temasın artması bu bölgeye malzeme transferi ile olur. Boyun bölgesine malzeme transferi yüzeyden buharlaşan fazın boyun bölgesinde yoğunlaşması, hacim ve yüzey difüzyonu, plastik akma ile meydana gelir. Kristalin yapıli katılarda dislokasyonların hareketi ile (dislokasyon tırmanması) meydana gelen plastik akmanın taşınımına olan etkisi yüksek değildir. Sinterlemenin başlangıç aşamasında atomsal taşınım değişik şekillerde meydana gelebilir.

Atomsal taşınımında en önemli mekanizma difüzyon taşınımıdır. Sinterlemeyi kontrol eden yüzey difüzyonu tane yüzeyinden kütle akışı meydana getirir. Yaygın sinterleme özelliklerinin yüzey difüzyonu ile geliştirilmesine rağmen boyutsal değişim olmaz ve yoğunluk sabit kalır. Sinterlemeyi kontrol eden yüzey taşınımı sırasında yüzey difüzyonu ve buharlaşma-yoğunlaşma en önemli iki yardımcıdır. Yüzey difüzyonu neticesinde hacimsel büyüme meydana gelmez iken hacim difüzyonu boyutsal büyümeye neden olur. Viskoz akış ise bir taşınım mekanizması olmasına rağmen kristalin yapıli malzemelerde pek görülmez. Genellikle hacim difüzyonu sinterlemenin sonlarına doğru daha aktifleşmektedir[11].

Hacimsel difüzyon, metalik malzemelerin sinterlenmesinde kabul edilen genel bir malzeme taşınım mekanizmasıdır. Hacimsel yayılım, kristalin katı malzeme içerisindeki atomların hareketini ifade eder. En yaygın özgül hareket türü atomların latis kenarlarındaki boşluklara doğru hareket ettiği boşluk değiştirme mekanizmasıdır. Eğer önemli miktarda benzer atomik hareket yönlenmesi varsa, belirli yönde net bir malzeme taşınımı olur. Bu kütle taşınımının büyüklüğü verilen kristal katı içerisindeki atomların yayılımına bağlıdır. Atomların bir bölgeden diğer bir bölgeye yayılmaları katı içerisindeki kimyasal potansiyel farkından kaynaklanır. Atomların tek bir yönde taşınmaları boşlukların karşı yönde hareket ettiğini göstermektedir. Yapı içerisindeki boşluk hareketi, katı içerisindeki yüksek boşluk konsantrasyon bölgelerinden düşük boşluk konsantrasyon bölgelerine doğrudur. Atomlar ise buna ters yönde hareket ederler. Boşluk konsantrasyon farklılığı sinterleme için itici bir kuvvettir. Şekil II.5’de hacimsel ve yüzey difüzyonu yollarıyla atomsal taşınımı anlatan ideal şartlar görülmektedir. Şekilde hacimsel difüzyon HD, buharlaşma-yoğunlaşma BY, plastik akış PA, yüzey difüzyonu YD ve tane sınırı difüzyonu TD ile gösterilmiştir.



Şekil II.5. Yüzey ve hacimsel difüzyon mekanizmalarının şematik görünüşü [11].

Partikül yüzeylerinde atomların hareket edebilecekleri değişik yollar mevcuttur. Hacimsel yayıma benzer olarak yüzey atomlarının yüzey boşlukları ile yer değiştirmeleri sinterleme için en önemli yol olarak görülebilir. Yukarıdaki şekilde yüzeysel difüzyon taşınım yolları görülmektedir. Atomlar yüzeylere çok daha gevşek bağlandıklarından yüzey difüzyonu ile taşınım hacim ve tane sınırları difüzyonundan çok daha etkilidir. Yüzey difüzyonu ile taşınımın yüksek olmasına rağmen bu mekanizma ile malzeme taşınabilmesi için yüzey alanının latislerden yüksek olması gereklidir. Yüzey kıvrımındaki doğal farklılıklardan dolayı boşluk konsantrasyonu oluşur. Bu nedenle atomlar dışbükey tane yüzeylerinden boyun bölgesine doğru hareket ederler. Sinterlemenin ilk aşamalarında oluşan boyun oluşumu sinterleme sırasında en fazla yüzey alanı oluşumuna sebep olur. Genel olarak yüzey difüzyonu gözenek küçülmesi ya da giderilmesi için geçerli bir mekanizma değildir. Atomların uzun mesafelerde yüzey yayılımına maruz kalabilmeleri için gerekli itici kuvvetin bulunması bu durumu doğrulamaktadır[11].

Tane sınırı difüzyonu birçok metal ve bileşiklerde sinterleme esnasındaki yoğunlaşma için çok önemlidir. Sinterlenecek partiküller arasında tane sınırlarının oluşma ihtimali yüksektir. Atomların dış yüzeylerinden ya da tane sınırları boyunca oluşan toplanma yerlerinden tane sınırlarına yayınması boyun büyümesine, gözenek yuvarlaklaşmasına veya gözenek küçülmesine neden olur. Difüzyon için tane sınırı hacminden daha fazla latis olduğundan ve tane sınırı difüzyonu için gerekli aktivasyon enerjisi hacim difüzyonu için gerekli olan aktivasyon enerjisinden daha az olduğundan dolayı, tane sınırı difüzyonu sinterleme sıcaklığı azaldıkça etkin hale gelmektedir.

Buhar basınçlarındaki fark malzemenin partikül yüzeyinden buharlaşıp boyun bölgesinde yoğunlaşmasına neden olur. Bu tür taşınım buhar faz taşınımını tanımlar ve ergime sıcaklığına yakın sıcaklıklarda buhar basıncı yüksek olan metallerde görülür. Buhar basıncı düşük olan metallerde buharlaşma yoğunlaşma mekanizmasıyla taşınım pek etkin rol oynamaz, bu yüzden bu taşınım mekanizması buhar basıncı düşük olan metaller için önemli değildir. Dışbükey yüzeylerdeki buhar basıncı, boyun bölgesindeki yüzey basıncından daha büyük olduğundan, bazı sistemler için boyun bölgesindeki taşınım buharlaşma şeklinde olmaktadır. Boyun büyümesi, gözenek yuvarlaklaşması ve gözenek kanallarının kapanması bu mekanizma ile gerçekleşir. Bu mekanizma ile önemli ölçüde malzeme taşınabilmesi için malzemenin göreceli olarak yüksek buhar basıncına sahip olması gereklidir.

Plastik akış yüksek sıcaklıklarda sabit yük veya sabit gerilme altında gerçekleşen önemli taşınım mekanizmalarındandır. Bu taşınım mekanizması sürünme ve kayma şeklinde gerçekleşir. Kayma dislokasyonların kristal yapı içerisindeki belli kristalografik düzlemlerde ve doğrultularda hareket etmesini ifade eder. Sürünmenin olabilmesi için dislokasyonların tırmanması gereklidir. Tırmanma ise kenar dislokasyonlarının bu dislokasyonları kapsayan düzlemlere dik yönde hareketidir. Tırmanma işlemi plastik deformasyona neden olmaz fakat dislokasyonların yeniden düzenlenmesini sağlar. Sinterleme esnasında plastik akış Al_2O_3 , Ag, CaF_2 , Cu, Fe, MgO, Ni, Pb, Ti, W, ve Zn gibi malzemelerde sıkça görülür. Viskoz akma ile taşınım, camların sinterlenmesinde önemli bir taşınım mekanizması olduğundan bu tez çalışmasında bu mekanizmaya değinilmeyecektir.

Sinterleme sırasında çözünen atomlar tane sınırlarında toplanma eğilimi gösterirler. Bu empüriteler tane sınırının hareket hızını düşürür. Aynı etkiyi yapıdaki inkilüzyonlarda gösterebilir. İnkilüzyonların bu etkisi boyutlarının küçük olması oranında artar. Tane büyümesini etkileyen diğer etkenler yapıdaki gözenek ve sıvı faz mevcudiyetidir. Sinterlemenin ilk aşamalarında tane büyümesi için itici güç büyük iken tane sınırları gözenekleri aşip geçebilirler. Tane sınırlarında sinterleme koşullarında oluşan sıvı faz sınır hareketini azaltma eğilimi gösterir. Başlangıç tane boyutunun küçük olması büyüme hızını artırır. Küçük taneler, büyük taneler için çekirdeklenme merkezi etkisi gösterirler.

II.3.2. Sıvı Faz Sinterlemesi

Sıkıştırılan metal tozları, mutlak ergime sıcaklıklarının yarısı üzerindeki sıcaklıklara kadar ısıtıldıklarında sıkı bağ oluştururlar. Sinterleme şekillerinin hepsinde bulunan ortak bir özellik tane yüzey alanında meydana gelen bir azalma ve bunu takiben parça mukavemetinin artmasıdır. Bu durum sinterleme sıcaklığındaki atomik hareketlerin neden olduğu parçacıklar arası bağların oluşumu ile meydana gelir.

Sıvı faz sinterlemesi sırasında, sıvı bir faz sinterleme sıcaklığında katı bir toz kümesiyle aynı anda bulunur. Genellikle sıvı faz, sinterleme esnasında parçacıklar arası bağ oluşumunu artırır ve de en önemli avantajı, sinterleme hızına olan katkısıdır. Sıvı fazın oluşturduğu kılcal çekim kuvvetleri partikülleri birbirlerine doğru çeker ve

dışarıdan bir basınç olmaksızın hızlı bir yoğunlaşma meydana getirir. Bunun dışında oluşan sıvı faz katı parçacıklar arasındaki sürtünmeyi azaltarak yeniden düzenlenmeyi hızlandırır. Katı partiküllerin kenarları ve köşeleri yüksek kimyasal potansiyele sahip oldukları için sıvı faz içerisinde çözünmekte ve böylelikle partiküller yeniden düzenlenmektedir. Parçacıklar arası bağlanmaya eşlik eden mukavemet, süneklik, iletkenlik, manyetik geçirgenlik ve korozyon direnci gibi faktörler gözenek yapısında ve parça özelliklerindeki önemli değişikliklerdendir.

Sıvı faz sinterlemesi esnasında sıvı faz elde etmenin iki temel yolu vardır. Bunlardan ilki farklı kimyasal yapılarıdaki tozların kullanımıdır. İki tozun birbirleriyle etkileşimi sinterleme sırasında bir sıvının oluşumuna yol açar. Ayrıca daha öncede belirtildiği gibi oluşan bu sıvı faz çözünürlük ilişkilerine bağlı olarak sinterleme boyunca sürekli ya da geçici olabilmektedir. Diğer bir yöntemde ise önalaşımlandırılmış bir metal tozu sıvılaştırma ve katılaşma eğrileri arasındaki bir sıcaklığa kadar ısıtılabilir. Sonuçta oluşan sıvı ve katı fazların karışımı “süpersolidüs sinterlemesine” yol açar. Süpersolidüs sinterlemesi çok yeni bir sinterleme tipi olup, son zamanlarda yapılan çalışmalar bu sinterleme mekanizması üzerine yoğunlaşmıştır[11,12].

Sıvı faz sinterlenmesinde karşılaşılan en önemli problem gereğinden fazla sıvı fazın oluşumu ile birlikte ön şekil verilmiş yapının şeklini muhafaza edememesidir. Sıvı faz sinterlenmesinde istenilen özelliklerin elde edilebilmesi için şu noktalara dikkat edilmelidir;

Faz diyagramına göre, sinterleme sıcaklığında katı ve sıvı fazın uzun süre bir arada bulunabileceği bir alaşım noktası seçilmelidir.

- Katı fazın sıvı faz içerisinde sınırlı bir çözünürlüğü olmalıdır.
- Düşük ergime sıcaklığına sahip bir sıvı faz seçilmelidir.
- Katı tanelerin sıvı faz tarafından iyi ıslatılabilmesi sağlanmalıdır.
- Sıvı faz miktarı şekli koruyabilecek kadar az fakat istenilen yoğunluğa ulaşabilecek kadar fazla olmalıdır.
- Sinterleme sırasında hızlı yoğunlaşmanın gerçekleşebilmesi için partikül boyutu göreceli olarak küçük seçilmelidir.

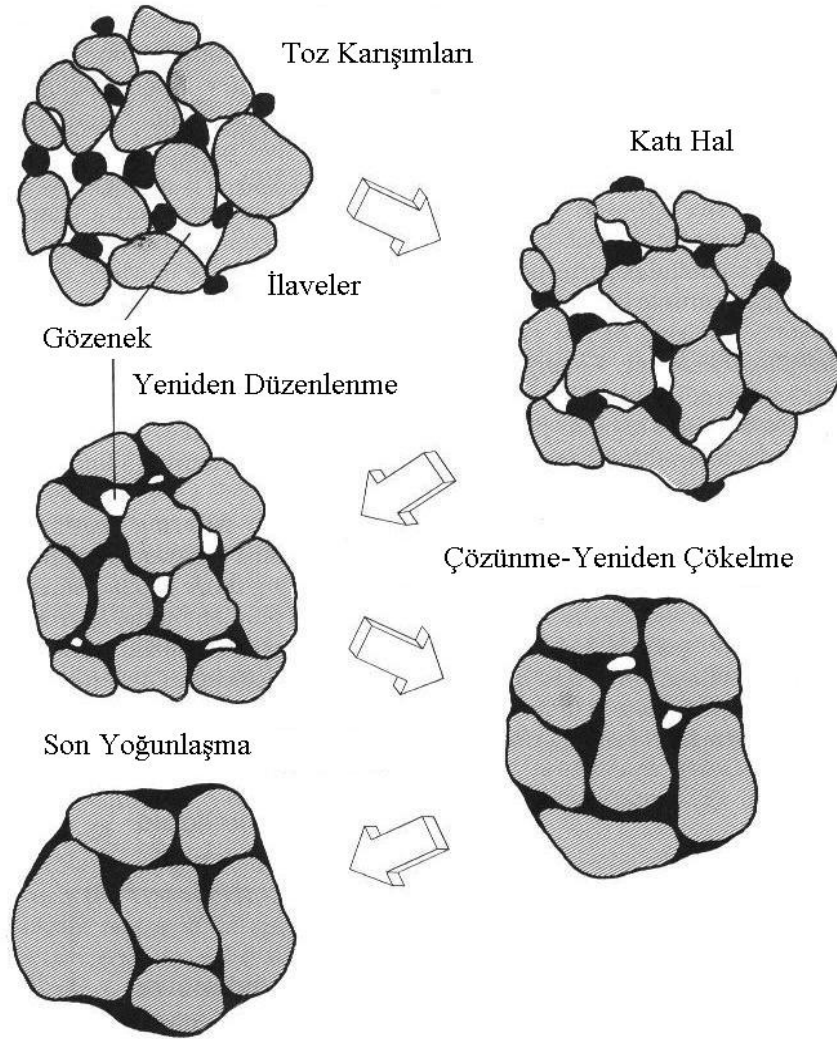
Partiküllerin önşekillendirme basıncı düşük olmasına rağmen bu basınç pek önemli değildir, fakat önşekillendirme basıncı düştükçe boyutsal kontrol güçleşir. Bu durum sıvı faz sinterlemesini sınırlayan bir etken olmaktadır [6].

Yukarıda bahsedilen sıvı faz sinterlemesinin temel kriterleri içerisinde malzeme özelliklerine bağlı olarak yer alan birkaç olası taşınım mekanizması söz konusudur. Örneğin katı, oluşan sıvı faz içerisinde çözünebilir veya çözünemez. Böyle bir farklılık sinterleme hızını ve mikroyapı değişimini büyük ölçüde etkiler. Diğer temel etkenler, sıvı ve katı fazlar arasındaki arayüzey enerjileri (ıslatan sıvıya karşı, ıslatılmayan sıvılar) ve katı-katı tane sınırları boyunca sıvının nüfuz etme yeteneği ile ilgilidir. Parça büyüklüğü, sinterleme sıcaklığı, sinterleme süresi, sinterleme atmosferi ve yaş yoğunluk gibi değişkenler bir araya geldiklerinde; sıvı faz sinterlemesiyle oluşan malzeme tipi üzerinde daha geniş etkilere sahip olmaktadır. Bu etkenlerin hepsinin birbirleriyle çapraz etkileşimi, sıvı faz sinterlemesinin incelenmesindeki güçlüğe katkıda bulunmaktadır[8,11].

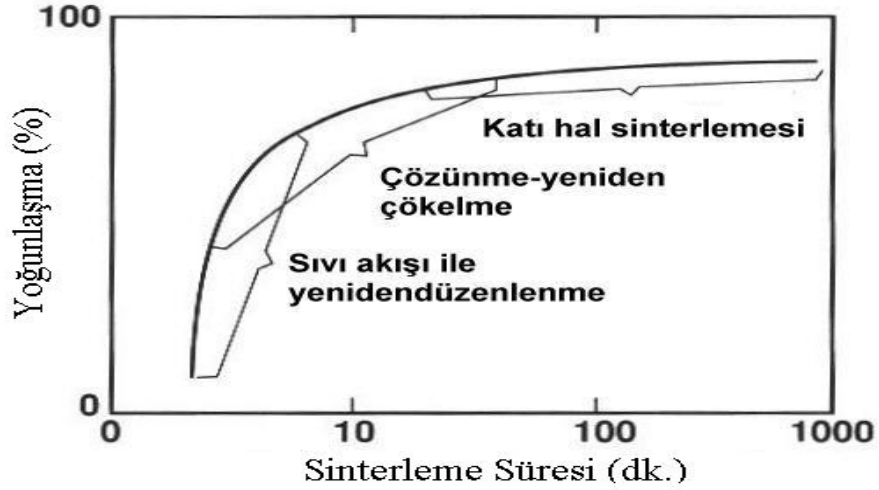
II.3.2.1. Sıvı Faz Sinterleme Aşamaları

Geleneksel sıvı faz sinterleme süreçleri birbiri üzerine binen üç aşama ile açıklanabilir. Sıvı faz sinterlemesinin temel aşamaları ve mikroyapısal değişim Şekil II.6'de şematik olarak verilmiştir.

İlk aşamada toz karışımları bir sıvının olduğu sıcaklığa kadar ısıtılır. Sıvı oluşumu ile katı parçacıklar üzerinde sıvının ortaya koyduğu kuvvete bağlı olarak hızlı bir şekilde başlangıç yoğunlaşması söz konusudur. Sistem yüzey enerjisini en düşük duruma indirmeye çalışırken gözeneklerin giderilmesi gerçekleştirilir. Yeni düzenlenme boyunca mikroyapı kılcal hareketler doğrultusunda viskoz bir katı olarak davranır. Gözeneklerin giderilmesi sinterlenen kompaktın viskozitesi ile artar. Sonuç olarak yoğunlaşma hızı sürekli olarak azalır. Geleneksel sıvı faz sinterlemesinin üç temel kademesi ve zamana bağlı olarak yoğunlaşma değişimi Şekil II.7'de grafik olarak gösterilmiştir.



Şekil II.6. Geleneksel sıvı faz sinterlemesi ve bağıntılı mikroyapısal değişimler [11].



Şekil II.7 Sıvı faz sinterlemesinde aşamaların şematik olarak gelişimi[11].

Yeniden düzenlenme ile yoğunlaşma yavaşladıkça, çözünürlük ve yayınma etkileri baskın hale gelir. Geleneksel sıvı faz sinterlemesinin ikinci aşaması çözünme-yeniden çökme aşaması olarak bilinir. Çözünme-yeniden çökme aşamasının sinterlemeye genel katkısı mikroyapısal irileşmedir. Bir tane onu çevreleyen sıvı içerisindeki tane boyutu ile ters orantılıdır. Küçük taneler, büyük tanelere göre daha yüksek bir çözünürlüğe sahiptirler. Çözünürlükler arasındaki farklar konsantrasyon değişimini oluşturur. Malzeme yayınma yoluyla küçük tanelerden büyük tanelere iletilir. Bu süreç “irileşme” veya “oswald irileşmesi” olarak isimlendirilir. Yayınma yoluyla değiştirilen tane şekli, tanelerin daha sıkı paketlenmesine izin verir[13,14].

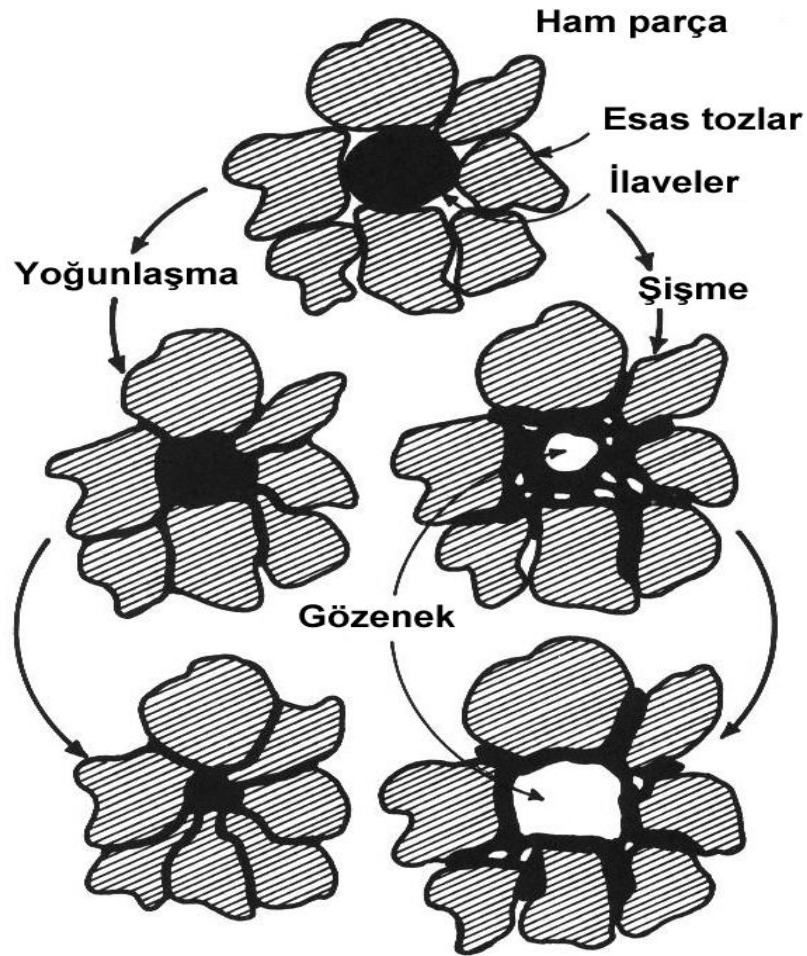
Sıvı faz sinterlemesinin son aşaması katı hal kontrollü sinterlemedir. Katı iskelet yapının varlığı sebebiyle yoğunlaşma bu aşamada yavaştır. Bu aşamada baskın olan süreçler aslında, tüm sıvı faz sinterlemesi boyunca aktiftirler, fakat yavaş oluşumları sebebiyle katı hal sinterlemesi, sinterleme çevriminin son aşamasına kadar önem teşkil etmez. Mikroyapısal irileşme, yayınma yoluyla devam etmesine rağmen katı iskelet yapının direnci daha ileri seviyede yeniden düzenlenmeyi engeller. Gözenekler eğer hapsolmuş gaz içeriyorsa parçada şişme meydana gelecek şekilde genişleyecektir.

II.3.2.1.1. Sıvı Akışı İle Yeniden Düzenlenme

Sıvı faz sinterlemesinin ilk aşaması olan sıvı akışı ile yeniden düzenlenme aşamasında, sıcaklıktaki artışla birlikte düşük ergime sıcaklığına sahip bileşenler ergime sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda sıvı hale geçerler. Sıkıştırma sonunda toz taneleri mümkün olduğu kadar birbirleri içlerine girmişlerdir ve aralarında kılcal boşluklar mevcuttur. Sıvı faz oluşumuyla birlikte bu kılcal boşluklar nedeniyle oluşan kuvvetler, oluşan sıvı fazın bu boşluklara ilerlemesine yol açar. Islatıcı sıvıya bağlı olarak kapiler kuvvetler, parçacıklar üzerinde ve parçacıkları yakın bir çevreye çekecek şekilde rol oynarlar. Bir taraftan oluşan sıvı faz katı parçacıklar arasına sızarken, bir taraftanda katı parçacıkların birbirleri üzerinde kaymalarına neden olur. Böylece mikroyapı, preslenmiş mikro yapıdan farklı olarak yeniden düzenlenmeye başlar. Parçacıklar, birbirini izleyen ve bir arada büyüyen parçacıklar gibi yakın olarak yeniden paketlenir ve viskoz akış ile mevcut gözenekler giderilir. Gözeneklerin giderilmesinden sonra yapı daha sıkı paketlenmiş bir hal alır[15,16].

Sıvı fazı meydana getiren az miktardaki katı bileşeni ile ana bileşen arasındaki dengeli olmayan yayınma olayı, sinterleme esnasında numune boyutlarına etki eder. Katkı ile ana bileşen arasındaki karşılıklı yayınma hızı, yayınma oranı ($DR=DB/DA$) ile belirlenir. DB katı bileşenin ana bileşen içerisindeki yayınma hızı, DA ise ana bileşenin katı içerisindeki yayınma hızını belirtmektedir. Eğer yayınma oranı birden büyük ise katı içerisindeki ana bileşenin yönlendirilmiş yayınması beklenir. Eğer yayınma oranı birden küçük ise ana bileşen içerisindeki katı bileşenin yönlendirilmiş yayınması beklenir. Sıvı içerisindeki katı çözünürlüğü arttıkça yeniden düzenlenmenin dışındaki prosesler başlangıç yoğunlaşmasına katkıda bulunacaklardır. Çözünürlüğün olmadığı sistemlerde yalnızca yeniden düzenlenme prosesi aktif olduğu için sınırlı bir yoğunlaşma olacaktır. Sıvı içerisindeki katı çözünürlüğünün yüksek olduğu sistemlerde yüksek bir yoğunlaşma gözlemlenir. Sıvı içerisinde düşük katı çözünürlüğü ile katı içerisindeki yüksek sıvı çözünürlüğü aynı anda gerçekleşiyorsa bu durumda parçada şişme meydana gelir. Çözünürlük oranı $SR=(SB/SA)$ şeklinde tanımlanır.

Burada SB ana fazın katı içerisindeki çözünürlüğü, SA ise katının ana faz içerisindeki çözünürlüğünü göstermektedir. Sinterleme sırasında çözünürlüğün yoğunlaşmaya ve şişmeye olan etkisi Şekil II.8’de görülmektedir. Düşük çözünürlük oranı katı tanelerin ilk bulundukları yerlerde gözenek oluşumuna neden olurken, yüksek çözünürlük oranı ise yoğunlaşmayı artırır [6,7] .

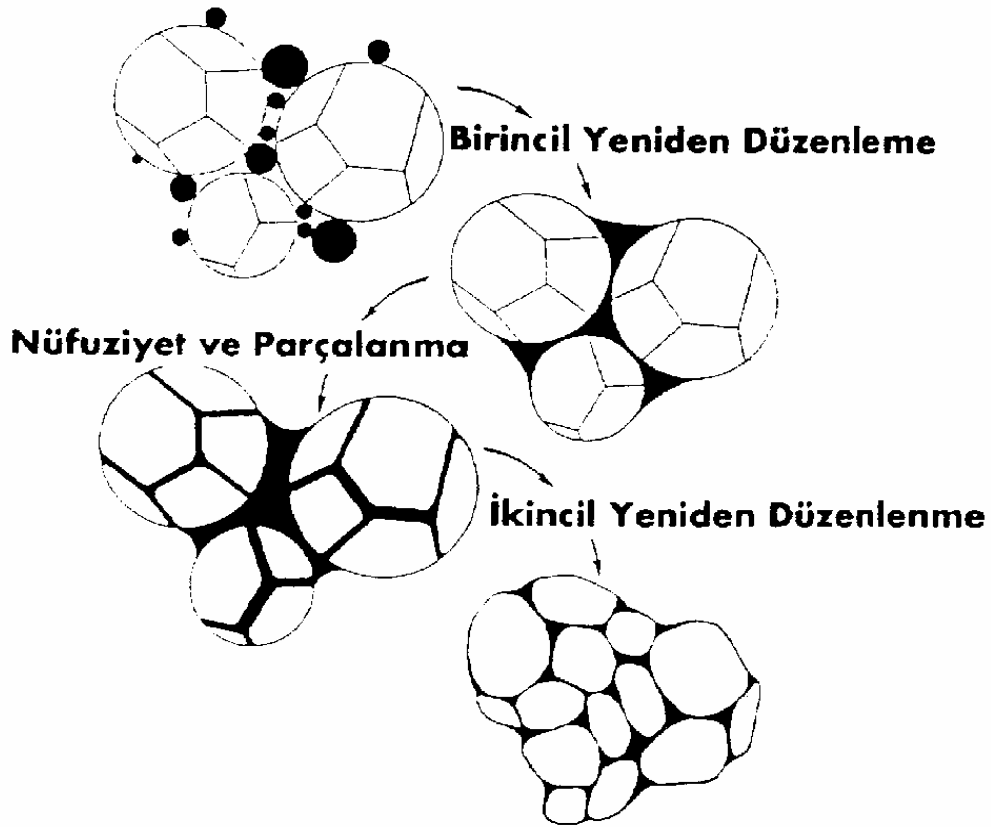


Şekil II.8.Sinterleme sırasında çözünürlüğün yoğunlaşmaya ve şişmeye olan etkisi[7].

Sinterleme sırasında oluşan sıvı faz bir arada bulunan parçacıklara atak yaparak bu çok kristalli parçacıkları ayırır ve bu şekilde paketlenmeyi artırır. Yeniden paketlenme büyük parçacıklar arasında küçük parçacıkların Şekil II.9'da da görüldüğü gibi yeniden dağılımı yoluyla takip edilir. Kingery bu süreci modellemiş ve zamana bağlı olarak yeniden düzenlenme çekilmesi olarak şöyle formülize etmiştir:

$$\Delta L / L_0 = R^{-1} t^{1+y} \quad (II.1)$$

Burada; R katı parçacık yarıçapı, t izotermal sinterleme süresi, $\Delta L/L_0$ numune boyutundaki değişimdir.



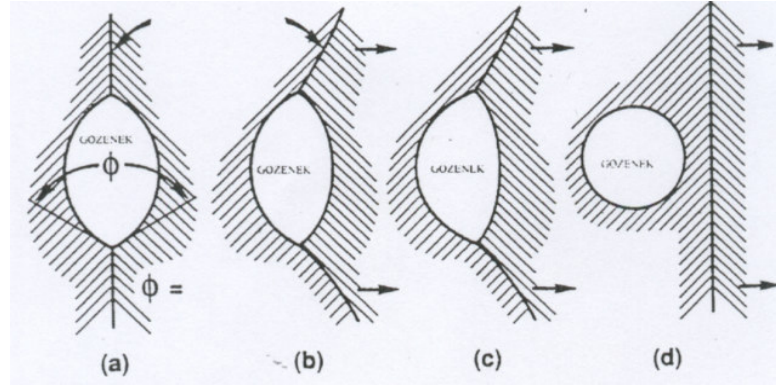
Şekil II.9.Yeniden düzenlenme ve çok kristalli parçacıkların parçalanmasının şematik gösterimi [11].

Sinterleme esnasında kapiler ve viskoz akıştaki azalmayı düzeltmek için $1+y$ üssü kullanılmıştır. Sıvı akış ile yeniden düzenlenme aşamasını etkileyen faktörler; parçacık boyutu, dihedral açı, ıslatma, yaş yoğunluk ve gözenekliliktir. Eşitlikten de anlaşılacağı gibi küçük parça boyutunun çekilmeyi arttırdığı açıkça görülebilir. Düşük dihedral açılarda yüksek çekilme hızları görülür. Eğer dihedral açı sıfır ise sıvı nüfuziyeti katı partikül yapısını tümüyle parçalara ayırabilir. Bu ise başlangıç tane boyutlarından daha küçük tane boyutuna sahip katı tanelerin oluşmasına sebep olur. Sonuç olarak şişme olayları gözlemlenebilir. Kaba parçacık yüzeyleri mekanik olarak birbirine bağlanma ile sonuçlanır ve dolayısıyla gözenekli bir yapıya neden olacak

şekilde ya yeniden düzenlenmeyi geciktirir ya da engel olur. Yaş yoğunlukların etkisi çok daha karışıktır. Yüksek yaş yoğunluklarda parçacıklar hareket etmek için serbest değildirler ve kılcal kuvvetler yeniden düzenlenmeye çok az katkıda bulunabilirler. Düşük bir yaş yoğunlukta ise yapı gözeneklidir ve yüksek yoğunluklara ulaşmak için uzun sinter sürelerine ve/veya yüksek sinter sıcaklıklarına ihtiyaç duyulur.

Hacimce % 30 -35 gibi yüksek sıvı faz içeriklerinde tam yoğunlaşma yeniden düzenlenme aşamasında sağlanabilir. Sıvı faz içeriği azaldıkça çözünme-yeniden çökme gibi diğer sıvı faz sinterleme süreçleri devreye girer [15,16].

Şekil: II.10'da sinterlemenin son aşamasında gözenek-tane sınırı ayrılmasına ve gözenek küreselleşmesine kadar geçen olaylar şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil:II.10.Sinterlemenin son aşamasında gözenek-tane sınırı ayrılmasına ve gözenek küreselleşmesine kadar geçen olayların şematik olarak gösterilmesi

II.3.2.1.2. Çözünme-Yeniden Çökme Aşaması

Artan sıcaklıkla oluşan sıvı fazın etkisiyle katı parçacıkların yeniden düzenlenmesi aşamasında, sıvı faz miktarına bağlı olarak yoğunlaşmanın büyük bir kısmı tamamlanır. Bu aşamadan sonra yoğunlaşmanın daha da artması, katı parçacıkların boyutlarının artması ve katı parçacıkların şekillerinin değişimi gibi mikroyapısal değişimler için farklı bir sürece ihtiyaç vardır. Sıvı faz içerisinde katı parçacıkların çözünmesi, sıvı film aracılığıyla taşınım ve bir başka yerde çökmeden oluşan çözünme-yeniden çökme aşamasında itici gücün ne olduğu, malzeme taşınımının nasıl gerçekleştiği, bu mekanizmanın yoğunlaşma ve mikroyapısal değişikliklere nasıl katkıda bulunduğu konusunda birçok deneysel çalışmalar yapılmış ve değişik modeller oluşturulmuştur[11].

Bu aşama boyunca çözünme ve yeniden çökme aktif haldedir. Fakat sıvı faz sinterlemesinin aşamaları birbirinden net olarak ayrılmadığı için sürecin son kısımlarında bu mekanizma aktif değildir. Çözünme-yeniden çökme aşaması ile ilgili olarak ağır alaşımlar üzerinde gerçekleştirdiği çalışmalarda, küçük ve büyük parçacıkların sıvı faz içerisindeki farklı yüzey gerilimlerinden kaynaklanan farklı çözünürlükler nedeniyle, küçük parçaların sıvı faz içerisinde çözünüp, sıvı faz aracılığıyla taşınarak iri parçacıklar üzerinde yeniden çökdikleri bir süreçle katı parçacıkların hızlı bir şekilde büyümelerinin gerçekleştiğini varsaymışlardır. Giriş kısmında da değinildiği gibi mikroyapıdaki bu irileşme “Oswald büyümesi” veya “Oswald irileşmesi” olarak adlandırılır. Deneysel çalışmalar sonunda, katı parçacıklar için kritik bir x boyutu belirlemiş ve bu boyuttan daha büyük olan tanelerin büyüdüğü, daha küçük tanelerin ise çözüldüğü sonuçlarına varmışlardır.

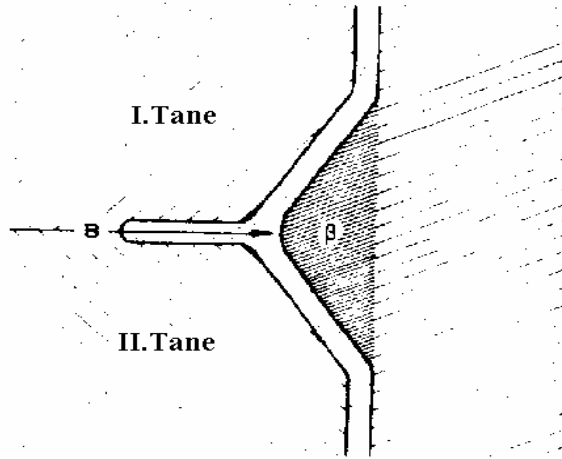
Sıvı faz sinterlemesi sürecinde yoğunlaşma ve mikroyapısal gelişmenin ikinci aşaması olan çözünme-yeniden çökme aşamasında hakim olan mekanizmaya yönelik

oswald büyümesinden farklı bir yaklaşımda Kingery'nin ileri sürdüğü “temas sonucu yassılaşıma” yaklaşımıdır. Oswald büyümesinde itici güç, yüzey enerjisindeki farktan kaynaklanan farklı yarıçaplara sahip parçacıkların sıvı faz içerisindeki farklı çözünürlükleri iken ve mekanizma özünde yoğunlaşma ile ilgili değil mikro yapısal büyüme ile ilgili iken, temas sonucu yassılaşımda itici güç temas eden parçacıkların temas bölgelerindeki çözünürlükleriyle temas dışındaki çözünürlüklerin farklı olmasıdır ve mekanizma yoğunlaşmayla daha yakından ilgilidir [8, 11,17].

Kingery'e göre sıvı akışı ile yeniden düzenlenme aşaması tamamlandığında, ince sıvı filmlerle birbirinden ayrılan yoğun paketlenmiş tanelerin temas ettikleri noktalarla, sıvı fazla temas eden noktalar karşılaştırılmıştır. Buna göre temas noktalarındaki çözünürlük, temas dışındaki katı yüzeyin çözünürlüğünden daha yüksektir. Bu durum, parçacıklar arası merkezden merkeze mesafeyi azaltacak ve yoğunluğunu arttıracak şekilde, temas bölgelerinden malzeme taşınımına neden olacaktır.

Sıvı faz sinterlemesinin ikinci aşaması olan çözünme-yeniden çökme aşamasında mikroyapısal gelişimde etkili olan bir başka mekanizmada çoğu sistemlerde gözlenen ve çözünme-yeniden çökme aşamasını hızlandırdığı düşünülen “parçacık parçalanması” yaklaşımıdır. Parçacık parçalanması yaklaşımında sıvı faz, sinterleme sıcaklığındaki katı parçacığın içerisindeki tane sınırlarına sızar. Sıvı faz tane sınırlarında ilerlerken katı faz atomlarını çözeltiye alır ve ilerleyen sıvı faz sonunda parçacığın parçalanmasına neden olur. Böylece çözünme-yeniden çökme mekanizmasına katkıda bulunur[18].

Şekil II.11'de çözünme-yeniden çökme süreci olarak tane sınırlarında sıvı faz ilerlemesi şematik olarak gösterilmiştir. Saf haldeki demir ilerleyen ergiyeğin ucundan çözeltiye alınır. Sıvı boyunca taşınır ve tane sınırının karşısındaki parçacığın üzerine katı ergiyiği (B) olarak çöker. Bu süreç malzemenin parçacık içerisinde alınması ve ergiyik aracılığıyla yer değiştirmesinden oluşur. Malzeme temas alanlarında parçacık ayrışmasına neden olacak şekilde ve yeniden düzenlenmenin olmadığı durumlarda sayısal olarak hesaplanabilecek şekilde makroskobik şişkinliklere neden olur. Sıvı faz ilerledikçe demir parçacıkları parçalanır ve çözünme-yeniden çökmeyle yoğunlaşma gerçekleşir[6, 12, 18.] .



Şekil: II.11. Temas bölgelerinde ergiyeğin tane sınırı boyunca ilerlemesi ve yumru oluşumu [11].

II.3.2.1.3. Katıhal Sinterlemesi

Rijit iskelet oluştuktan sonra daha ileri yoğunlaşma sinterlemenin üçüncü bir aşaması olabilir. Süreç, katı hal sinterlemesine benzer olduğu için hızı ikinci aşamadan çok daha yavaştır. Bu aşamada mikroyapı dengeye ulaşmaya çalışır ve minimum enerjiye sahip katı-sıvı arayüzey şekline yaklaşır. Maksimum yoğunluk gözeneklerin ya da gözenekler içerisine hapsolmuş gazların karakteristiğine büyük oranda bağlıdır. Sinterlemenin bu son aşamasında tane büyümesi oluşmaya başlar. Tane büyümesi boyunca tane boyutu dağılımı, gözenek boyutu ve partiküller arası boyun boyutu değişir.

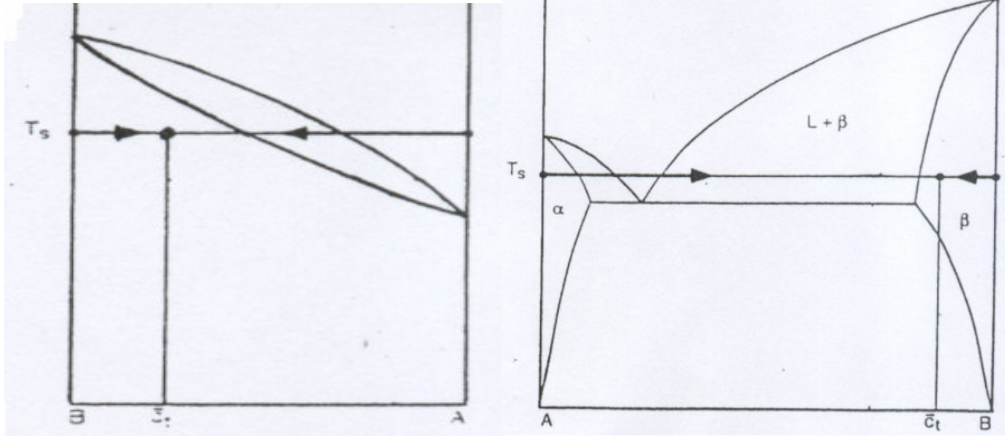
Aynı şekilde Kingery’de sinterleme sürecinde kimi tanelerin yüzey enerjilerinin, sıvı-katı yüzey enerjisinin iki mislinden daha az olacak şekilde yönlenebileceklerini ve bu yüzden sıvının taneler arasından tam olarak sızmayacağını belirtmiştir. Bu durumda, taneler arasındaki malzeme tamamen katı olacak ve malzeme taşınımı katı faz aracılığıyla gerçekleşecektir[11].

İskelet yapı oluştuktan ve sıvı aracılığıyla boyun bölgeleri yeterince büyüdüktan sonra oluşan partiküller arası köprücükler vasıtasıyla katı halde difüzyonla yoğunlaşmada bir miktar daha artış sağlanabilir. Ancak yoğunlaşmadaki bu artış ilk iki aşamaya göre son derece yavaş gerçekleşecektir.

II.3.3. 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 sıcaklığındayken sıvı faz iç yayınmayla 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.

Metal tozlarının karışımından oluşan bir kompaktın sinterlenmesi, toz karışımının tam bileşimine, çözübilirlik sınırına, sıvı faz miktarına, sinterleme sıcaklığına, faz diyagramına veya sinterleme sıcaklığına ısıtma hızına bağlı olarak sürekli sıvı faz sinterlemesi (ağır alaşım mekanizması), süresiz sıvı faz sinterlemesi veya katı hal sinterlemesi yöntemlerinden herhangi biri içinde tanımlanabilir. Bu durumu açıklamak için birkaç örnek vermek gerekirse; %90 Fe ve %10 Bor toz karışımlarından oluşan bir kompakt, katılaşma ve sıvılaşma sıcaklıkları arasında sinterlendiğinde, demirce zengin bir katı ve porca zengin bir sıvı faz oluşur.[4,15]. Geçici sıvı faz sinterlemesinde oluşan sıvı faz, çözünme durumuna göre sinterleme sırasında alaşım oluşumu ile ortadan kalkabilir. Bu yöntemde bileşenlerin birbiri içerisinde çözünebilmesi ve son bileşimin tek faz bölgesinde olması gerekir. Bu yöntemde uygun iki tür denge diyagramı Şekil: II.12’de Geçici sıvı faz sinterlemesi ve Şekil: II.13’de bileşenlerin yayınımlı sonucunda oluşan ötektik dönüşüm, Şekil: II.12’de sinterleme sıcaklığı iki metalin ergime sıcaklıklarının arasındadır. Şekil: II.13’deki sistemde ise sıvı faz, bileşenlerin yayınımlı sonucunda oluşan ötektik dönüşüm ile sağlanmaktadır. Sinterleme sıcaklığı ötektik sıcaklığının üzerinde olup, son bileşim tek faz bölgesindedir. Her iki durumda da sıvının katı fazda çözünürlüğü yüksek olup, sinterleme sırasında sıvı faz kaybolmaktadır. Bu özellik sinterleme sıcaklığına ısıtma sırasında şişmeye neden olabilir. Sürekli sıvı faz sinterlemesinde ise sinterleme süresince içyapıda sürekli olarak sıvı faz bulunur. Bu yöntemdeki amaç, yüksek yoğunluk ile birlikte yüksek dayanım ve tokluk özelliklerinin aynı anda elde edilmesidir. Bu yöntemde sinterleme işleminin yüksek sıcaklık aşamasında içyapıda sürekli olarak bulunan sıvı faz, hızlı yoğunluk artışı ve tane büyümesine neden olur[7].



Şekil:II.12. Geçici sıvı faz sinterlemesi[7]. **Şekil:II.13.** Bileşenlerin yayınımlı sonucunda oluşan ötektik dönüşüm[7].

II. 4. TOZ METALURJİSİNİN UYGULAMA ALANLARI

Günümüzde T/M, pek çok uygulamada diğer üretim yöntemleriyle başa baş yarışmaktadır. T/M ile üretilen parçaların kullanım alanları gün geçtikçe artmaktadır.

Bunlar;

- 1-Talaşlı üretim gerektirmeyen makine parçaları
- 2-Takım Çelikleri
- 3-Sert metaller
- 4-Sermetler
- 5-Kaymalı yataklar
- 6-Gözenekli metaller ve filtreler
- 7-Sürtünme elemanları
- 8-Elektrik ve manyetik uygulamalar

1-Talaşlı Üretim Gerektirmeyen Makine Parçaları

Çoğunluğu otomotiv endüstrisinde kullanılan bu parçalar, metal tozlarının sıkıştırılıp pişirilmesiyle doğrudan son şekline sokulmaktadır. Malzeme tasarrufu % 100'dür.

1950'li yıllara kadar, araba kilit parçası gibi düşük yoğunluk ve dayanımdaki parçalar, T/M malzemelerden üretilmekteydi. 1960'lı yıllardan sonra dayanımı yüksek (500 MPa) parçaların üretimine başlandı. Diğer yandan, bu işlerde kullanılan toz alaşımları, soğukta sertleşebilenlerden seçilerek, pişirildikten sonra ısıtıl işlem gereği ortadan kaldırılmıştır. Talaşsız üretimi yapılan T/M parçalarına örnek olarak; amortisör pistonu, hız kutusu .

2-Takım Çelikleri

T/M yöntemiyle üretilen takım çelikleri, dökümle üretilenlere göre daha tok ve uzun ömürlüdürler. Bu üstünlüğün nedeni; döküm ile üretilen çelikte karbürler belirli bölgelere toplanıp irileşirken, T/M çelikte çok ince ve homojen olarak dağılmaktadırlar.

3-Sert metaller

T/M yöntemiyle üretilmiş çok sert ve aşınmaya dayanıklı malzemelere sert metal adı verilir. İlk patentleri 1920'li yıllarda Krupp firması tarafından Almanya'da yapılmıştır. Ana bileşiminde tungsten karbür sert faz, ısıya dayanıklı kobalt fazıyla bağlanır. Karbür ve metal tozlar karıştırılıp sıkıştırıldıktan sonra kobaltın erime

sıcaklığında sıvı-faz pişirme yapılarak karbür taneleri birbirine kobalt ile bağlanır. Olay çimentonun çakılı bağlamasına benzediğinden semente karbür olarak da anılır.

Sert metaller aşınmaya dayanıklı yerlerde kullanılmak amacıyla geliştirilmiştir. Günümüzde kesici takımlar, kaya delici, taş kesici ve şekillendirme kalıbı olarak kullanılmaktadırlar.

4-Sermetler

Sermet, seramik ile metal kelimelerinin ilk hecelerinin birleşmesinden oluşmuş bir malzemenin adıdır. Çeşitli seramik fazların, bir metal ya da alaşımla bağlanmasını ifade eder. Seramik fazın hacmi miktarca % 15 ile % 85 arasında değişmektedir. Seramik ile metal faz arasında çok az çözünme vardır. Bileşik gereçlerin tersine, sermetlerde seramik faz elyaf ya da tabaka halinde değildir ve eş eksenli olarak kabul edilir.

Seramik taneciklerinin büyüklüğü sisteme bağlı olarak değişiklik gösterir. Nükleer yakıt elemanı olarak kullanılan uranyum oksit için 50- 100 (µm olabildiği gibi, ince taneli karbürler için 1- 2 µm olabilir.

Sermetler ilk üretildiğinde bunların ısıya dayanıklılık, korozyon direnci, süneklik ve iletkenlik açısından çok iyi malzemeler olacağı düşünülmüştü. Ama bugüne kadar olan gelişmeler, metal fazın verdiği sünekliğin, jet motoru türbin kanatları için yeterli olmadığını göstermektedir.

Sermetlerde seramik faz olarak uranyum oksit, uranyum karbür, zirkonyum borit, silikon karbür, silikon oksit, alüminyum oksit, titan karbür, grafit ya da elmas kullanılmaktadır.

Metalik bağlayıcı faz olarak nikel, kobalt, demir, krom, molibden, tungsten ya da paslanmaz çelik, bronz ve süper alaşımlar kullanılabilir.

5-Kaymalı yataklar

T/M 'nin 1920'li yıllara kadar uzanan en eski başarılı uygulamalarından biri; kendi kendini yağlayan kaymalı yataklardır. Bugünde T/M uygulamalarının en büyük bölümünü meydana getirirler. Parçadaki gözenekler yağ deposu olarak çalışır. Mil dönmeye başlayıp ısınınca, yağlar mile doğru akarak yağlamayı sağlar. Milin durarak soğuması halinde ise, kılcal hareketlerden dolayı yağ tekrar gözeneklere döner. Pek çok kaymalı yatak, ömür boyu yağlama etkisini devam ettirir. Ancak bazı ağır hizmet uygulamalarında, bir hazneden yağ sağlanabilir.

Gözenekli kaymalı yataklar üç gruba ayrılır.

1-Sinterlenmiş bronz yataklar.

2-Demir esaslı sinterlenmiş yataklar.

3-Demir-bronz sinterlenmiş yataklar.

İlk ve en son kullanılan T/M yatak, % 90 bakır (Cu), % 10 kalay (Sn)'li bronzdur.

6-Gözenekli metaller ve filtreler

Bu gruba gözenekleri birbirine bağlı olan; filtreler, alev engelleyiciler, sıvı depolayıcılar ve damperler girmektedir. Kullanılması gerekli toz, uygulamaya göre değişmektedir. En çok bronz, paslanmaz çelik, nikel, titan ve alüminyum tozları kullanılmaktadır.

Gözenekli metallerin en geniş uygulama alanını filtreler kapsar. Toz metal filtrelerin tercih edilmelerinin nedeni; diğer rakipleri olan kağıt ve organik filtrelerin olumsuzluklarıdır. Organik olanları kolay şekil değiştirdiğinden, kağıt olanları ise, zayıflıkları nedeniyle tercih edilmezler. Diğer yandan toz metal filtreler geniş sıcaklık aralıklarında kullanılırlar.

Filtre üretiminde kullanılan metal tozları oldukça iri olup küresel bir yapıya sahiptir. Filtre edilecek madde büyüklüğüne bağlı olan tane boyutları vardır. En çok

600µm -1000µm arasında ölçüye sahip tozlar filtre üretiminde kullanılır.12,5µm - 180 µm arasındaki inceliklere sahip olanları da kullanılmaktadır. Gözenek miktarı % 40 ile % 50 arasında tutulur.

7-Sürtünme elemanları

Sürtünme elemanları, makine parçalarının temaslarından oluşan mekanik enerjiyi ısıya çevirirler. Isı enerjisi emilir ya da iletilerek o bölgeden uzaklaştırılır.

Metal esaslı sürtünme elemanları, ağır hizmet uygulamalarında kullanılır. Uçak, tank, iş makineleri ve büyük preslerin frenleri ile balataları, bu tür uygulamalara örnek verilebilir.

Isıyı iletici toz olarak bakır ve kalay, sürtünme sağlayıcı toz olarak silikon karbür ya da alümina kullanılır. Ayrıca, sürtünme katsayısını istenen değerde ayarlamak için kurşun, çinko ve grafit tozları eklenir.

8-Elektrik ve manyetik uygulamalar

Direnç kaynağında kullanılan elektrotlar, tungsten ve molibden filamanlar, elektrik kontak malzemeleri, metal-grafit fırçalar, süper iletkenler ve çeşitli mıknatıslar, bu grubun içinde ele alınır.

Oksit yayılma-sertleştirilmiş bakır direnç kaynak elektrotları, normal elektrotların 65 katına kadar uzun ömre sahiptir. Çeşitli gümüş alaşımları her türlü elektrik kontaklarında kullanılmaktadır. En sık olarak %85 gümüş (Ag)- % 15 nikel (Ni) alaşımı kullanılır.

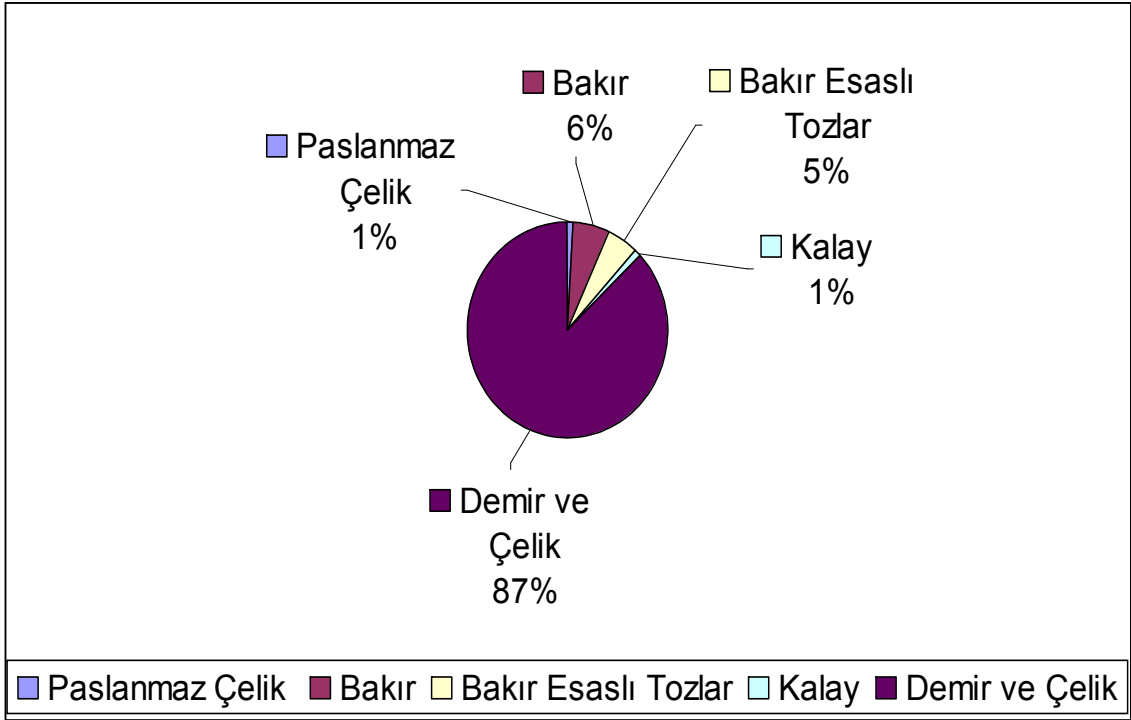
Metal-grafit karışımı fırçalar elektrik motorlarının en önemli parçalarıdır. Bu tür fırçalarda kullanılan metal miktarı %20 ile %99 arasında değişebilmektedir. Metal olarak bakır ya da gümüş kullanılmaktadır.

Tungsten ampul filamanlarının tek üretim yöntemi T/M teknikleridir. Yapılarına toryum oksit ve potasyum tozlarının katılmasıyla, tane büyümesi engellenerek, filaman ömrü artırılır.

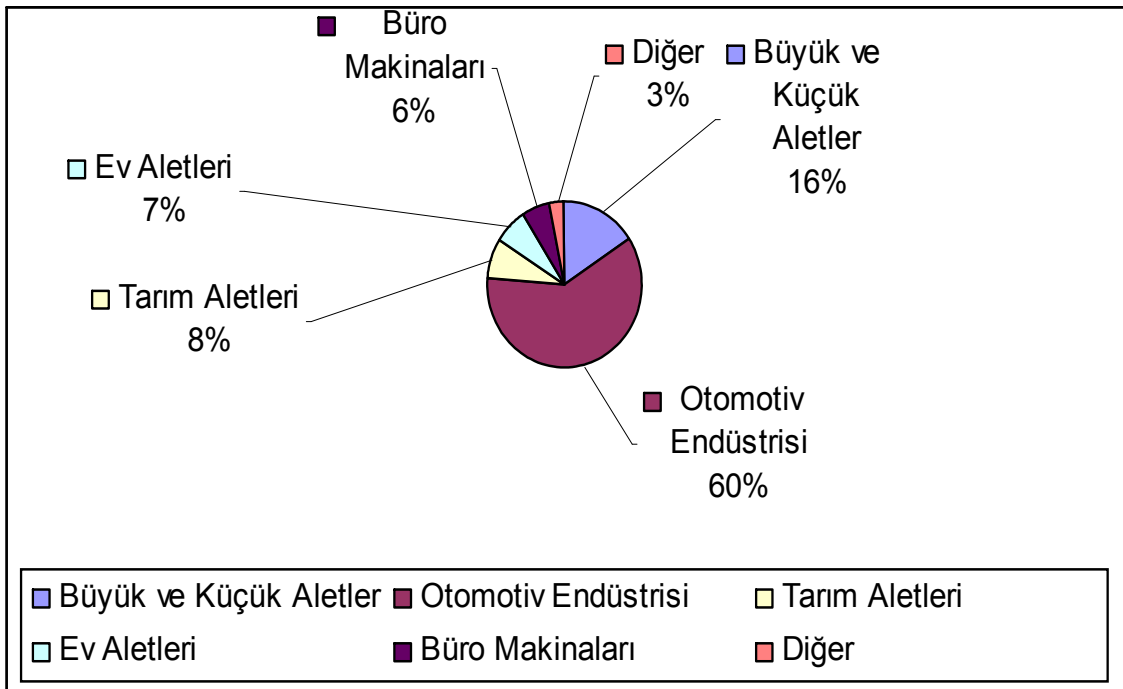
Süper iletkenler, son yılların üzerinde en çok araştırma yapılan malzemeleridir. Bunlarda T/M teknolojisi kullanılarak üretilir. Son geliştirilen süper iletkenlerin, enerji tasarrufu için ideal olduğu bilinmektedir.1954 yılında intermetalik (Nb₃ Sn)bileşiğinde süper iletkenliğin keşfedilmesinden sonra, bu alanda önemli gelişmeler kaydedilmiştir.

T/M teknikleri yumuşak manyetik malzemelerin ve daimi mıknatısların üretiminde büyük ekonomik yarar sağlamaktadır. Tozdan parçaların son şekline, hiçbir talaşlı üretim gerekmeden geçilebilmektedir. Kutup parçaları, röle göbekleri ve bilgisayar yazıcıları gibi yumuşak manyetik malzemeler, demir, demir-silikon, demir fosfor ve demir nikel alaşımları tozlarından üretilmektedir. Bunların manyetik özellikleri yeterli olmadığı zaman daha üstün olan nikel-demir-molibden ve nikel-demir alaşımları kullanılabilir.

Alnico olarak isimlendirilen alüminyum-nikel-kobalt esaslı daimi mıknatıslar çoğunlukla döküm ile üretilmektedirler. Ancak bu mıknatısların küçükleri ve samaryum eklenmiş daimi mıknatıslar T/M teknikleriyle üretilmektedir. Tozlar şekillendirilmeden önce manyetik olarak yönlendirme işlemine tabi tutulurlar[4].



Şekil:II.14.1982 itibariyle T/M parçalarının Üretimi [9]



Şekil:II.15.Demir Tozlarının Kullanım Alanları [9]

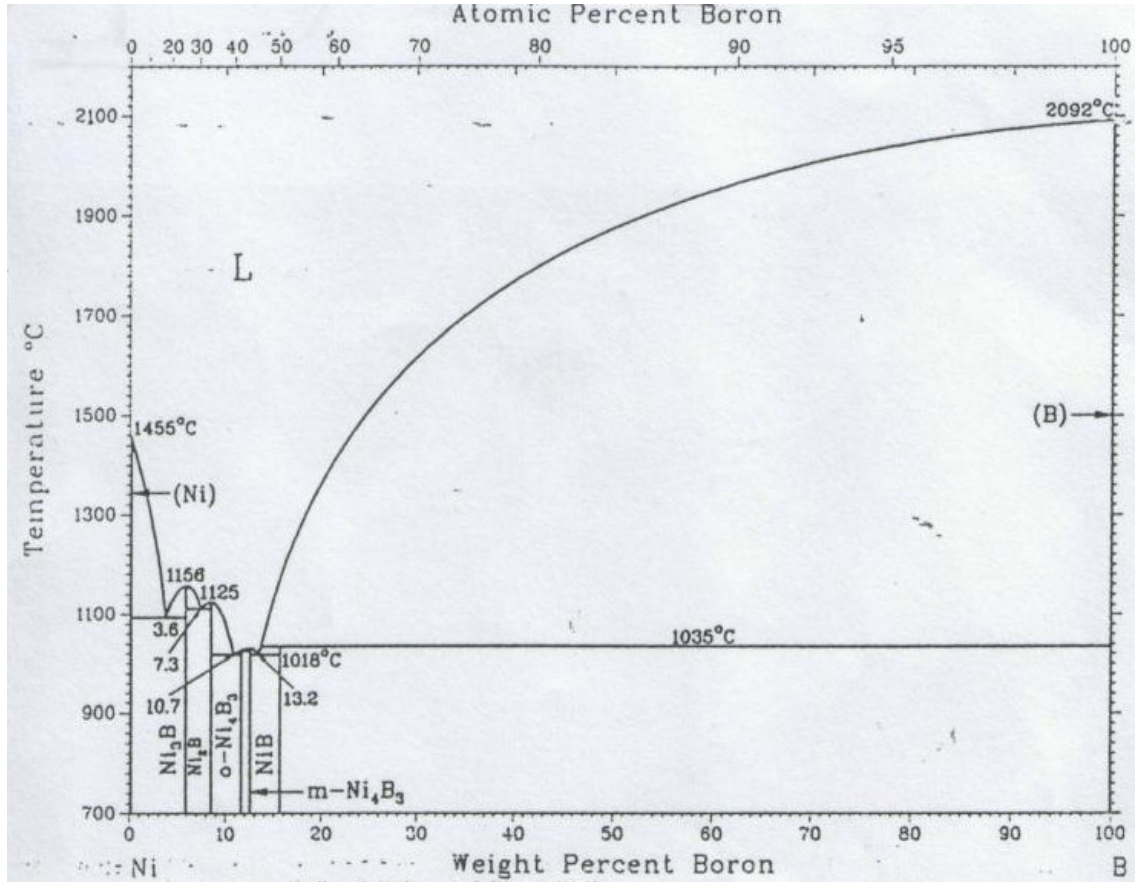
II.5. Ni-B FAZ DİYAGRAMI

Geçiş elementlerinin çok küçük miktarlarda ilavesi Ni₃B gibi refrakter malzemelerin sinterleme proseslerini geliştirmektedir. Aktive edilmiş sinterleme prosesi olarak adlandırılan bu proses için, Ni'nin en efektif aktive edici olduğu tespit edilmiştir. Kompaktların yoğunlaşma mekanizması Ni katkısının miktarına bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Ağır alaşımların mekanik özellikleri sıvı faz esnasında oluşan mikro yapıya bağlıdır.

Hansen ve Aderko (1958) yılında göstermişlerdir ki, nikelin ergime sıcaklığı % 4- 13 B katkısı ile 1453 °C den sırasıyla 1140 ve 990 °C'ye düşürülebilmektedir. Ni-B sistemi 5 Adet intermetalik bileşikten (Ni₄B₃, Ni₂B, ortorombik ve monoklinik, Ni₄B₃ ve NiB) ve fcc (Ni) ve rombohedral (β) terminal katı çözeltilerinden oluşmaktadır. Şekilde görüldüğü gibi Ni-B faz diyagramında;

Keşfedilmiş olan faz diyagramında öncelikli olarak Schobel'in çalışması temel alınmıştır.

% ağı. 20 B'dan daha büyük olan bileşimlerin likidüs sıcaklığı, 30'dan 100 °C 'ye kadar kesin değildir. Terminal elementlerin karşılıklı katı çözünürlüğü düşük ve intermetalik bileşiklerin homojenleşme aralığı oldukça dardır. 1093 °C'deki ötektik sıcaklığında B'un maksimum çözünürlüğünü % 0.03 (atomik ağırlık) şeklinde bir değer olarak vermiştir. Ortorombik Ni₄B₃ ve monoklinik Ni₄B₃'e tekabül eden bileşimlerdeki alaşımların ergime sıcaklığı sırasıyla 1025 °C ve 1031 °C'dir, ve bu bileşiklerin ötektik sıcaklıkları bitişik bileşiklerle çok az değişir. NiB bileşiği sıvı faz ve B'un 1035 °C 'deki peritektik reaksiyonu ile oluşur.



Şekil:II.16. Ni-B Faz Diyagramı

II.6.Fe-B FAZ DİYAGRAMI

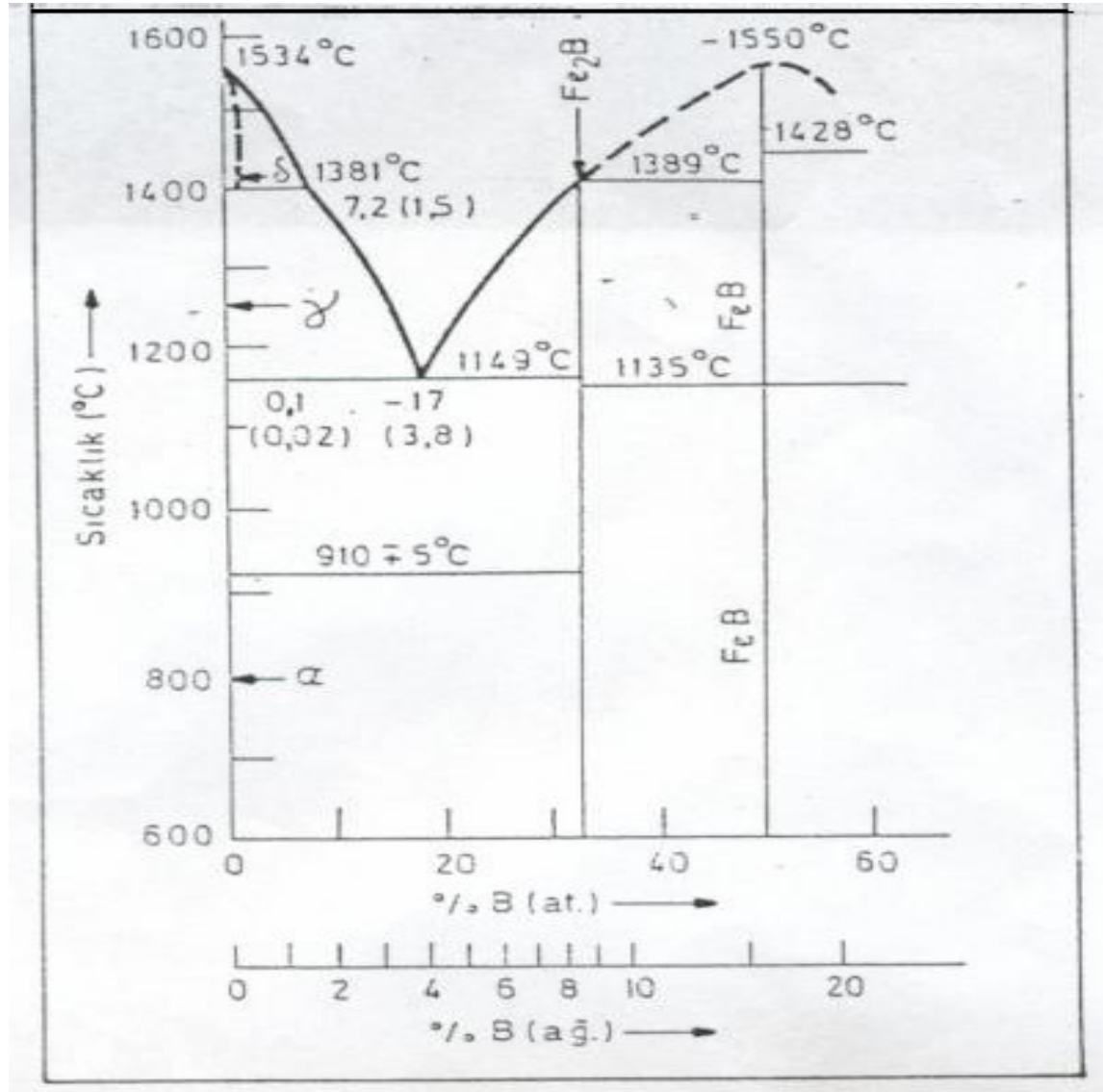
Demir ile bor arasında Fe_2B (%8,83 B), FeB (%16,23 B) bileşikleri ve 1149⁰C'de % 3,8 B bileşiminde Ostenit + Fe_2B ve Ostenit + Fe_3B (C, B) bileşik ve fazından müteşekkil bir ötektik mevcuttur.

Ötektik reaksiyon bor iyon difüzyonunun, hakim olduğu bileşiminde Ostenit + Fe tane sınırlarında ve/veya Fe_2B , Fe_3B , (C, B) 'de başlamaktadır. Ötekiğin nihai yapısı ve özellikleri bileşime ilaveten sıvı tabakanın soğuma hızına da bağlıdır. Soğuma hızının yüksekliği ince mikroyapıyı, yüksek sertliği ve en iyi tokluğu beraberinde getirmektedir.

Fe_2B için ergime noktası 1390⁰C'de meydana gelirken, FeB için ergime noktası 1550⁰C'de meydana oluşmaktadır.

Fe_2B için yoğunluk değerleri 7,32 gr/cm³ değerinde iken, FeB için 7,15 gr/cm³ değerindedir.

Kristal sistemleri ise Fe_2B için Tetragonal hacim merkezli, FeB için Ortorombik kafes yapılarına sahiptirler.



Şekil:II.17.Fe-B İkili Denge Diyagramı

II.7.KONU İLE İLGİLİ DAHA ÖNCE YAPILAN ÇALIŞMALAR

Çeşitli tipteki demir tozları ve paslanmaz çeliklere yapılan bor ilaveleri ve bunların mühendislik özellikleri üzerine etkisi araştırılmaya devam edilmektedir. Bu çalışmalar sadece T/M metotları ile üretilen parçaların yanı sıra, diğer dövme gurubu malzemelerde de çalışmalar devam etmektedir. Tüm bu çalışmalarda değişik miktar ve boyutlarda bor ilaveleri kullanılmış ve de öncelikle sinterleme davranışları olmak üzere tüm mühendislik özelliklerinin değişimi net biçimde açıklanmıştır.

Bor katkılı çeliklerin sinterlenmesi üzerine yapılan çalışmalardan biri ise K.KAMADA ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmalardır[19]. Bu çalışmalarda SUS630 tipi (AISI 17-4PH) paslanmaz çelik tozları, FeB ve Si tozları kullanılmıştır. %0,2 FeB katkısı yapılan toz karışımlarına %0-4 arasında Si ilavesi yapılarak hazırlanan toz karışımları tek yönlü preste kalıplanmıştır. Hazırlanan numuneler 1150°C ile 1300°C aralığında 60 dak. vakum altında sinterlenmiştir. Sinterlenmiş numuneler 1040°C'de 60 dak. Ark atmosferinde solüsyona alınarak suda su verilmiş ve 480°C'de 60dak. yaşlandırılmıştır. Deney sonuçlarına göre %0,2 FeB katkılı numuneler 1250°C'de 60 dak. sinterleme sürelerinde %98 teorik yoğunluğa yükselmiştir. %0,2 FeB ve %1 Si katkılı numunelerde 1250°C'de 60 dak. sinterleme sürelerinde %98 teorik yoğunluk elde edilmiş fakat daha yüksek Si oranlarına bağlı olarak teorik yoğunluk değerleri giderek azalmıştır. Maksimum yoğunluğun elde edildiği numunelerin mekanik özellikleri karşılaştırıldığında %0,2 FeB ve %1 Si katkılı numunelerin daha büyük çekme mukavemeti ve sertlik değerleri verdiği gözlemlenmiştir. Buna karşın %0,2 FeB katkılı numuneler %0,2 FeB ve %1 Si katkılı numunelere göre daha yüksek % uzama değerleri vermektedir. Tüm bu sonuçlar sinterleme sıcaklıklarında borca zengin sıvı fazın oluşması ve oluşan bu sıvı fazın gözenekleri doldurmasına bağlanmaktadır. Ayrıca partiküller arasındaki sıvı faz sertliğinin yüksek oluşu ve değişik boritlerin mevcudiyeti de mekanik özelliklerin yükselmesine sebep olmaktadır.

17-4PH tozlarından hazırlanmış parçaların sinterlenmesi üzerine birçok çalışmalar yapılmasına karşın, sinterleme esnasında mikroyapıda meydana gelen değişimlerle ilgili çok açıklayıcı bir çalışmaya pek rastlanmamaktadır. Son yapılan birkaç deneysel çalışma dışında bu çalışmalarda genellikle son ürün özellikleri bakımından incelemeler yapılmış ve daha ötesine geçilmemiştir.

Bor ilaveli paslanmaz çelikler üzerine yapılan en önemli çalışmalardan biriside H.BAKAN ve arkadaşları tarafından yapılmıştır[20]. Bu çalışmada diğer çalışmalara ilave olarak toz enjeksiyon kalıplama metodu kullanılarak şekillendirme işlemi yapılmıştır. H.BAKAN ve arkadaşları yapmış oldukları bu çalışmada su ve gaz atomizasyonu ile üretilen iki farklı tipte 316L paslanmaz çelik tozları kullanmışlardır. İki farklı tipteki 316L tozları belirli miktarlarda karıştırılmış ve ilave bor olarak ise elemental bor ve NiB tozları kullanılmıştır. Elemental bor katkıları %0,25 ve %0,5; NiB katkıları %1,25 ve %1,5 miktarlarında tutulmuştur. Hazırlanan toz karışımları popüler bir bağlayıcı olan suda çözünen bağlayıcılarla karıştırılmış ve enjeksiyon kalıplama kullanılarak şekillendirilmiştir. Kalıplanmış numuneler çözücü yardımıyla ve termal olarak bağlayıcı giderme işlemlerine tabi tutulmuştur. Bağlayıcısı giderilmiş numuneler 1235-1250°C ve 1350°C sıcaklıklarında 30-120 dakika arasında H₂ atmosferinde sinterlenmiştir. %0,5 elemental bor katkılı numunelerde 1245°C'de 40dak. sinterleme sonrasında tam yoğunluk (7,89 gr/cm³) elde edilirken %1,5 NiB ilaveli numunelerde tam yoğunluk 1255°C'de 90 dakika sinterleme sonrasında elde edilmiştir. Buna bağlı olarak tam yoğunluk elde edilmiş numunelerle 135°C'de 60 dakika sinterlenen bor ilavesiz 316L numuneleri çekme mukavemeti, % uzama ve sertlik açısından karşılaştırılmıştır. Buna göre en güzel sonuçlar elemental bor katkılı numunelerde görülmüştür. Çekme mukavemeti ve sertlik

değerlerinde %85'in üzerinde bir yükselme olurken, % uzama değerlerinde %50 değerlerinde bir yükselme gözlemlenmiştir.

H.BAKAN ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmalarda başta teorik yoğunluk olmak üzere mekanik özelliklerdeki bu yükselişin nedeni olarak elemental bor ve NiB katkılı numunelerde sinterleme sıcaklıklarında oluşan borca zengin ötektik sıvı fazın partiküller arası bölgelere nüfuz etmesi ve gözeneklerin doldurulması gösterilmiştir. Gözenek oranının düşmesinin dışında oluşan ötektik sertliğinin yüksek artmış olması da ürün özelliklerini arttırmaktadır. Sinterleme sıcaklıklarında oluşan çekmelerin ise ötektik sıvı fazdan kaynaklandığı öne sürülmektedir. Tüm bu çalışmalar DSC ve DTA gibi analizlerle desteklenmektedir.

G.SAROOP ve arkadaşları [21] tarafından yapılan çalışmalarda farklı elemental bor katkısı yapılan demir tozları tek yönlü kalıplarda şekillendirilmiş, sinterleme sonrasında farklı ısıtma işlemleri uygulanarak bor katkısının sertleşebilirlik üzerine etkisi incelenmiştir. Bu çalışmalarda az miktarlarda Mo ve Mn içerikli gaz atomizasyonu ile üretilmiş demir tozları ile %0,3- 0,9 arasında farklı elemental bor ilaveleri kullanılmıştır. Hazırlanan numuneler 1120 -1230°C aralığında H₂ atmosferinde 30 dak. sinterlenmiştir. Sinterleme esnasında SFS mekanizmasının çalıştığı gözlemlenmiş ve buna bağlı olarak teorik yoğunlukların hızla yükseldiği görülmüştür. Bu çalışmadaki en önemli sonuç; sinterleme esnasında gözeneklerin sıvı faz ile dolarak yok olması sonucunda sertleşebilirlik özelliklerinin yükseltmesidir. Mikroyapıdaki gözeneklerin kapanması bu parçaların ısı iletme kabiliyetlerini yükselterek, su verme esnasında daha hızlı soğumasını sağlamaktadır. Yoğunluk ve ısı iletme kabiliyetinin yükselmesi başta sertlik olmak üzere tüm mekanik özellikleri arttırmaktadır.

Demir esaslı tozlar içerisine katılan farklı bor ilaveleri ile ilgili H.ZHANG, J.KARWAN, M.SELECKA, H.DANNINGER, Z.P.POPOV ve M.COURBIERE gibi araştırmacılar tarafından da farklı çalışmalar yapılmışsa da sonuç itibarıyla D.S.MADAN, A.MOLINARI ve G.SAROOP tarafından yapılan araştırma sonuçlarından öteye geçilememiştir.

A.MOLINARI ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmalarda su atomizasyonu ile üretilmiş 316L tipi austenitik paslanmaz çelik tozları ve ilave bor olarak ise ortalama partikül boyutu <5µm olan elemental bor tozları kullanılmıştır[22,23]. Hazırlanan karışımlar tek yönlü kalıplarda preslenmiştir. Numuneler 1140°C, 1200°C ve 1240°C'lerde H₂, %75H₂-25N₂ ve 50H₂-50N₂ atmosferleri altında 60 dakika sinterlenmiştir. Deney sonuçlarına göre %0,4 oranlarındaki bor katkıları 1240°C'deki H₂ atmosferinde yapılan sinterlemelerde maksimum çekme mukavemeti 464MPa, % uzama ise %19 değerlerini vermektedir. Aynı şartlar altındaki bor ilavesiz numunelerde maksimum çekme mukavemeti değeri 316MPa iken, % uzama değeri maksimum %11'dir. Aynı şartlar altında %75H₂-25N₂ ve 50H₂-50N₂ atmosferlerinde yapılan deneylerde bor katkılı numunelerde mukavemet değerleri azalma göstermekle birlikte en büyük azalmalar %75H₂-25N₂ atmosferi altında yapılan sinterleme sonuçlarında gözlemlenmiştir. Buna göre sinterleme atmosferi içerisindeki N₂ oranı arttıkça çekme mukavemeti değerleri azalmaktadır. Bu sonucun en önemli sebebi mikroyapıdaki BN oluşumudur. Partikül yüzeylerinde ve partikül temas noktalarında oluşan BN tabakaları tüm atomsal taşınımı ve oluşan sıvı fazın ıslatabilirlik davranışlarını olumsuz yönde etkilemektedir. Bu ise az yoğunluk ve buna bağlı olarak da düşük mekanik özellikler vermektedir.

Bor ilaveli demir esaslı tozların sinterlenme değişimlerinin incelendiği diğer bir çalışma J.LIV ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmalardır[24]. Bu çalışmada ortalama partikül boyutu 135µm olan yüksek saflıktaki demir tozları ile ortalama partikül boyutu<5µm olan elemental bor tozları, nikel ve molibden tozları kullanılmıştır. Tek yönlü kalıplama ile şekillendirilen numuneler,1200°C'de H₂

atmosferinde sinterlenmiştir. İlave bor oranı %0,1-0,2-0,3-0,4-0,5 oranlarında yükseltilmiştir. İlave bor oranına bağlı olarak %0,2 ile %0,4 miktarlarındaki bor katkılı numunelerde %95 teorik yoğunluk meydana gelmiş, daha yüksek bor katkılarında ise herhangi bir yoğunluk yükselişi olmadığı gözlemlenmiştir. Buna bağlı olarak %0,4 bor katkılı numunelerde 560 MPa maksimum çekme mukavemetine ulaşılmıştır. % Uzama değerleri ise %0,3 bor katkılı numunelerde %3 en yüksek değerine ulaşmıştır. Çalışmada mikroyapısal olarak sinterleme sıcaklıklarında sıvı fazın meydana gelmesi gözlemlenmiş ve borca zengin sıvı faz partikül temas noktaları ve gözenek bölgelerini hızlı bir şekilde doldurmuştur. Borca zengin sıvı fazın yanı sıra az miktarlarda bor karbür $[Fe_3(CB)_6]$ ve bor sementit $[Fe_3(CB)]$ oluşumu gözlemlenmiştir. Aynı zamanda borca zengin bor-molibden ötektiği oluşmuş, bu ise yoğunluk artışına yardımcı olmuştur. Bununla alakalı olarak Mo_2B ve MoB 'un Gibbs serbest enerjisinin Fe_2B ve FeB 'den oldukça az olması yoğunlaşmadaki en önemli olay olarak görülmektedir.

T/M metotları ile üretilmiş demir esaslı parçalara bor ilavelerini ilk çalışan araştırmacılardan biri de D.S.MADAN ve arkadaşları [25,26] konuya temel teşkil eden teorik bilgileri ve deneysel sonuçları ortaya koymuştur. D.S.MADAN ve arkadaşları yaptıkları ilk çalışmalarda değişik demir esaslı tozlar içerisinde %0,02-0,8-1,1 oranlarında elemental bor ilaveleri yapmış ve tek yönlü kalıplarda şekillendirdikleri numuneleri $1200^{\circ}C$ 'de H_2 atmosferi altında 60 dak. sinterlemişlerdir. Numuneler için farklı sıcaklık hızlarında dilatometrik ve DSC analizleri yaparak ısıl genleşme ve sıvı faz oluşum sıcaklıklarını tespit etmişlerdir. Buna göre sıcaklık hızına bağlı olarak yaklaşık $1150^{\circ}C$ 'de sıvı faz oluşmakta ve oluşan borca zengin ötektik sıvı faz sinterleme esnasında demir tozlarını ıslatarak partikül temas noktalarından başlayarak tüm partiküller arası boşluklara sızmaktadır. Sinterleme mekanizması tamamıyla sıvı faz sinterlemesi olup artan sıvı faz miktarına bağlı olarak teorik yoğunluk hızla artmaktadır. Dilatometrik ölçüm sonuçlarına göre sinterleme esnasında $650^{\circ}C$ 'de başlayan ve $900 - 1150^{\circ}C$ sıcaklıklarında iki farklı keskin genleşme piki görülmektedir. $900^{\circ}C$ 'deki pik polimorfik dönüşümü, $1150^{\circ}C$ ' deki pik ise sıvı faz oluşumunu göstermektedir.

D.S.MADAN ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmalarda çoğalan ilave bor miktarına bağlı olarak numunelerdeki sinterleme yoğunlukları $6,8 \text{ gr/cm}^3$ 'den $7,57 \text{ gr/cm}^3$ (%96 teorik yoğunluk) değerine yükselmiştir. Buna bağlı olarak çekme mukavemeti değerleri 175 MPa 'dan 360 MPa değerine çıkarken, sertlik değerleri ise 20 HRF değerinden 65 HRF değerine varmıştır. % Uzama değerleri ise %10'dan %5'e kadar azalma göstermiştir. Deneylerde kullanılan demir tozu şekli ve ortalama partikül boyutu büyüklüğüne bağlı olarak, ortalama partikül boyutu azaldıkça tüm sonuçların olumlu yönde arttığı gözlemlenmiştir.

D.S.MADAN ileriki çalışmalarında ise farklı ortalama tane boyutuna sahip FeB tozları ile demir esaslı tozların sinterlenmesini çalışmıştır. Bu çalışmada aynı şekillendirme ve sinterleme şartlarını kullanarak, değişen FeB ilaveleri için ortalama tane boyutuna bağlı olarak mekanik özelliklerin değiştiği gözlemlenmiştir. Buna göre FeB ilavelerinde ortalama partikül boyutu azaldıkça numunelerdeki teorik yoğunluklar %93 den %96 değerine yükselmekte ve mekanik özelliklerde artış göstermektedir. Yalnız % uzama değerleri azalma göstermektedir.

D.S.MADAN ve arkadaşlarının yapmış olduğu farklı bir çalışmada ise diğer çalışmalarına ilave olarak bor ilavesi olarak elemental bor (amorfe ve kristalin), Fe_2B tozları kullanmışlar ve ilave bor biçimindeki bu değişikliğin mikroyapı ve sonuç ürün özelliklerine etkisini incelemişlerdir. Tozların şekillendirilmesinde diğer çalışmalarda kullandıkları şekillendirme metodunu kullanırken, sinterleme şartlarını; $20^{\circ}C/dak.$ sinterleme sıcaklığına çıkış hızı, $1200^{\circ}C$ sinterleme sıcaklığı ve H_2 sinterleme atmosferi olarak seçmişlerdir. Buna göre çalışmalarda kullanılan Fe_2B ilavelerinin elemental bor

ilavelerine göre daha iyi sonuçlar verdiğini gözlemlemişlerdir. 1175°C’de borca zengin Fe-Fe₂B ötektiği meydana gelmek de ve bu ise yoğunluk artışına sebep olmaktadır. Benzer şekilde amorf ve kristalin olmak üzere iki farklı elemental bor ilavesinde yaklaşık olarak aynı ısı miktarlarında sıvı faz oluşmaktadır. Amorf ve kristalin bor ilavelerinin ürün özellikleri bakımından pek değişiklik göstermediği yalnız amorf bor ilavelerinin ürün özelliklerini bir miktar arttığı gözlemlenmiştir. Bu sonuç amorf borun sinterleme sıcaklıklarında daha difüzyon hareketinden kaynaklanmaktadır. Ayrıca bu çalışmada meydana gelen sıvı faz miktarına bağlı olarak tane ve gözenek yapısının farklı olduğu gözlemlenmiştir. Sıvı faz miktarı yükseldikçe tane boyutu büyüklüğü bir miktar azalma gösterirken, gözenek miktarı da hızla azalmaktadır. Gözenek miktarı azalırken artan sıvı faz oranına bağlı olarak gözenek şekli de düzensiz yapıdan küreselliğe doğru kaymaktadır. Kullanılan farklı ilave bor şekline bağlı olarak gözenek yapısı ve tane boyutu önemli ölçüde değişiklik göstermiştir. Sonuç özellikleri bakımından en güzel sonuçları Fe₂B ilavelerinin verdiği gözlemlenmiştir[27,28].

Bu konuda yapılan çalışmaların en önemlilerinden birisi R.TANDON’un yapmış olduğu çalışmalarıdır. R.TANDON yapmış olduğu bu çalışmalarda ortalama partikül boyutu 45µm olan 316 paslanmaz çelik tozları ve ilave bor olarak ise ortalama partikül boyutu 1-35µm olan FeB, NiB, Cr₂B ve elemental bor tozları kullanmıştır. İlave bor tozlarını ayrı ayrı olmak üzere %0,5 ve %1 oranlarında kullanmış ve hazırlanan toz karışımlarını tek yönlü preste şekillendirmiştir. Hazırlanan numuneler 1180°C ile 1260°C aralığında, 10- 60 dakika arasında değişik sıcaklık ve sürelerde H₂ atmosferinde sinterlenmiştir. Yapılan DTA ve DSC çalışmalarında 1226°C- 1233°C aralığında sıvı faz oluşumu ve çoğalan bor oranına bağlı olarak sıvı faz oranının yükseldiği gözlemlenmiştir. Sinterleme esnasında %1 bor katkılı numuneler 1230°C’de maksimum teorik yoğunluğa ulaşmış, yükselen sinterleme sıcaklığına bağlı olarak daha yüksek sıcaklıklarda herhangi bir yoğunluk artışının olmadığı gözlemlenmiştir. Çekme mukavemeti değerleri 1230°C- 1250°C’deki sinterleme sıcaklıklarında aşırı duyarlı bir şekilde değişmiştir; 1240°C’de maksimum çekme mukavemeti elde edilirken, 1250°C’de bu değer azalma göstermiştir. Benzer şekilde yükselen sinterleme sıcaklığına bağlı olarak 1240°C’de 30 dakika maksimum çekme mukavemeti değerleri elde edilirken, daha uzun sürelerde yapılan sinterlemelerde azalış gözlemlenmiştir. Tüm bu deneylerin sonucunda teorik yoğunluk yükselmesine paralel olarak yükselen çekme mukavemeti değerleri, sinterleme sıcaklıklarında oluşan sıvı fazın gözenekleri doldurmasına bağlanmıştır. 1250°C’de ve 60 dakika gibi yüksek sinterleme şartlarındaki çekme mukavemeti değerlerindeki azalışı ise partiküller arası bölgelerdeki Fe, Cr, B ve Mo’ce zengin sürekli çökeltilerin oluşumuna bağlanmıştır. Bu çökelti içeren bölgelerin gayet gevrek oluşu çekme mukavemeti değerlerinin azalmasına neden olmaktadır. Cr₂B ve FeB ilaveli numunelerde gözenek miktarının fazla ve gözenek yapısının yüksek oluşu tüm özellikleri azalttığından bu iki tip numune doğrudan değerlendirmeye katılmadan karşılaştırmadan çıkartılmıştır. Cr₂B içerikli numunelerde 1200°C sıcaklıklarında krom oksit miktarı düşüş eğilimi göstermekte, bunun sonucu açığa çıkan oksijen ortamdaki hidrojenle birleşerek su buharı oluşturarak mikroyapıda kaba ve kalıntı gözenek oluşturmaktadır. İlave bor oranının yükselmesi ile birlikte %0,5 bor ilavelerinde çok ince yapıli çökelti oluşmakta, %1 bor katkılı numunelerde ise oluşan bu çökelti büyümektedir. Bu ise mekanik özelliklerde azalışın bir diğer nedenidir. Artan sinterleme süresine bağlı olarak mikroyapısal büyüme gözlemlenmiş ve bundan dolayı uzun süreli sinterlemelerde mekanik özellikler azalma göstermiştir.

R.TANDON tarafından yapılan çalışmalarda ilave bor oranının korozyon davranışları üzerine etkisi de incelenmiştir. NaCl solüsyonunda 22°C’de 72 saat yapılan deneylerde %0,5 bor katkılı numunelerdeki oyuklanma tipi korozyon (pitting) oluşumunun ilavesiz numunelere göre daha az olduğu tespit edilmiştir. Bunun sebebi

ise %0,5 bor katkılı numunelerde gözenek miktarının oldukça az olmasıdır. Gözenek miktarı ve gözenek boyutunun az olması karıncalanma tipi korozyon oluşum mekanizmasını yavaşlatmıştır. Ayrıca mikroyapıdaki çökeltiler korozyon davranışına direkt olarak etki etmemektedir, fakat bu yargı herhangi bir deneysel çalışma tarafından desteklenmemiştir.

Konuyla ilgili bir diğer çalışma olan SHIMIZU ve arkadaşlarının [29] yapmış olduğu patent çalışmasında ayrı ayrı olmak üzere 434 ve 444L tipi paslanmaz çelik tozları içerisine %0,25- 1,5 aralığında 0,25 adımlarda CrB ve FeB ilaveleri yapılmıştır. Hazırlanan karışımlar tek yönlü preslerde şekillendirilmiş ve 1150°C, 1200°C, 1250°C'de H₂ atmosferinde 60 dakika sinterlenmiştir. Buna göre CrB ve FeB ilaveli numuneler her üç sıcaklıkta da yaklaşık olarak aynı teorik yoğunluk değerlerine (6,89-7,11 gr/cm³) yükselmiştir. Yükselen sinterleme sıcaklığına bağlı olarak teorik yoğunluk değerlerinin 6,89 gr/cm³ den 7,11 gr/cm³ çıkmasının nedeni ise sinterleme sıcaklıklarında oluşan sıvı fazın varlığıdır. Fakat yoğunluk değerlerinin oldukça azalan seviyelerde kalmasının nedeni düşük değerlerdeki presleme basınçları olarak görülmektedir. Teorik yoğunluk değerleri her iki tip ilave bor içeriklerinde yaklaşık olarak aynı değerlerde çıkmış ve aralarındaki yoğunluk farkları önemsenmeyecek kadar azalan değerlerdedir. Yapılan bu patent çalışmasında ilave bor oranı ile yoğunluk arasında bir ilişkilendirme yapılmış ve bunun ötesine geçilmemiştir.

Ö.GÜLSOY tarafından [30] yapılan çalışmalarda ise; toz enjeksiyon kalıplama metodu kullanılarak üretilen 17-4PH paslanmaz çelik parçaları içerisine başlangıç aşamasında katılan amorf bor ve FeB gibi iki farklı bor ilavesinin, mikroyapı ve mekanik özelliklere olan etkisi incelenmiştir. Başlangıç aşamasında kullanılan toz malzemelerin ortalama partikül boyutları ve genel görünüşleri tespit edilerek, başlangıç tozları karakterize edilmiştir. Ağırlıkça %0,25, %0,50, %0,75 ve %1 oranlarında kullanılan amorf bor ve FeB miktarları, 17-4PH tozları ile birlikte Turbula tipi karıştırıcıda 85 dev/dak. hızında 8 saat karıştırılmıştır. Elde edilen toz karışımları, laboratuvar şartları için imal edilen karıştırıcıda 175°C'de 75 dev/dak hızında 2 saat bağlayıcılarla birlikte karıştırılmıştır. Kullanılan bağlayıcılar polimerik esaslı bağlayıcılar olup, %68 parafin, %10 carnauba mum, %21 polipropilen ve %1 stearik asitten oluşmaktadır. Toz-bağlayıcı karışımları hacimce %62,5 toz, %37,5 bağlayıcıdan oluşmaktadır. Toz-bağlayıcı karışımları homojen olarak karıştırıldıktan sonra 8-10mm boyutlarında elde granül haline getirilmiştir. Granül haldeki karışım laboratuvar şartları için imal edilen enjeksiyon kalıplama cihazında 180°C'de ve 12,5 MPa (125 bar) basınçta kalıplanmıştır. Kalıplanan numuneler MPIF standartlarına göre dizayn edilmiş olan çekme ve darbe deneyi numuneleri şeklindedir. Kalıplanmış numuneler Al₂O₃ tozları içerisine gömülerek 900°C'de H₂ atmosferi altında ısıtılıp bağlayıcı giderme işlemine tabi tutulmuştur. Bağlayıcı giderme sırasında, bağlayıcı giderme sıcaklıklarına adım adım çıkılmış ve toplam bağlayıcı giderme süresi yaklaşık olarak 24 saat sürmüştür.

Bağlayıcı giderme işlemi sonrasında tüm numuneler vakum ortamında, farklı süre ve sıcaklıklarda sinterlenmiştir. İlavesiz 17-4PH numuneleri 1350°C'de 1 saat sinterlenmiş ve 7,4gr/cm³ yoğunlukları elde edilmiştir. İlave yapılmış olan numunelerin sinterleme sıcaklıklarının belirlenmesinde DTA deneyleri baz alınmıştır. Sinterleme çalışmaları için seçilen sıcaklıklar DTA eğrilerinden elde edilen sıvı faz oluşum sıcaklıklarının üzerinde seçilmiştir. Amorf bor ilaveli numuneler 1220, 1230, 1240, 1250°C'lerde ve 10, 20, 30, 45 dak. sürelerinde sinterlenmiştir. FeB ilaveli numuneler 1265, 1275, 1285°C'lerde ve 10, 20, 30, 45 dakika sürelerinde sinterlenmiştir. Bu sinterleme çalışmaları sonucunda 6,98 gr/cm³ ile 7,897 gr/cm³ aralığında değişen yoğunluk değerleri elde edilmiştir. Sinterleme sıcaklıkları, sinterleme süreleri ve ilave bor miktarlarına bağlı olarak mekanik özelliklerin değiştiği gözlemlenmiştir.

Sinterleme sonrasında en yüksek çekme mukavemetinin elde edildiği numuneler ısıtılma işlem uygulamalarına tabi tutulmuştur. Isıtılma işlem uygulamalarında 1050°C’de 1 saat bekletilerek su verilen numuneler sonrasında 480°C’de 4 saat yaşlandırma işlemine tabi tutulmuştur. Tüm ısıtılma işlem çalışmaları Ar atmosferi altında gerçekleştirilmiştir. Isıtılma işlemine tabi tutulmuş numuneler üzerinde mikroyapı ve mekanik özelliklerin karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Ayrıca en yüksek mekanik özelliklerin elde edildiği numuneler %53’lük sodyum hipoklorid çözeltisinde korozyon testlerine tabi tutulmuş ve korozyon oluşum biçimi tespit edilmiştir.

Maksimum mekanik özelliklerin elde edildiği sinterlenmiş numunelerin ısıtılma işlemine tabi tutulması sonucunda 1350°C’de 60 dak sinterlenmiş numunelerde 976 MPa çekme mukavemeti, %4,4 uzama, 19J darbe mukavemeti ve 34 HRC sertlik değerleri elde edilmiştir. 1250°C’de 30 dak. sinterlenen %0,5 amorf bor ilaveli numunelerde ısıtılma işlem sonrasında 1520 MPa çekme mukavemeti, %6,6 uzama, 23J darbe mukavemeti ve 55,1 HRC sertlik değerleri elde edilmiştir. 1285°C’de 45 dakika sinterlenen %1 FeB ilaveli numunelerde ısıtılma işlem sonrasında 1318 MPa çekme mukavemeti, %6 uzama, 22J darbe mukavemeti ve 50,2 HRC sertlik değerleri elde edilmiştir. Bu sonuçlara göre 17-4PH parçaları içerisinde ilave edilen %0,5 miktarlarındaki amorf bor ilaveleri çekme mukavemeti değerlerini %55, uzama değerlerini %50, darbe mukavemeti değerlerini %21 ve sertlik değerlerini %62 oranında arttırmıştır. Benzer şekilde %1 miktarlarında ilave edilen FeB ilaveleri çekme mukavemeti değerlerini %35, uzama değerlerini %36, darbe mukavemeti değerlerini %15 ve sertlik değerlerini %47 oranında arttırmıştır.

Korozyon deneyleri sonrasında ilaveli numunelerin ilavesiz numunelere oranda daha az ağırlık kaybı sergiledikleri görülmüştür.

17-4PH parçalarına yapılan bor ilavelerinin, parçaların mekanik özelliklerin artırılmasının yanı sıra sinterleme sıcaklığı ve sinterleme sürelerinin azaltılması gibi önemli yararları da olmuştur. Bor ilaveli parçalarda kullanılan sinterleme sıcaklıkları, 17-4PH parçaları için geleneksel olarak kullanılan sinterleme sıcaklıklarının yaklaşık %10’u kadar daha azaltılmıştır. Sinterleme süreleri ise yine geleneksel olarak kullanılan sinterleme sürelerinden yaklaşık olarak %75 daha kısadır.

Amorf bor ilaveli numunelerin 1220°C ile 1250°C arasında sabit 30 dakika sinterlenmesi sonuçlarına göre, artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak yoğunluk değerleri sürekli artış göstermektedir. Sinterleme sıcaklığı ile yoğunluk değerlerinin artışına paralel olarak artan amorf bor miktarlarına bağlı yoğunluk artışları da elde edilmiştir. Düşük sıcaklıklarda ve düşük ilave miktarlarında yapılan sinterlemelerde sıvı faz miktarı düşük, yüksek sıcaklıklarda ve yüksek ilave miktarlarında yapılan sinterlemelerde ise sıvı faz miktarı yüksektir. Benzer şekilde 1250°C’de ve artan sinterleme sürelerine bağlı olarak yapılan sinterlemelerde; 10 dakika gibi kısa sürelerde sıvı faz miktarı az, 30 ve 45 dakika gibi yüksek sürelerde sıvı faz miktarı fazladır. 45 dakika süresinde yapılan sinterlemelerde bazı numunelerde (özellikle %1 ilaveli), numune şekilleri bozulmuş ve kısmi çökmelere rastlanmıştır. Bunun sebebi olarak aşırı sıvı faz oluşumu ile mikroyapının yarı viskoz hale gelmesi ve partiküllerin birbirleri üzerinden hareket ederek şeklin bozulması olarak görülmektedir. 1250°C’de 30 dakika yapılan sinterlemelerde artan amorf bor miktarına göre yoğunluk değişimleri göz önüne alındığında, artan bor miktarına bağlı olarak yoğunluk değerleri artmaktadır. Sonuçlardan da görüleceği gibi yoğunluk artışlarının temel sebebi; oluşan sıvı fazın tüm partiküller arası bölgelere ve gözenek bölgelerine nüfuz ederek yoğun bir mikroyapı sergilemesidir. Sıvı faz oluşum sıcaklıklarının üzerine çıkıldığında, borca zengin sıvı faz oluşmuş ve bu sıvı faz değişen sinterleme parametrelerine bağlı olarak yoğunluk değerlerini arttırmıştır. Artan sinterleme sıcaklıklarına ve sürelerine bağlı olarak yoğunluk değerleri sürekli olarak artış gösterirken, yoğunluk artış hızları

her iki parametrede farklılık göstermiştir. Sinterleme sürelerine bağlı olarak yoğunluk değişimlerinde 20 ve 30 dakika arasında hızlı bir yoğunluk artışı meydana gelmiş ve 30 dakika'dan sonra yoğunluk artış hızları büyük ölçüde azalmıştır. Buradan da 30 dakika sinterleme süresinin maksimum yoğunluk değerleri için yeterli olacağı anlaşılmaktadır. Benzer şekilde artan amorf bor miktarına bağlı olarak yoğunluk değerlerinin artışı göz önüne alındığında %0,50 B miktarı gerekli olan yoğunlaşmayı sağlamaktadır. Amorf bor ilaveli numunelerden alınan yoğunluk değerleri ve sinterleme parametreleri göz önüne alındığında, ilave amorf bor miktarı ve sinterleme sıcaklıklarının yoğunluk üzerinde daha fazla etkili olduğu düşünülmektedir.

Amorf bor ve FeB ilaveli numunelerin sertlik ölçümlerinden elde edilen sonuçlar incelendiğinde de tüm sinterleme şartlarında ve tüm ilave miktarlarında sertlik değerleri artış göstermiştir. Her iki tip ilaveli numunede de, mikroyapıdaki gözeneklerin kapanarak yoğunluğun artmasına bağlı olarak partikül temas noktalarındaki borca zengin gevrek sıvı fazın oluşması, sertlik değerlerindeki artışın en önemli sebebidir. Her iki tip numunede de %0,25 ilavelerinden sonra sertlik artışlarında büyük sıçramalar olmamış fakat artış yinede devam etmiştir.

BÖLÜM III

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Fe tozlarından T/M metodu kullanılarak imal edilen parçalar uygulamada çok geniş oranda kullanılmaktadır. Bu tip parçalar sinterleme sonrası ısıtıl işlem uygulamaları ile farklı mühendislik özelliklerine kavuşturulabilirler. Mühendislik özelliklerindeki bu farklılık başlangıç aşamasında toz içeriklerinin ve özelliklerinin farklı olması ve değişik ısıtıl işlem şartlarına bağlıdır. Bu çalışmada başlangıç aşamasında Fe tozları içerisine farklı bor ilaveleri yaparak sinterleme davranışlarını değiştirmek ve bunun sonucunda da mikroyapısal gelişimi sağlayarak mekanik özellikleri arttırmak amaçlanmıştır. Çalışmalarda tek bir üretici firmaya ait Fe tozları kullanılırken, farklı üretici firmalara ait Bor ve NiB tozları ilave olarak kullanılmıştır. İlave olarak kullanılan tozların içerikleri ağırlıkça %0,20, %0,40, %0,60 ve %0,80 oranlarındadır. Bor ve bor bileşiklerinin kullanılmasının amacı; sinterleme esnasında mikroyapıda sıvı faz oluşturarak yüksek sinter yoğunlukları elde etmek ve bunun sonucunda da mekanik özellikleri arttırmaktır. Kullanılan tozlara ait fiziksel ve kimyasal özellikler sonraki bölümlerde ayrıntılı olarak verilmiştir.

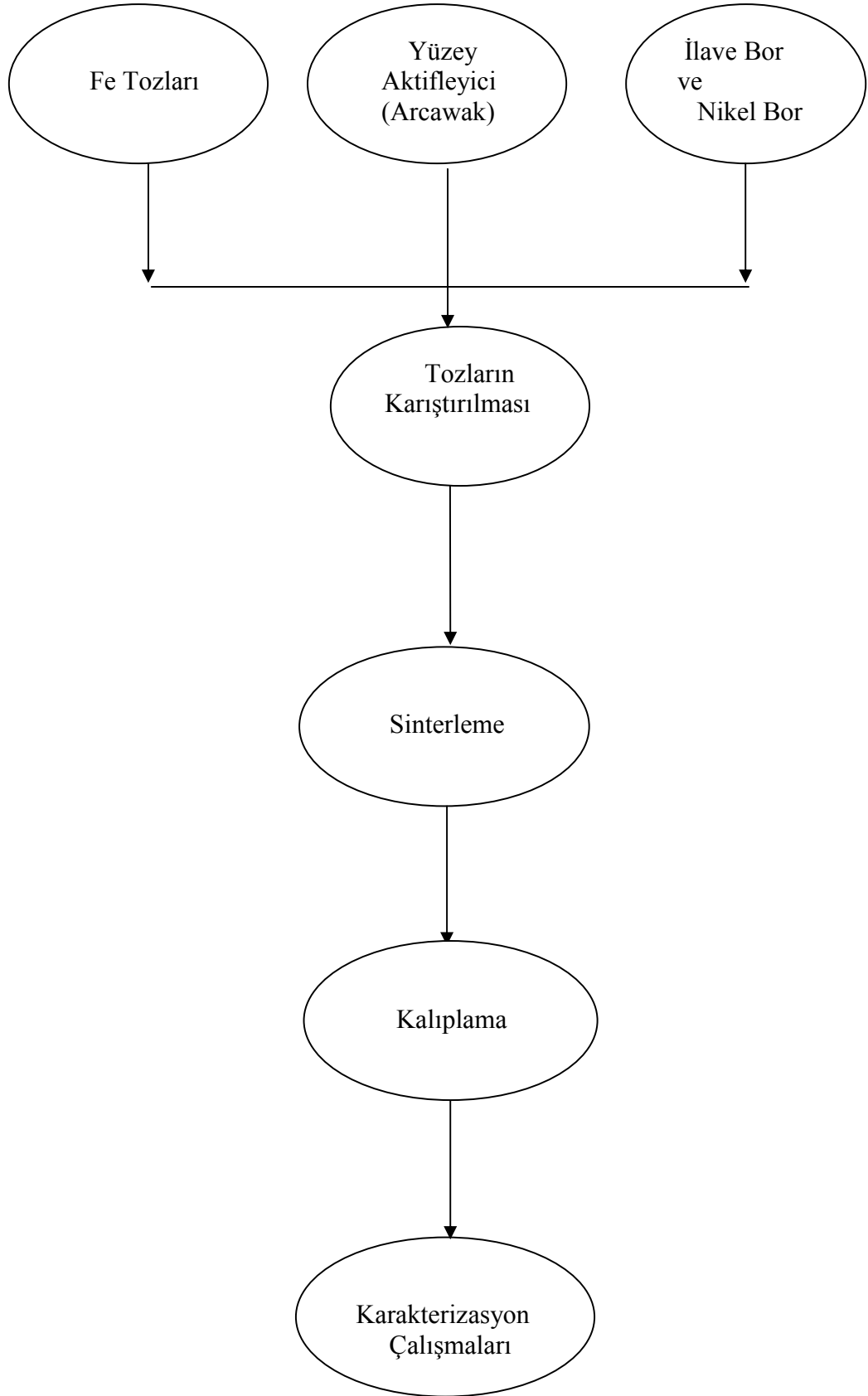
Belirli miktarlarda bor ilavesi yapılan Fe tozları Turbula karıştırıcı da 85 dev/dak'da 8 saat karıştırılmıştır. Karıştırma işlemi öncesinde yüzey aktifleyici olarak seçilen Arcawak toz halinde ağırlıkça %0,5 oranında karışıma katılmış ve homojen bir karışım elde edilmiştir.

Kalıplama işleminde kullanılan kalıp MPIF standartlarına göre dizayn edilen çekme deney numuneleri üretebilecek şekilde dizayn edilmiştir. Kalıplama sonrasında numuneler üzerinde Arşimet prensibine göre yoğunluk ölçümleri gerçekleştirilmiş ve tüm numunelerdeki yoğunluk dağılımının 6,8 gr/cm³ ile 6,9 gr/cm³ aralığında olduğu görülmüştür.

Sinterleme sıcaklıklarına çıkış hızları tüm numuneler için aynı seçilmiş ve soğuma fırında gerçekleştirilmiştir. Sinterleme sonrasında numuneler üzerinde Arşimet prensibine göre yoğunluk ölçümleri yapılmış ve numune yoğunluklarının 7,01gr/cm³ ile 7,75gr/cm³ aralığında değiştiği gözlemlenmiştir. Sinterlenmiş numuneler üzerinde değişik mekanik testler ve karakterizasyon çalışmaları gerçekleştirilmiştir.

Deneysel çalışmalarda kullanılan işlem sırası aşağıdaki Tablo III.1'de genel olarak verilmiştir.

Tablo: III.1. Deneysel çalışma programı akış şeması



III.1.DENEYİN YAPILIŞI:

NiB, Demir tozu, Arcawax karışımlarından oluşan numuneler III seri halinde yapılmıştır. İki farklı türden oluşan numuneler (150HP ve 1000-C) I. Seride numuneler belirli değerlerde hiç bor ilavesi koymadan hazırlanmıştır. II. seride numuneler ağırlıkça %0, 0.2, 0.4,0.6, 0.8 Bor ilaveleri yapılarak, hazırlanmış kalıp içerisine konularak yük altında preslenmiştir. III. seride numuneler ağırlıkça %0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8 NiB ilaveleri yapılarak, hazırlanmış kalıp içerisine konularak yük altında preslenmiştir.

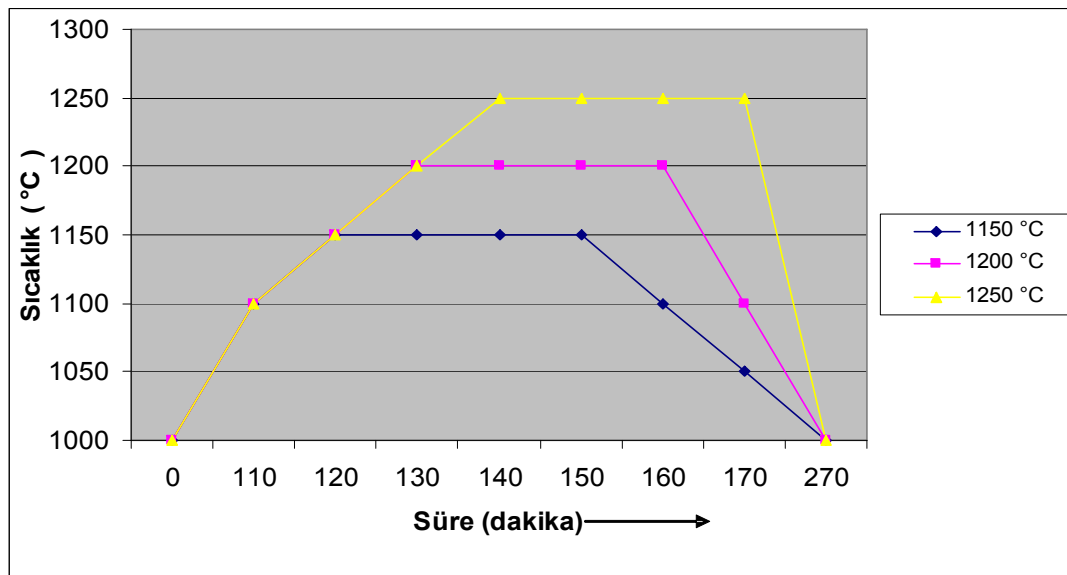
- I.seri İlavesiz numuneler.
II.seri Ağırlıkça B ilaveli numuneler.
III.seri Ağırlıkça NiB ilaveli numuneler.

Karışım miktarları 600 gr. baz alınarak ağırlıkça hesaplanmıştır.600 gr olan I.tip numune karışımlarında tozlar içerisine % 0,5 Arcawax değişen miktarlarda 150 HP demir tozları, B, karışımlarından oluşmaktadır. II .tip numune karışımlarında tozlar içerisine % 0,5 Arcawax değişen miktarlarda 1000-C demir tozları, NiB, karışımlarından oluşmaktadır.150 HP ve 1000-C tipindeki malzemeler belirli değerlerde hesaplanarak Presica 205 model 0,0001 hassasiyetindeki terazide tartılarak karışım haline getirilmiştir.

Homojen bir karışım sağlamak amacı ile, Arcawax, B ve NiB, 150 HP, 1000-C demir tozları 30 dakika süre ile WAB (Switzerland) marka karıştırıcıda karıştırılmıştır.

Hazırlanan karışımlar 2080 takım çeliğinden yapılmış paslanmaz çelik kalıba dökülerek Ersin kalıp makine 80 ton'luk basma makinesinde preslenmiştir.

I.II.III.serilerde preslenen numuneler 310 kalite tavalar içerisine alümina tozlar konularak, kotlama yapılmak suretiyle yerleştirilmiştir. Sinterleme işlemi için ROTOVAC-II (Vakun Industries -2300) vakum kontrollü sinterleme fırınına konularak vakum atmosferi içerisinde 10°C / dak. hızla 1100°C'ye kadar çıkılmış,1100°C 'den sonra 5°C/ dak. ile 1150 °C'ye,sırasıyla 1200°C'ye,1250°C'ye çıkılmış, her sıcaklıkta 30 dakika sinterleme için bekletildikten sonra fırın içerisinde yavaş soğumaya bırakılarak, soğuma yapıp sinterleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Şekil:III.1'de sinterleme fırınında sıcaklığın zamana göre değişimi görülmektedir.



Şekil:III.1.Sinterleme fırınında sıcaklığın zamana göre değişimi.

Sinterlenmiş numuneler tamamen soğuduktan sonra mekanik deneyler;

I.aşamasında Precisa 205 model 0,0001 hassasiyetindeki terazide yoğunluk deneyi uygulanarak, numunelerin yoğunlukları ölçülmüş, bu ölçümde Arşimet prensibi uygulanmış olup deney gerçekleştirilmiştir.

II. aşamasında sertlik deneyi testi uygulanarak, numuneler HRA skalasında ölçümü gerçekleştirilmiştir.

III. aşamasında Instron 8503 marka çekme cihazında çekme deneyi testi uygulanarak, numunelerin çekme mukavemetleri, % uzama değerleri bulunmuştur.

Mekanik deneyler gerçekleştirildikten sonra metalografi çalışmaları için numuneler standartlara uygun olarak kesilmiştir. Kesilme işlemleri ASTM E 399 normuna uygun olarak 0,5 x 1 x 4,2mm boyutlarına göre numuneler hazırlanmıştır. Kesme işlemlerinde elmas disk ile Abrasif kesici servocut METKON (Bursa) marka kesicide gerçekleştirilmiştir.

Numuneler Prior marka optik mikroskop'ta incelenmek ve fotoğraflarının çekimi için önce zımparalama kademesinden (80 zımparalamadan 1200 zımparalamaya kadar)geçirilerek ardından parlatma işlemleri gerçekleştirilmiş, daha sonra dağlama işlemleri yapılarak numuneler optik mikroskop için hazır hale getirilmiştir. Dağlama işlemi esnasında dağlama reaktifi olarak % 2 Nital (%2 Nitrik asit, % 98 Etil alkol) kullanılarak dağlama gerçekleştirilmiştir. Numuneler optik mikroskop'ta, farklı büyütmelemlerde incelenerek mikro yapı değişimleri incelenmiş, yapıdaki farklılıklar tespit edilerek fotoğrafları çekilmiştir.

Bütün bu çalışmalardan elde edilen sonuçlar, literatürdeki çalışmalarla kıyas yapılarak malzemelerin mekanik özelliklerinin değişimi tespit edilmiştir.

III.2 DENEYLERDE KULLANILAN ALET VE CİHAZLAR

III.2.1.Karıştırma

Farklı ölçülerde hazırlanan 150HP ve 1000-C tipindeki demir tozları, içine katılan farklı oranlarda Bor ve Nikel –Bor tozları belli ölçülerde hazırlanmış ve Şekil: III.2’de görülen WAB (Switzerland) marka karıştırıcıda her numune 30 dakika süre karıştırılıp homojenlik sağlanmıştır. Karıştırma işlemi 85 dev./ dak. Hızda yapılmıştır.



Şekil:III.2.Karıştırıcı

III.2.2.Kalıplama

Başlangıç aşamasında tozlar homojen bir şekilde karıştırılmış ve kalıplanmıştır. Kalıplama sonrasında tüm numuneler gözle muayene edilerek numune ağırlıkları ayrı ayrı ölçülmüştür. Şekil III.3’de kalıplanmış numuneler görülmektedir.



Şekil III.3 Kalıplanmış numuneler

Kalıplanmış numuneler üzerinde yapılan yoğunluk ölçümlerinde tüm numunelerdeki yoğunlukların $6,8\text{gr/cm}^3$ ile $6,9\text{gr/cm}^3$ aralığında olduğu görülmüştür. Kalıplanmış numunelerde alınan bu yoğunluk değerleri literatürdeki bir çok çalışmada elde edilen değerlerle aynıdır.

Kalıbın kullanıldığı pres 80 ton’luk pres olup, numune kalıpları Şekil: III.4’de görülen prese takılarak hazırlanmış toz karışımları 70 kg/mm^2 basınç uygulanarak

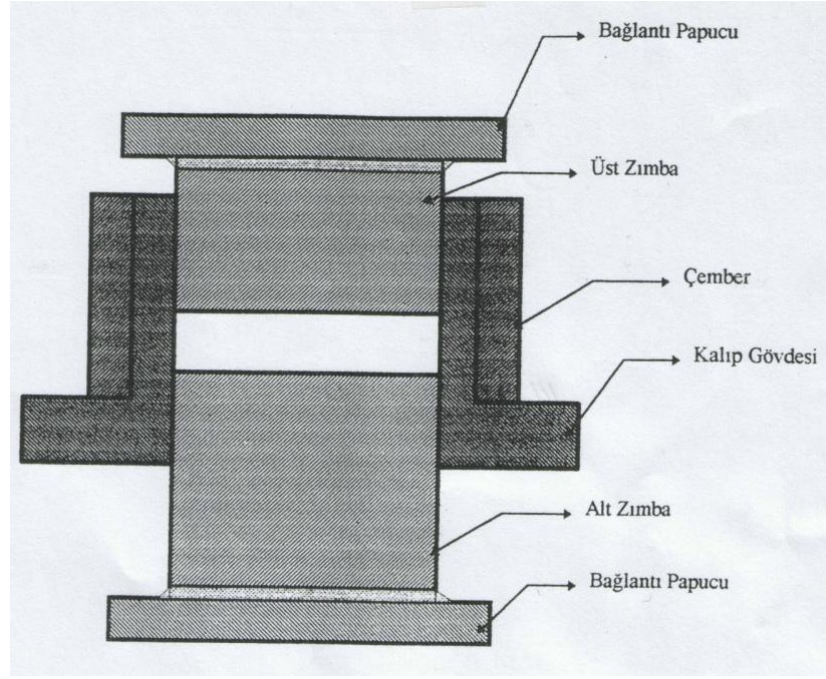
çekme deneyi, çentik darbe deneyi, yoğunluk deneyi, sertlik deneylerinin numuneleri hazırlanmıştır.

Preslemeye yönelik kalıp dizaynları ASTM B783 işlenmiş çekme numunesi ölçüleri göz önünde bulundurularak yapılmıştır. Hazırlanan kalıba ait montaj resmi, Şekil III.5’de, detay resmi ise Şekil III.6’da verilmiştir. Kalıbın kullanıldığı malzeme 2080 takım çeliğidir. Alt ve üst zımbalar ve de bu zımbalara ait bağlantı pabuçlarının sertlikleri HRA 58 değerinde tutulurken kalıp gövdesinin sertliği HRA 66 değerinde tutulmuştur. Tüm sertlik değerleri 960°C’de yağda su verilerek ve istenilen sertlik değerine kadar fırın içerisinde temperlenerek elde edilmiştir. Kalıp gövdesi üzerindeki toz basılacak numune kesitinin açılmasında tel erozyon cihazı kullanılmış ve istenilen ölçüler $\pm 0,01$ hassasiyette elde edilmiştir. Hazırlanan alt ve üst zımbalar bağlantı pabuçlarına kaynaklı bağlantı ile tutturulmuştur.

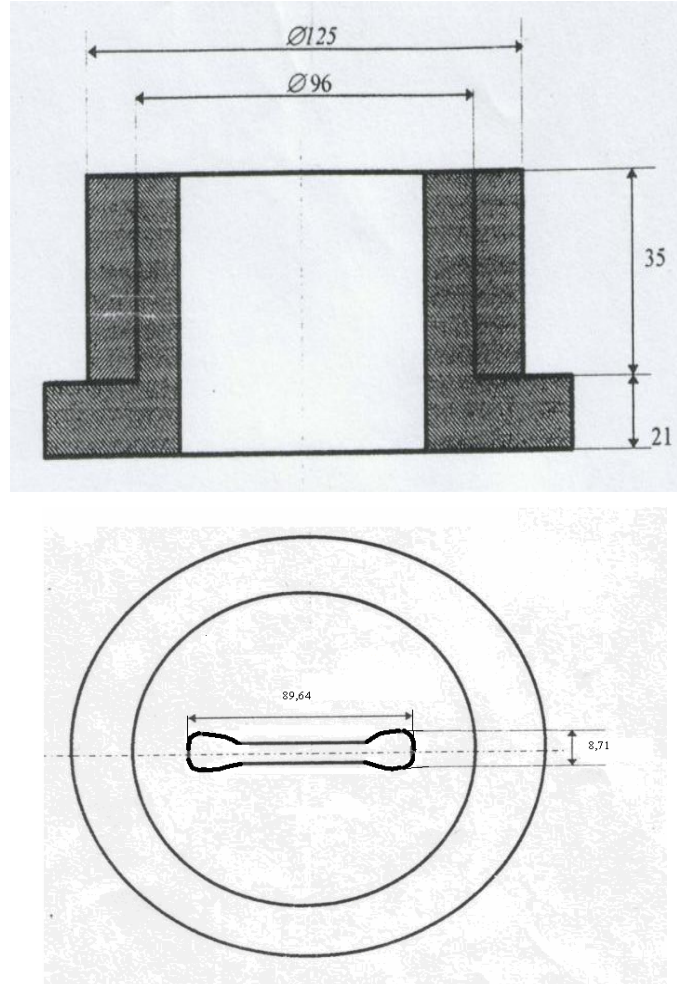
Hazırlanan kalıp pres üzerine bağlanmış ve numuneler ölçü toleransları dahilinde preslenmiştir. Bütün numuneler 70 kg/mm² basınç uygulanarak standartlara uygun halde preslenmiştir. Presleme sonrası kompaktlar ayrı ayrı kotlanmış ve numune kodu olarak toz karışımlarında kullanılan kodlamalar esas alınmıştır.



Şekil III.4. Kalıplama presinin genel görünüşü



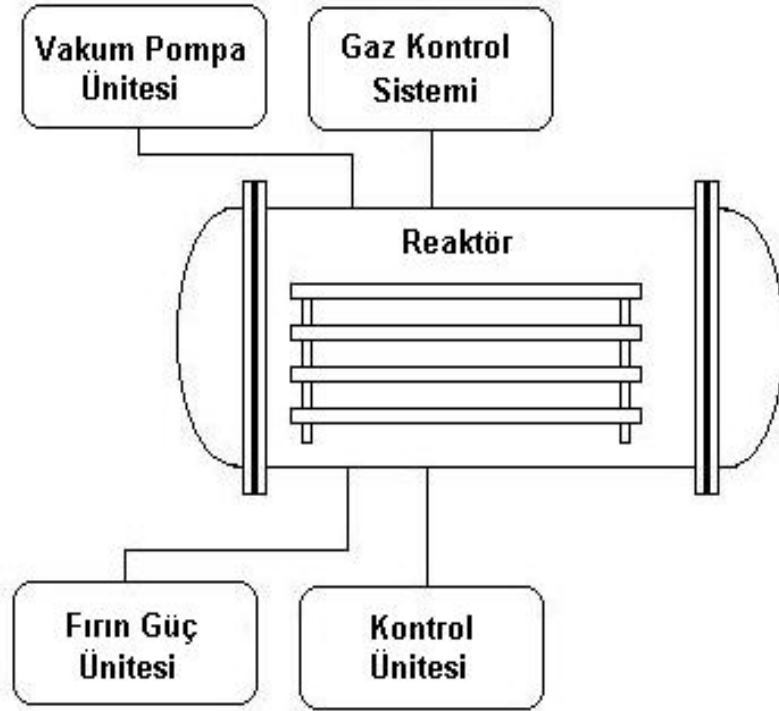
Şekil III.5. Numunelerin preslenmesinde kullanılan kalıp montaj resmi



Şekil III.6. Kalıp gövdesi detay resmi

III.2.3. Sinterleme Fırını

Sinterleme işlemleri ROTOVAC-II (Vakum Industries -2300) vakum kontrollü fırında gerçekleştirilmiştir. Fırın maksimum 50 mbar'lık vakum değerlerine kadar çıkabilmektedir. Vakum ve sıcaklık kontrolleri yüksek derecedeki hassasiyete sahip kontrol ünitesi tarafından sağlanmaktadır. Şekil III.7.'de şematik görünüşü verilen sinterleme fırınının genel görünüşü Şekil III.8'de verilmiştir.



Şekil III.7 Sinterleme fırınının şematik görünüşü



Şekil III.8 Sinterleme fırınının genel görünüşü. Şekil III.9. Küçük tip sinterleme fırınının genel görünüşü

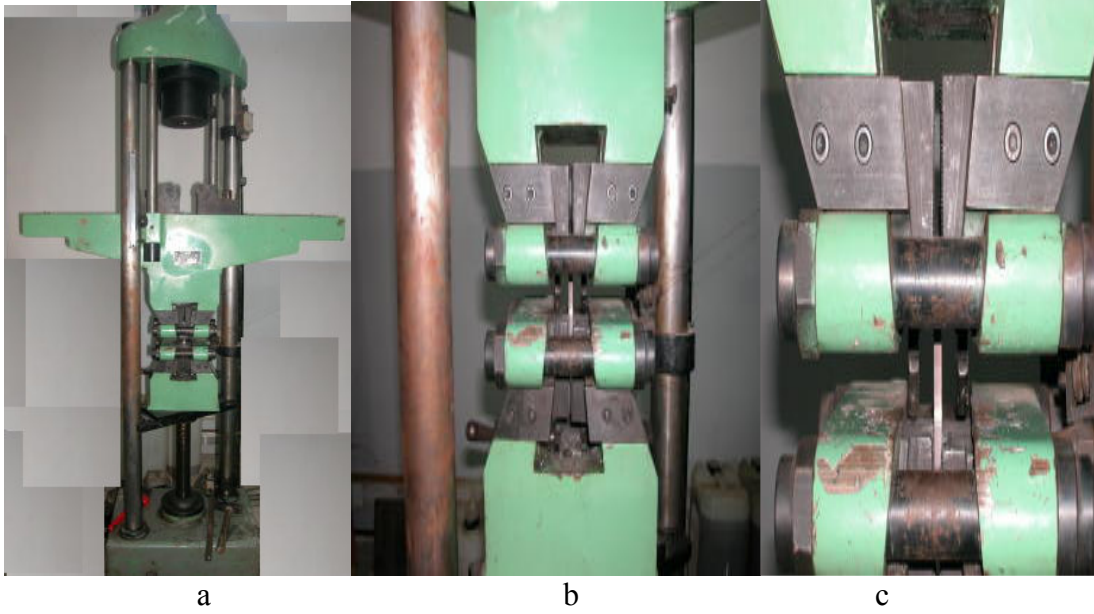
Şekil:III.8 ve 9’da görülen iki farklı sinterl

III.2.4. Çekme Deneyleri



49

Burada ölçüler mm olarak verilmiş olup, basınç alanı 645,2 mm², numune yüksekliği 6,35mm ve temel ölçünün alındığı değer ise 25,40mm'dir. Şekil.III.11.a- Çekme makinesinin genel görünüşü, b-Çekme makinesinde ölçüm yapılırken, c- Çekme makinesinin yakından görünüşü görülmektedir.



Şekil.III.11 a-Çekme makinesinin genel görünüşü
b-Çekme makinesinde ölçüm yapılırken.
c- Çekme makinesinin yakından görünüşü

III.2.5. Sertlik Ölçümleri

Tüm numunelerin sertlik ölçümleri MPIF 43 standardına bağlı kalınarak Instron-Wolpert DIA-TESTOR 7551 marka universal sertlik ölçme cihazında HRA skalasında yapılmıştır.

III.2.6. Yoğunluk Ölçümleri

Tüm numunelerin yoğunlukları MPIF 42 standardına bağlı kalınarak Arşimet prensibine göre Precisa 205 model 0,0001 hassasiyete sahip terazide yapılmıştır.

III.2.7. Metalografik Çalışmalar

Sinterlenmiş numunelerin metalografik çalışmaları için, numuneler soğuk bakalite alınmış; 120, 240, 320, 400, 500, 600, 800, 1000, 1200 ve 2500 nolu zımparalarla zımparalama yapılmıştır. Zımparalama sonrasında 5µm ve 1µm'luk elmas pasta ile parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi % 2 Nital kullanılarak yapılmış ve Prior marka optik mikroskopta farklı büyütmelerde görüntüleme işlemleri gerçekleştirilmiştir.

III.2.8.XRD Analizleri

Deneyde kullanılan XRD analiz sonuçları Buruger DS marka makinede gerçekleştirilmiştir.

III.3. DENEY MALZEMELERİ

Deneylerde kullanılan Fe tozları Hogenaes (USA)firmasından temin edilmiştir. Bu tozlar gaz atomizasyonu metodu ile üretilen küresel tozlardır. İlave toz olarak kullanılan Amorf bor tozları **SB BORON CORP. (A.B.D) firmasından**, NiB tozları ise **F.W WINTER INC.&CO. (A.B.D) firmasından** temin edilmiştir. Toz karışımlarının hazırlanması aşamasında kullanılan yüzey aktifleyiciler (Arcawak) Lonza co (ABD) firmasından temin edilmiştir. Kullanılan tozlar Hoeganaes (ABD) firmasından alınmış olup, bunlar Ancorsteel 1000-C tipi ve Ancorsteel 150HP tipi malzemelerdir.

150HP ve 1000-C tipi kullanılan malzeme tozlarının kimyasal kompozisyonu tablo.III.2 ve tablo.III.3’de verilmiştir.Üretici firmalardan alınan tozlara ait kimyasal analiz değerleri ise tablo III.4’de verilmiştir. Tablo.III.5’de Bor ve NiB’a ait Kimyasal kompozisyon görülmektedir.

Tablo III.2 Deneylerde kullanılan1000-C tozuna ait kimyasal kompozisyon (% ağırlık)

Kimyasal kompozisyon (1000-C)											
% Fe	% C	% Sup	% O	% N	% Cu	% Ni	% Mo	% P	% Mn	% Si	% Cr
kalan	0,004	0,008	0,04	-	0,05	0,04	0,02	0,006	0,03	0,002	0,03

Tablo III.3. Deneylerde kullanılan 150HP tozuna ait kimyasal kompozisyon (% ağırlık)

Kimyasal kompozisyon (150 HP)											
% Fe	% C	% Sup	% O	% N	% Cu	% Ni	% Mo	% P	% Mn	% Si	% Cr
Bal	0,004	0,009	0,07	-	0,06	0,03	1,48	0,007	0,009	0,003	0,03

Tablo III.4. Deneylerde kullanılan tozlara ait fiziksel özellikler

Toz	Ancorsteel 1000-C	Ancorste el 150- HP
Üretici	Hoeganaes Corp.	Hoeganae s Corp.
Üretim metodu	Su atomize	Su atomize
Morfoloji	Düzensiz	Düzensiz
	+60 Mesh	0,0
Elek	+80 mesh	1,7
analizi	+100 mesh	6,4
(% ag.)	+200 mesh	--
	+325 mesh	67,3
	Kalan	24,6

Tablo.III.5. Bor ve NiB’a ait Kimyasal kompozisyon

Amorf Bor	% 99,8 Saflık’ da
NiB	% 19 B (Diğeri nikel)

Partikül boyutu, dağılımı ve şekli toz akış özelliklerini belirleyen önemli parametrelerdir. Ortalama partikül boyutu küçüldükçe paketlenabilirlik artar ve sinterleme sonrası yüksek teorik yoğunluklar elde edilir ama diğer taraftan ise akış özellikleri artar. Ortalama partikül boyutu büyüdükçe paketlenabilirlik azalır ve bundan daha da önemlisi kalıplanabilirlik zorlaşır. Kaba tozların akıcılık özellikleri iyi değildir.

Partikül boyut dağılımı, dağılımın ortalama partikül boyutundan uzaklığının ölçüsüdür. Bu parametre en az partikül boyutu kadar önemlidir. Partikül boyut dağılımı birçok metotla hesaplanabilmekte ve şu şekilde ifade edilmektedir.

$$S_w = \frac{2,56}{\log_{10} \left(\frac{D_{90}}{D_{10}} \right)}$$

(II.1)

Burada S_w partikül boyut dağılımı, D_{90} toz kütlesinin %90'ının ortalama partikül boyutu, D_{10} toz kütlesinin %10'unun ortalama partikül boyutudur ve 2,56 sabiti Gauss hesaplamalarından gelmektedir. Tablo III.6 ve 7'de ortalama partikül boyutu (D_{50}) 10 μ m olan tozlar için hazırlanmış farklı S_w değerleri görülmektedir.

Tablo III.6.Amorf Bor tozlarına ait ölçüsel değerler

D₁₀	0,20 μ m
D₅₀	0,50 μ m
D₉₀	3,64 μ m

Tablo III.7. Nikel- Bor tozlarına ait ölçüsel değerler

D10	30 μ m
D50	50 μ m
D90	20 μ m

III.4. NUMUNELERİN HAZIRLANMA AŞAMALARI

III.4.1. Karışımın Hazırlanması

T/M'te başlangıç aşamalarından birisi olan karışımın hazırlanması, karışımın homojenleşmesi ve ürün özellikleri bakımından oldukça önemlidir. Bölüm III.3'de fiziksel ve kimyasal özellikleri verilen tozlar, ilaveler ve bağlayıcılar bu aşamada homojen olarak karıştırılmıştır. Fe tozları, ilave tozlar ve Arcawax ilaveleri belirli miktarlarda seçilerek kapalı bir cam kap içerisinde Turbula karıştırıcıda 85 dev/dak'da 8 saat karıştırılmıştır. Hazırlanan karışımlara ait karışım miktarları Tablo III.8.'de verilmiştir. Tabloda dikkat edilmesi gereken bir nokta; Arcawax miktarı, kullanılan toplam bağlayıcı miktarının ağırlıkça % 0,5'i düzeyindedir.

B harfi amorf bor ilaveli, N harfi ise NiB ilaveli numuneleri temsil etmektedir.

Tablo III.8 Karışım miktarları

Numune Kodu	% Bor	% NiB	% Arcawax
Fe	—	—	0,5
N1	0,20	—	0,5
N2	0,40	—	0,5
N3	0,60	—	0,5
N4	0,80	—	0,5
B1	—	0,20	0,5
B2	—	0,40	0,5
B3	—	0,60	0,5
B4	—	0,80	0,5

Turbula karıştırıcıda karıştırılan tozlar, 600 cc'lik bir hacim baz alınarak toz ve bağlayıcı karışım oranları tespit edilmiştir.

III.4.2. Numunelerin Kalıplanması

Numunelerin kalıplanması, bölüm III.2,2'de detayları verilen kalıplama presinde gerçekleştirilmiştir. Kalıplama sonrasında numune yoğunlukları Arşimet prensibine göre ölçülmüş ve yoğunlukların yaklaşık olarak 6,8gr/cm³ ile 6,9gr/cm³ aralığında olduğu görülmüştür.

III.4.3. Sinterleme

Sinterleme işlemi, bölüm III.2,3'de detayları verilen sinterleme fırınında 50 bar'lık vakum altında gerçekleştirilmiştir. Numuneler 310 kalite tavalar içerisine alümina tozlar serpiştirilerek üzerine yerleştirilmiştir. Al₂O₃ tozlar üzerine yerleştirilerek fırına konulmuş ve her numune için farklı sinterleme sıcaklıkları uygulanmıştır. Burada alümina tozlarının kullanılmasının amacı, numunelerin sinterleme fırınının, içine yerleştirilen tavalara yapışmasını engellemektir. Paslanmaz çelik altlıkların kullanılması halinde sinterleme esnasında numunelerin altlıklara yapışması söz konusudur. Bunun ise dezavantajı difüzyon ortamında karbon geçişi meydana gelmesidir. Bu ise malzeme özelliklerinin değişmesi anlamına gelir. Bu gibi durumların olmaması için alümina kullanılmıştır. Alüminanın en büyük özelliği 1550°C'ye kadar kararlı kalması ve bozulmamasıdır. Bir diğer özelliği ise, malzemeye yapışmamasıdır. Tüm sinterleme işlemlerinde 1100°C'a 10°C/dakika ısıtma hızında çıkılmış ve bu sıcaklıkta 5 dakika beklenildikten sonra seçilen sinterleme sıcaklıklarına 5°C/dakika ısıtma hızında çıkılmıştır. Sinterleme sıcaklıklarında belirli süre beklenildikten sonra yine aynı şekilde 1100°C'ye 5°C/dakika ısıtma hızında soğutulmuş ve sonrasında fırında serbest olarak soğumaya bırakılmıştır. Tüm numuneler için kullanılan sinterleme süre ve sıcaklıkları Tablo

III.9’ da verilmiştir. Tablo III.9 ‘da sinterleme fırınının içerisinde numuneler, belli kodlama yapılarak bir kısım ilavesiz ve ilaveli numuneler 1150⁰C’de, bir kısmı 1200⁰C’de bir kısmı ise 1250⁰C’de 30 dakika sinterlenmiştir. Amorf bor ve NiB tozlarının tane boyutu ölçümünden elde edilen dağılım eğrileri sırasıyla Şekil.III.12 ve Şekil.III.13’de verilmiştir.

Tablo III.9 Deneylerde kullanılan sinterleme programı

Malzeme Yapıları	Sinterleme Sıcaklığı (°C)			Sinterleme Süresi (dak.)
Fe (ilavesiz)	1150	1200	1250	30
NB 0.2	1150	1200	1250	30
NB 0.4	1150	1200	1250	30
NB 0.6	1150	1200	1250	30
NB 0.8	1150	1200	1250	30
B 0.2	1150	1200	1250	30
B 0.4	1150	1200	1250	30
B 0,6	1150	1200	1250	30
B 0.8	1150	1200	1250	30

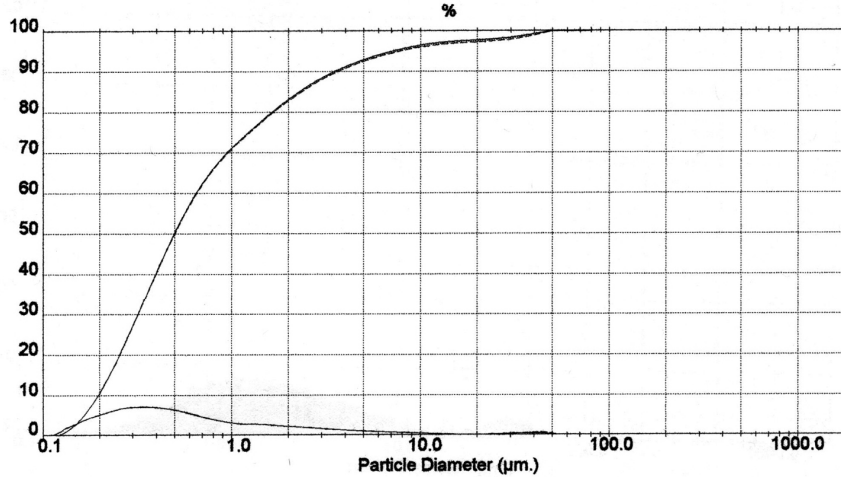
Result: Analysis Report

Sample Details		
Sample ID: Bor (Cristalin)	Run Number: 3	Measured: 21 Oct 1992 16:19
Sample File: ENDUSTRI	Record Number: 1311	Analysed: 21 Oct 1992 16:19
Sample Path: C:\SIZERX\DATA\		Result Source: Analysed
Sample Notes: Destile su icinder DAXAD 11 katkili 5 % 80 ultrasonik banyoda daristirildi		

System Details			
Range Lens: 45 mm	Beam Length: 2.40 mm	Sampler: MS17	Obscuration: 20.0 %
Presentation: 2NHD	[Particle R.I. = (1.4564, 0.1000);	Dispersant R.I. = 1.3300]	
Analysis Model: Polydisperse			Residual: 0.319 %
Modifications: None			

Result Statistics			
Distribution Type: Volume	Concentration = 0.0049 %Vol	Density = 1.000 g / cub. cm	Specific S.A. = 14.2597 sq. m / g
Mean Diameters:	D (v, 0.1) = 0.20 um	D (v, 0.5) = 0.50 um	D (v, 0.9) = 3.64 um
D [4, 3] = 2.18 um	D [3, 2] = 0.42 um	Span = 6.889E+00	Uniformity = 3.769E+00

Size Low (um)	In %	Size High (um)	Under%	Size Low (um)	In %	Size High (um)	Under%
0.05	0.21	0.12	0.22	2.83	2.18	3.49	89.61
0.12	2.87	0.15	3.09	3.49	1.81	4.30	91.42
0.15	5.32	0.19	8.42	4.30	1.49	5.29	92.91
0.19	7.36	0.23	15.78	5.29	1.24	6.52	94.16
0.23	8.83	0.28	24.60	6.52	1.03	8.04	95.19
0.28	9.58	0.35	34.18	8.04	0.82	9.91	96.01
0.35	9.56	0.43	43.74	9.91	0.58	12.21	96.59
0.43	8.80	0.53	52.54	12.21	0.36	15.04	96.95
0.53	7.50	0.65	60.05	15.04	0.22	18.54	97.17
0.65	6.00	0.81	66.05	18.54	0.22	22.84	97.40
0.81	4.73	1.00	70.78	22.84	0.36	28.15	97.76
1.00	3.97	1.23	74.75	28.15	0.60	34.69	98.36
1.23	3.66	1.51	78.41	34.69	0.85	42.75	99.21
1.51	3.41	1.86	81.82	42.75	0.79	52.68	100.00
1.86	3.02	2.30	84.84	52.68	0.00	64.92	100.00
2.30	2.60	2.83	87.44	64.92	0.00	80.00	100.00



Malvern Instruments Ltd.
Malvern, UK
Tel: +[44] (0)1684-892456 Fax: +[44] (0)1684-892789

Mastersizer X Ver. 2.18
Serial Number:

21 Oct 92 16:20

Şekil III.12 Amorf bor tozlarına ait tane boyutu dağılım eğrisi

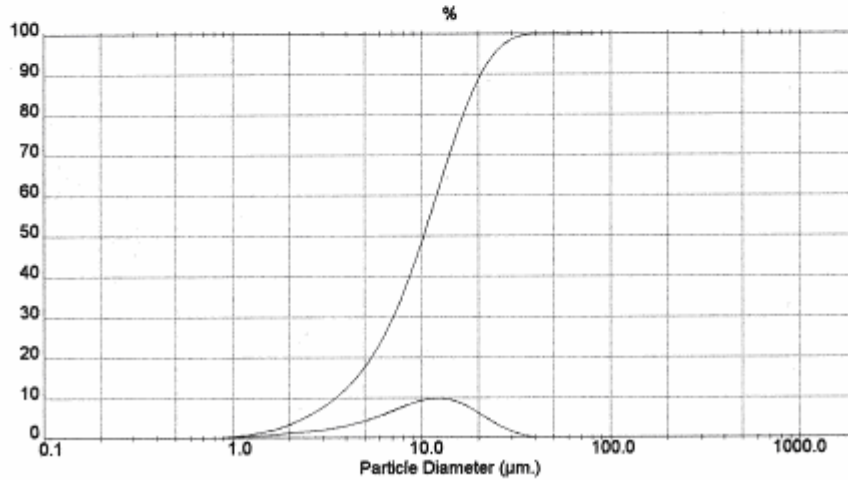
Result: Analysis Report

Sample Details		
Sample ID: Ni B (Nikel Bor)	Run Number: 3	Measured: 21 Oct 1992 14:10
Sample File: ENDUSTRI	Record Number: 1317	Analysed: 21 Oct 1992 14:10
Sample Path: C:\SIZERX\DATA\		Result Source: Analysed
Sample Notes: %0.5 Amonyum sitrat içinde 5 % 50 ultrasonik banyoda karıştırıldı Doc.Dr. Ali Arslan Kaya		

System Details		
Range Lens: 45 mm	Beam Length: 2.40 mm	Sampler: MS17
Presentation: 2SFD	[Particle R.I. = (2.1945, 0.0100); Dispersant R.I. = 1.3300]	Obecuration: 21.7 %
Analysis Model: Polydisperse		Residual: 0.247 %
Modifications: None		

Result Statistics			
Distribution Type: Volume	Concentration = 0.0212 %Vol	Density = 1.000 g / cub. cm	Specific S.A. = 0.8645 sq. m / g
Mean Diameters:	D (v, 0.1) = 3.50 um	D (v, 0.5) = 10.25 um	D (v, 0.9) = 20.56 um
D [4, 3] = 11.35 um	D [3, 2] = 6.94 um	Span = 1.664E+00	Uniformity = 5.171E-01

Size Low (um)	In %	Size High (um)	Under%	Size Low (um)	In %	Size High (um)	Under%
0.05	0.00	0.12	0.00	2.83	3.00	3.49	9.95
0.12	0.00	0.15	0.00	3.49	3.98	4.30	13.93
0.15	0.00	0.19	0.00	4.30	5.38	5.29	19.31
0.19	0.00	0.23	0.00	5.29	7.28	6.52	26.59
0.23	0.00	0.28	0.00	6.52	9.56	8.04	36.15
0.28	0.00	0.35	0.00	8.04	11.80	9.91	47.95
0.35	0.00	0.43	0.00	9.91	13.21	12.21	61.15
0.43	0.00	0.53	0.00	12.21	13.17	15.04	74.31
0.53	0.01	0.65	0.01	15.04	11.32	18.54	85.64
0.65	0.08	0.81	0.09	18.54	7.91	22.84	93.54
0.81	0.28	1.00	0.37	22.84	4.39	28.15	97.94
1.00	0.49	1.23	0.86	28.15	1.76	34.69	99.69
1.23	0.80	1.51	1.66	34.69	0.30	42.75	100.00
1.51	1.12	1.86	2.79	42.75	0.00	52.68	100.00
1.86	1.88	2.30	4.67	52.68	0.00	64.92	100.00
2.30	2.28	2.83	8.95	64.92	0.00	80.00	100.00



Malvern Instruments Ltd.
Malvern, UK
Tel: +44 (0)1684-892456 Fax: +44 (0)1684-892789

Mastersizer X Ver. 2.16
Serial Number:

21 Oct 92 14:11

Şekil III.13 NiB tozlarına ait tane boyutu dağılım eğrisi

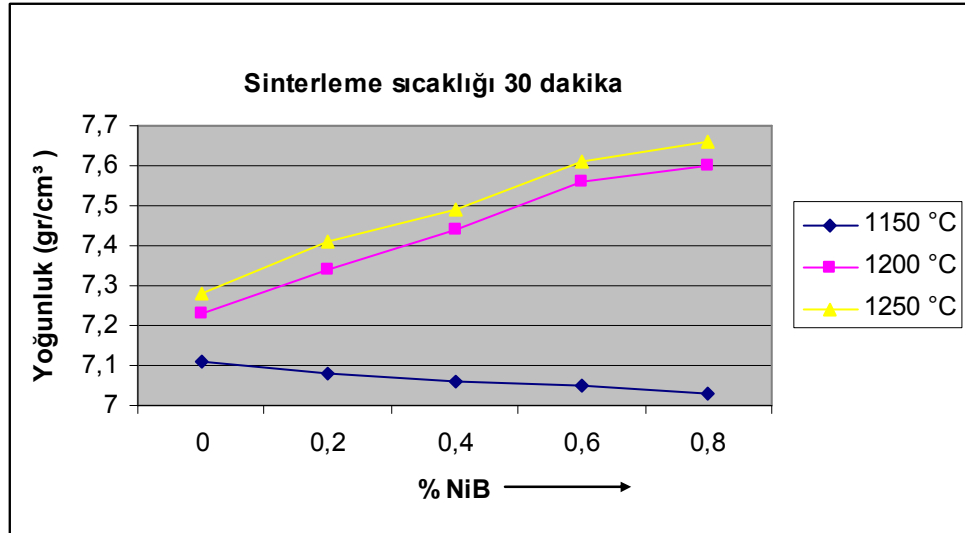
BÖLÜM IV

SONUÇLAR

IV.1. SİNERLEME SONRASI YOĞUNLUK SONUÇLARI

B ve N grubu numuneler farklı sıcaklıklarda sinterlenmiştir. Sinterleme sıcaklıklarının seçiminde literatürde kullanılan sinterleme sıcaklıkları da göz önüne alınmıştır. Bor ilaveli numunelerdeki ilave miktarının numune özelliklerine etkisinin görülmesi için ilavesiz numunelerde aynı sıcaklıklarda sinterlenmiştir. Bu sıcaklıklar ilavesiz numuneler için oldukça düşük sinterleme sıcaklıklarıdır. İlavesiz numuneler 150HP tipi tozlar için 1150°C'de 7,11 gr/cm³ değerlerinde, 1200°C'de 7,23 gr/cm³ değerlerinde 1250°C'de ise 7,28 gr/cm³ değerlerinde yoğunluklar elde edilmiştir.

Sinterleme sıcaklıklarının etkisinin gözlemlenebilmesi için yapılan ilk sinterlemelerde A grubu ve ilavesiz numuneler 1150°C, 1200°C, ve 1250°C sinterleme sıcaklıklarında sinterlenmiştir. Sinterleme sıcaklığının etkisinin gözlemlenebilmesi için sinterleme süresi sabit olarak 30 dakika seçilmiştir. Şekil IV.1'de artan sıcaklığa bağlı olarak yoğunlukların değişimi görülmektedir. Bu sıcaklıklarda sinterlenen 150HP tipi tozlar için ilavesiz numunelerdeki yoğunluk değerleri 7,11 gr/cm³ gibi oldukça normal değerlerdedir. 1150°C'de NiB miktarının artması ile birlikte yoğunluklarda ani düşüşler görülmektedir. Bu sıcaklıkta %0,20 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,08 gr/cm³, %0,40 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,06 gr/cm³, %0,60 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,05 gr/cm³, % 0,80 NiB ilaveli numunelerde ise bu değer 7,03 gr/cm³ düzeylerine kadar düşmüştür. 1200°C sıcaklık da sinterlenen %0,20 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,34 gr/cm³, %0,40 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,442 gr/cm³, %0,60 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,56 gr/cm³, %0,80 NiB ilaveli numunelerde ise bu değer 7,6 gr/cm³ düzeylerine kadar çıkmıştır.



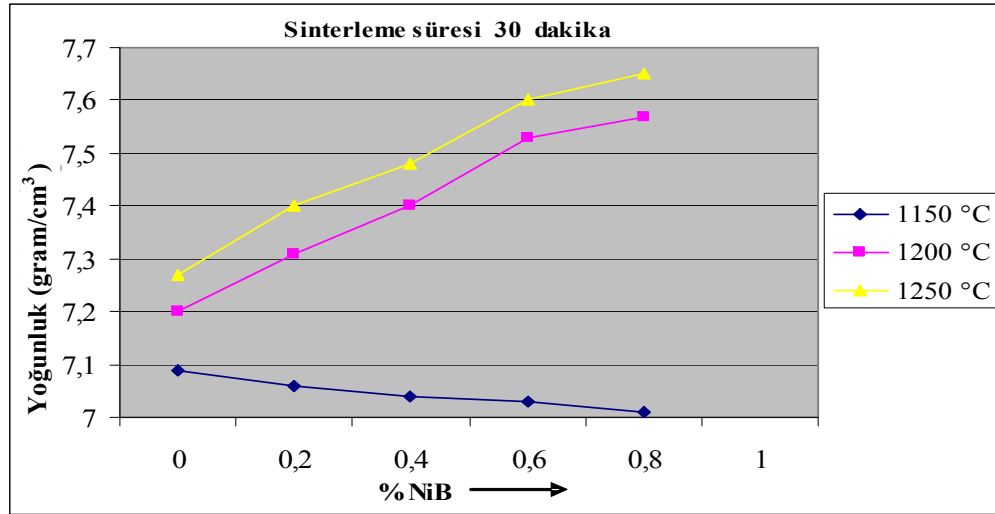
Şekil IV.1'de 150HP tipi tozlar için, artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yoğunlukların değişimi

İlavesiz numuneler 1000-C tipi tozlar için; 1150°C 'de 7,09 gr/cm³ değerlerinde, 1200°C'de 7,2 gr/cm³ değerlerinde 1250°C'de ise 7,27 gr/cm³ değerlerinde yoğunluklar elde edilmiştir.

Şekil IV.2'de artan sıcaklığa bağlı olarak yoğunlukların değişimi görülmektedir. Buna göre 1000-C tipi tozlar için ilavesiz numunelerdeki yoğunluk değerleri 7,09 gr/cm³

gibi oldukça normal değerlerdedir. 1150°C’de NiB miktarının artması ile birlikte yoğunluklarda ani düşüşler görülmektedir. Bu sıcaklıkta %0,20 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,06gr/cm³, %0,40 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,04gr/cm³, %0,60 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,03gr/cm³, % 0,80 NiB ilaveli numunelerde ise bu değer 7,01gr/cm³ düzeylerine kadar düşmüştür. 1200°C sıcaklık da sinterlenen %0,20 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,31gr/cm³, %0,40 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,4gr/cm³, %0,60 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,53gr/cm³, %0,80 NiB ilaveli numunelerde ise bu değer 7,57gr/cm³ düzeylerine kadar çıkmıştır.

Buradan da görüldüğü gibi 1150°C’de NiB miktarına bağlı olarak her iki tip malzemede de yoğunluklar sürekli düşmüştür. Benzer şekilde 1200°C’de artan sinterleme sıcaklığı ve NiB miktarına bağlı olarak hem 150HP, hem de 1000-C tipi numunelerin hepsinde yoğunluklar devamlı artış göstermiş ve teorik yoğunluk değerlerine ulaşılmıştır. Bunun yanı sıra numunelerde her hangi bir distorsiyon veya şekil bozukluğuna rastlanmamıştır.



Şekil IV.2’de 1000-C tipi tozlar için, artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yoğunlukların değişimi

Sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yoğunluk değişimi grafiklerinden de yararlanarak artan NiB ilavesinin yoğunluk üzerine etkisinin gözlemlenebilmesi için 1250°C’de 30 dakika yapılan sinterlemeler esas alınmış ve bu şartlarda NiB ilavesi arttırılmıştır. 150HP tipi numuneler için, İlavesiz numunelerde yoğunluk 7,28gr/cm³, %0,20 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,41gr/cm³, %0,40 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,49gr/cm³, %0,60 NiB ilaveli numunelerde ise yoğunluk 7,61gr/cm³ değerlerine ulaşmıştır. Bu aşamada yoğunlaşma hızı maksimum değerlerdedir. Artan NiB ilavesine bağlı olarak % 0,80 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,66gr/cm³ değerlerine ulaşmıştır.

1000-C tipi numuneler için, İlavesiz numunelerde yoğunluk 7,27gr/cm³, %0,20 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,4gr/cm³, %0,40 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,48 gr/cm³, %0,60 NiB ilaveli numunelerde ise yoğunluk 7,6gr/cm³ değerlerine ulaşmıştır. Bu aşamada yoğunlaşma hızı maksimum değerlerdedir. Artan NiB ilavesine bağlı olarak % 0,80 NiB ilaveli numunelerde yoğunluk 7,65gr/cm³ değerlerine ulaşmıştır. %0,20 ile %0,80 arasındaki NiB ilavelerinde yoğunlaşma hızı devamlı artış göstererek maksimum yoğunluk değerleri % 0,80 NiB ilaveli numunelerde görülmüştür.

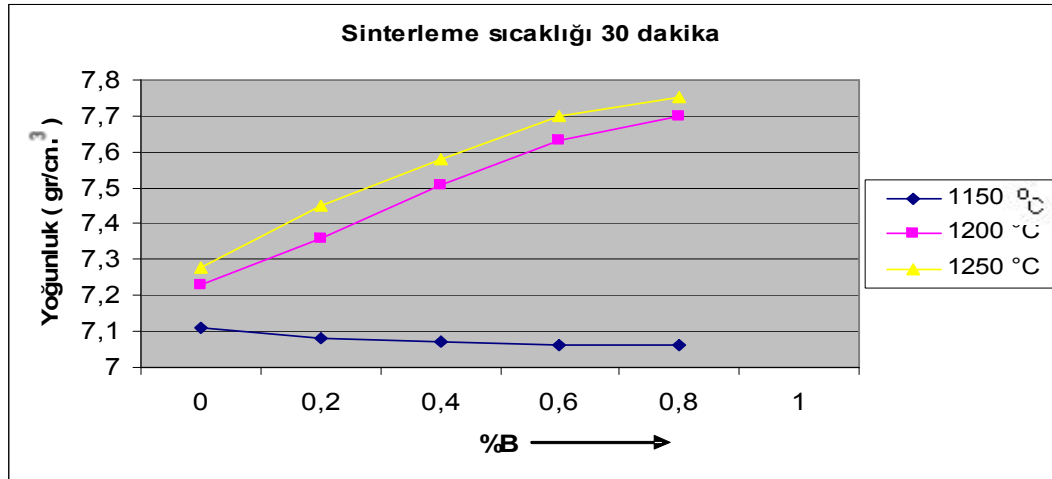
N grubu numuneler ve B grubu numuneler aynı sıcaklıklarda sinterlenmiştir. Yüksek sinterleme sıcaklıklarının seçiminde sıvı fazın daha yüksek sıcaklıklarda

oluşması etkili olmuştur. Literatürdeki benzer çalışmalarda da benzer sıcaklık aralıklarının kullanıldığı bilinmektedir. Sinterleme sıcaklıklarının etkisinin gözlemlenebilmesi için yapılan ilk sinterlemelerde B grubu ve ilavesiz numuneler 1150°C, 1200°C ve 1250°C sinterleme sıcaklıklarında sinterlenmiştir. Sinterleme sıcaklığının etkisinin gözlemlenebilmesi için sinterleme süresi sabit olarak 30 dakika seçilmiştir. Bu sıcaklıklarda sinterlenen 150HP tipi numuneler için, ilavesiz numunelerde 1150°C'de 7,11gr/cm³ yoğunluk değeri, 1200°C'de 7,23gr/cm³ yoğunluk değeri, 1250°C'de 7,28gr/cm³ yoğunluk değerleri elde edilmiştir. 150HP tipi numunelerde 1150°C'de sıcaklıkta sinterlenen %0,20 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,08gr/cm³, %0,40 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,07gr/cm³, %0,60 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,06gr/cm³, %0,8 B ilaveli numunelerde ise bu değer 7,06gr/cm³ düzeylerine kadar azalmıştır.

1000-C tipi numuneler için, ilavesiz numunelerde 1150°C'de 7,09gr/cm³ yoğunluk değeri, 1200°C'de 7,2 gr/cm³ yoğunluk değeri, 1250°C'de 7,27gr/cm³ yoğunluk değerleri elde edilmiştir. 150HP tipi numunelerde 1150°C'de sıcaklıkta sinterlenen % 0,20 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,06gr/cm³, %0,40 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,05gr/cm³, %0,60 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,04gr/cm³, %0,8 B ilaveli numunelerde ise bu değer 7,04gr/cm³ düzeylerine kadar azalmıştır.

Her iki tip numunede de 1150°C'de B miktarının artması ile birlikte yoğunluklarda ani azalmalar görülmektedir. 1200°C'de artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak tüm numunelerde 1250°C'ye kadar sürekli yoğunluk artışları meydana gelmiş ve bu sıcaklıklarda yoğunluk değerleri maksimum noktalarına ulaşmıştır.

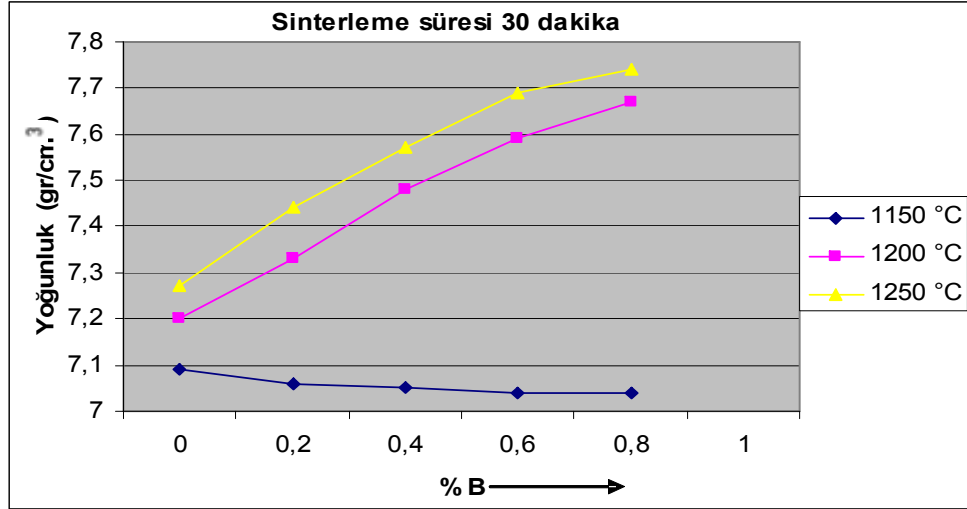
Şekil IV.3'de artan sıcaklığa bağlı olarak yoğunlukların değişimi görülmektedir. Buna göre 150HP tipi tozlar için, 1150°C'de sinterlenen %0,20 B ilaveli numunelerin yoğunlukları 7,08gr/cm³ iken aynı numuneler 1250°C'de sinterlendiklerinde yoğunluk 7,45 gr/cm³ değerlerine ulaşmaktadır. Benzer şekilde %0,8 B ilaveli numunelerde 1150°C'de yapılan sinterlemelerde 7,06 gr/cm³ yoğunluk değerleri gözlenirken, aynı numuneler 1250°C'de sinterlendiklerinde yoğunluk değerleri 7,75gr/cm³ değerlerine ulaşmıştır.



Şekil IV.3'de 150HP tipi tozlar için, B ilaveli numunelerde artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yoğunlukların değişimi.

Şekil IV.4'de artan sıcaklığa bağlı olarak yoğunlukların değişimi görülmektedir. Buna göre 1000-C tipi tozlar için, 1150°C'de sinterlenen %0,20 B ilaveli numunelerin yoğunlukları 7,06gr/cm³ iken aynı numuneler 1250°C'de sinterlendiklerinde yoğunluk 7,4 gr/cm³ değerlerine ulaşmaktadır. Benzer şekilde %0,8 B ilaveli numunelerde 1150°C'de yapılan sinterlemelerde 7,04gr/cm³ yoğunluk değerleri gözlenirken, aynı numuneler 1250°C'de sinterlendiklerinde yoğunluk değerleri 7,74gr/cm³ değerlerine

ulaşmıştır. Bu sıcaklıklarda yapılan sinterleme çalışmalarında tüm numunelerde distorsiyona ve herhangi bir şekil bozukluğuna rastlanmamıştır.



Şekil IV.4. 1000-C tipi tozlar için, B ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yoğunluk değişimi.

150HP tipi numunelerde 1200 °C’de sıcaklıkta sinterlenen %0,20 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,36gr/cm³, %0,40 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,51gr/cm³, %0,60 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,63gr/cm³ e,%0,8 B ilaveli numunelerde ise bu değer 7,7gr/cm³,1250 °C’de sıcaklıkta sinterlenen %0,20 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,45gr/cm³, %0,40 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,58gr/cm³, %0,60B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,7 gr/cm³,%0,8 B ilaveli numunelerde ise bu değer 7,75gr/cm³ düzeylerine kadar yükselmiştir.

1000-C tipi numunelerde 1200 °C’de sıcaklıkta sinterlenen %0,20 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,33gr/cm³, %0,40 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,48gr/cm³, %0,60 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,59gr/cm³,%0,8 B ilaveli numunelerde ise bu değer 7,67gr/cm³ iken,1250 °C’de sıcaklıkta sinterlenen %0,20 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,44 gr/cm³, %0,40 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,57gr/cm³, %0,60 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,69gr/cm³,%0,8 B ilaveli numunelerde ise bu değer 7,74gr/cm³ düzeylerine kadar azalmıştır.

Buradan da görüldüğü gibi tüm numunelerde artan sinterleme sıcaklığına ve B miktarına bağlı olarak sıcaklığın artmasıyla 1200 °C’den itibaren yoğunluklar devamlı artış göstererek 0,8 B ilaveli numunelerde maksimum düzeye ulaşmıştır.

Sinterleme sıcaklığına bağlı olarak yoğunluk değişimi grafiklerinden de yararlanarak artan B ilavesinin yoğunluk üzerine etkisinin gözlemlenebilmesi için 1250 °C’ de 30dakika yapılan sinterlemeler esas alınmış ve bu şartlarda B ilavesi arttırılmıştır. 150HP tipi numuneler için, ilavesiz numunelerde yoğunluk 7,28gr/cm³ değerlerinde iken, %0,2 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,45 gr/cm³ değerlerine ulaşmıştır. Bu aşamada yoğunlaşma hızı maksimum değerlerdedir. %0,4 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,58 gr/cm³ değerlerine, artan B ilavesine bağlı olarak %0,6 B ilaveli numunelerde yoğunluk 7,7gr/cm³ değerlerine, %0,8 B ilaveli numunelerde ise yoğunluk 7,75gr/cm³ değerlerine ulaşmıştır. Yoğunlaşma hızı devamlı artarak maksimum yoğunluk değeri 0,8 B ilaveli numunelerde görülmüştür. Buna karşın %0,8 B ilaveli numunelerin bu gibi yüksek sinterleme sıcaklıklarında distorsiyon ve herhangi bir şekil bozukluklarına rastlanmamıştır. Dolayısıyla B miktarı ve sinterleme sıcaklıklarının artmasıyla yoğunluk değerleri sürekli artış göstererek 0,8 B miktarındaki numunelerde maksimuma çıkmıştır.

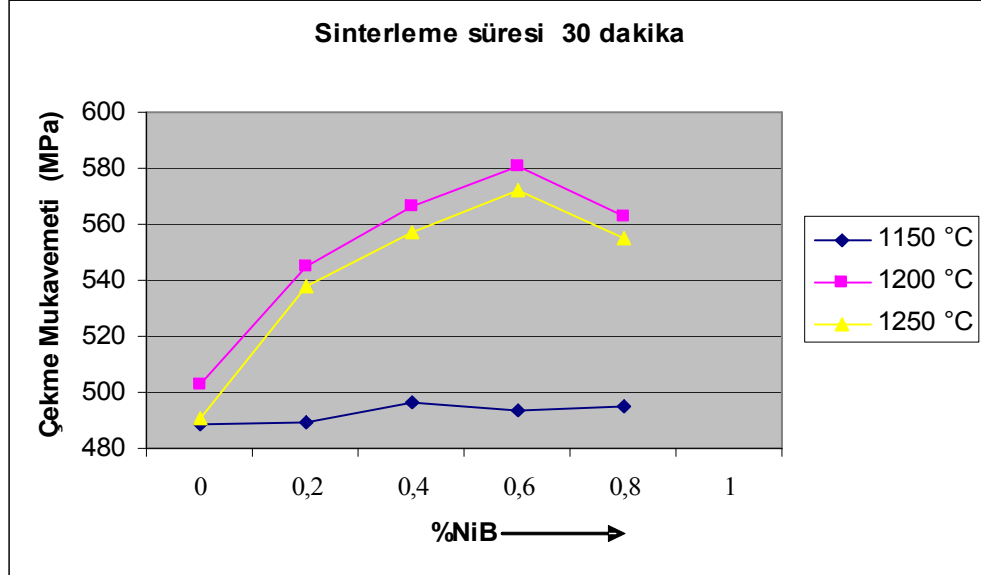
1000-C tipi numuneler için, ilavesiz numunelerde yoğunluk $7,27\text{gr/cm}^3$ değerlerinde iken, %0,2 B ilaveli numunelerde yoğunluk $7,44\text{gr/cm}^3$ değerlerine ulaşmıştır. Bu aşamada yoğunlaşma hızı maksimum değerlerdedir. %0,4 B ilaveli numunelerde yoğunluk $7,57\text{gr/cm}^3$ değerlerine, artan B ilavesine bağlı olarak %0,6 B ilaveli numunelerde yoğunluk $7,69\text{gr/cm}^3$ değerlerine, %0,8 B ilaveli numunelerde yoğunluk $7,74\text{gr/cm}^3$ değerlerine ulaşmıştır. Yoğunlaşma hızı devamlı artarak maksimum yoğunluk değeri 0,8 B ilaveli numunelerde görülmüştür. Buna karşın %0,8 B ilaveli numunelerin bu gibi yüksek sinterleme sıcaklıklarında distorsiyon ve herhangi bir şekil bozukluklarına rastlanmamıştır. Dolayısıyla B miktarı ve sinterleme sıcaklıklarının artmasıyla yoğunluk değerleri sürekli artış göstererek 0,8 B miktarındaki numunelerde maksimuma çıkmıştır.

IV.2. ÇEKME DENEYİ SONUÇLARI

Sinterleme sonrasında yapılan çekme deneylerinde, ilave amorf bor ve NiB miktarlarına, sinterleme sıcaklığına ve sinterleme süresine bağlı olarak çekme mukavemeti ve % uzama değerlerinin değişimleri incelenmiştir. İlavesiz numuneler ayrıca 1150 C'de 150HP tipi tozlar için 488,51 MPa, 1000-C tipi tozlar için 480,3 MPa, 1200 C'de 150HP tipi tozlar için 503,1 MPa, 1000-C tipi tozlar için 501,2 MPa, 1250 C'de 150HP tipi tozlar için 490,5 MPa, 1000-C tipi tozlar için 490,1 MPa, çekme mukavemeti değerleri elde edilmiştir.

Nikel bor ilaveli numunelerde sinterleme süresi 30 dakika sabit tutularak sinterleme sıcaklıkları artırılmış ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin değişimi incelenmiştir. Şekil IV.5'de sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin değişimi görülmektedir. Buna göre 150HP tipi tozlar için 1150 C'de sinterlenen %0,20 NiB ilaveli numunelerde çekme mukavemeti değeri 489,4 MPa iken, % 0,40 Ni B ilaveli numunelerde bu değer 496,31 MPa, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 493,7 MPa ve %0,80NiB ilaveli numunelerde 495,1MPa seviyelerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200 C'de % 0,20 NiB ilaveli numunelerde çekme mukavemeti 545,5 MPa iken, % 0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 566,1 MPa, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 580,8 MPa ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde ise 562,7 MPa düzeylerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1250 C'de % 0,20 NiB ilaveli numunelerde çekme mukavemeti 537,8 MPa iken, % 0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 557,4 MPa , % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 572,1 MPa ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde ise 554,9 MPa düzeylerine ulaşmıştır.

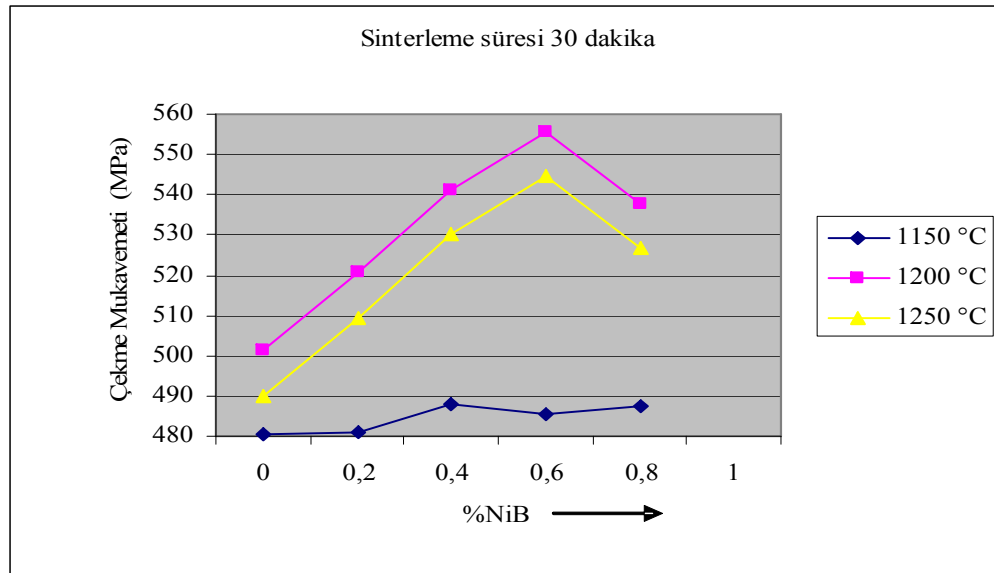
Buradan da görüldüğü gibi % 0,2 ve %0,6 aralığındaki NiB ilavelerinde çekme mukavemeti artış gösterirken, % 0,60 ve % 0,80 gibi yüksek içerikteki NiB ilavelerinde çekme mukavemeti düşüş göstermektedir.



Şekil IV.5.150HP tipi tozlar için, NiB ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemetinin değişimi

Nikel bor ilaveli numunelerde sinterleme süresi 30 dakika sabit tutularak sinterleme sıcaklıkları arttırılmış ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin değişimi incelenmiştir. Şekil IV.6'de sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin değişimi görülmektedir. Buna göre 1000-C tipi tozlar için 1150°C'de sinterlenen %0,20 NiB ilaveli numunelerde çekme mukavemeti değeri 481,2 MPa iken, % 0,40 Ni B ilaveli numunelerde bu değer 488,31 MPa, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 485,5 MPa ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 487,5 MPa seviyelerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200°C'de % 0,20 NiB ilaveli numunelerde çekme mukavemeti 520,5 MPa, % 0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 541,2 MPa, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 555,3 MPa ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 537,6 MPa düzeylerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1250°C'de % 0,20 NiB ilaveli numunelerde çekme mukavemeti 509,5 MPa, % 0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 530,4 MPa, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 544,6 MPa ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 526,8 MPa düzeylerine ulaşmıştır.

Buradan da görüldüğü gibi 1150°C'de % 0,2 ve %0,6 aralığında tüm NiB ilavelerinde çekme mukavemeti artış gösterirken, 1200°C ve 1250°C'de % 0,20 ve % 0,60 aralığında NiB ilavelerinde çekme mukavemeti artış gösterirken 0,80 gibi yüksek içerikteki NiB ilavelerinde çekme mukavemeti düşüş göstermektedir.



Şekil IV.6. 1000-C tipi numunelerde, NiB ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemetinin değişimi

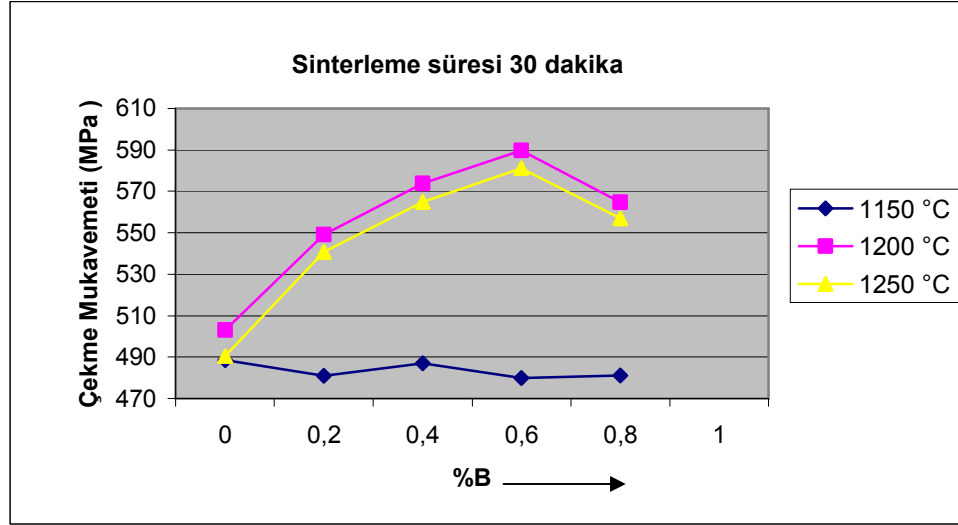
Sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değişimi grafiklerinden de yararlanarak, artan NiB ilavesinin çekme mukavemeti üzerine etkisinin gözlemlenebilmesi için 150 HP tipi numunelerde, 1250 °C'de 30 dakika yapılan sinterlemeler esas alınmış ve bu şartlarda NiB ilavesi arttırılmıştır. İlavesiz numunelerde çekme mukavemeti 490,5 MPa değerlerinde iken, % 0,20 NiB ilaveli numunelerde 537,8 MPa, % 0,40 NiB ilaveli numunelerde 557,4 MPa, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde 572,1 MPa ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 554,9 MPa değerlerine ulaşmıştır. Artan NiB ilavesine bağlı olarak maksimum çekme mukavemeti değerleri % 0,60 ilaveli numunelerde elde edilmiş ve bundan daha yüksek ilaveli numunelerde ise çekme mukavemeti değerleri düşüş göstermiştir.

1000-C tipi numunelerde, 1250 °C'de 30 dakika yapılan sinterlemeler esas alınmış ve bu şartlarda NiB ilavesi arttırılmıştır. Şekil IV.4'de artan NiB ilavesine bağlı olarak çekme mukavemeti değişimi görülmektedir. Buna göre ilavesiz numunelerde çekme mukavemeti 490,1 MPa değerlerinde iken, % 0,20 NiB ilaveli numunelerde 509,5 MPa, % 0,40 NiB ilaveli numunelerde 530,4 MPa, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde 544,6 MPa ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 526,8 MPa değerlerine ulaşmıştır. Artan NiB ilavesine bağlı olarak maksimum çekme mukavemeti değerleri % 0,60 ilaveli numunelerde elde edilmiş ve bundan daha yüksek ilaveli numunelerde ise çekme mukavemeti değerleri düşüş göstermiştir.

B ilaveli numunelerde sinterleme süresi 30 dakika sabit tutularak sinterleme sıcaklıkları arttırılmış ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin değişimi incelenmiştir. Şekil IV.7'da sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin değişimi görülmektedir. Buna göre 150HP tipi tozlar için 1150 °C'de sinterlenen % 0,20 B ilaveli numunelerde çekme mukavemeti değeri 481 MPa iken, % 0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 486,9 MPa, % 0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 479,8 MPa ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 481,1 MPa seviyelerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200 °C'de % 0,20 B ilaveli numunelerde çekme mukavemeti 549,1 MPa iken, % 0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 573,8 MPa, % 0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 489,8 MPa ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 546,7 MPa düzeylerine ulaşmıştır. 1250 °C'de % 0,20 B ilaveli numunelerde çekme mukavemeti 540,7 MPa iken % 0,40 B ilaveli

numunelerde bu değer 564,8 MPa , % 0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 581,1 MPa ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 556,5 MPa düzeylerine ulaşmıştır.

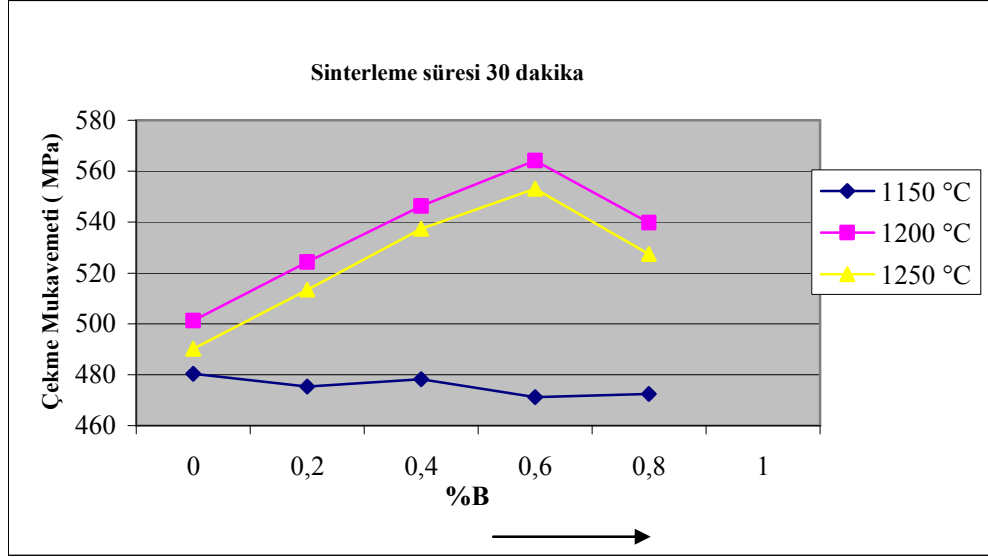
Buradan da görüldüğü gibi 1150 °C'de %0,2 -0,4 B ilavelilerde çekme mukavemeti azalma göstermiştir. Benzer şekilde 1200 °C ve 1250 °C'de 0,2 -0,6 B ilavelilerde çekme mukavemeti artış göstererek 0,8'den sonra ise azalma göstermiştir.



Şekil IV.7.150HP tipi tozlar için, B ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemetinin değişimi

B ilaveli numunelerde sinterleme süresi 30 dakika sabit tutularak sinterleme sıcaklıkları artırılmış ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin değişimi incelenmiştir. Şekil IV.8'da sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin değişimi görülmektedir. 1000-C tipi tozlar için 1150 °C'de sinterlenen % 0,20 B ilaveli numunelerde çekme mukavemeti değeri 475,3 MPa iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 478,2 MPa , %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 471,2 MPa ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 472,5 MPa seviyelerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200 °C'de %0,20 B ilaveli numunelerde çekme mukavemeti 524,3 MPa iken, % 0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 546,3 MPa, % 0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 564,2 MPa ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 539,8 MPa düzeylerine ulaşmıştır. 1250 °C'de % 0,20 B ilaveli numunelerde çekme mukavemeti 513,4 MPa iken, % 0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 537,4 MPa, %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 553,1 MPa ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 527,5 MPa düzeylerine ulaşmıştır.

Buradan da görüldüğü gibi 1150 °C'de %0,2 -0,4 B ilavelilerde çekme mukavemeti azalma göstermiştir. Benzer şekilde 1200 °C ve 1250 °C'de 0,2- 0,6 B ilavelilerde çekme mukavemeti artış göstererek 0,8'den sonra ise azalma göstermiştir.



Şekil IV.8.1000-C tipi numunelerde, B ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemetinin değişimi

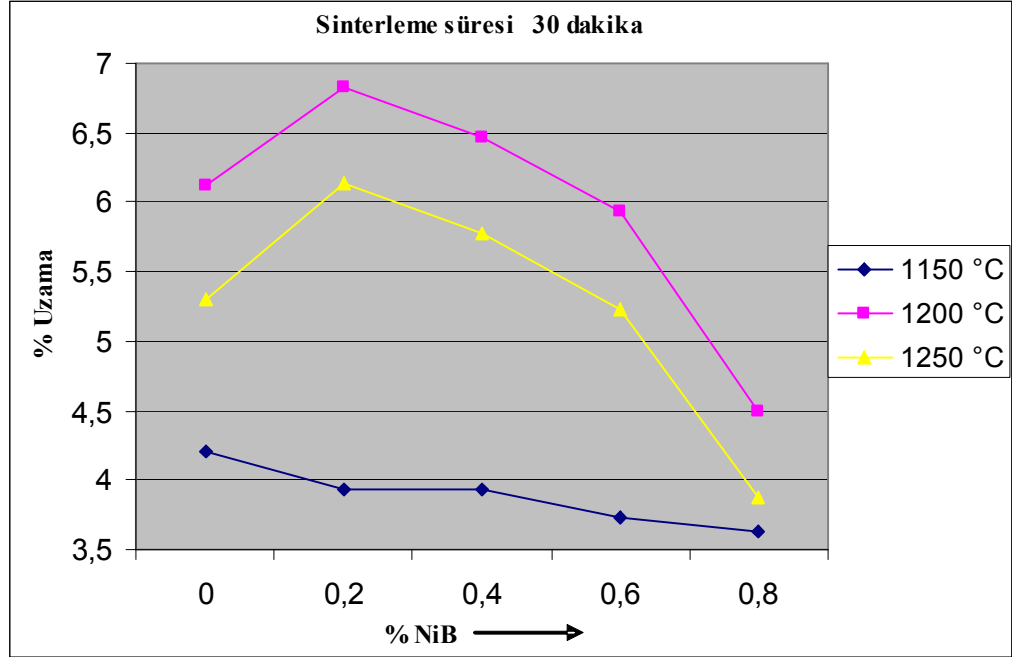
Sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değişimi grafiklerinden de yararlanarak, artan B ilavesinin çekme mukavemeti üzerine etkisinin gözlemlenebilmesi için 1250 °C’de 30 dakika yapılan sinterlemeler esas alınmış ve bu şartlarda B ilavesi arttırılmıştır. Buna göre 150HP tipi, ilavesiz numunelerde çekme mukavemeti 490,5 MPa değerlerinde iken, % 0,20 B ilaveli numunelerde 540,7 MPa, % 0,40 B ilaveli numunelerde 564,8 MPa, % 0,60 B ilaveli numunelerde 581,1 MPa ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 556,9 MPa değerlerine ulaşmıştır.

1000-C tipi, ilavesiz numunelerde çekme mukavemeti 490,1 MPa değerlerinde iken, % 0,20 B ilaveli numunelerde 513,4 MPa, % 0,40 B ilaveli numunelerde 537,4 MPa, % 0,60 B ilaveli numunelerde 553,1 MPa ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 527,5 MPa değerlerine ulaşmıştır. Artan B ilavesine bağlı olarak maksimum çekme mukavemeti değerleri % 0,60 ilaveli numunelerde elde edilmiştir.

Çekme deneyleri sonuçlarından elde edilen bir diğer mekanik özellik ise %uzama miktarıdır. % Uzama değerleri her numune grubu için, sinterleme şartları ve ilave miktarları değiştirilerek incelenmiştir. 1000-C tipi tozlar için ilavesiz numunelerde 1150 °C’de %4,2, 1200 °C’de %6,12, 1250 °C’de %5,3 değerleri elde edilmiştir. 150 HP tipi tozlar için ilavesiz numunelerde 1150 °C’de %4,1200 °C’de %6,1250 °C’de %5,5 değerleri elde edilmiştir.

1250 °C’de 30 dakika sinterlenmiş numunelerde %uzama değeri 5,3 olarak elde edilmiştir. Elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir. Ni bor ilaveli numunelerde sinterleme süresi 30 dakika sabit tutularak sinterleme sıcaklıkları arttırılmış ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değerlerinin değişimi incelenmiştir. Şekil IV.9’da sinterleme sıcaklığına bağlı olarak %uzama değerlerinin değişimi görülmektedir. Buna göre 1000-C tipi tozlar için,1150 °C’de sinterlenen % 0,20 NiB ilaveli numunelerde % uzama değeri 3,93 iken, % 0,40 amorf bor ilaveli numunelerde bu değer 3,93, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 3,73 ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 3,63 seviyelerine düşmüştür. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200 °C’de % 0,20 NiB ilaveli numunelerde % uzama, 6,83 iken % 0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer % 6,46, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer % 5,93 ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 4,49 düzeylerine düşmüştür. 1250 °C’de sinterlenen % 0,20 NiB ilaveli numunelerde % uzama değeri 6,14 iken, %

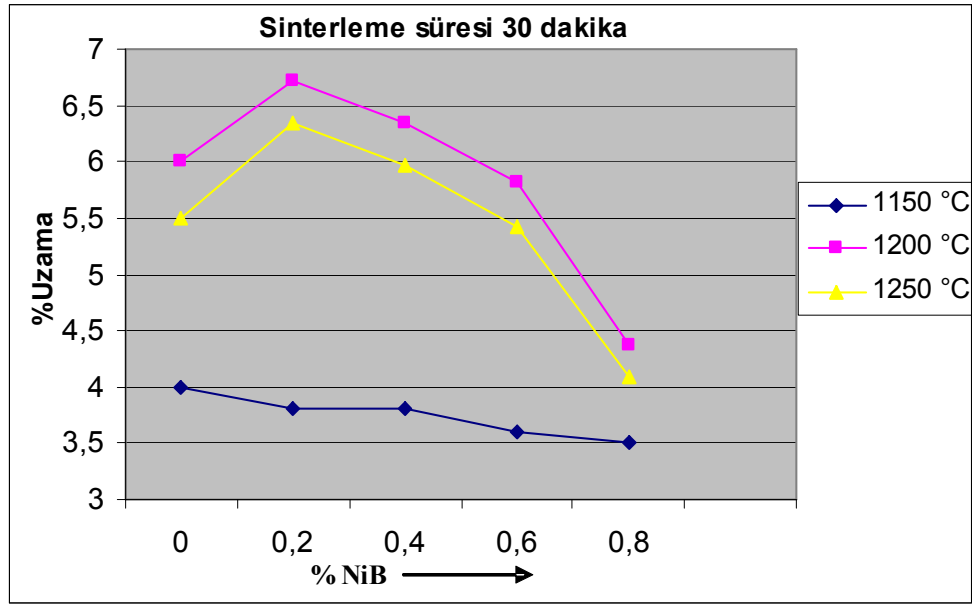
0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 5,77, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 5,23 ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 3,88 seviyelerine düşmüştür. Buradan da görüldüğü gibi 1150 °C, 1200 °C, 1250 °C’de tüm numunelerdeki % uzama değerleri bor miktarına bağlı olarak sürekli düşüş göstermiş, ancak sinterleme sıcaklığına bağlı olarak ise 1200 °C’lere kadar artmış daha sonra düşüş göstermektedir.



Şekil IV.9. 1000-C tipi numuneler için, NiB ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değişimi

Şekil IV.10’da sinterleme sıcaklığına bağlı olarak %uzama değerlerinin değişimi görülmektedir. Buna göre 150 HP tipi tozlar için, 1150 °C’de sinterlenen % 0,20 NiB ilaveli numunelerde % uzama değeri 3,8 iken, % 0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 3,8, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 3,6 ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 3,5 seviyelerine düşmüştür. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200 °C’de % 0,20 NiB ilaveli numunelerde % uzama 6,71 iken, % 0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 6,34, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 5,81 ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 4,37 düzeylerine düşmüştür. 1250 °C’de sinterlenen % 0,20 NiB ilaveli numunelerde % uzama değeri 6,34 iken, % 0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 5,97, % 0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 5,43 ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 4,08 seviyelerine düşmüştür.

Grafik’ten de görüldüğü gibi 1150 °C, 1200 °C, 1250 °C’de tüm numunelerdeki % uzama değerleri bor miktarına bağlı olarak sürekli düşüş göstermiş, ancak sinterleme sıcaklığına bağlı olarak 1200 °C’lere kadar kısmen artmış daha sonra düşüş göstermektedir.



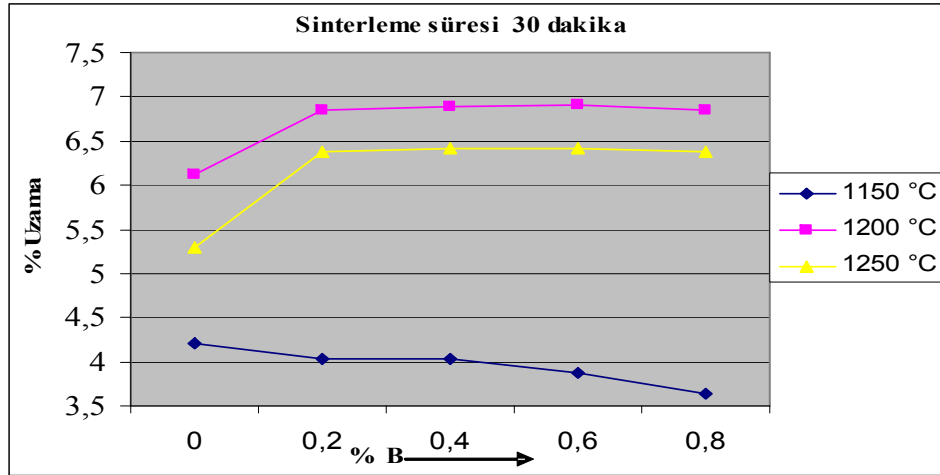
Şekil:IV.10.150 HP tipi numunelerde ,Sinterleme sıcaklığı ve NiB ilavesinin artması ile % uzama değişimi.

Sinterleme sıcaklığına bağlı olarak %uzama değişimi grafiklerinden de yararlanarak, artan NiB ilavesinin %uzama üzerine etkisinin gözlemlenebilmesi için 1250°C’de 30 dakikada yapılan sinterlemeler esas alınmış ve bu şartlarda NiB ilavesi arttırılmıştır. 1000-C tipi tozlar için, ilavesiz numunelerde %uzama 5,3 değerlerinde iken, %0,20 NiB ilaveli numunelerde 6,14 , %0,40 NiB ilaveli numunelerde 5,77 , %0,60 NiB ilaveli numunelerde 5,23 ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 3,88 değerlerine düşmüştür. 150 HP tipi tozlar için, ilavesiz numunelerde %uzama 5,5 değerlerinde iken, %0,20 NiB ilaveli numunelerde 6,34, %0,40 NiB ilaveli numunelerde 5,97, %0,60 NiB ilaveli numunelerde 5,43 ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 4,08 değerlerine düşmüştür.

150HP ve 1000-C tipindeki her iki malzemede, artan NiB ilavesine bağlı olarak maksimum %uzama değerleri %0,20 NiB ilaveli numunelerde elde edilmiş ve bundan daha yüksek ilaveli numunelerde ise % uzama değerleri devamlı azalma meydana gelmiştir.

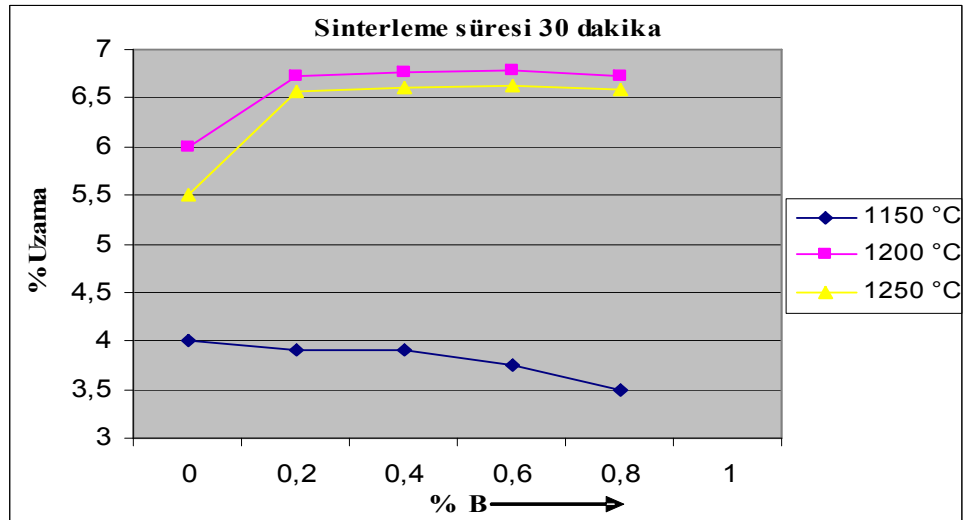
B ilaveli numunelerde sinterleme süresi 30dakika sabit tutularak sinterleme sıcaklıkları arttırılmış ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak %uzama değerlerinin değişimi incelenmiştir. Şekil IV.11’de sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değişimi görülmektedir. Buna göre 1000-C tipi tozlar için,1150°C’de sinterlenen %0,2 B ilaveli numunelerde % uzama 4,03 iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 4,03 , %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 3,88 ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 3,63 seviyelerine çıkmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200°C’de %0,20 B ilaveli numunelerde %uzama 6,84 iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 6,88 ,%0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 6,9 ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 6,85 düzeylerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1250°C’de %0,20 B ilaveli numunelerde %uzama 6,37 iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 6,41, %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 6,42 ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 6,38 düzeylerine ulaşmıştır. Buradan da görüldüğü gibi 1150°C’de B ilaveli numunelerde B miktarının artması ile % uzama değerleri sürekli olarak azalmaktadır. 1200 C ve 1250 C’de B ilaveli numunelerde B

miktarının artması ile % uzama değerlerinde 0,2- 0,6 arasında artış meydana gelmektedir. Ancak 0,8 B ilaveli numunelerde ise azalma söz konusudur.



Şekil IV.11’de 1000-C tipi tozlarda, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değişimi

Şekil IV.12’de sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değişimi görülmektedir. Buna göre 150 HP tipi tozlar için, 1150 °C’de sinterlenen %0,2 B ilaveli numunelerde % uzama 3,9 iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 3,9 , %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 3,75 ve % 0,80 B ilaveli numunelerde ise 3,5 seviyelerine düşmüştür. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200 °C’de %0,20 B ilaveli numunelerde %uzama 6,72 iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 6,76 , %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 6,78 ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 6,73 düzeylerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1250 °C’de %0,20 B ilaveli numunelerde %uzama 6,57 iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 6,61, %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 6,62 ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 6,58 düzeylerine ulaşmıştır. Buradan da görüldüğü gibi 1150 °C’de B ilaveli numunelerde B miktarının artması ile % uzama değerleri sürekli olarak azalırken, 1200 °C ve 1250 °C’de % uzama 0,2 -0,6 arasında devamlı artarken 0,8 B ilavelerinde azalma meydana gelmektedir.



Şekil IV.12’de 150 HP tipi tozlarda, B ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değişimi

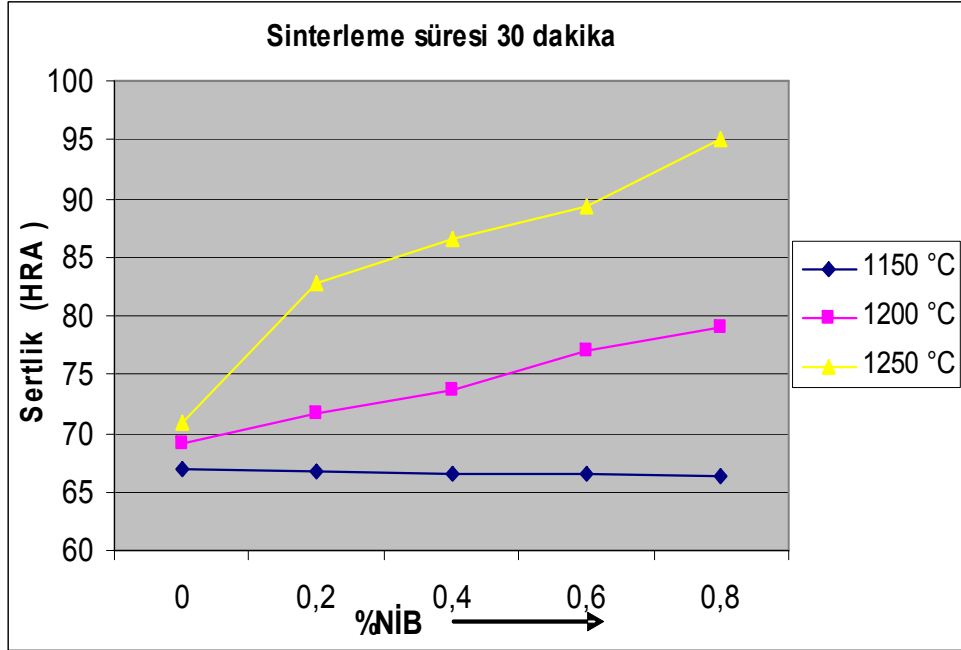
Sinterleme sıcaklığına bağlı olarak % uzama değişimi grafiklerinden de yararlanarak, artan B ilavesinin % uzama üzerine etkisinin gözlemlenebilmesi için 1250 C'de 30 dakika yapılan sinterlemeler esas alınmış ve bu şartlarda B ilavesi arttırılmıştır. 1000-C tipi tozlar için, ilavesiz numunelerde %uzama 5,3 değerlerinde iken, %0,20 B ilaveli numunelerde 6,37, %0,40 B ilaveli numunelerde 6,41, %0,60 B ilaveli numunelerde 6,42 ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 6,38 değerlerine düşmüştür. 150 HP tipi tozlar için, ilavesiz numunelerde %uzama 5,5 değerlerinde iken, %0,20 B ilaveli numunelerde 6,57, %0,40 B ilaveli numunelerde 6,61, %0,60 B ilaveli numunelerde 6,62 ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 6,58 değerlerine çıkmıştır.

Her iki tip numunede de artan B ilavesine bağlı olarak maksimum % uzama değerleri % 0,60 ilaveli numunelerde elde edilmiştir.

IV.3. SERTLİK DENEYİ SONUÇLARI

Sinterleme sonrasında yapılan sertlik ölçümlerinde, ilave amorf bor ve NiB miktarlarına, sinterleme sıcaklığına ve sinterleme süresine bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimleri incelenmiştir. Deneylerde elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir. İlavesiz numuneler ayrıca 150HP tipi tozlar için, 1150 C'de 30 dakika sinterlenmiş ve 67 HRA sertlik değerleri, 1200 C'de 30 dakika sinterlenmiş ve 69,2 HRA sertlik değerleri, 1250 C'de 30 dakika sinterlenmiş ve 70,9 HRA sertlik değerleri elde edilmiştir.

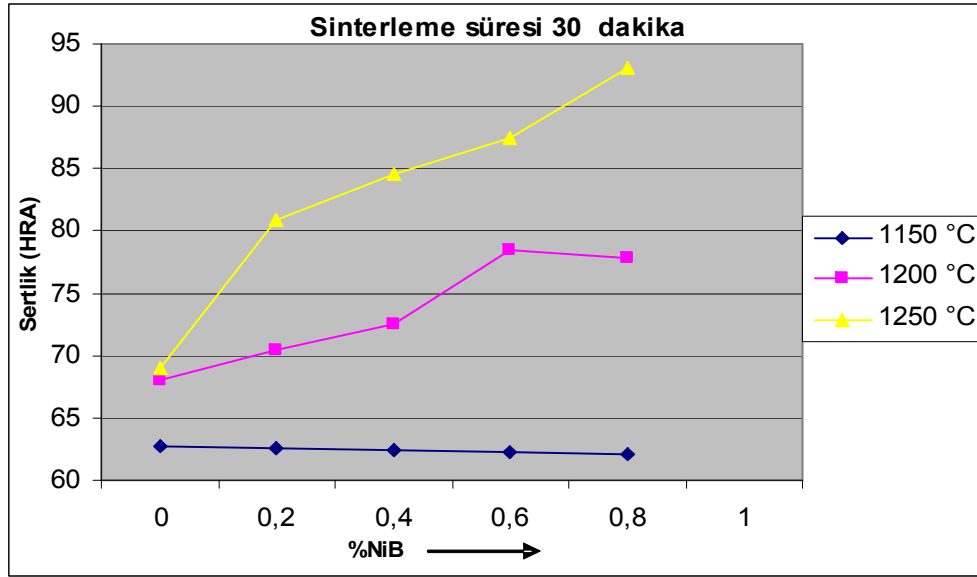
NiB ilaveli numunelerde sinterleme süresi 30 dakika sabit tutularak sinterleme sıcaklıkları arttırılmış ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi incelenmiştir. Şekil IV.13'de sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi görülmektedir. Buna göre 150HP tipi numuneler için, 1150 C'de sinterlenen %0,20 NiB ilaveli numunelerde sertlik değeri 66,8 HRA iken, %0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 66,6 HRA, %0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 66,5 ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 66,3 HRA seviyelerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200 C'de %0,20 NiB ilaveli numunelerde sertlik değerleri 71,6 HRA iken, %0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 73,7 HRA, %0,60 ilaveli numunelerde bu değer 76,97 HRA ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 79,01 HRA düzeylerine ulaşmıştır. 1250 C'de %0,20 NiB ilaveli numunelerde sertlik değerleri 82,8 HRA iken, %0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 86,5 HRA, %0,60 ilaveli numunelerde bu değer 89,4 HRA ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 95 HRA düzeylerine ulaşmıştır. Buradan da görüldüğü gibi 1150 C'de artan NiB miktarı ile sertlik değerleri sürekli olarak düşerken diğer taraftan 1200 C'den sonra ise artan NiB miktarı ile sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerleri sürekli olarak artış göstermektedir. Dolayısıyla NiB oranı ve sıcaklığın artmasıyla sertlik değerlerinin de arttığı görülmektedir.



Şekil IV.13.150HP tipi numuneler için, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi

1000-C tipi tozlar için, ilavesiz numunelerde, 1150°C’de 30 dakika sinterlenmiş ve 62,8 HRA sertlik değerleri, 1200°C’de 30 dakika sinterlenmiş ve 68,1 HRA sertlik değerleri 1250°C’de 30 dakika sinterlenmiş ve 69 HRA sertlik değerleri elde edilmiştir.

Şekil IV.14’de sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi görülmektedir. Buna göre 1000-C tipi numuneler için, 1150°C’de sinterlenen %0,20 NiB ilaveli numunelerde sertlik değeri 62,6 HRA iken, %0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 62,4 HRA, %0,60 NiB ilaveli numunelerde bu değer 62,3 ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 62,1 HRA seviyelerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200°C’de %0,20 NiB ilaveli numunelerde sertlik değerleri 70,5 HRA iken, %0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 72,6 HRA, %0,60 ilaveli numunelerde bu değer 78,5 HRA ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 77,9 HRA düzeylerine ulaşmıştır. 1250°C’de %0,20 NiB ilaveli numunelerde sertlik değerleri 80,9 HRA iken %0,40 NiB ilaveli numunelerde bu değer 84,6 HRA, %0,60 ilaveli numunelerde bu değer 87,5 HRA ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 93,1 HRA düzeylerine ulaşmıştır. Buradan da görüldüğü gibi 1150°C’de artan NiB miktarı ile sertlik değerleri sürekli olarak düşerken diğer taraftan 1200°C’den sonra ise artan NiB miktarı ile sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerleri sürekli olarak artış göstermektedir. Dolayısıyla NiB oranı ve sıcaklığın artmasıyla sertlik değerlerinin de arttığı görülmektedir.

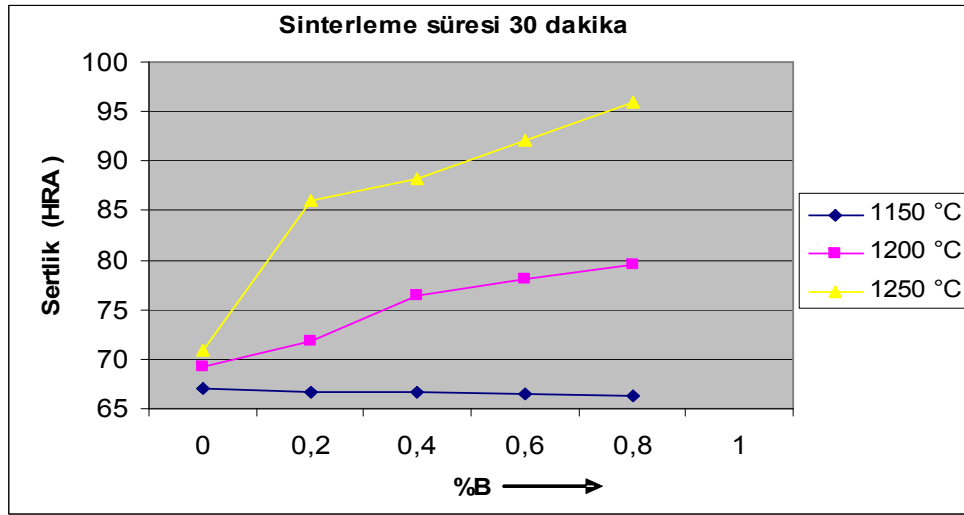


Şekil IV.14. 1000-C tipi numuneler için, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi

Sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değişimi grafiklerinden de yararlanarak, artan amorf bor ilavesinin sertlik üzerine etkisinin gözlemlenebilmesi için 1250 C’de 30dakika yapılan sinterlemeler esas alınmış ve bu şartlarda NiB ilavesi arttırılmıştır.1000-C tipi numuneler için, ilavesiz numunelerde sertlik 69 HRA değerlerinde iken, %0,20 NiB ilaveli numunelerde 80,9 HRA, %0,40 NiB ilaveli numunelerde 84,6 HRA, %0,60 NiB ilaveli numunelerde 87,5 HRA ve % 0,80 NiB ilaveli numunelerde 93,1 HRA değerlerine ulaşmıştır. Artan NiB ilavesine bağlı olarak maksimum sertlik değerleri %0,80 ilaveli numunelerde elde edilmiştir.

150 HP tipi numuneler için, ilavesiz numunelerde sertlik 70,9 HRA değerlerinde iken, %0,20 NiB ilaveli numunelerde 82,8 HRA, %0,40 NiB ilaveli numunelerde 86,5 HRA, %0,60 NiB ilaveli numunelerde 89,4 HRA ve %0,80 NiB ilaveli numunelerde 95 HRA değerlerine ulaşmıştır. Artan NiB ilavesine bağlı olarak maksimum sertlik değerleri % 0,8 ilaveli numunelerde elde edilmiştir.

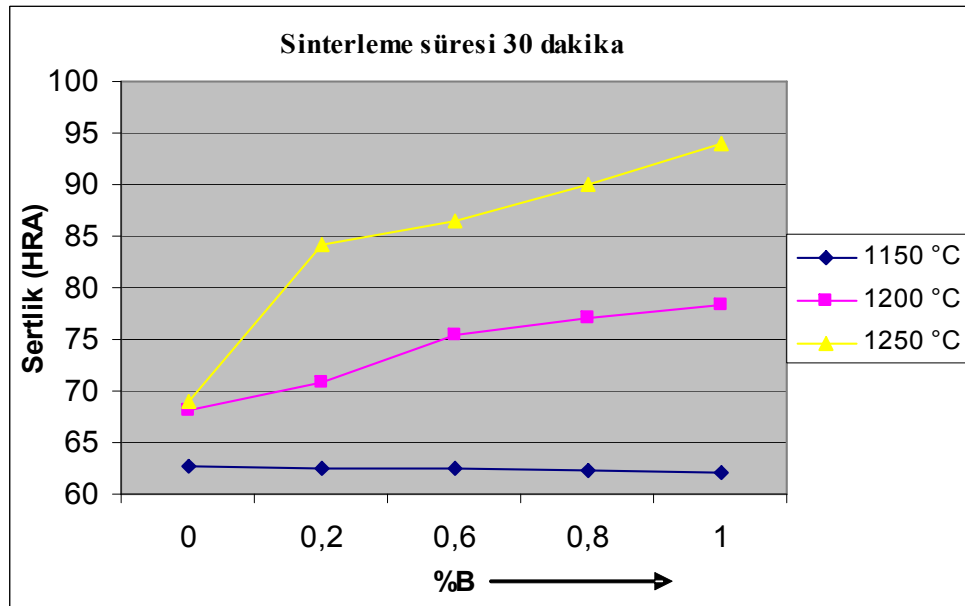
B ilaveli numunelerde sinterleme süresi 30 dakika sabit tutularak sinterleme sıcaklıkları arttırılmış ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi incelenmiştir. Şekil IV.15’de sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi görülmektedir. Buna göre 150HP tipi tozlar için 1150 C’de sinterlenen %0,20 B ilaveli numunelerde sertlik değeri 66,7 HRA iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 66,7 HRA, %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 66,5 HRA ve %0,80 B ilaveli numunelerde 66,3 HRA seviyelerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200 C’de %0,20 B ilaveli numunelerde sertlik değeri 71,9 HRA iken, % 0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 76,5 HRA, %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 78,12 HRA ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 79 HRA düzeylerine ulaşmıştır. 1250 C’de %0,20 B ilaveli numunelerde sertlik değeri 86 HRA iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 88,3 HRA, %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 92 HRA ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 95,9 HRA düzeylerine ulaşmıştır. Buradan da görüldüğü gibi 1150 C’de B miktarına bağlı olarak sertlik değerleri sürekli düşerken, artan sinterleme sıcaklığı ve B miktarına bağlı olarak sertlik değerleri sürekli artış göstermektedir.



Şekil IV.15.150HP tipi tozlar için, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi

Şekil IV.16’da sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi görülmektedir. Buna göre 1000-C tipi tozlar için 1150 C’de sinterlenen %0,20 B ilaveli numunelerde sertlik değeri 62,5 HRA iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 62,5 HRA ,%0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 62,1 HRA ve %0,80 B ilaveli numunelerde 62,3 HRA seviyelerine ulaşmıştır. Benzer şekilde artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak 1200 C’de %0,20 B ilaveli numunelerde sertlik değeri 70,8 HRA iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 75,4 HRA, %0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 77 HRA ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 78,4 HRA düzeylerine ulaşmıştır. 1250 C’de %0,20 B ilaveli numunelerde sertlik değeri 84,1 HRA iken, %0,40 B ilaveli numunelerde bu değer 86,4 HRA,%0,60 B ilaveli numunelerde bu değer 90,1 HRA ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 94 HRA düzeylerine ulaşmıştır.

Buradan da görüldüğü gibi 1150 C’de B miktarına bağlı olarak sertlik değerleri sürekli düşerken, artan sinterleme sıcaklığı ve B miktarına bağlı olarak sertlik değerleri sürekli artış göstermektedir.



Şekil IV.16. 1000-C tipi tozlar için, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi

Sinterleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değişimi grafiklerinden de yararlanarak, artan B ilavesinin sertlik üzerine etkisinin gözlemlenebilmesi için 1250°C de 30 dakika yapılan sinterlemeler esas alınmış ve bu şartlarda B ilavesi arttırılmıştır. 1000-C tipi tozlar için, ilavesiz numunelerde sertlik 69 HRA değerlerinde iken, %0,20 B ilaveli numunelerde 84,1 HRA, %0,40 B ilaveli numunelerde 86,4 HRA, %0,60 B ilaveli numunelerde 90,1 HRA ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 94 HRA değerlerine ulaşmıştır.

150 HP tipi tozlar için, ilavesiz numunelerde sertlik 70,9 HRA değerlerinde iken, %0,20 B ilaveli numunelerde 86 HRA, %0,40 B ilaveli numunelerde 88,3 HRA, %0,60 B ilaveli numunelerde 92 HRA ve % 0,80 B ilaveli numunelerde 95,9 HRA değerlerine ulaşmıştır.

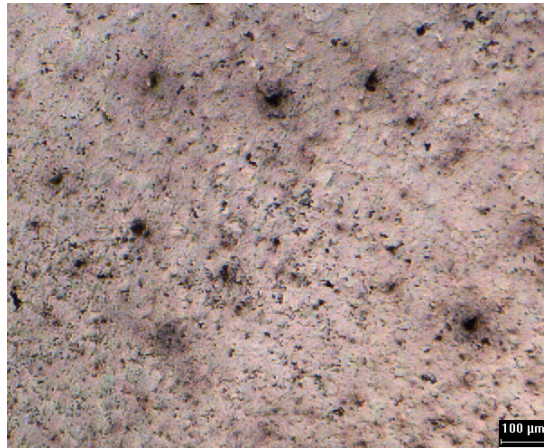
Artan B ilavesine bağlı olarak sertlik değerleri sürekli olarak artmış ve maksimum sertlik değerleri % 0,80 ilaveli numunelerde elde edilmiştir.

IV.4. METALOGRAFİK İNCELEME SONUÇLARI

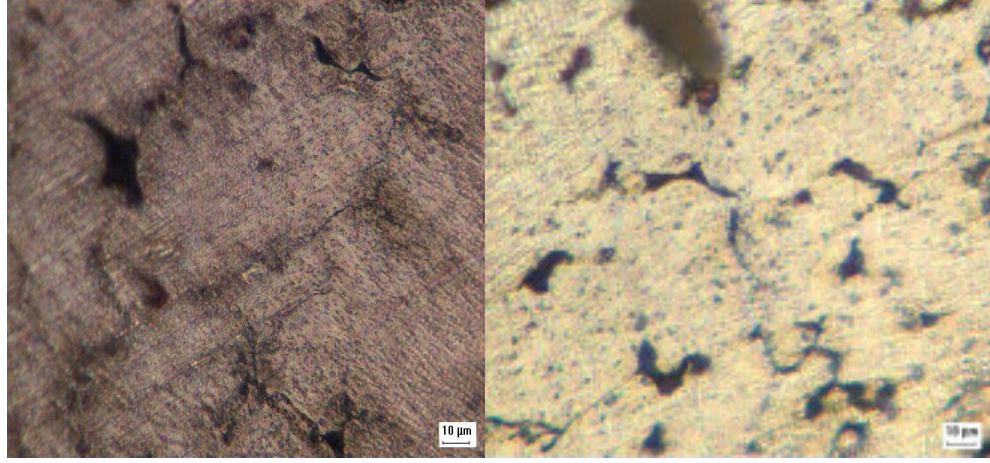
Metalografik incelemeler sonucunda optik mikroskopta alınan ilavesiz, amorf bor ilaveli ve NiB ilaveli numunelere ait fotoğraflar aşağıda verilmiştir. Şekil IV.20 ve 23'de 1150°C'de 30 dakika sinterlenmiş numuneden alınan mikroyapı fotoğrafı görülmektedir.

Şekil IV.24, 25, 26, 27, 28, 29, 30, 31'de 1250°C'de 30 dakika sinterlenmiş numuneden alınan mikroyapı fotoğraflar görülmektedir. Amorf bor ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak mikroyapısal farklılıkların gözlemlenebilmesi için düşük ve yüksek sinterleme sıcaklıklarında sinterlenmiş numunelerden alınan mikroyapı fotoğrafları verilmiştir.

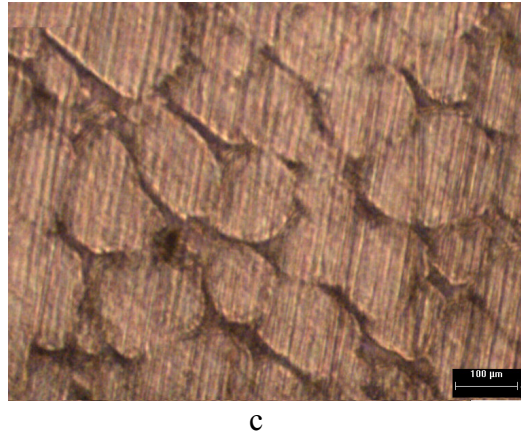
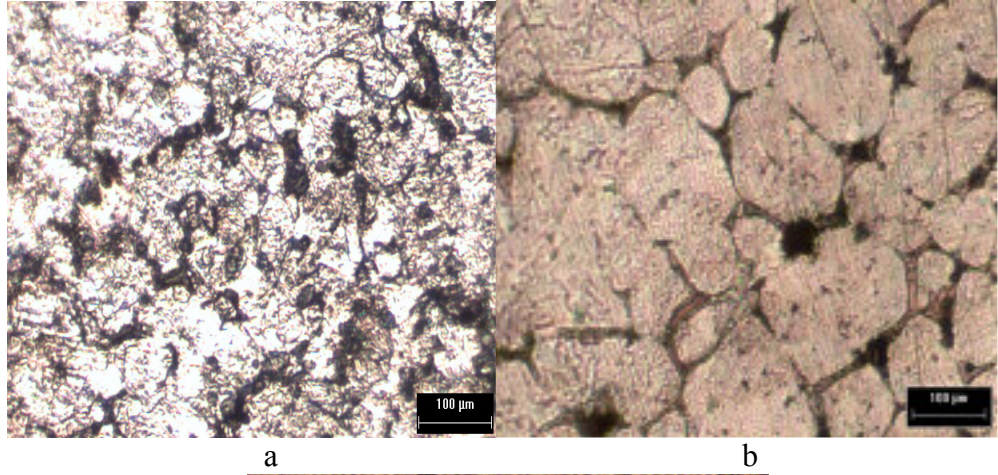
NiB ilaveli numunelerde sinterleme sıcaklığına bağlı olarak mikroyapısal farklılıkların gözlemlenebilmesi için düşük ve yüksek sinterleme sıcaklıklarında sinterlenmiş numunelerden alınan mikroyapı fotoğrafları verilmiştir. Şekil IV.23'de 1150°C'de 30 dakika sinterlenmiş %0,8 NiB ilaveli numunelerden alınmış mikroyapı fotoğrafı ve Şekil IV.23'de 1200°C'de 30 dakika sinterlenmiş %0,8 NiB ilaveli numunelerden alınmış mikroyapı fotoğrafları görülmektedir. Şekil IV.23'de görüldüğü gibi 1150°C düşük sıcaklıklarda sinterlenen numunelerde sıvı faz oluşumu yetersiz ve doldurulamayan gözenek bölgeleri görülmektedir. Şekil IV.23'de görüldüğü gibi yüksek sıcaklıklarda yapılan sinterlemelerde ise sıvı faz miktarı yeterli ve tüm gözenek bölgeleri doldurulmuştur.



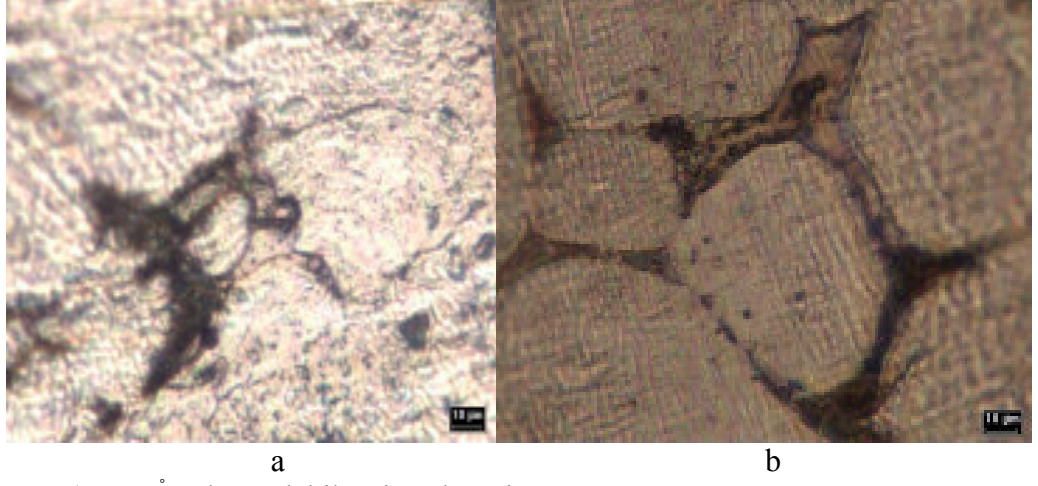
Şekil IV.17. 1250°C'de 30 dakika sinterlenmiş 150 HP tipi numuneler için, ilavesiz numunenin mikroyapı fotoğrafı



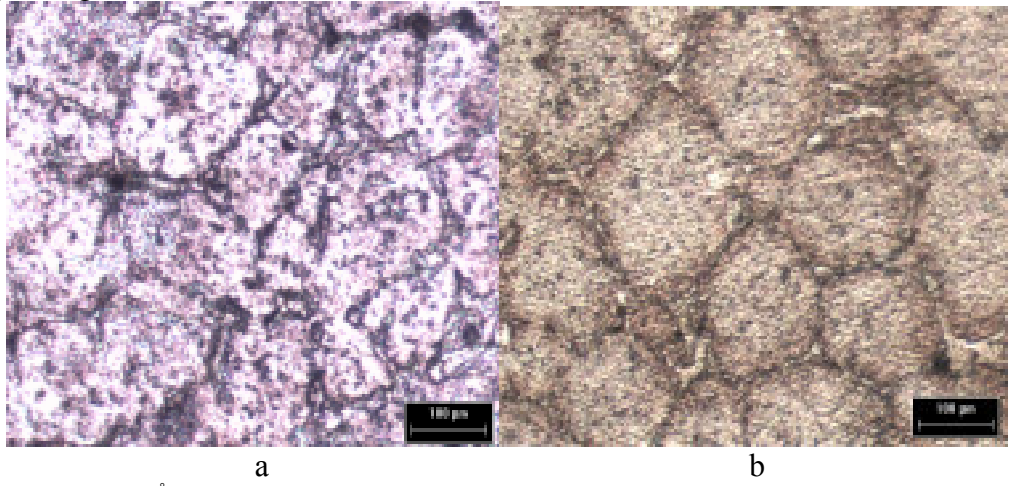
Şekil IV.18.a).1150 °C’de 30 dakika sinterlenmiş,
b).1200 °C’de 30 dakika sinterlenmiş, %0,2 NiB ilaveli 150 HP tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları



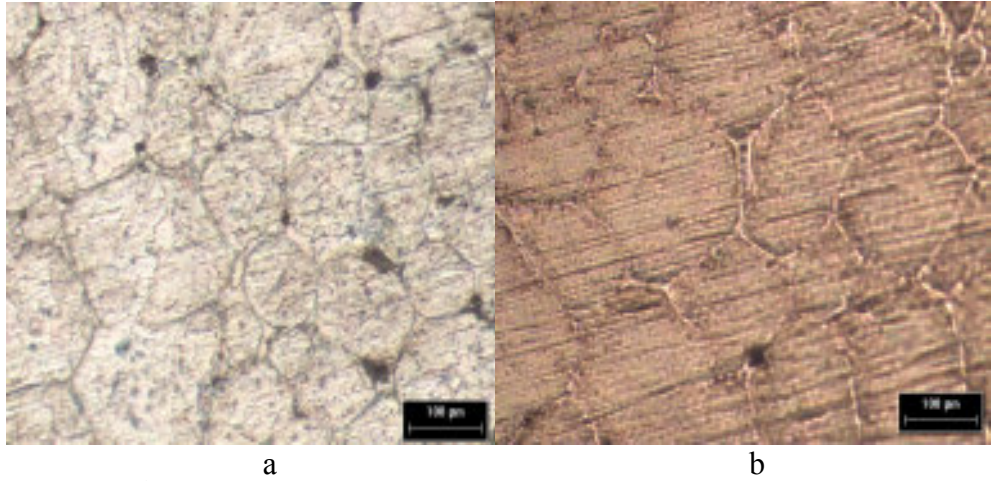
Şekil IV.19.a)1150 °C’de 30 dakika sinterlenmiş,
b)1200 °C’de 30 dakika sinterlenmiş,
c)1250 °C’de 30 dakika sinterlenmiş, %0,6 amorf bor ilaveli 150 HP tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



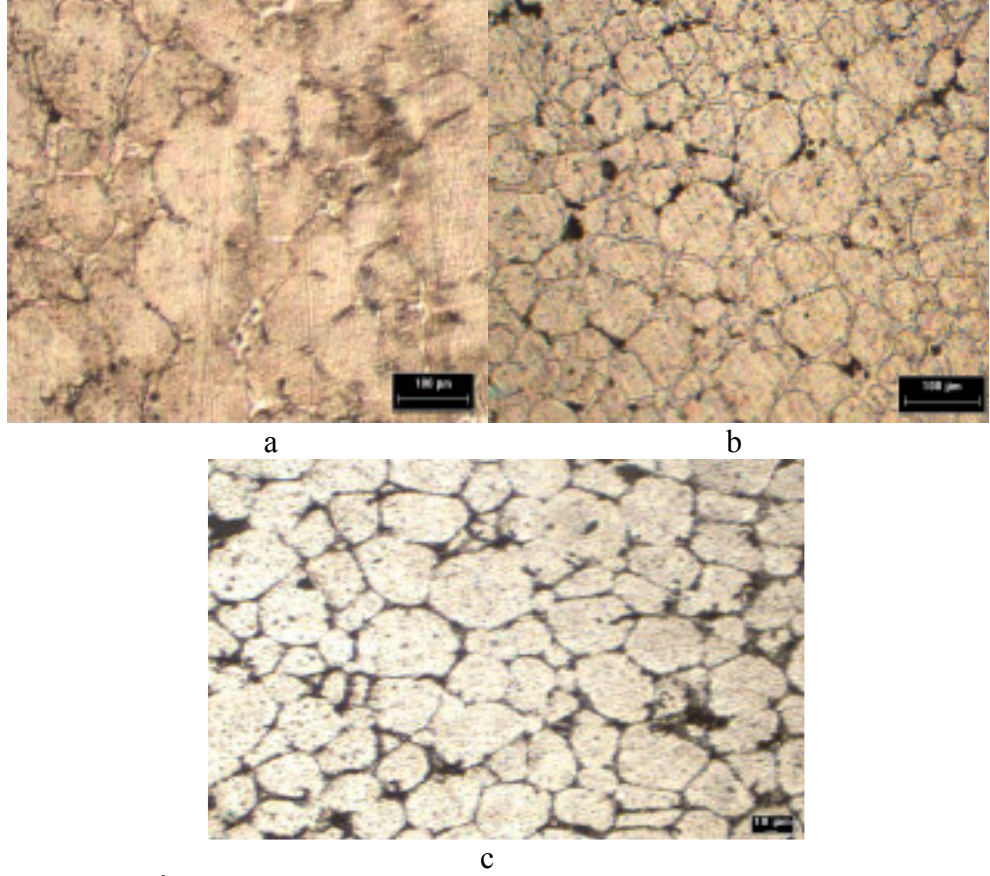
Şekil IV.20. a) 1150°C’de 30 dakika sinterlenmiş, b)1200°C’de 30 dakika sinterlenmiş, %0,6 amorf ilaveli 150 HP tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



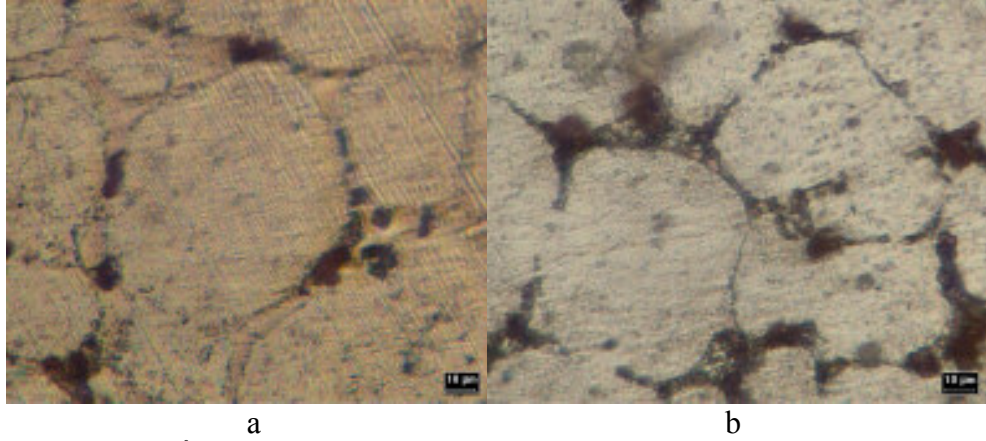
Şekil IV.21. a) 1200°C’de 30 dakika sinterlenmiş, b)1250°C’de 30 dakika sinterlenmiş, %0,6 NiB ilaveli 150 HP tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



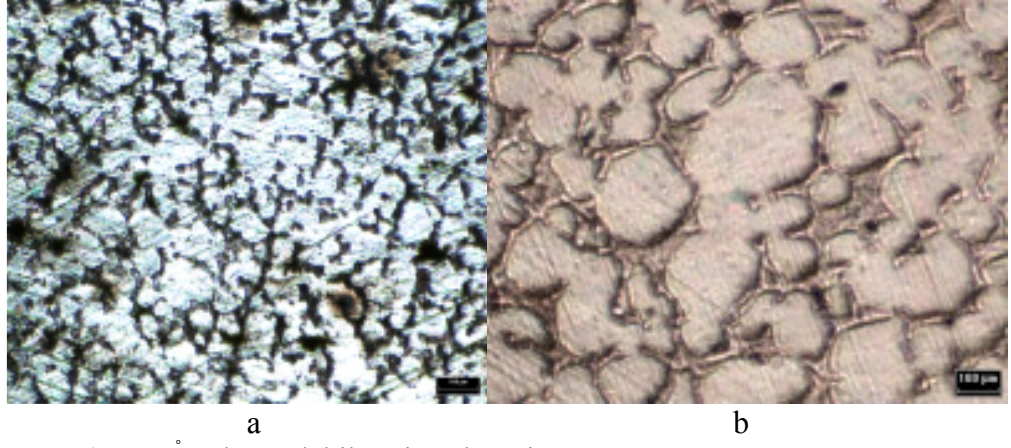
Şekil IV.22. a)1200°C’de 30 dakika sinterlenmiş, b)1250°C’de 30 dakika sinterlenmiş,%0,8 amorf bor ilaveli 150 HP tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



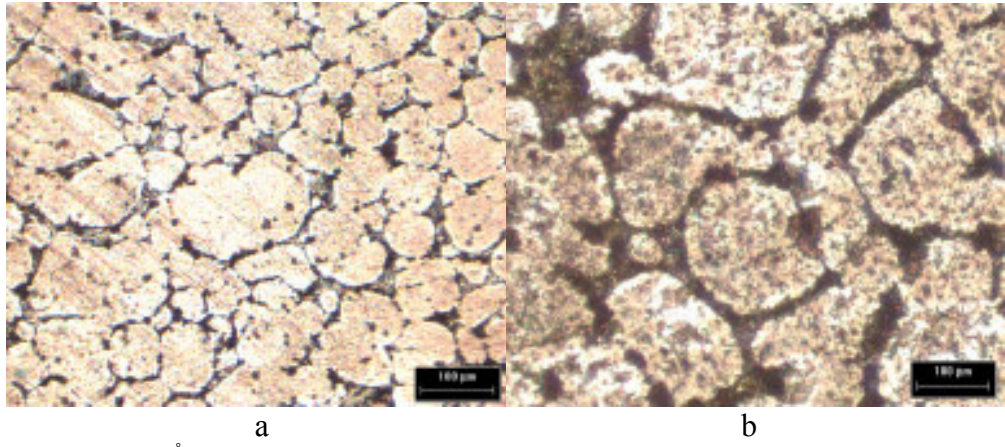
Şekil IV.23. a).1150°C'de 30 dakika sinterlenmiş,
b).1200°C'de 30 dakika Sinterlenmiş,
c).1250°C'de 30 dakika sinterlenmiş,%0,8 NiB ilaveli 150 HP tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



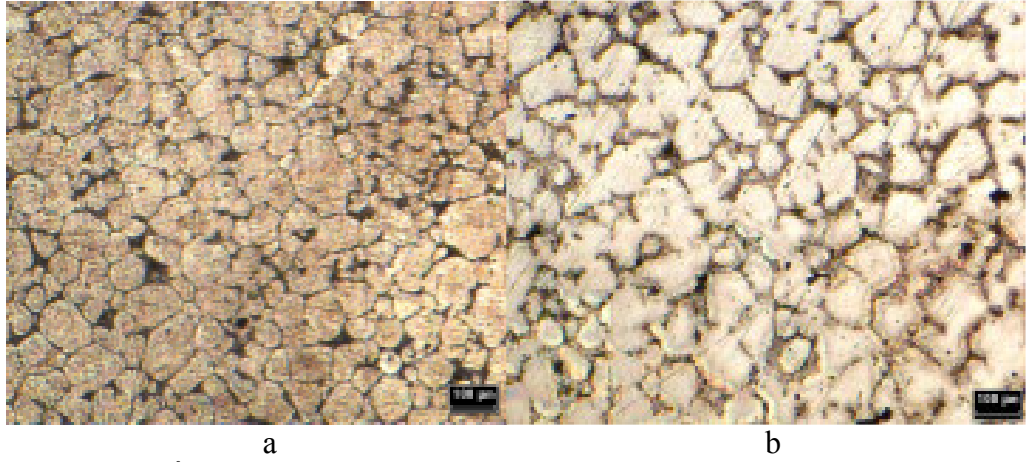
Şekil IV.24. a). 1200°C'de 30 dakika. sinterlenmiş
b).1250°C'de 30 dakika sinterlenmiş, %0,8 NiB ilaveli 150 HP tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



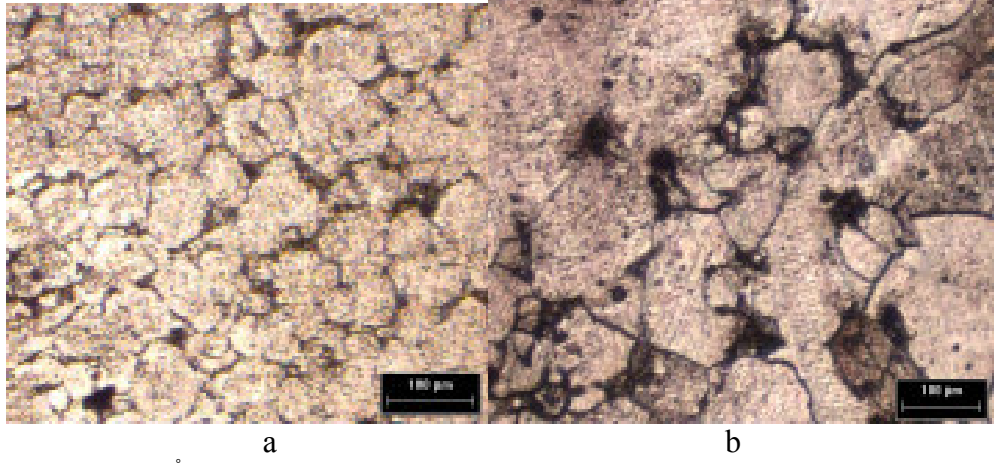
Şekil IV.25.a).1200 °C’de 30 dakika Sinterlenmiş
b).1250 °C’de 30 dakika sinterlenmiş, ilavesiz 1000-C tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



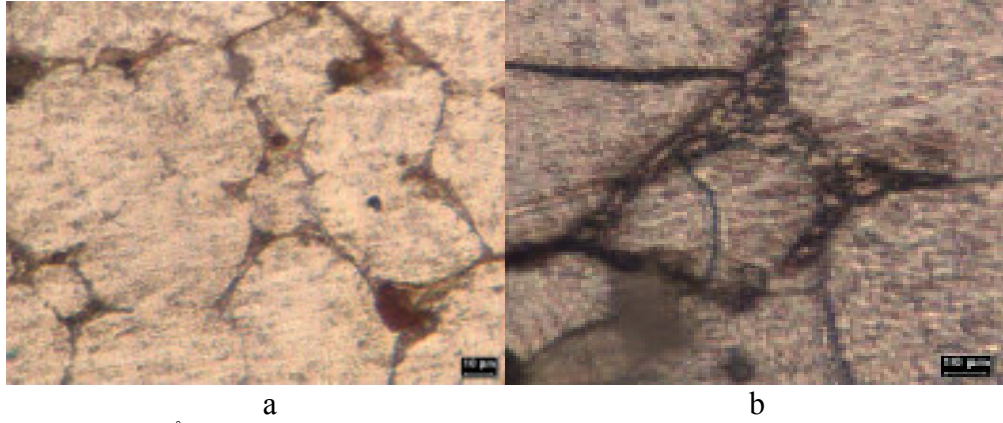
Şekil IV.26.a).1200 °C’de 30 dakika sinterlenmiş
b).1250 °C’de 30 dakika sinterlenmiş,%0,8 B ilaveli 1000-C tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



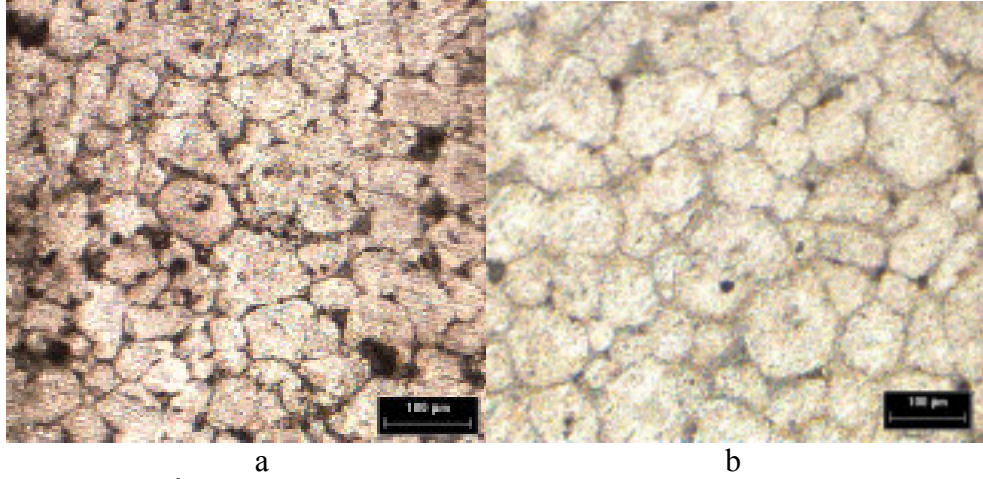
Şekil IV.27.a).1200 °C’de 30 dakika Sinterlenmiş,
b).1250 °C’de 30 dakika sinterlenmiş,%0,6 NiB ilaveli 1000-C tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



Şekil IV.28.a).1200°C’de 30 dakika sinterlenmiş,
b).1250°C’de 30 dakika sinterlenmiş, %0,2 NiB ilaveli 1000-C tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



Şekil IV.29.a).1200°C’de 30 dakika sinterlenmiş,
b).1250°C’de 30 dakika sinterlenmiş,%0,2 NiB ilaveli1000-C tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



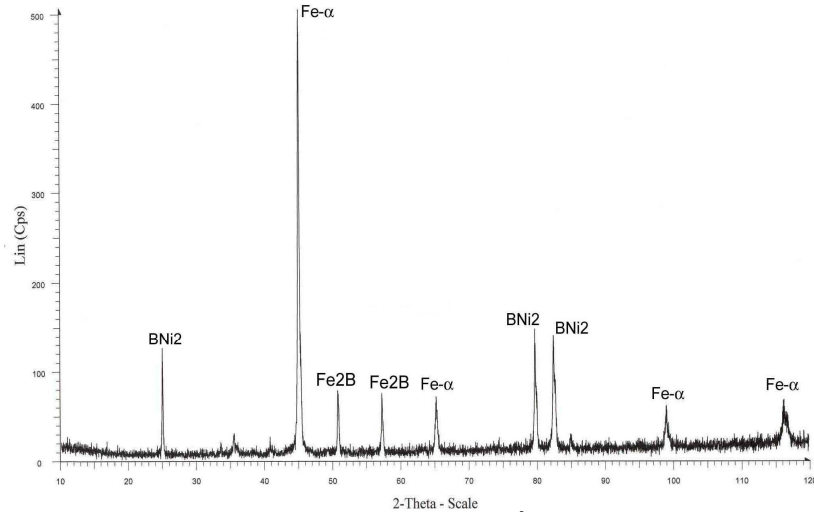
Şekil IV.30.a).1200°C’de 30 dakika sinterlenmiş,
b).1250°C’de 30 dakika Sinterlenmiş %0,8 NiB ilaveli 1000-C tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafları.



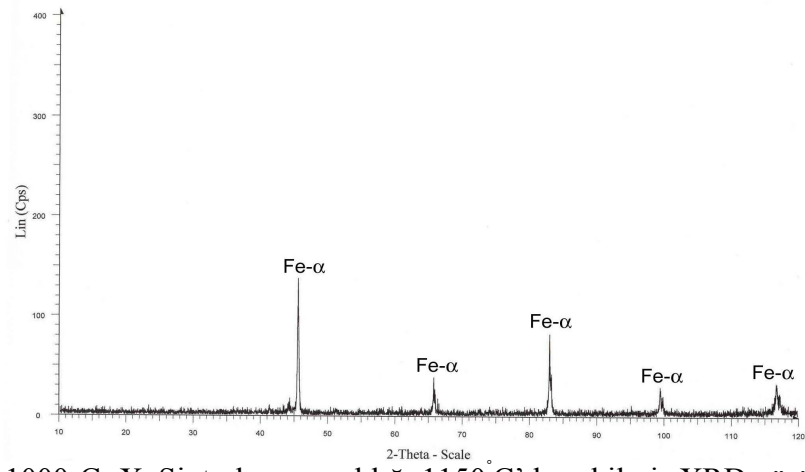
Şekil IV.31. 1250°C’de 30 dakika. sinterlenmiş ,% 0,8 NiB ilaveli 1000-C tipi numuneler için mikroyapı fotoğrafı.

IV. 5. XRD SONUÇLARI:

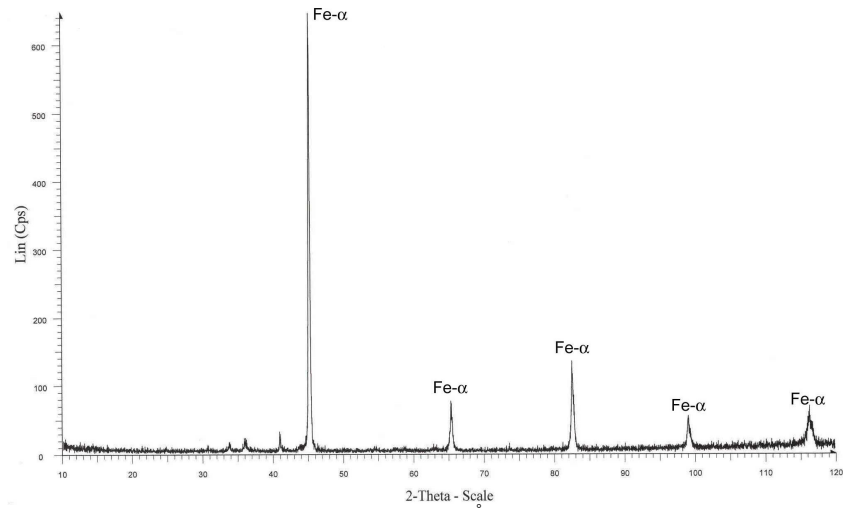
Sinterleme sıcaklığı 1150°C, 1250°C’de, farklı bor ve nikel bor oranlarında meydana gelen, bunların XRD sonuçlarına ait grafikler Şekil IV.32, 33, 34, 35’de görülmektedir. 1150°C’de 1000-C tipi numunelerde XRD sonuçlarında görülen pikler ilavesiz oldukları için tüm yapı ferrittir. Aynı şekilde 1150°C’de 150HP tipi numunelerde ilavesiz oldukları için tüm yapısı ferritten meydana gelmiştir. Bunun için sıvı faz oluşmamaktadır. Dolayısıyla ferrit yumuşak bir yapı olduğu için mukavemet değerleri düşüktür. Şekil IV.33 ve 34’de 1150°C’de ilavesiz numunelere ait XRD görüntüsü verilmiştir. 1250°C’de 1000-C tipi numunelerde ise XRD sonuçlarında görülen piklerde Fe- α ’nın yanı sıra BNi₂, Fe₂B bileşikler oluşmuştur. Aynı şekilde 150HP tipi numunelerde XRD sonuçlarında görülen piklerde Fe- α ’nın yanı sıra BNi₂, Fe₂B, Fe₂ MoB₄ bileşikler meydana gelmiştir. Bunun için, bu bileşiklerden dolayı sıvı faz oluşmuştur. Bu bileşiklerin oluşması mukavemet değerlerini artırırken aynı zamanda sıvı faz oluşmasına neden olurlar. İlaveli numunelere ait XRD sonuçları Şekil IV.32 ve 35’de verilmiştir.



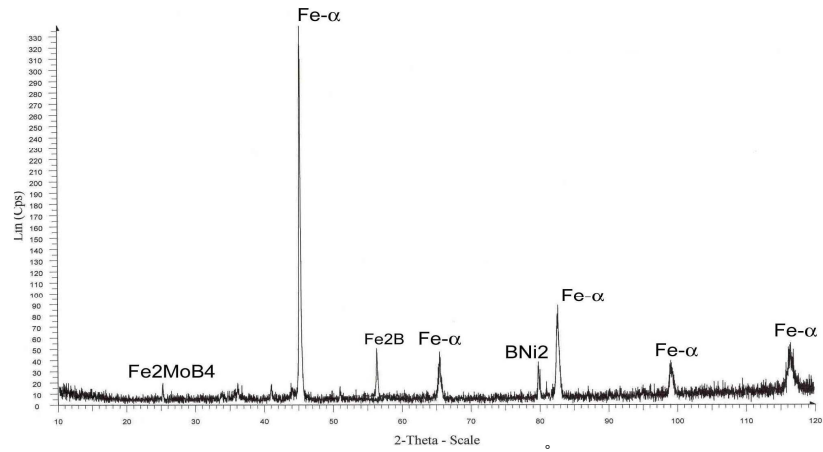
Şekil: IV.32. 1000-C -8NiB, Sinterleme sıcaklığı 1250°C’de çekilmiş XRD görüntüsü.



Şekil: IV.33. 1000-C -X, Sinterleme sıcaklığı 1150 C’de çekilmiş XRD görüntüsü.



Şekil: IV 34.150 HP-X, Sinterleme sıcaklığı 1150 C’de çekilmiş XRD görüntüsü.



Şekil: IV 35.150 HP -8 NiB, Sinterleme sıcaklığı 1250 C’de çekilmiş XRD görüntüsü.

IV.6. DENEY SONUÇLARININ İRDELENMESİ

Mekanik deneylerinden elde edilen sonuçların karşılaştırılması, başlangıç aşamasında ilave edilen amorf bor ve NiB tozlarının ürün özelliklerini hangi seviyede geliştirdiğinin net olarak ortaya çıkması bakımından önemlidir. Yapılan karşılaştırmada çekme mukavemeti, %uzama, sertlik deneyi sonundaki numunelerde oluşan ağırlık kaybı değerleri; sinterleme sonrasında sertleştirilmiş numunelerden alınan sonuçların karşılaştırılmasını içermektedir. Karşılaştırmalı grafiklerde, üç tip numuneden (150 HP, amorf bor ve NiB ilaveli) sadece en yüksek özelliklerin elde edildiği numuneler karşılaştırmaya tabi tutulmuştur.

Çekme mukavemeti; 150HP tipi numunelerde NiB miktarının artmasıyla 1150 °C'deki sinterleme sıcaklığında 1000-C tipi numunelere göre daha çok arttığı 495,1 MPa çekme mukavemeti elde edilmiştir. NiB miktarının artmasıyla çekme mukavemetlerinin de sürekli arttığı gözlemlenmiştir.

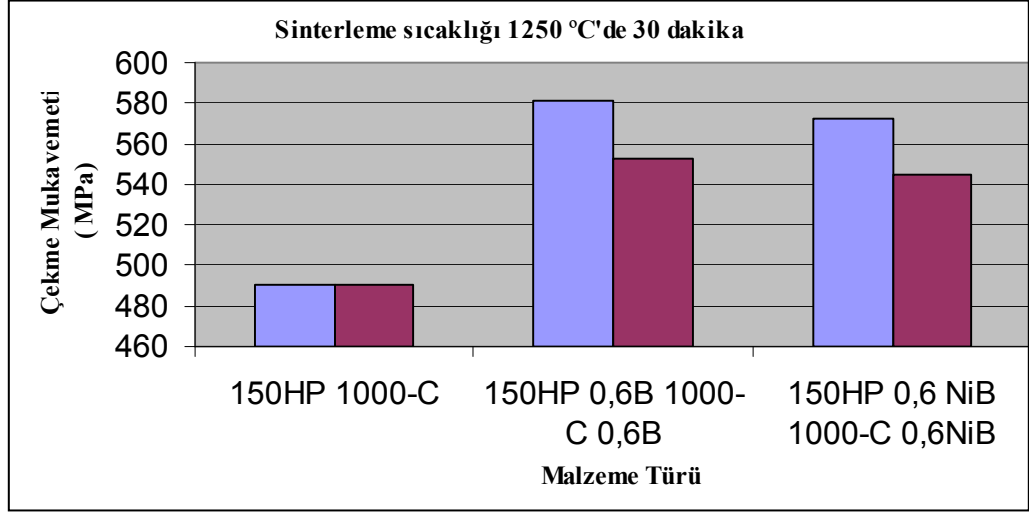
Aynı şekilde 1150 °C'deki sinterleme sıcaklığında 150HP tipi numuneler, 1000-C tipi numunelere göre daha çok arttığı, ancak %0,2- 0,8 arasındaki amorf bor ilavelerinde çekme mukavemeti kısmen düşmesine rağmen, maksimum çekme mukavemeti 0,4 B ilaveli numunelerde görülmüştür. 1200 °C ve 1250 °C'deki sinterleme sıcaklığında 150HP tipindeki numuneler, 1000-C tipindeki numunelere oranla daha çok artış göstermiş ve maksimum NiB miktarı % 0,6 NiB'lu numunede 580,8 MPa çekme mukavemeti elde edilmiştir. NiB miktarının artmasıyla çekme mukavemeti devamlı artış göstermesine rağmen %0,6 NiB ilaveli numunelerden sonra kısmen düşüş göstermekte, maksimum çekme mukavemetinin elde edildiği %0,6 NiB ilaveli numunelerde gözlemlenmiştir.

1200 °C ve 1250 °C'deki sinterleme sıcaklığında 150HP tipindeki numuneler, 1000-C tipindeki numunelere oranla daha çok artış göstermiş ve maksimum B miktarı % 0,6 B'luk numunede 589,8 MPa çekme mukavemeti elde edilmiştir. B miktarının artmasıyla çekme mukavemeti devamlı artış göstermesine rağmen %0,6 B ilaveli numunelerden sonra kısmen düşüş göstermekte, maksimum çekme mukavemetinin elde edildiği %0,6 B ilaveli numunelerde gözlemlenmiştir.

150HP tipindeki numuneler sinterleme sıcaklığında ve NiB oranının artmasıyla çekme mukavemetlerinde artışların devam ettiği ama, %0,6 NiB'lu numunelerden sonra kısmen azalma eğilimi gösterdiği gözlemlenmiştir.

150HP tipindeki numuneler sinterleme sıcaklığında ve B oranının artmasıyla çekme mukavemetlerinde artışların devam ettiği fakat , %0,6 B'lu numunelerden sonra kısmen azalma eğilimi gösterdiği gözlemlenmiştir. 1000-C tipindeki numunelerde sinterleme sıcaklığında ve NiB oranının artmasıyla çekme mukavemetlerinde artışların devam ettiği ama , %0,6 NiB'lu numunelerden sonra kısmen azalma eğilimi gösterdiği gözlemlenmiştir. Çekme mukavemetinin maksimum değeri 555,3 MPa olarak görülmektedir.

1000-C tipindeki numunelerde sinterleme sıcaklığında ve B oranının artmasıyla çekme mukavemetlerinde artışların devam ettiği ama %0,6 B'lu numunelerden sonra kısmen azalma eğilimi gösterdiği gözlemlenmiştir. Çekme mukavemetinin maksimum değeri 564,2 MPa olarak görülmektedir. Sinterleme sıcaklığının artmasıyla çekme mukavemetinin arttığı ancak en yüksek artışların 1200 °C'de meydana geldiği ve daha sonraki sıcaklıklarda kısmen azalma olduğu gözlemlenmiştir. Dolayısıyla en iyi çekme mukavemetlerinin olduğu sıcaklık, her iki tip numune için ve hem amorf bor, hem de NiB miktarının artış gösterdiği sıcaklık derecesi 1200 °C'dir.



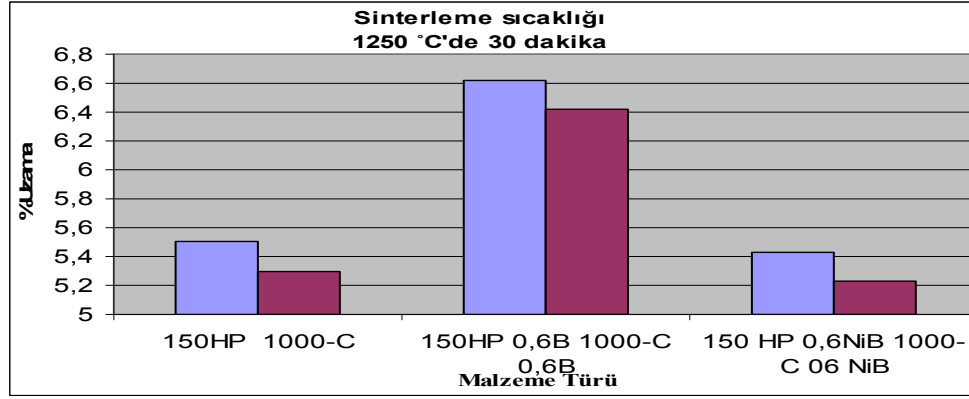
Şekil: IV.36. Çekme mukavemeti değerlerinin malzeme tipine ve % 0,6B, NiB oranlarına göre irdelenmesi^o

Çekme Mukavemeti değerlerinde her iki tip numunelerde ilavesiz, 0,6 B ve NiB ilaveli numunelerin karşılaştırılmasında 1250°C'de meydana gelen sıcaklıklarda 150HP tipi numuneler de daha çok artış olurken, 0,6 NiB' a göre B ilaveli numunelerde büyük artışlar meydana gelmiştir. Şekil IV.36'da çekme mukavemet değerlerinin değişimi görülmektedir.

% Uzama; 1150°C'de 150HP ve 1000-C tipindeki numunelerin hem amorf bor, hem de NiB oranlarının artmasıyla % uzama değerlerinin devamlı düşüş gösterdiği bu azalmanın minimum % 3,5 düzeyinde, 0,8 B ve NiB oranları 150 HP tipi numunelerde görülmektedir.

1200°C'de 150HP ve 1000-C tipindeki numunelerde NiB miktarının artmasıyla devamlı azalma gösterdiği, minimum azalmanın % 4,37 uzamanın %0,8 NiB ilavelerinde görüldüğü, bunun yanı sıra 150HP ve 1000-C tipindeki numunelerde B oranının artmasıyla devamlı artışın meydana geldiği, maksimum artışın %0,6 B ilaveli numunelerde %6,9 olarak gözlemlenmiştir. %0,6 B ilaveli numunelerden sonra kısmen azalma göstermiştir. 1200°C'de 150HP ve 1000-C tipindeki numunelerde NiB miktarının artmasıyla devamlı azalma gösterdiği, minimum azalmanın % 3,88 uzamanın %0,8 NiB ilavelerinde görüldüğü, bunun yanı sıra 150HP ve 1000-C tipindeki numunelerde B oranının artmasıyla % uzamanın arttığı ancak %0,6B'dan sonra kısmen azalma gösterdiği maksimum uzamanın %0,6 B ilaveli numunelerde görüldüğü, bu uzamanın %6,62 'ye kadar çıktığı gözlemlenmiştir.

Sinterleme sıcaklığının artmasıyla ilavesiz numunelerde artışın sağlandığı bu artışın 1200°C'de maksimum olduğu gözlemlenmiştir. Sinterleme sıcaklığının ve her iki tip numunelerde de B ve NiB miktarının artmasıyla, artışların sağlandığı %0,6 B ve % 0,6 NiB'dan sonra kısmen azalma gösterdiği gözlemlenmiştir. En iyi artışların 1200°C'de olduğu gözlemlenmiştir.



Şekil: IV.37. %Uzama değerlerinin malzeme tipine ve % 0,6B,NiB oranlarına göre irdelenmesi

%Uzama değerlerde her iki tip numunelerde ilavesiz, 0,6 B ve NiB ilaveli numunelerin karşılaştırılmasında 1250 C’de meydana gelen sıcaklıklarda 150HP tipi numunelerde daha çok artış olurken, 0,6 NiB’a göre B ilaveli numunelerde büyük artışlar meydana gelmektedir. Şekil IV.37’de %Uzama değerlerinin değişimi görülmektedir.

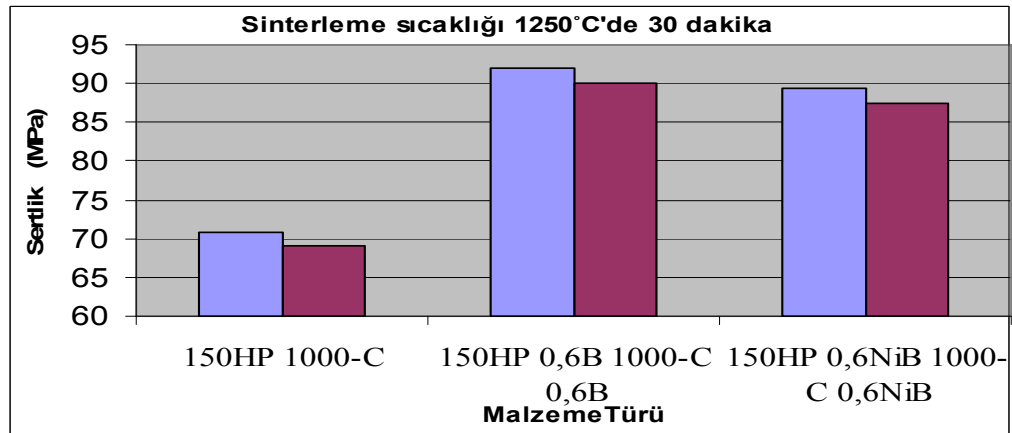
Sertlik;1150°C’de 30 dakika sinterlenen numunelerde 150HP ve 1000-C tipindeki numunelerin hem amorf bor, hem de NiB oranlarının artmasıyla sertlik değerlerinin devamlı düşüş gösterdiği bu azalmanın minimum 62,1 HRA düzeyine düştüğü gözlemlenmiştir.

1200 C ve 1250 C’de ise 150HP ve 1000-C tipindeki numunelerde hem amorf bor, hem de NiB oranlarının artmasıyla sertlik değerlerinde devamlı artışların olduğu dolayısıyla 1000-C tipi numunelerde sertlik değeri NiB numuneler için maksimum 93,1 HRA sertlik değerine ulaştığı, B ilaveli numuneler için maksimum 94 HRA sertlik değerine ulaştığı gözlemlenmiştir

150 HP tipi numunelerde sertlik değeri ise; NiB numuneler için maksimum 95 HRA sertlik değerine ulaştığı, B numuneler için maksimum 95,9 HRA sertlik değerine ulaştığı gözlemlenmiştir

Dolayısıyla her iki tip numune, sinterleme sıcaklığının, B ve NiB miktarlarının artmasıyla sertlik değerlerinde devamlı artışlar sağlanmıştır. Artışların maksimum çıktığı sıcaklık 1250 C’de olup 0,8 B ve 0,8 NiB katkılı numunelerde açıkça görülmektedir.

Her iki tip numunelerin sertlik değerleri karşılaştırmalı olarak Şekil 10’da grafik halinde verilmiştir.



Şekil: IV.38.Sertlik değerlerinin malzeme tipine ve % 0,6B,NiB oranlarına göre irdelenmesi

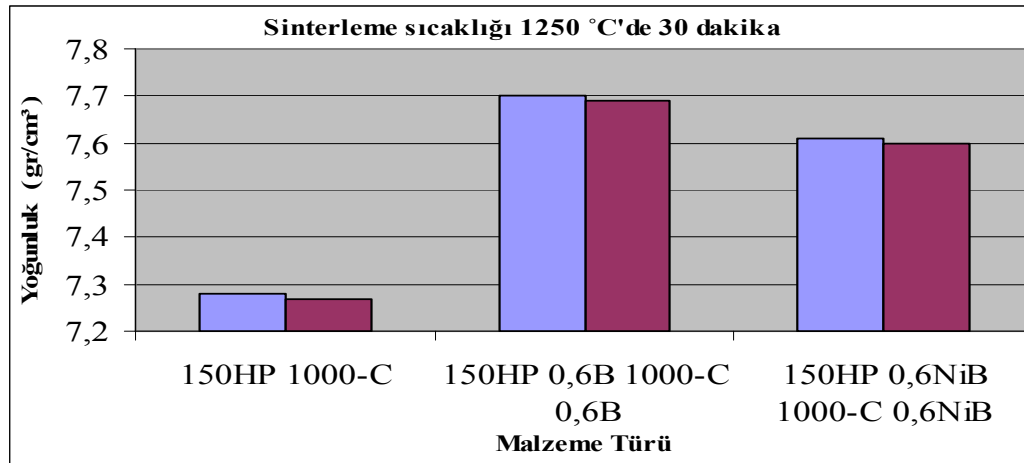
Sertlik değerlerde her iki tip numunelerde ilavesiz, 0,6 B ve NiB ilaveli numunelerin karşılaştırılmasında 1250°C'de meydana gelen sıcaklıklarda 150HP tipi numunelerde daha çok artış olurken, 0,6 NiB'a göre B ilaveli numunelerde artışlar meydana gelmektedir. Şekil IV.38'de sertlik değerlerinin değişimi görülmektedir.

Yoğunluk; 1150°C'de 30 dakika sinterlenen numunelerde 150HP ve 1000-C tipindeki numunelerin hem amorf bor, hem de NiB oranlarının artmasıyla yoğunluk değerlerinin devamlı düşüş gösterdiği bu azalmanın minimum 7,01gr/cm³ düzeyine ulaştığı gözlemlenmiştir.

1200°C ve 1250°C'de ise 150HP ve 1000-C tipindeki numunelerde amorf bor, hem de NiB oranlarının artmasıyla yoğunluk değerlerinde devamlı artışların olduğu dolayısıyla 1000-C tipi numunelerde yoğunluk değeri NiB numuneler için maksimum 7,57gr/cm³ yoğunluk değerine ulaştığı, B numuneler için maksimum 7,67gr/cm³ değerine ulaştığı gözlemlenmiştir.

150 HP tipi numunelerde yoğunluk değeri ise; NiB numuneler için maksimum 7,6 gr/cm³ değerine ulaştığı, B numuneler için maksimum 7,7gr/cm³ değerine ulaştığı gözlemlenmiştir. Dolayısıyla her iki tip numunede, Sinterleme sıcaklığının, B ve NiB miktarlarının artmasıyla yoğunluk değerlerinde devamlı artışlar sağlanmıştır. Artışların maksimum çıktığı sıcaklık 1250°C'de olup 0,8 B ve NiB katkılı numunelerde açıkça görülmektedir.

Her iki tip numunelerin yoğunluk değerleri karşılaştırmalı olarak Şekil 10'da grafik halinde verilmiştir.



Şekil: IV.39 Yoğunluk değerlerinin malzeme tipine ve % 0,6B,NiB oranlarına göre irdelenmesi

Yoğunluk değerlerde her iki tip numunelerde ilavesiz, 0,6 B ve NiB ilaveli numunelerin karşılaştırılmasında 1250°C'de meydana gelen sıcaklıklarda 1000-C ve 150HP tipi numunelerde daha çok artış olurken, 0,6 NiB'a göre B ilaveli numunelerde sürekli artışlar sağlanmıştır. Şekil IV.39'de yoğunluk değerlerinin değişimi görülmektedir.

150HP tür numunelerde; Yoğunluk değerlerinde, numunelere bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de yoğunluk değerleri aynı kalırken, 1200°C'de %7 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %7 artış elde edilmektedir. Aynı şekilde Nikel bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de yoğunluk değerleri aynı kalırken, 1200°C'de % 6 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %5 artış elde edilmiştir.

Çekme mukavemetinde, numunelere bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de % 1 azalırken, 1200°C'de %18 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %19 artış elde edilmektedir. Aynı şekilde Nikel bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de % 1,5 artarken, 1200°C'de %16 artış sağlanmakta ve

1250°C'de ise %17 artış elde edilmiştir. Bunun nedeni 1150°C'de yeterli sıvı faz oluşmadığıdır. 1200°C'de ise yeterli sıvı faz meydana gelmesi sonucu değerlerde artış olmuştur.

% uzama oranı bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de % 15 azalırken, 1200°C'de %13 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %20 artış elde edilmektedir. Aynı şekilde Nikel bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de % 15 azalırken, 1200°C'de %12 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %15 artış meydana gelmektedir. Bunun sebebi ise 1150°C'de yeterli sıvı faz oluşmadığı, 1200°C'de ise yeterli sıvı faz meydana gelmesi. 1250°C'de aşırı sıvı fazın oluşmasıdır.

Sertlik değerlerinde, numunelere bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de sertlik değerlerinde bir değişiklik olmazken, 1200°C'de %15 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %35 artış elde edilmektedir. Aynı şekilde Nikel bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de sertlik değerleri aynı kalırken, 1200°C'de %15 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %35 artış elde edilmiştir.

1000-C tipi numunelerde; Yoğunluk değerlerinde, numunelere bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de %1 azalırken, 1200°C'de %6 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %7 artış elde edilmektedir. Aynı şekilde Nikel bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de yoğunluk değerleri %0,5 azalırken, 1200°C'de % 5 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %6 artış elde edilmiştir.

Çekme mukavemetinde, numunelere bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de % 2 azalırken, 1200°C'de %13 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %13 artış elde edilmektedir. Aynı şekilde Nikel bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de % 2 artarken, 1200°C'de %11 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %11 artış elde edilmiştir.

% uzama oranı bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de % 17 azalırken, 1200°C'de %13 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %22 artış elde edilmektedir. Aynı şekilde Nikel bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de % 17 azalırken, 1200°C'de %12 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %36 Azalma meydana gelmektedir.

Sertlik değerlerinde, numunelere bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de sertlik değerlerinde bir değişiklik olmazken, 1200°C'de %15 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %36 artış elde edilmektedir. Aynı şekilde Nikel bor ilaveleri yapıldıktan sonra bu numunelerde 1150°C'de sertlik değerleri aynı kalırken, 1200°C'de %15 artış sağlanmakta ve 1250°C'de ise %35 artış elde edilmiştir.

Bu elde edilen sonuçlardan sonra sıcaklığın artmasıyla, mekanik değerlerin azalmasının ve artmasının sebepleri aşağıda açıklanmıştır.

1000-C ve 150HP tür numunelerde % uzama için, bor ilavelilerde Nikel bor'a göre oransal olarak artış meydana gelmiştir. Nedeni ise, Bor'un Nikel bor'a göre sıvı fazı daha zengin olmasından kaynaklanmaktadır. NiB'da sıcaklığın artmasıyla oransal değerlerde azalma meydana gelmektedir. Bunun sebebi ise, aşırı sıcaklıklarda tanelerde irileşme meydana gelmektedir.

Çekme değerlerinde bor ilavelilerde Nikel bor'a göre daha çok artmıştır. Bunun nedeni borun içinde sıvı fazın daha çok olmasından kaynaklanmaktadır. Düşük sıcaklıkta artış olmamasının sebebi, yeterli miktarda sıvı faz oluşmamaktadır. Aynı şekilde yüksek sıcaklıkta belirli oransal değerlerden sonra düşme meydana gelmektedir. Bunun nedeni ise, aşırı sıvı faz oluşmasından kaynaklanmaktadır.

Sertlik değerlerinde sıcaklığın artmasıyla oransal değerlerde artış sağlanmıştır. Bunun sebebi ise, tanelerde irileşme meydana gelmektedir. Borun Nikel bor'a göre daha yüksek çıkmasının sebebi, borun içinde sıvı fazın daha zengin olmasından kaynaklanmaktadır. Bundan dolayı NiB'a göre değerleri daha çok çıkmıştır.

Yoğunluk değerlerinde porun nikel bor'a göre değerleri daha yüksek çıkmıştır. Bunun nedeni borun içinde sıvı fazın daha zengin olmasından kaynaklanmaktadır. Sıcaklığın artmasıyla yoğunluk değerlerinin de arttığı, bunun sebebi ise tanelerde büyümenin meydana gelmesidir. Aynı şekilde yüksek sıcaklıklarda belli değerden sonra kısmen azalma görülmektedir. Bunun sebebi yüksek sıcaklıklarda aşırı sıvı faz meydana gelmiş olmasından kaynaklanmaktadır.

XRD sonuçlarında; 1150°C'de ilavesiz numunelerde XRD sonuçlarına bakıldığında 1000-C ve 150HP tipi numunelerde tüm yapı Fe- α 'den oluşmaktadır. Yapının tamamının ferritten oluşması sıvı fazın meydana gelmemesi demektir. Yapıda sıvı faz oluşmadığı için mukavemet değerlerinde artış olmamaktadır. XRD sonuçlarında piklerin büyük olması aynı zamanda o fazın yapı içerisinde çok olduğunu gösterir.

1250°C'de 0,8 NiB ilaveli numunelerde XRD sonuçlarına bakıldığında 1000-C tipi numunelerde BNi₂ ve Fe₂B bileşikleri görülmüş, 150 HP tipi numunelerde ise BNi₂, Fe₂B, Fe₂MoB₄ bileşikleri oluşmuştur. Bu bileşikler ötektik yapıyı meydana getirirler. Ötektik yapının vuku bulması mukavemet ve sertlik değerlerinin artmasına neden olmuştur.

Porlar çok reaktif oldukları için saf halde bileşik oluştururlar. Dolayısıyla kısa zamanda ötektik yapıyı oluştururlar. NiB ise yavaş reaktif olduğu için, reaksiyonu yavaştır. Reaksiyonun yavaş meydana gelmesi sabit süre içerisinde sıvı fazın az meydana gelmesi sonucunu çıkarır.

Yukarıda açıklanan nedenlerden dolayı ve deney sonuçlarına bakarak, Borun NiB'a göre mukavemet değerleri daha yüksek çıkmıştır.

BÖLÜM V

TARTIŞMA ve DEĞERLENDİRME

TM prosesleri ile üretilen parçaların seri ve hassas ölçülerde üretilmelerinin yanı sıra parçaların teorik yoğunluk değerleri de önem taşır. Bu tip parçalarda teorik yoğunlukların yüksek olmasına bağlı olarak mühendislik özellikleri de artış gösterir. Parça içerisindeki gözenek miktarının istisnai durumlar dışında daima düşük değerlerde olması istenir. Gözenekler yapı içerisinde süresiz bölgeler oluşturduklarından düşük mühendislik özelliklerin oluşmasına yol açar. Bu bakımdan TM ürünü parça imal edilirken farklı proses basamakları veya başlangıç aşamasında tozlar içerisine ilave tozlar katılır. Her iki uygulamanın amacı tam yoğunluklu parça elde etmektir.

T/M işlemlerinde kullanılan toz boyutlarının geleneksel TM uygulamalarında kullanılan toz boyutlarına göre oldukça düşük olması, kalıplanabilirliği iyileştirmesinin yanı sıra, teorik yoğunluğu yüksek tam yoğunluklu parça imalatına da imkân sağlar. Sinterleme esnasında, sinterlenen tozların büyüklükleri kütle taşınımı açısından önemlidir. Ortalama partikül boyutu küçük olan tozlar daima hızlı ve yoğun kütle taşınımları sergileyerek, tam yoğunluklu parça için uygun şartları sağlar. T/M ile üretilen parçalarda teorik yoğunluk değerleri %100 seviyelerine çıkabilse de, %96 ve üzeri teorik yoğunluk değerleri tam yoğunluk olarak kabul edilir.

T/M ile üretilen parçaların sinterlenmesinde yüksek sinterleme sıcaklıkları ve uzun sinterleme süreleri seçilerek, yüksek teorik yoğunluk değerlerine çıkılabilir. Fakat bu yüksek birim maliyet anlamına gelir. Prosesin başlangıç aşamasında tozlar içerisine katılan farklı ilaveler, sinterleme sırasında yüksek teorik yoğunluk değerlerinin elde edilebilmesine imkân verirken, aynı zamanda da sinterleme sıcaklık ve sürelerini oldukça düşük düzeylere indirebilir. Bu şekilde yüksek mühendislik özelliklerine sahip ürünler elde edilirken aynı zamanda da düşük birim maliyet elde edilir. Fe parçaları T/M ile üretilen demir esaslı parçalar içerisinde NiB, ikinci en büyük grubu oluştururlar. Geleneksel T/M metotları ile üretilen Fe parçalarının yoğunlukları 7- 7,2gr/cm³ seviyelerinde iken, T/M ile üretilen Fe parçalarının yoğunluk değerleri 7,75gr/cm³ değerlerine kadar çıkar. Buna bağlı olarak döküm ile üretilen Fe parçalarından tüm mühendislik özellikleri bakımından yinede düşük düzeylerdedir. Bunun sebebi ise gözenekli mikroyapıdır. Geleneksel T/M metotlarıyla, T/M ile üretim arasındaki fark; Geleneksel T/M metotlarında tipik tek preste kalıplama yapmaktır. T/M ile üretimde ise bütün prosesleri içine alır. Örneğin, soğuk izostatik kalıplama, sıcak izostatik kalıplama, sprej şekillendirme, toz enjeksiyon kalıplama gibi prosesleri kapsar.

Hazırlanan bu tez çalışmasında; teorik yoğunluğu yüksek Fe parçaların üretilerek yüksek mekanik özelliklerin elde edilmesi amaçlanmıştır. Bu amaca uygun olarak başlangıç aşamasında Fe parçaları içerisine amorf bor ve NiB gibi iki farklı bor tozu ilavesi yapılmıştır. Bu gibi bor ve bor bileşiklerinin sinterleme esnasında sıvı faz oluşturarak yüksek teorik yoğunluk değerlerine çıkması ve buna bağlı olarak mekanik özelliklerinin artırılması sağlanmıştır. Başlangıç aşamasında kullanılan Fe(150 HP ve 1000-C) ve ilave tozlarının ortalama partikül boyutları düşük seviyelerde seçilmiştir. Bu ise başta kalıplanabilirlik gibi birçok özelliği arttırmıştır. Seçilen ilave tozların ortalama partikül boyutları, literatürde buna benzer çalışmalarda kullanılan birçok tozdan daha küçük değerlerdedir. İlave yapılan toz miktarlarının oldukça düşük seviyelerde olması homojen karışım eldesi için önemli iken, kalıplanabilirlik açısından önemli bir fonksiyona sahip değildir. Bu bakımdan ilaveli ve ilavesiz numunelerin kalıplanması aynı kalıplama parametrelerinde yapılmıştır. Kalıplanmış numuneler üzerinden alınan yoğunluk ölçümlerinde 6,8- 6,9 gr/cm³ değerleri elde edilmiştir. Bu yoğunluk değerleri

literatürdeki değerlerle benzerlik göstermesinin yanı sıra birçok deneysel çalışmada elde edilen yoğunluk değerlerinden yüksektir. Kalıplama sonrasında bazı yüksek yoğunluk değerlerinin elde edilmesi, kalıplama sırasında kullanılan yüksek kalıplama basınçlarına bağlanabilir. Kalıplama sonrası yüksek yoğunluk değerleri yaş mukavemeti artırarak sinterleme aşaması öncesinde numune rijitliğinin muhafaza edilmesini sağlamıştır.

Sinterleme çalışmaları sırasında ilavesiz 150 HP numuneleri 1150 °C'de 30 dakika sinterlenmiştir. Sinterleme sonrasında mikroyapıda partikül içi ve partiküller arasında gözeneklere rastlanmıştır. Aynı zamanda partiküller arası bölgelerde δ -ferrit'in olduğu ve bundan dolayı gözeneklerin kapanarak yoğunluk değerlerinin 7,08gr/cm³ değerlerine ulaştığı gözlemlenmiştir. Mikroyapıda 1150 °C -1200 °C'lerde oluşmaya başlayan δ -ferrit gözenekleri kapatarak yoğunluk ve mukavemetin artmasının yanı sıra sünekliği de artırmaktadır. 1150 °C gibi düşük sinterleme sıcaklıklarında sinterlenen ilavesiz 150HP numunelerinde ise mikroyapıda az miktarda gözenek mevcuttur. Bu düşük sıcaklıklarda sinterleme tam olarak gerçekleşmiş; bundan dolayı yoğunluk ve mukavemet değerleri 1200 °C'den itibaren artış göstererek yüksek değerlerde elde edilmiştir.

Ni ile B, termodinamik olarak 1175 °C'de ötektik bir sıvı faz oluşturmaktadır, fakat Cr, Mo, Si ve Mn gibi elementlerin mevcudiyeti sıvı faz oluşum sıcaklıklarını arttırmaktadır. İlave amorf bor miktarının artması ile sıvı faz oluşum sıcaklıkları düşmektedir. Amorf bor ilaveli numunelere göre daha yüksek sıcaklıklarda sıvı faz oluşumu gerçekleşmektedir. Sıvı faz oluşum sıcaklığındaki bu artışın sebebi; FeB ilaveleri içerisindeki B miktarının düşük olmasıdır ve 150HP tozları içerisindeki Cr, Mo, Si, ve Mn gibi elementlerin mevcudiyetidir.

Amorf bor ilaveli numunelerin 1150 °C ile 1200 °C arasında sabit 30 dakika sinterlenmesi sonuçlarına göre, artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak yoğunluk değerleri sürekli artış göstermektedir. Sinterleme sıcaklığı ile yoğunluk değerlerinin artışına paralel olarak artan amorf bor miktarlarına bağlı yoğunluk artışları da elde edilmiştir. Düşük sıcaklıklarda ve düşük ilave miktarlarında yapılan sinterlemelerde sıvı faz miktarı düşük, yüksek sıcaklıklarda ve yüksek ilave miktarlarında yapılan sinterlemelerde ise sıvı faz miktarı yüksektir. 1250 °C'de 30 dakika yapılan sinterlemelerde artan amorf bor miktarına göre yoğunluk değişimleri göz önüne alındığında, artan bor miktarına bağlı olarak yoğunluk değerleri artmaktadır. Sonuçlardan da görüleceği gibi yoğunluk artışlarının temel sebebi; oluşan sıvı fazın tüm partiküller arası bölgelere ve gözenek bölgelerine nüfuz ederek yoğun bir mikroyapı sergilemesidir. Sıvı faz oluşum sıcaklıklarının üzerine çıkıldığında, borca zengin sıvı faz oluşmuş ve bu sıvı faz değişen sinterleme parametrelerine bağlı olarak yoğunluk değerlerini arttırmıştır. Artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak yoğunluk değerleri sürekli olarak artış gösterirken, yoğunluk artış hızları her iki parametrede farklılık göstermiştir. Buradan da 30 dakika sinterleme süresinin maksimum yoğunluk değerleri için yeterli olduğu tespit edilmiştir. Benzer şekilde artan amorf bor miktarına bağlı olarak yoğunluk değerlerinin artışı göz önüne alındığında %0,60 B miktarı gerekli olan yoğunlaşmayı sağlamaktadır. Amorf bor ilaveli numunelerden alınan yoğunluk değerleri ve sinterleme parametreleri göz önüne alındığında, ilave amorf bor miktarı ve sinterleme sıcaklıklarının yoğunluk üzerinde daha fazla etkili olduğu düşünülmektedir.

NiB ilaveli numunelerin 1200 °C ile 1250 °C arasında sabit 30 dakika sinterlenmesi sonuçlarına göre, artan sinterleme sıcaklıklarına bağlı olarak yoğunluk değerleri sürekli artış göstermektedir. Sinterleme sıcaklığı ile yoğunluk değerlerinin artışına paralel olarak artan NiB miktarlarına bağlı yoğunluk artışları da elde edilmiştir. NiB ilaveli numunelerde, amorf bor ilaveli numunelerin aksine 30 dakika da yapılan sinterlemelerde herhangi bir şekil bozukluğuna ve çökmelere rastlanmamıştır. Buradan da mikroyapıdaki sıvı faz miktarının yeterli miktarda olduğu anlaşılmaktadır.

Amorf bor ilaveli numunelerde 1250°C’de 30 dakika yapılan sinterlemelerde, sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin sürekli arttığı ve ilave amorf bor miktarına bağlı olarak çekme mukavemeti değerlerinin sürekli olarak arttığı gözlemlenmiştir. Sinterleme sıcaklığına bağlı olarak çekme mukavemeti değerleri artarken, %0,6 amorf bor ilavelerinde maksimum çekme mukavemeti değerleri elde edilmiş, daha yüksek amorf bor ilavelerinde çekme mukavemeti düşüş göstermiştir. Bu ilave miktarlarında maksimum %uzama değerleri elde edilmiştir ve daha yüksek ilavelerde ise %uzama değerleri düşüş göstermiştir. Bunun sebebi olarak maksimum değerlerin elde edildiği amorf bor ilavelerinden yüksek ilavelerde aşırı sıvı faz oluşumu görülmektedir. Aşırı sıvı faz oluşumu ise çekme mukavemeti ve %uzama değerlerinin kısmen düşüşüne sebep olmuştur. Bunun yanı sıra literatürdeki bazı kaynaklarda aşırı sıvı faz oluşumuyla beraber artan bor miktarına bağlı olarak partiküller arası bölgelerde oluşan sıvı faz miktarının artarak partiküllerinin irileşerek mekanik özellikleri düşürdüğü şeklinde hakim bir kanı vardır. Bor ilaveli 150HP’nin sinterlenmesi esnasında ötektik sıvı faz oluştuğu bilinmektedir. Tane sınırları boyunca ve partikül temas alanlarında bulunan sıvı faz özellikle belirli bir sinterleme sıcaklığının üzerinde artmaktadır. Bu irileşme ise mekanik özelliklerden % uzamada düşüşlere sebep olmaktadır. 1200°C’nin altındaki sıcaklıklarda yapılan sinterlemelerde özellikle kısa süreli sinterlemelerde, oluşan sıvı faz partiküller arası bölgelere tam olarak nüfuz etmemiştir, bu yüzden bu sinterleme sonuçlarında çekme mukavemeti ve %uzama değerleri düşük çıkmıştır. Benzer şekilde 1250°C’de 30 dakika yapılan sinterlemelerde maksimum %uzama değerleri elde edilmiş %uzama değerleri artış göstermiştir.

NiB ilaveli numunelerde artan sinterleme sıcaklığına bağlı olarak 30 dakika süre ile yapılan sinterlemelerde çekme mukavemeti değerleri sürekli olarak artmaktadır. Sinterleme sıcaklığı, ilave NiB miktarının artmasına bağlı olarak mikroyapıda oluşan sıvı faz miktarı artmaktadır fakat bu artış sonucunda çekme mukavemeti ve %uzama değerlerinde %0,6B ve %0,8 NiB’tan sonra kısmen düşüş gözlemlenmektedir. Bu sonuçlardan da mikroyapıdaki oluşan sıvı fazın yeterli derecede olduğu kanısına ulaşılmıştır. Literatürdeki bazı kaynaklarda ilave NiB kullanımının partikül temas bölgelerinde büyük gözeneklere sebep olduğu bildirilmesine rağmen, mikroyapı incelemelerinde böyle bir bulguya rastlanılmamıştır.

Deneysel çalışma sonuçlarına ve literatür sonuçlarına göre, % 0,6 B ve NiB ilaveli numunelerden sonra çekme deneyi sonuçlarında düşüşler görülmektedir. Bu durum 1200°C ve 1250°C sinterleme sıcaklıklarında meydana gelmektedir. Bu sinterleme sıcaklıkları, yüksek sinterleme sıcaklıkları olduğu için bu Sinterleme sıcaklıklarında aşırı sıvı faz meydana gelmiştir. Aşırı sıvı fazın oluşması bazı mukavemet değerlerinin azalmasına vesile olmuştur.

% 0,6 B ve NiB ilaveli numunelerde optimum sıvı faz meydana gelmiş iken, % 0,8 B ve NiB ilaveli numunelerde ise azalma söz konusudur. Bunun sebebi sıvı faz miktarının aşırı boyutta olması, bunun yanı sıra bor bileşiklerinde aşırı oranda bulunması ve aynı zamanda porit fazının gereğinden fazla olması sonucunda çekme ve mukavemet değerleri düşmektedir. İdeal olan durum yeterli seviyede olan sıvı faz miktarıdır.

NiB ilaveli numunelerde elde edilen maksimum mekanik özelliklerle, amorf bor ilaveli numunelerden elde edilen maksimum değerler karşılaştırıldığında; NiB ilaveli numunelerin daha düşük değerlerde olduğu gözlemlenmektedir. Bunun sebebi; NiB ilaveli numunelerin daha yüksek sıcaklıklarda sinterlenmesi sonucunda partiküllerin amorf bor ilaveli numunelerdeki partiküllere göre daha büyük olması ve partiküller arası bölgelerde süreksizlik gösteren çökelti partikülleridir.

Amorf bor ve NiB ilaveli numunelerin sertlik ölçümlerinden elde edilen sonuçlar incelendiğinde de tüm sinterleme şartlarında ve tüm ilave miktarlarında sertlik değerleri

artış göstermiştir. Her iki tip ilaveli numunede de, mikroyapıdaki gözeneklerin kapanarak yoğunluğun artmasına bağlı olarak partikül temas noktalarındaki borca zengin gevrek sıvı fazın oluşması, sertlik değerlerindeki artışın en önemli sebebidir. Her iki tip numunede de %0,20 ilavelerinden sonra sertlik artışlarında büyük sıçramalar olmamış fakat artış yine de devam etmiştir.

% Uzama değerleri göz önüne alındığında ilavesiz numunelerde 1200°C'de % 50 artış gösterirken 1250°C'de ise %14 azalma göstermektedir. 1150°C'de NiB ilaveli numunelerdeki % uzama değerleri % 14,5 azalma olurken B ilaveli numunelerde ise %14 azalmaktadır. 1200°C'de NiB ilaveli numunelerdeki % uzama değerleri %12 artarken B ilaveli numunelerdeki % uzama değerleri %12 düzeyindedir. 1250°C'de NiB ilaveli numunelerdeki % uzama değerleri %16 artarken B ilaveli numunelerdeki % uzama değerleri %21 düzeyindedir. Sertlik değerlerinde sıcaklığın artmasıyla, ilavesiz numunelerde %37 artış meydana gelirken, ilaveli numunelerde amorf bor için % 54 artış meydana gelmiştir. NiB ilaveli numunelerde ise % 53 artış oranları elde edilmiştir. Çekme değerlerinde sıcaklığın artmasıyla, ilavesiz numunelerde %4 artış meydana gelirken, ilaveli numunelerde amorf bor için %19 artış meydana gelmiştir. NiB ilaveli numunelerde ise %17 artış oranları elde edilmiştir. Literatürde hiçbir ilave yapılmamış olan 150 HP parçaları ve bazı ilaveler yapılarak üretilen 150 HP parçaları ve bu çalışmada üretilen ilaveli ve ilavesiz 150HP parçaları mekanik özellikler bakımından karşılaştırılabilir. Tablo V.1'de literatürdeki benzer çalışmalarla, bu çalışmada elde edilen sonuçların karşılaştırılması verilmiştir. Tablodan da görüleceği gibi bu çalışmada elde edilen yoğunluk literatürde karşılaşılan tüm değerlerden daha yüksek çıkmıştır. Çekme mukavemeti değerleri literatürde karşılaştırma yapıldığında azalma göstermiştir. %Uzama değerleri, bakımından karşılaştırma yapıldığında orta düzeydeki değerler elde edilmiştir. Sertlik değerleri ise literatürde karşılaştırma yapıldığında tüm değerlerden daha yüksek çıkmıştır.

Fe ile farklı elementlerde bileşik oluşturabilirler. Örneğin; Fe-Cu, Fe-Cr gibi bileşikler oluşabilir. Fakat bu bileşiklerin demir içerisinde çözünürlüğü yüksektir. Örneğin, Fe-Cu bileşiğinde demir içinde bakır atomlarının çözünürlüğü %8 civarındadır. Bu durumdan dolayı demir içine bor tercih etmemizin nedeni porun diğer elementlere oranla demir içerisinde bor bileşiklerinin çözünürlüklerinin çok düşük olması, başka bir deyişle çok az boyutta bor bileşiği kendi bütünlüğünü koruyabilmekte ve demir içerisinde dağılarak yok olmamaktadır. Yani çözünürlük oranı çok düşüktür. Bu sayede çözünmez ve bütünlüğünü korur. Bor bileşiklerinin diğer en önemli özelliği aynı zamanda yüzey enerjilerinin de çok düşük olması, bor bileşiklerinin çok çabuk yayılarak, çok küçük tane sınırlarına ve kılçal boşluklara yayılarak o bölgeleri ısıtıp hızlı şekilde doldurmasıdır.

Bor çok reaktif bir malzeme olduğu için saf halde bileşik meydana getirir, bu bileşikler hızlı olarak ötektik yapıyı oluştururlar. Ötektik yapının oluşması ile sıvı faz meydana gelir. Sıvı fazın oluşması ise sertlik ve mukavemet değerlerini artırır. Bütün bu özelliklerden dolayı bor tercih edilmiştir.

V.1.ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında elde edilen genel sonuçlar, tartışma ve değerlendirme ışığı altında aşağıda belirtilen çalışmaların ileride gerçekleştirilmesinin yararlı olacağı kanısındayım.

1-) Sinterleme işlemlerinin saf H₂ atmosferi altında yapılarak, mekanik özelliklerin daha yüksek değerlere ulaştırılabilmesi,

2-) Sinterleme esnasında her bir sinterleme sıcaklığı ve sürelerinde mikroyapısal gelişimin DSC ve Dilatometrik ölçümler gibi değişik deneysel metotlarla gözlemlenmesi.

KAYNAKLAR

- [1]-Demir kesen , E. Eğitim Notları (2004) . İ.T.Ü.
- [2]-Kempton, H.R, “History of Powder Metallurgy,” ,Metals Handbook, Volume 7, P:14-20, 1993, U.S.A.
- [3]-Lindkog, P,Arbstedt, P., “Iron Powder Manufacturing Technigues: A Brief Reviem” , Powder Metallurgy, Volume 29, Number 1, 1986
- [4]-Serficeli, Y.S. Malzeme Bilgisi. (2000) 214 -215.
- [5]-German, R.M.: “Liquid Phase Sintering”, Plenium Press, New York, USA, (1985)
- [6]-Bakan, H.İ.: “Toz Metalurjisi Yöntemleri ile Üretilen Cu- %25Cr Elektrik kontak malzemelerinin Sinterleme Davranışlarının İncelenmesi”, Doktora tezi,İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, (1999), ıstanbul
- [7]-Thümmmler, F.; Oberacker, R.: “ Powder Metallurgy” , The Institute bof Materials,London, (1193)
- [8]-Exner,H.E., Arzt, E.: Sintering Processes” , Physical Metallurgy, 1983,U.S.A
- [9]-Demir, A, “Toz Metal bir çeliğin Mekanik Özellikleri” , Master Tezi, Gazi Üniv., F.B.E, 1992 , Ankara.
- [10]-Thummler, E, Oberacker, R, “ Introduction to Powder Metallurgy” , 1993, U.S.A.
- [11]-German, R.M.; “Sintering Theory and Practice”, Wiley-Interscience, New York, USA, (1996)
- [12]-Park, H.H., Cho, S.J., Yoon, D.N., “ Pore Filling Process in Liguid Phase Sintering ‘’, Metellurgical Transaction, Volume 15A, (1984)
- [13]-Lal, A.; Iacocca, R.; German, R.M: “Densification during the Supersolidus Liquid Phase sintering of Nickel Based Prealloyed Powder Mixtures”, Metallurgical and Materials Transaction A, 30A (1999) 2201-2208
- [14]-German, R.M.: “Supersolidus Liquid-Phase Sintering of Prealloyed Powders”, Metallurgical and Materials Transaction A, 28A (1997) 1553-1566
- [15]-German, R.M.; Bose, A.: “Injection Molding of Metals and Ceramics”, MPIF, Princeton, USA, (1997)
- [16]-Kulkarni, K.M.: “Metal Powders and Feedstock for Metal Injection Molding”, The International Journal of Powder Metallurgy, 36 (2000) 43-52
- [17]-Kaysser, W.A., Takajo, S ., Petzow, G., “Particle Growth by Coalescence During Liguid Phase Sintering Fe-Cu” , Sintering Theory and Practice, (1981), U.S.A.
- [18]-Kaysser, W.A., Petzow, G., “Present State of Liguid Phase Sintering” , Powder Metallurgy” , Volume 28, (1985), U.S.A.
- [19]-Kamada,K.; Nakamura, M.; Horie, H.: “Development of Hing Strength P/M SUS630 Stainless Steel Utilized by The Liguid Phase Sintering Method” , Proceedings of 2000 Powder Metallurgy World Congress, Kyoto, Japan, October (2000).
- [20]-Bakan, I.H.; Heaney, D.; German, R.A: “Effect of Nickel Boride and Boron Additions on Sintering Characteristics of Injection Moulded 316L Powder Using Water Soluble Binder System”, Powder Metallurgy, 44 (2001) 235-242
- [21]-Saroop, G.; Causton., R.J; Lawley, A: “Hardenebilitiy of Sintered Fe-B-C Alloys”, www.Hoeganaes.com, (Erişim tarihi: Ocak 2002)

- [22]-Molinari, A.; Pieczonka, T. ; Tziani, A.; Kazior, J.: “Dimensional Variations and Microstructure of Sintered AISI 316L Stainless Steel With Different Boron Additions”, International Conference on Powder Metallurgy, Romania, 4-7 July (1996)
- [23]-Kazior, J.; Molinari, A.; Pieczonka, T.; Tiziani.A.: “Microstructure and Technological Properties of Sintered B and Cu Alloyed AISI 316L”, 1998 PM World Congress, (1998)
- [24]-Liv, J.;Cardamone, A.; Potter, T.; German, R.A.; Samel, F.J.; “Liquid Phase sintering of Iron-Carbon Alloys With Boron Additions” , Powder Metallurgy,43 (2000) 57-61
- [25]-German, R.M; Hwang, K.S; Madan, D.S.: “Analysis of Fe-Mo-B Sintered Alloys”, Powder Metallurgy International, 19 (1987) 15-18
- [26]-Zhang, H.; German, R.A.; Fox, R.T. ; Lee, D.: “Enhanced sintering of Injection Molding Iron alloyed With Mo, B, Ni and P”, Advances in Powder Metallurgy, Vol 1 (1990) 483-495
- [27]-Madan, D.S.: “Role of Some Ferroalloy Powders in Enhancing Sintering and Improving Properties of Ferrous P/M Compacts”, Advances in Powder Metallurgy, Vol 4 (1991) 103-113
- [28]-Madan, D.S.; German, R.A.: “Structural-Property Relationship in Iron Powder Compacts Alloyed With Boron”, Advances in PM, 1 (1989) 147-16
- [29]- Shimizu,T.; Kondoh, T.; “Powder for corrosion Resistance Sintered Body Having Excellent Ductility, USA Patent 6,110,252,August 29 (2000)
- [30]-.Gülsoy ,H.Ö, Toz Enjeksiyon Kalıplama Metodu İle Üretilmiş 17-4Ph Paslanmaz Çelik Parçalara Yapılan İki Tip Bor İlavesinin Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklere Etkisi,Doktora Tezi ,M.Ü ,2003 , İSTANBUL

ÖZGEÇMİŞ

20.12.1972 Yılında Trabzon'un OF ilçesinde doğmuştur. İlk ve orta öğrenimini İstanbul'un Kadıköy ilçesinde İlbaliye ilkokulu ve 60.Yıl Anadolu Ortaokulundan mezun oldu. 1989 yılında Sultan Ahmet Endüstri Meslek Lisesine başladı. Burada I.Sömestri okuduktan sonra Ümraniye Endüstri Meslek Lisesine geçerek, buradan da 1992 yılında mezun oldu.

1992 Yılında S.Ü. Meslek Yüksek Okulu Döküm Bölümünde ön lisans öğrenimine başladı. 1994 Yılında ön lisans öğrenimini tamamlayarak Döküm teknikeri unvanı aldı.

1995 Yılında S.Ü. Teknik Eğitim fakültesine Metal Eğitimi Bölümünde lisans öğrenimine başladı. Buradan yatay geçişle,1995 Yılında M. Ü. Teknik Eğitim Fakültesi Metal Eğitimi Bölümünde öğrenimine devam etti.1999 Yılında lisans öğrenimini tamamlayarak Teknik öğretmen unvanı aldı.

1999 Yılında Metal Öğretmeni olarak Mesleki Eğitim Merkezine başladı. General Ersin Süper Lisesi, Ziya Kalkavan Denizcilik Meslek Lisesi, Kadıköy Ticaret Meslek Lisesi, Dr. Nurettin Erk-Perihan Erk Endüstri Meslek Liselerinde görev yaparak, son olarak Ümraniye Teknik ve Endüstri Meslek Lisesine atandı. Halen burada görevine devam etmektedir.

2003 yılında M.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü, Metal Eğitimi Anabilim Dalında Yüksek Lisans öğrenimini, sürdürmektedir.