

**DEMİR ESASLI ASTALOY MO VE DİSTALOY DH ALAŞIMLARINDA
SİNERLEME İLE SERTLEŞTİRME**

AHMET MURAT ÖGE

YÜKSEK LİSANS TEZİ

MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ

TOBB EKONOMİ VE TEKNOLOJİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

HAZİRAN 2013

ANKARA

Fen Bilimleri Enstitü onayı

Prof. Dr. Ünver Kaynak
Müdür

Bu tezin Yüksek Lisans derecesinin tüm gereksinimlerini sağladığını onaylarım.

Prof. Dr. Ünver Kaynak
Anabilim Dalı Başkanı

Ahmet Murat Öge tarafından hazırlanan DEMİR ESASLI ASTALOY MO VE DİSTALOY DH ALAŞIMLARINDA SİNERLEME İLE SERTLEŞTİRME adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Nuri Durlu
Tez Danışmanı

Tez Jüri Üyeleri

Başkan : Doç. Dr. Mehmet Ali Güler

Üye : Prof. Dr. Bilgehan Ögel

Üye : Doç. Dr. Nuri Durlu

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada orijinal olmayan her türlü kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Ahmet Murat Öge

Üniversitesi	: TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi
Enstitüsü	: Fen Bilimleri
Anabilim Dalı	: Makine Mühendisliği
Tez Danışmanı	: Doç. Dr. Nuri DURLU
Tez Türü ve Tarihi	: Yüksek Lisans – Haziran 2013

Ahmet Murat ÖGE

DEMİR ESASLI ASTALOY MO VE DİSTALOY DH ALAŞIMLARINDA SİNERLEME İLE SERTLEŞTİRME

ÖZET

Bu çalışmada, su atomizasyon yöntemi ile üretilen ön alaşımlanmış Distaloy DH-0,6C, Astaloy Mo-0,6C-2Cu, Astaloy Mo-0,7C-2Cu ve Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu alaşımlarında sinterleme ile sertleştirme işleminin mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Numuneler, 600 MPa basınç altında preslendikten sonra 1120°C’ de 20 dakika süre ile endüstriyel olarak kullanılan endogaz ortamında sinterlenmiş ve sinterleme sonrası 0,5°C/s, 1,5°C/s ve 3°C/s soğutma hızlarında soğutulmuştur. Yapılan çalışmalar sonucunda sinterleme sonrası yapılan sinterleme ile sertleştirme işleminde soğutma hızı arttıkça beynit ve martensit oluşumuna bağlı olarak sertlik değerlerinde artış, gözeneklere ve gözeneklerdeki düzensizliğe bağlı olarak çapraz kırılma dayanımı ve çekme dayanımı değerlerinde ise çentik etkisine bağlı düşüş olduğu belirlenmiştir.

Sinterleme ile sertleştirme çalışmalarına ek olarak ikincil ısı işlemi mekanik özelliklere etkisi de incelenmiştir. Toz alaşımları 600 MPa basınç altında preslendikten sonra, %90N₂-%10H₂ gaz ortamında 1120°C’de 45 dakika süre ile sinterlenmiştir. Sinterlenmiş numuneler, 1070°C’de 20 dakika süre ile azot ortamında tavllanmış, ve tavlama işleminden sonra yapılan havada soğutma, su verme ve menevişleme işlemlerinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi incelenmiştir. Isıl işlem uygulanan numunelerde soğutma hızı artışı ile elde edilen yüksek sertlik değerleri nedeniyle bütün Astaloy Mo numunelerinde çentik etkisine bağlı olarak dayanımda önemli azalma gözlenmiştir. Ön alaşımlanmış Distaloy DH numunesi ise düzenli ve küçük gözenek dağılımı sayesinde en iyi mekanik özelliklere sahip numune olmuştur.

Anahtar Kelimeler: Sinterleme ile sertleştirme, ısı işlemi, toz metalürjisi, sinterleme, mekanik özellikler, demir esaslı toz alaşımları, Astaloy Mo, Distaloy DH, ön alaşımlama, çentik etkisi

University : TOBB Economics and Technology University
Institute : Institute of Natural and Applied Sciences
Science Programme : Mechanical Engineering
Supervisor : Associate Professor Dr. Nuri DURLU
Degree Awarded and Date : M.Sc. – June 2013

Ahmet Murat ÖGE

SINTER-HARDENING OF FERROUS ASTLOY MO AND DISTALOY DH ALLOYS

ABSTRACT

In this study, the effect of sinter-hardening operation on the mechanical properties of water atomized and prealloyed Distaloy DH (Fe-2.0Cu-1.5Mo) with 0.6%C addition, prealloyed Astaloy Mo (Fe-1.5Mo) with 2%Cu and 0.6%C additions, Astaloy Mo (Fe-1.5Mo) with 2%Cu and 0.7%C additions, and prealloyed Astaloy 85 Mo (Fe-0.85Mo) with 2%Cu and 0.8%C additions was examined. The samples were pressed under 600 MPa and were sintered at 1120°C for 20 minutes in an industrial belt sintering furnaces under endogas atmosphere. After the sintering process, 0.5°C/s, 1.5°C/s, 3°C/s cooling rates were applied to the samples. The study showed that sinter-hardening led to an increase in the hardness due to the transformation of martensite and bainite but a decrease in the transverse rupture strength and tensile strength values due to the irregular pores in the microstructure.

In addition to the sinter hardening studies, the effect of the secondary heat treatment on the mechanical properties was also examined. The samples were sintered at 1120°C for 45 minutes under 90%N₂-10%H₂ atmosphere after pressing under 600 MPa. The sintered samples were annealed at 1070°C for 20 minutes under nitrogen atmosphere. After annealing, the effect of normalizing, quenching and tempering on the microstructure and mechanical properties were studied. An increase in the hardness values of the heat treated samples was observed due to the increase of cooling rate. The increased hardness has led to an important decrease on the transversal rupture values in Astaloy Mo specimens due to the notch effect. Little and more spherical pores of Distaloy DH specimens has diminished the affectivity of the notch effect and led to higher TRS values.

Key Words: Sinter hardening, heat treatment, powder metallurgy, sintering, mechanical properties, ferrous powder alloys, Astaloy Mo, Distaloy DH, prealloying, notch effect

TEŞEKKÜR

Yüksek lisans ve tez çalışmalarım boyunca desteği, yardımları ve katkılarından dolayı değerli hocam ve danışmanım Doç. Dr. Nuri DURLU'ya teşekkür ederim.

Çekme deneylerindeki katkılarından dolayı Prof. Dr. Rıza GÜRBÜZ ve Önder ŞAHİN'e, mikroyapı çalışmalarındaki katkılarından dolayı Gülten KILIÇ'a, ikincil ısıtma işlem çalışmalarındaki katkılarından dolayı Kaan ÇALIŞKAN'a, sinterleme ile sertleştirme çalışmalardaki yoğun desteklerinden dolayı Tozmetal San. ve Tic. A.Ş. Genel Müdürü Sayın Hüsnü ÖZDURAL'a, Kalite Kontrol Müdürü Sayın Aytaç ATAŞ'a ve Üretim Müdürü Sayın Cengiz BOYACI'ya teşekkürü bir borç bilirim.

Yüksek lisans eğitimim ve beraberinde sürdürdüğüm asistanlığım sırasında bütün deneysel ve akademik çalışmalarda desteklerini ve yardımlarını esirgemeyen değerli dostlarım Hakan HAFIZOĞLU ve Samet Çaka ÇAKMAKÇIOĞLU'na, yüksek lisans eğitimim boyunca bana destek olan aileme teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	iii
ABSTRACT.....	iv
TEŞEKKÜR.....	v
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	viii
1. GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	4
2. LİTERATÜR ÖZETİ.....	4
2.1. Toz Metalürjisi	4
2.2. Sinterleme ile Sertleştirme	7
2.2.1. Sinterleme ile Sertleştirme İşlemi Yapılan Fırınlara	10
2.2.2. Alaşım elementlerinin sinterleme ile sertleştirmeye etkisi.....	11
2.2.3. Soğutma Hızının Sinterleme ile Sertleştirmeye Etkisi	16
2.2.4. Yapının Homojenliğinin Sinterleme ile Sertleştirmeye Etkisi	19
2.2.5. Gözenekliliğin sinterleme ile sertleştirmeye etkisi.....	21
2.2.6. Östenit tane büyüklüğünün sinterleme ile sertleştirmeye etkisi	24
2.2.7. Sinterleme ile sertleştirme işleminin avantajları.....	28
2.3. Demir Esaslı Toz Alaşımları	29
2.3.1. Çelikler.....	29
2.3.2. Çeliklerin Preslenmesi	29
2.3.3. Çeliklerin sinterlenmesi	30
2.3.4. Demir esaslı toz metal parçalara uygulanan ikincil ısı işlemler	33
2.3.5. Aсталoy Mo tozları	34
2.3.6. Distaloy DH tozu	35
3. DENEYSEL YÖNTEM	37
3.1. Toz Alaşım Sistemleri ve Fiziksel Özellikleri	37

3.2. Deney Numunlerinin Hazırlanması.....	38
3.3. Numunelerin Sinterlenmesi	39
3.4. Numunelere Uygulanan İkincil Isıl İşlemler	40
3.5. Numunelerin Mekanik Özelliklerinin Ölçümü.....	40
3.5.1 Sinterlenmiş Numunelerin Çapraz Kırılma Dayanımı Ölçümleri	40
3.5.2 Sinterlenmiş Numunelerin Çekme Dayanımı Ölçümleri.....	42
3.5.3 Sinterlenmiş Numunelerin Sertlik Ölçümleri	42
3.6. Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri	44
BÖLÜM 4	46
4. DENEYSEL SONUÇLAR ve DEĞERLENDİRME.....	46
4.1. Mikroyapı İncelemeleri	46
4.1.1. Parlatılmış Yüzey İncelemeleri.....	46
4.1.2. Dağlanmış Yüzey İncelemeleri.....	50
4.2. Mekanik özellik çalışmaları	60
4.2.2. Çapraz kırılma deneyleri.....	65
4.2.3. Çekme deneyleri	72
4.2.4. Mikro sertlik ölçümleri	74
BÖLÜM 5	79
5. SONUÇLAR	79
KAYNAKLAR	81
ÖZGEÇMİŞ	84

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge 2.1. Astaloy CrL (1,5 Cr - 2 Mo) tozuna Cu ve C ilavesiyle gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme çalışması sonucu elde edilen mekanik özellikler.....	15
Çizelge 2.2. Astaloy CrA (% 1,8 Cr) + % 1 Ni + % 0,6 grafit içeren numunelerin sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri sonrasında mekanik özellikleri...	17
Çizelge 3.1. Çalışmada kullanılan toz bileşimi ve toz özellikleri.....	37
Çizelge 4.1. Numunelerin yüzde gözeneklilik ve gözenek küreselliği sonuçları	49
Çizelge 4.2. Mikro sertlik deneyleri sonuçları	74
Çizelge 4.3. Numunelerde soğutma hızlarına göre oluşan fazlar.....	75
Çizelge 4.4. İkincil ısıl işlem sonrası mikro sertlik deneyi sonuçları	77
Çizelge 4.5. Numunelerde soğutma koşullarına göre oluşan fazlar.....	78

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil 1.1. Toz Metalürjisi yöntemleri ile üretilen parçalar	1
Şekil 1.2. Toz Metalürjisi ile üretilen parçaların sektörel dağılımı.....	2
Şekil 2.1. Toz metalürjisi akım şeması	4
Şekil 2.2. Su atomizasyon yöntemi işlem adımları şeması	5
Şekil 2.3. Geleneksel sinterleme fırını şeması.	8
Şekil 2.4. Sinterleme ile sertleştirme fırını şeması.....	9
Şekil 2.5. Çeliklerde Mo ilavesinin CCT diyagramlarına etkisinin şematik gösterimi	12
Şekil 2.6. Presleme öncesi karıştırma işleminin toz homojenliğine etkisi.....	19
Şekil 2.7. Gözenekliliğin mekanik özelliklere etkisi	22
Şekil 2.8. Pörlit fazının dönüşümünün şematik gösterimi	25
Şekil 2.9. Martensit fazı oluşumunun şematik gösterimi.....	26
Şekil 3.1. Çalışmalar sırasında kullanılan tozların TEM görüntüleri (a) Distaloy DH-0,6C (b) Astaloy Mo-0,6C-2Cu (c) Astaloy Mo-0,7C-2Cu (d) Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu	38
Şekil 3.2. 60 tonluk Instron çekme/ basma cihazı.....	39
Şekil 3.3. Üç nokta eğme test düzeneği	41
Şekil 3.4. Wilson-Wolpert marka universal sertlik cihazı.	43
Şekil 3.5. Buehler marka mikro sertlik cihazı.....	44
Şekil 4.1. 1120°C' de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve yavaş soğutulan numunelerin parlak yüzey görüntüleri (a)Distaloy DH-0,6C, 100X, (b) Astaloy Mo-0,6C-2Cu, 100X	47
Şekil 4.2. 1120°C' de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve yavaş soğutulan numunelerin parlak yüzey görüntüleri (a) Astaloy Mo-0,7C-2Cu, (b) Astaloy0,85Mo-0,8C-2Cu, 100X	48

Şekil 4.3 1120°C' de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve orta ve yüksek hızda sinterleme ile sertleştirilen Distaloy DH-0,6C numunelerinin dağlanmış mikroyapıları. (a) Düşük hız, 1000X (462HV0,1), (b) Yüksek hız, 1000X (746HV0,1).	52
Şekil 4.4. 1120°C' de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve orta ve yüksek hızda sinterleme ile sertleştirilen Astaloy Mo-0,6C-2Cu numunelerin dağlanmış mikroyapıları. (a) Düşük hız, 1000X (445 HV0,1), (b) Yüksek hız, 1000X (799 HV0,1).....	53
Şekil 4.5. 1120°C' de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve orta ve yüksek hızda sinterleme ile sertleştirilen Astaloy Mo-0,7C-2Cu numunelerin dağlanmış mikroyapıları. (a) Düşük hız, 1000X (382 HV0,1), (b) Yüksek hız, 1000X (807 HV0,1).....	54
Şekil 4.6. 1120°C' de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve orta ve yüksek hızda sinterleme ile sertleştirilen Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunelerin dağlanmış mikroyapıları. (a) Düşük hız, 1000X (445 HV0,1), (b) Yüksek hız, 1000X (753 HV0,1).....	55
Şekil 4.7. 1120°C' de N ₂ -H ₂ ortamında 45 dakika sinterlenen ve ikincil ısı işlem uygulanan numunelerin mikroyapı görüntüleri (a) Distaloy DH-0,6C havada soğutma 1000X (308HV0,1), (b) Distaloy DH-0,6C su verme, 1000X (799HV0,1). (c) Astaloy Mo-0,6C-2Cu havada soğutma 1000X (334HV0,1), (d) Astaloy Mo-0,6C-2Cu su verme, 1000X (617HV0,1).	57
Şekil 4.8. 1120°C' de N ₂ -H ₂ ortamında 45 dakika sinterlenen ve ikincil ısı işlem uygulanan numunelerin mikroyapı görüntüleri (a) Astaloy Mo-0,7C-2Cu havada soğutma 1000X (335HV0,1), (b) Astaloy Mo-0,7C-2Cu su verme, 1000X (615HV0,1). (c) Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu havada soğutma 1000X (272HV0,1), (d) Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu su verme, 1000X (645HV0,1).....	58
Şekil 4.9. Çeşitli toz alaşımlarının sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemine bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi.....	61
Şekil 4.10. Çeşitli toz alaşımlarının sinterleme ve ikincil ısı işlemlere bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi.....	64

Şekil 4.11 Çeşitli toz alaşımlarının sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemine bağlı olarak çapraz kırılma dayanım değerlerinin değişimi.	65
Şekil 4.12. Çeşitli toz alaşımlarının sinterleme ve ikincil ısı işlemlere bağlı olarak çapraz kırılma dayanım değerlerinin değişimi.	71
Şekil 4.13. Çeşitli toz alaşımlarının sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemine bağlı olarak çekme dayanımı değerlerinin değişimi.	73

KISALTMALAR

Kısaltmalar	Açıklama
C	Karbon
Co	Kobalt
Cr	Krom
Cu	Bakır
ÇKD	Çapraz kırılma dayanımı
Fe	Demir
HB	Brinell ölçüsündeki sertlik birimi
HRA	Rockwell-A ölçüsündeki sertlik birimi
HRC	Rockwell-C ölçüsündeki sertlik birimi
HV10	Vickers ölçüsündeki makrosertlik birimi
HV0,1	Vickers ölçüsündeki mikrosertlik birimi
Mn	Mangan
Mo	Molibden
Ni	Nikel
Si	Silisyum
Ti	Titanyum

BÖLÜM 1

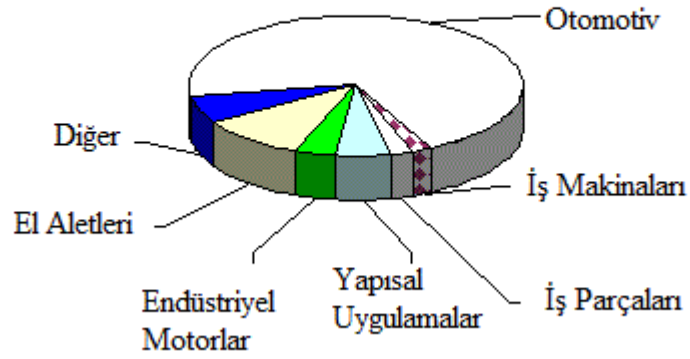
1. GİRİŞ

Toz Metalürjisi, son şekilde veya son şekle yakın parça imalatını sağlayan ekonomik bir üretim yöntemidir [1]. Bu yöntemin en önemli pazarı otomotiv sektörüdür [2]. Dişliler, bağlantı elemanları, valf yatakları otomotiv sektöründe toz metalürjisi ile üretilen parçaların başında gelmektedir. Toz metalürjisi yöntemleri ile üretilen parçalardan bazı örnekler Şekil 1.1'de görülmektedir. Otomotiv sektörüyle birlikte, toz metalürjisi, elmas kesici takımlar, sert metaller, mıknatıslı malzemeler gibi birçok alanda önemli bir üretim şekli olarak ön plana çıkmaktadır [3]. Şekil 1.2'de toz metalürjisi üretim yöntemleri ile üretilen parçaların piyasalara göre dağılımı görülmektedir. Türkiye' deki ve dünyadaki pazar payı göz önünde bulundurulduğunda, toz metalürjisi her sene büyüme kaydeden bir imalat tekniği haline gelmiştir. 2001 yılında Türkiye'deki pazar payı 150 milyon dolar olan toz metalürjisinin bugünkü pazarının yaklaşık olarak 250 milyon dolar olduğu tahmin edilmektedir.



Şekil 1.1. Toz Metalürjisi yöntemleri ile üretilen parçalar [4]

Toz metalürjisi üretim yöntemi üç temel adımdan oluşmaktadır: toz üretimi, toz şekillendirme ve sinterleme [7]. Toz üretimi, kullanılacak tozun özelliklerine göre farklı yöntemlerle gerçekleştirilmektedir. Toz üretiminin ardından, üretilen tozlar belirli bir basınç altında, istenen geometriye göre kalıplarda preslenerek şekillendirilir. Son olarak, nihai şeklini alan iş parçaları, arzulanan mekanik özelliklere ulaşmak için sinterleme işlemine tabi tutulur. Sinterleme işlemi, sinterlenecek parçaların bileşimlerine göre farklı fırınlarda ve farklı atmosfer koşullarında gerçekleştirilir.



Şekil 1.2. Toz Metalürjisi ile üretilen parçaların sektörel dağılımı [6]

Sinterleme işleminin ardından elde edilen çelik parçalar, daha yüksek sertlik ve dayanım değerleri elde etmek için, geleneksel yöntemlerde ikincil bir ısıl işleme ihtiyaç duymaktadır. Sinterleme sonrası yapılan ikincil ısıl işlem temel olarak çeliğin östenitlenme sıcaklığının üstüne çıkartılıp su verme işlemidir. Bu işlem sırasında genellikle yağ banyoları kullanılmaktadır. Sinterleme ile sertleştirme işlemi, bu ikincil ısıl işlemi ortadan kaldırmak için geliştirilmiş ve gün geçtikçe önem kazanmaya başlamış tek basamaklı bir işlemdir. Sinterleme ile sertleştirme işleminde, fırında sinterlenen parçalar soğutma bölgesinde gaz ile hızlı soğumaya maruz bırakılarak yapıda beynitik ve/veya martensitik fazların oluşumu gerçekleşmektedir [7]. Günümüzde ekonomik önemi gittikçe artan toz metalürjisi sektöründe, üretim planında bir aşamanın kaldırılması büyük bir avantaj olarak

görülmektedir ve sinterleme ile sertleştirme çalışmaları endüstriden önemli destek görmektedir.

Bu çalışmanın amacı, farklı alaşımlara sahip demir esaslı toz metal parçaların sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası mekanik özelliklerinin belirlenmesi ve detaylı bir mikroyapı karakterizasyonu ile bu özelliklerin açıklanmasıdır.

Yapılan çalışmalar sonucunda sinterleme ile sertleştirme uygulanan parçalarda sertlik artışı başarıyla sağlanmıştır. Bununla birlikte, yüksek sertliğe sahip parçaların dayanım değerlerinde çentik etkisine bağlı düşüş gerçekleşmişse de ön alaşımlanmış Distaloy DH numuneler iyi çapraz kırılma dayanımı değerleri göstererek ön plana çıkmıştır. Yapılan ikincil ısı işlem deneyleriyle karşılaştırıldığında sinterleme ile sertleştirme işlemi son derece iyi sonuç vermiştir.

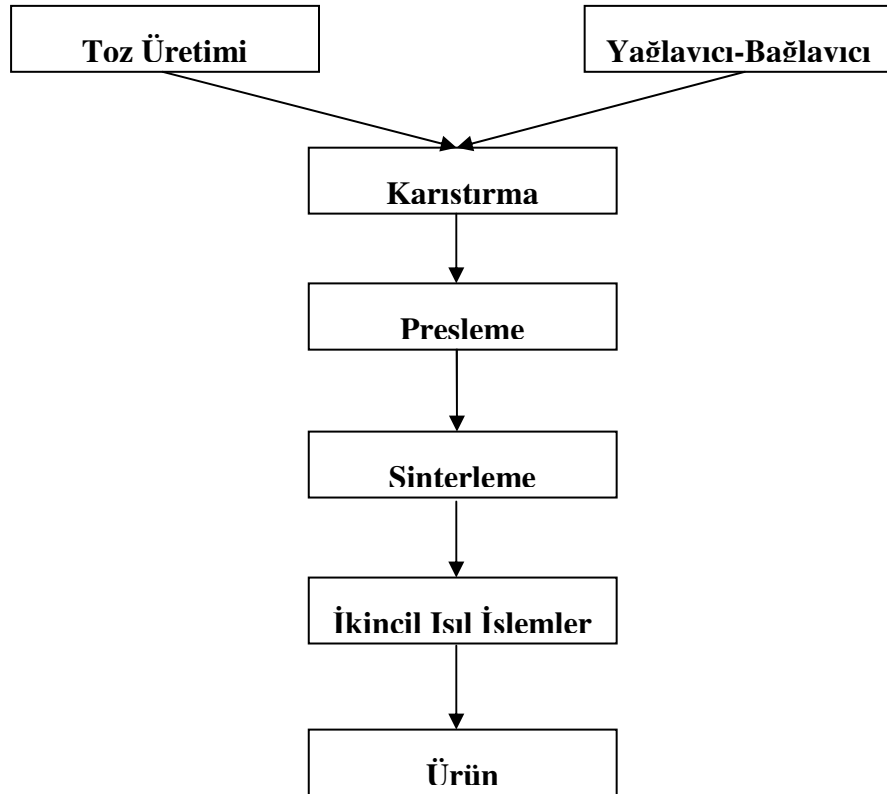
Çalışmanın ikinci bölümünde gerçekleştirilen literatür taraması yer almaktadır. Üçüncü bölümde, tez çalışması sırasında gerçekleştirilen deneysel işlemler yer alırken dördüncü bölümde elde edilen sonuçlar ve bu sonuçların tartışması verilmiştir. Son olarak beşinci bölümde bütün çalışmalar sonucu ortaya çıkan sonuçlar verilmiştir.

BÖLÜM 2

2. LİTERATÜR ÖZETİ

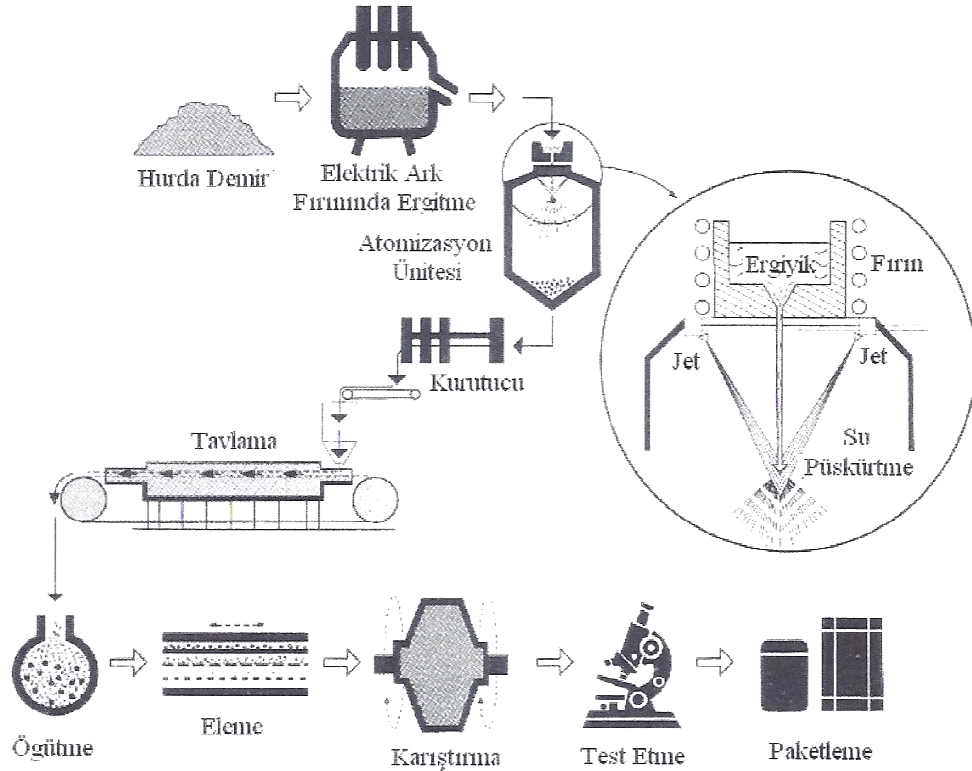
2.1. Toz Metalürjisi

Toz Metalürjisi, net şekilde veya net şekle yakın parça imalatını sağlayan, seri üretime uygun ekonomik bir üretim yöntemidir [5]. Toz metalürjisi üretim yönteminin akım şeması Şekil 2.1.1'de verilmiştir. Toz metalürjisi üretim yönteminin ilk adımı toz üretimidir. Temel olarak dört adet toz üretim yöntemi bulunmaktadır. Bu yöntemler, üretilecek olan tozun kimyasal ve mekanik özelliklerine göre, farklı alaşımlar için; kimyasal yöntemler, mekanik yöntemler, elektroliz yöntemleri ve atomizasyon yöntemleridir [5]. Demir esaslı tozların üretiminde ise atomizasyon yöntemleri yaygın olarak kullanılmaktadır.



Şekil 2.1. Toz metalürjisi akım şeması [5]

Su atomizasyon yöntemi, düşük maliyet ve yüksek toz kalitesi nedeniyle demir esaslı tozların üretiminde öne çıkan bir yöntemdir. Demir esaslı tozların su atomizasyon yöntemi ile üretimi sırasında, ergimiş metal su jetine maruz bırakılarak küçük parçacıklara bölünür. Bu damlacıklar işlem sırasında birbirleri ile ya da soğuk ve katı bir yüzey ile temasa geçmeden hızlı bir soğuma ile katılaştır ve üretim ünitesinin altında bir haznede toplanır. Şekil. 2.2’de su atomizasyon yönteminin aşamaları şematik olarak gösterilmiştir. Bu yöntem ile üretilen toz morfolojisi düzensizdir. Düzensiz morfolojiye sahip tozların sıkıştırabilirlik özelliklerinin artırılması için öğütme, eleme ve karıştırma işlemleri gerçekleştirilir. Son olarak, demir tozlarının yüzeyindeki oksit tabakasının indirgenmesi için tavlama işlemi de bu işlemlere ek olarak gerçekleştirilebilir. Su atomizasyon yöntemi ile üretilen tozların ortalama parçacık boyutu 150µm dolaylarındadır.



Şekil 2.2. Su atomizasyon yöntemi işlem adımları şeması [5]

Toz üretiminin ardından metal tozları, yağlayıcı ve bağlayıcılarla karıştırılır. Bu işlem tozların sıkıştırılabilirliğini yükseltmek için gerçekleştirilir. Demir esaslı tozlarda çinko stearat ve parafin en çok kullanılan yağlayıcılardır. Demir esaslı tozların preslenmesi genellikle çelik kalıplarda 300-800 MPa arasında değişen basınçlar altında gerçekleştirilir. Presleme işlemi temel olarak üç aşamada gerçekleştirilir. İlk olarak tozlar kalıba doldurulur. İkinci aşamada tozlar, üst ve alt zımba yardımıyla kalıp içerisinde basınca maruz bırakılarak sıkıştırılır. Son olarak ise preslenmiş ham parça kalıp içerisinden çıkartılır. Presleme işlemi tek yönlü veya çift yönlü gerçekleştirilir. Tek yönlü presleme işleminde zımbalardan birisi sabit durumdayken basınç tek bir zımba ile aktarılır. Çift yönlü presleme işleminde her iki zımba da parçaya basınç uygulayacak şekilde hareket eder.

Presleme işleminin ardından elde edilen şekil verilmiş ham parçaların, ergime sıcaklığının yarısının üstündeki bir sıcaklıkta dayanımlarının artırılması işlemine sinterleme denir. Sinterleme işlemi ikiye ayrılır; katı halde sinterleme ve sıvı halde sinterleme. Sinterleme sıcaklığının tozların ergime sıcaklığının altında olduğu sinterleme yöntemi katı halde sinterleme işlemidir. Bu sinterleme yönteminde atom yayınımları önemli rol oynamaktadır. Birden fazla bileşenli toz alaşım sistemlerinde sinterleme sıcaklığı en az bir bileşenin ergime sıcaklığının üstünde olduğu durumlarda ise sıvı faz oluşumu nedeniyle sıvı fazlı sinterleme söz konusu olmaktadır. Sıvı fazlı sinterleme sırasında, oluşan sıvı faz parçacıklar arası bağ oluşumunu sağlamaktadır [8].

Demir esaslı toz alaşımlarında sinterleme işlemi genelde 1100-1150°C arasındaki sıcaklıklarda gerçekleştirilir. Geleneksel sinterleme işlemi üç adımdan oluşmaktadır. İlk aşamada ön ısıtma işlemi gerçekleştirilir. Sinterleme sıcaklığının altında bir sıcaklıkta parça içinde bulunan yağlayıcı ve bağlayıcıların giderilmesi işlemi gerçekleştirilir. İkinci aşamada, parçalar yüksek sinterleme sıcaklığına maruz bırakılır, sinterleme işlemi bu aşamada gerçekleştirilir. Bu sıcaklıkta alaşım tozlarının yayınımları, yoğunluk artışı ve mekanik özelliklerin artışı gerçekleşir. Son olarak, sinterlenen parçalar soğutulur ve sinterleme işlemi sona erer. Sinterleme

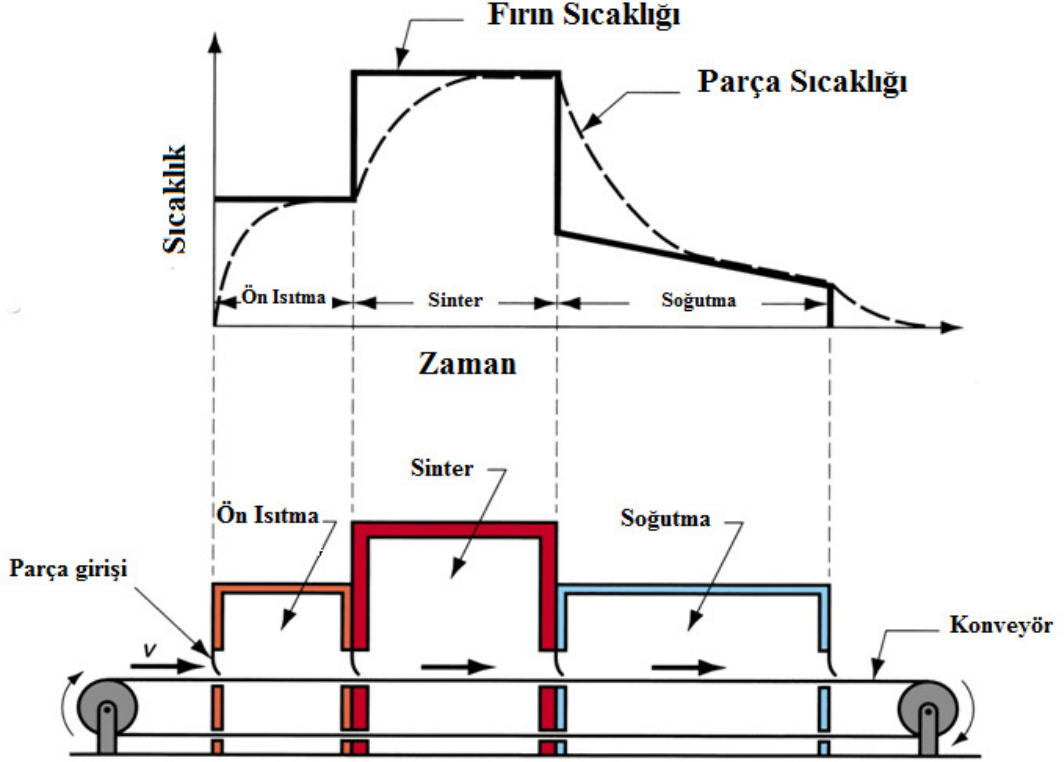
işlemi, alaşımın kimyasal özelliklerine göre farklı koruyucu atmosferler altında ya da vakum altında gerçekleştirilebilir [8].

2.2. Sinterleme ile Sertleştirme

Sinterleme ile sertleştirme işlemi, sinterleme sonrası gerçekleştirilen ikincil ısı işlemleri ortadan kaldırmak için geliştirilmiş ve günümüzde önem kazanmaya başlamış bir işlemdir. Demir esaslı toz metal alaşımların mekanik özellikleri temel olarak sinterleme sonrası yoğunluk, buna bağlı olarak parça gözenekliliğine ve parçaya uygulanan ısı işlemlere bağlıdır [9]. Demir esaslı toz metal alaşımlarına genellikle sinterleme işlemi sonrasında, martensitli bir yapı elde edilebilmesi; ve daha yüksek sertlik ve dayanım değerleri için, ikincil ısı bir ısı işlem uygulanmaktadır [10]. Üretilen parçalarda mekanik özelliklerin artırılması için gerçekleştirilen ikincil ısı işlemler maliyet artışına neden olmaktadır [11]. Bu nedenle, sinterleme ile sertleştirme işlemi ikincil ısı işlemi ortadan kaldırabilmek için, gün geçtikçe önemini arttıran bir işlem haline gelmiştir [7].

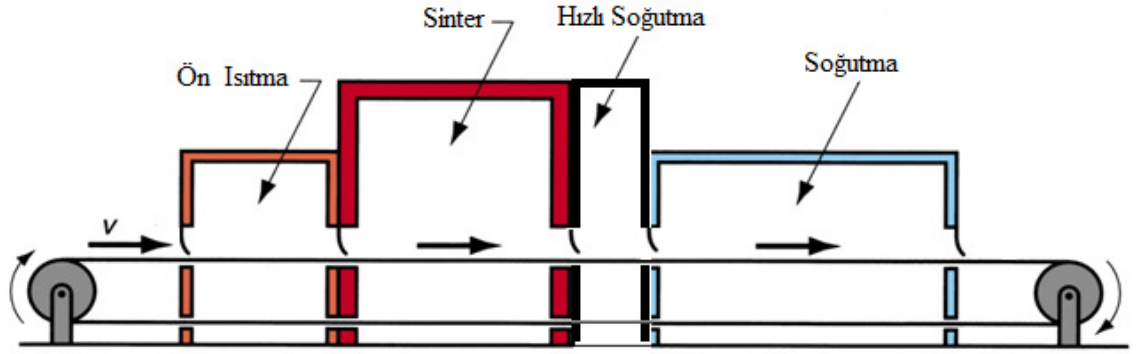
Sinterleme ile sertleştirme işlemi temel olarak sinterleme tamamlandıktan sonra, üretilen parçaların sinterleme sıcaklığından hızlı soğutmaya tabi tutularak sertlik artışının sağlanmasıdır. Bu nedenle sinterlemenin gerçekleştirildiği fırında, soğutma hızı ayarlanabilir bir soğutma ünitesi olması gerekir [12]. Soğutma işlemi fırında, sinterleme çevrimi tamamlandıktan sonra, soğutma ünitesinde yüksek hızlı hava akımı oluşturularak gerçekleşmektedir. Bu sayede sinterleme işlemi sonrası yapılacak olan ikincil sertleştirme işlemlerine gereksinim duyulmaksızın martensitli bir yapı elde edilebilir. Bunun yanında geleneksel su verme işlemleri olduğu gibi, malzeme yağ veya su ile temasa sokulmadan hızlı soğutma işlemi gerçekleştirilmektedir [7]. Sonuç olarak, su verme işlemi sırasında oluşabilecek korozyona yol açabilecek etkiler de engellenmiş olacaktır. Sinterleme ile sertleştirme işlemi sırasında, çok yüksek olmayan soğutma hızları sayesinde, geleneksel ikincil su verme işlemlerine oranla daha iyi boyut kontrolü sağlanabilmektedir [7]. Geleneksel sinterleme işleminde soğutma fırın için ya da fırın boyunca yavaş olarak

gerçeklemektedir. Bu işlemin gerçekleştirildiği fırınların şematik gösterimi Şekil 2.3'te gösterilmiştir.



Şekil 2.3. Geleneksel sinterleme fırını şeması.

Bunun aksine, Şekil 2.4'de görüleceği üzere, sinterleme ile sertleştirme işleminde geleneksel fırınlara ek olarak sinterleme bölgesinin hemen ardından hızlı soğutma bölgesi bulunmaktadır. Bu bölgede parçalar yüksek hızlı hava ya da gaz yardımıyla hızlı soğumaya tabi tutulmaktadır, bu sayede parçalarda istenilen martensitli yapı elde edilebilmektedir.



Şekil 2.4. Sinterleme ile sertleştirme fırını şeması

Sinterleme ile sertleştirme işleminin başarı ile gerçekleştirilebilmesi için, sinterleme işleminden sonra yapılan soğutma işleminin iş parçasında beynitli ya da martensitli mikroyapı oluşumuna yol açması gerekir [13]. Hava akımı ile soğutma işlemi yeterli soğutma hızlarına ulaşamıyor ise, malzeme sistemine eklenecek alaşım elementleri ile malzemenin sertleşebilirlikleri artırılarak, parçanın mekanik özelliklerinde azalmaya neden olmaksızın, martensitli veya beynitli mikroyapı oluşumu sağlanabilmektedir. Molibden, nikel, krom ve bakır gibi alaşım elementleri demir esaslı parçaların sertleşebilirliğini artırarak sinterleme ile sertleştirme işleminin istenilen mekanik özelliklere ulaşmasını sağlar [12-14]. Sertleşebilirliğin artmasında rol oynayan bir diğer faktör ise östenit tane boyutudur. İri östenit taneleri, mikroyapıda bulunacak tane sınırı miktarını azaltacağı için, tane sınırlarından başlayan pörlit dönüşümü azalacaktır ve sonuç olarak malzemenin sertleşebilirliği artacaktır [17]. Bu nedenle sinterleme süresi ve sinterleme sıcaklığı sinterleme ile sertleştirme işleminde önemli değişkenlerdir [11].

Bunların yanı sıra, sinterleme işlemi gerçekleştirilecek parçanın büyüklüğü, sinterleme ile sertleştirme işleminin sonucunu etkiler. Daha büyük parçalarda, gerçekleştirilecek olan ısı transferi daha yüksek olacağı için, soğutma hızı ya da malzemenin sertleşebilirliği daha yüksek olmalıdır [12]. Parça boyutunun yanında, sinterleme ile sertleştirme işleminde, toz metal parçalarla çalışıldığı için, yoğunluk önemli bir değişkendir. Özellikle parça gözenekliliği, parça boyunca oluşacak ısı

transferini etkilemektedir, bu nedenle Engström ve diğerlerinin yaptığı bir çalışmada, gözenekliliğin sinterleme ile sertleştirme işlemine etkisi çalışılmıştır [17].

Sinterleme ile sertleştirme işlemi sonucunda mekanik özelliklerin iyi olması için alaşım elementleri, soğutma hızı, östenit tane büyüklüğü, yapının homojenliği gibi unsurların yanı sıra parça geometrisi, ağırlığı ve yoğunluğu (gözeneklilik) gibi özelliklere de dikkat edilmesi gerekmektedir.

2.2.1. Sinterleme ile Sertleştirme İşlemi Yapılan Fırımlar

Sinterleme ile sertleştirme işlemi günümüzde endüstriyel ölçekli bantlı fırımlarda gerçekleştirilmektedir. Bu fırımlar; parçaların hareketini sağlayan konveyör, bağlayıcı giderme işleminin gerçekleştirildiği ön ısıtma bölgesi, sinterleme işleminin gerçekleştirildiği sinterleme bölgesi, hızlı soğutmanın gerçekleştirildiği gaz ya da hava ile soğutma bölgesi ve son olarak parça çıkışına kadar yavaş soğuma bölgelerinden oluşmaktadır [7]. Parçalar fırın içerisinde bantlar aracılığıyla ilerlemektedir. Fırın içerisinde ısıtma; ön ısıtma ve sinterleme bölgelerinde, elektrikli ısıtıcı elemanlar ile gerçekleştirilmektedir.

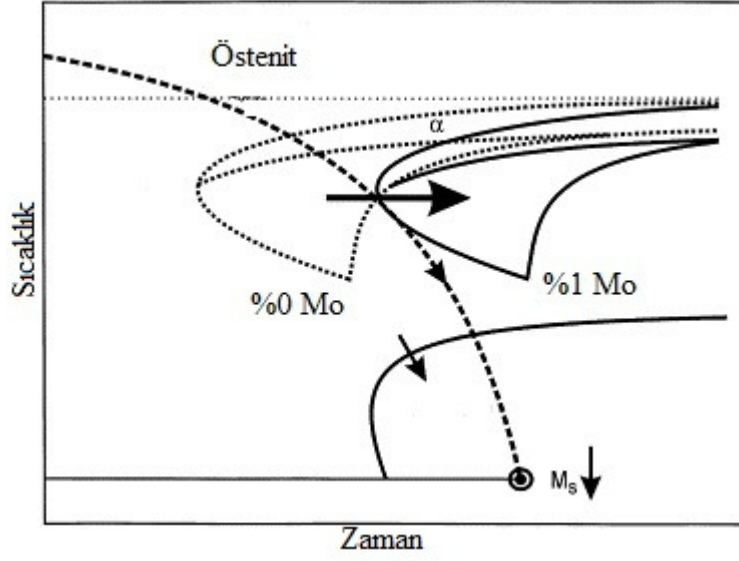
Sinterleme ile sertleştirme işleminde parçalar ilk olarak 500-600°C sıcaklığa, yağlayıcı ve bağlayıcı giderme işlemi için çıkartılmaktadır. Yağlayıcı bağlayıcı giderme işleminin ardından fırın sıcaklığı kademeli olarak sinterleme sıcaklığına çıkartılır. Sinterleme işlemi en yüksek sıcaklığa ulaşılan sinterleme bölgesinde gerçekleştirilmektedir. Genelde bu tip fırımlarda sinterleme işleminin gerçekleştirildiği bölme, yağlayıcı ve bağlayıcı giderme işleminin gerçekleştirildiği bölmeden daha uzundur. Sinterleme işleminin süresi, hareketli bandın hızıyla kontrol edilmektedir. Sinterleme ile sertleştirilme işlemi, sinterleme işleminin gerçekleştirildiği yüksek sıcaklık bölgesinden hemen sonra aynı fırın içerisinde yüksek hızlı hava veya gaz akımı yardımıyla gerçekleştirilmektedir. Hızlı soğutma ünitesinde hava veya gaz, ortama bir pompa yardımı ile iletilmektedir. Yüksek hızlı soğutma bölümü, fırında bulunan diğer bölümlere oranla daha kısadır. Martensit oluşumu için soğutmanın hızlı gerçekleşmesi gerekmektedir. Hızlı soğutma bölgesinden çıkarken parçaların sıcaklığı 200°C'ye kadar inmektedir.

Hızlı soğutma işleminden sonra parçalar normal soğutma bölgesine geçerek yavaş hızda soğutulmaya devam etmektedir.

Sinterleme ile sertleştirme işleminin gerçekleştirildiği fırınlarda, sinterleme yapılan parçaların alaşımlarına göre redükleyici atmosfer kullanımı gerçekleştirilmektedir. Demir esaslı alaşımlarda, atmosfer olarak genellikle endogaz karışımı kullanılmaktadır. Bu şekilde parçaların yüksek sıcaklıklarda hava ile teması kesilerek, oksitlenme ihtimali ortadan kaldırılmış ve mekanik özelliklerin olumsuz etkilenmesi önlenmiş olmaktadır. Sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işleminde ısıtmanın ve ani soğutmanın, parçaların her bölgesinde eşit şekilde olmasına dikkat edilmelidir. Eğer fırın içindeki sıcaklık dağılımında veya soğutma işleminde ısı değişimi sırasında bir hata olursa malzeme istenen yüksek mekanik özelliklere ulaşamayacaktır.

2.2.2. Alaşım elementlerinin sinterleme ile sertleştirmeye etkisi

Toz metalürjisiyle üretilen parçalarda alaşım elementleri parçaların sertleşebilirliği ve sinterleme ile sertleşme işleminden istenilen sonuçların elde edilmesi açısından büyük öneme sahiptir [18]. Toz metal parçaların ikincil ısı işlemlere tepkisi hakkında yıllar boyunca çalışılmıştır ve alaşım elementlerinin özellikle sertleşebilirliğe yaptığı katkıyla bu çalışmalar sırasında en önemli yere sahip olduğu belirtilmektedir [19]. Sertleşebilirlik, çeliğin hızlı soğutma altında belli bir derinliğe kadar martensit oluşturma kapasitesi olarak tanımlanmaktadır [17]. Alaşım elementleri malzemelerin sertleşebilirliğini artırır [20]. Sinterleme ile sertleştirme işleminde istenilen mekanik özelliklerin elde edilmesi için alaşım elementlerinin sertleşebilirliği artırması gerekmektedir. Bu amaçla kullanılan alaşım elementleri; Mo, Mn, Cr, Ni, C, Cu' dır. Şekil 2.5'te çeliklere Mo ilavesinin CCT diyagramlarına etkisi şematik olarak verilmiştir. Alaşım elementleri, Şekil 2.5'te gözüktüğü üzere, sürekli soğuma dönüşüm diyagramında (CCT) martensit dönüşümü için gerekli soğuma süresini uzatarak, daha uzun bir sürede martensit oluşumunu sağlamaktadır [14].



Şekil 2.5. Çeliklerde Mo ilavesinin CCT diyagramlarına etkisinin şematik gösterimi [21]

Demir esaslı toz metal parçaların üretiminde, C ve Cu haricinde en yaygın kullanılan alaşım elementleri Mo, Cr, Mn ve Ni' dir. Bu alaşım elementlerin kullanımı toz metal parçaların maliyetini artıran önemli unsurlardan biridir. Bu elementlerden Cr ve Mn'in oksijenle tepkimeye girme yatkınlıklarının daha yüksek olması, yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen sinterleme işlemi sırasında, krom-oksit ve mangan-oksit oluşmasına neden olmaktadır [22]. Bu elementlerin oksitlerinin sistemde bulunması mekanik özelliklerin düşmesine neden olacağı için Mn ve Cr miktarları genellikle ağırlıkça % 0,35' in altında kullanılmaktadır [11]. Bunun yanında Mo'in oluşturduğu oksitler; toz üretimi, tavlama veya sinterleme aşamalarında giderilebilmektedir [23]. Bu nedenle sinterleme ile sertleştirme işleminin kullanıldığı birçok uygulama alanında Mo, sertleşebilirliği artırıcı element olarak sıklıkla tercih edilmektedir. Molibdenum'un yanısıra, daha iyi boyut kontrolü ve aynı şekilde sertleşebilirliğe olumlu etki sağladıkları için C ve Cu ilavesi toz metal parçaların üretiminde önemli oranda kullanılmaktadır.

Alaşım elementlerinin sertleşebilirliğe beklenen katkıyı sağlayabilmesi için, numune boyunca nitrür veya karbür oluşturmadan östenit fazı içerisinde çözülmüş şekilde bulunması gerekmektedir [7]. Sinterleme sırasında koruyucu atmosfer olarak seçilen

atmosfer içerisinde karbon miktarının fazla olması parçada alaşım elementlerinin karbür oluşturmaya neden olacaktır [7]. Aynı şekilde sinterleme sırasında koruyucu atmosfer olarak seçilecek atmosferde azot oranının yüksek olması, parça içinde alaşım elementlerinin nitür oluşturmaya neden olmaktadır [24]. Giguere ve Blais' in yaptığı bir çalışmada, ön alaşımlanmış Cr ve Mn elementlerinin krom-mangan oksit oluşturduğu belirtilmektedir [1]. Parçada alaşım elementlerinin karbür ve nitür oluşturmaya, bu elementlerin östenit içerisinde çözünmüş olarak bulunmasını engelleyecektir ve alaşım elementlerinin sertleşebilirliğe yapacağı katkıyı önemli ölçüde düşürecektir. Sertleşebilirliğin düşmesi durumunda, sinterleme ile sertleştirme işlemi sırasında elde edilen soğuma hızları martensit oluşumu için yeterli düzeye olmayacaktır. Martensit oluşumunun hiç gerçekleşmemesi veya parça içinde daha düşük miktarda martensit fazı elde edilmesi sonucunda sertlik ve dayanımda düşüş gerçekleşecektir. Bu nedenle kullanılan alaşım elementinin sertleşebilirliğe etkisinin beklenen düzeyde olabilmesi için doğru sinterleme atmosferinin seçilmesi önemlidir.

Alaşım elementlerinin kullanımı, sinterleme ile sertleştirme işlemi için çok önemli olan sertleşebilirliği artırmaktadır. Ancak bunun yanı sıra sıkıştırılabilirliği düşürmektedir. Sıkıştırılabilirliğin düşmesi ilk olarak, presleme işlemi sonrasında elde edilecek ham yoğunluk değerlerinin düşmesine ve ham yoğunluğun daha düşük olmasına neden olacaktır. Presleme işleminden sonra uygulanan sinterleme işleminde de daha düşük yoğunluk değerlerine ulaşılmasına neden olacaktır. Düşük yoğunluk değerleri, mekanik özelliklerin düşük olmasına neden olacaktır. Yüksek gözeneklilik, özellikle dayanım ve makro sertlik değerlerinde önemli düşüşe neden olmaktadır. Giguere ve Blais' in yaptığı bir çalışmada, Cr'un sıkıştırılabilirliği en fazla etkileyen element olduğu öne sürülmektedir [1]. Bu çalışmada, Cr'un atomizasyon sırasında oluşturduğu krom-oksitlerin sıkıştırılabilirliği düşürdüğü belirlenmiştir. Aynı çalışmada, Cr tozunun üretimine bağlı elde edilen görünen yoğunluğa, alaşımın ham dayanımına, tozun akış hızına ve sıkıştırılabilirliğe etkisi olduğu belirtilmiştir. Ancak yeterli soğutma değerlerine ulaşıldığında, yapıda oluşacak martensit fazının miktarının artması ile yüksek gözeneklilik nedeniyle düşen mekanik özellikler arttırılabilmektedir [13].

Mo daha yaygın olarak dişli uygulamalarında kullanılmaktadır [23]. Bu uygulamalarda dişliler genellikle sinterleme sonrasında ikincil ısıl işlem olarak karbürleme işlemine maruz bırakılırlar. Bu sayede karbonca zenginleştirilmiş bir çeper ve düşük C'lu martensite sahip bir kesit elde edilir. Bu şekilde dişlilerin dayanımının ve sertliğinin yüzeyde yüksek olması sağlanırken iç bölgelerde yüksek tokluk değerleri elde edilmektedir.

Molibdenum ve Cr elementlerinin sertleşebilirliği arttırmalarının yanında önemli bir özelliği daha vardır. Bu iki alaşım elementi çelik alaşımında kullanıldığında ötektoid dönüşümün daha yüksek sıcaklıkta ve daha düşük C miktarında gerçekleşmesini sağlamaktadır [25]. Bain' in yaptığı bir çalışmada, alaşıma ağırlıkça %3 oranında Cr'un eklenmesi ötektoid dönüşümü için gerekli sıcaklığı 775 °C'ye çıkartmaktadır. Bununla birlikte bu alaşım elementi, ötektoid dönüşüm için gerekli C miktarını ağırlıkça %0,76'dan %0,55'e düşürmektedir [25]. Bu sayede daha düşük C miktarlarında ötektoid dönüşümün gerçekleştirilmesi ve ısıl işlem kolaylığı sağlanmaktadır. Alaşım içinde Mo ve Ni'in birlikte kullanılması bu iki elementin birbirini olumlu bir şekilde etkilemesini ve sertleşebilirliğin arttırmasını sağlamaktadır [18].

Bakır, malzemelerinin sertleşebilirliğini artırırken sinterleme sırasında meydana gelen boyutsal değişimi önemli oranda düşürmektedir [26]. Sistemde alaşım elementi olarak Cu'nun kullanılması sıvı fazlı sinterlemeye neden olmaktadır. Ergime sıcaklığı Fe'in çok altında olan Cu, demir esaslı alaşımların sinterlendiği sıcaklıklarda eriyerek sıvı fazı oluşturmaktadır. Bununla beraber, sıvı fazlı sinterleme sayesinde üretilen parçaların daha yüksek yoğunluk değerlerine ulaşması sağlanmaktadır. Bakır, tozlara karıştırma-alaşımlama yöntemiyle veya ön alaşımlama (premixing) yöntemleriyle karıştırılmaktadır [20]. Bu sayede sıkıştırılabilirlikte yaşanan düşüş en aza indirilebilmektedir.

Karbon sertleşebilirliğe çok önemli oranda katkı sağlayan bir element değildir. Ancak C'nun alaşım elementi olarak kullanıldığı alaşımlarda, malzeme içinde oluşan martensit fazının sertliğini daha yüksek olmaktadır. Karbon karıştırma-alaşımlama

(admixing) yöntemiyle alaşımlara grafit olarak eklenmektedir [27]. Böylelikle karbon, sinterleme işlemi sırasında daha iyi yayılım ve çözünmeye sahip olmaktadır. Grafit, sisteme alaşım olarak yaptığı katkının yanında yağlayıcı görevi de görmektedir.

Molibdenum, nikel, krom içeren ön alaşımlanmış Astaloy tozu sinterleme ile sertleştirme işleminde yaygın olarak kullanılmaktadır

Berg ve Maroli'nın yaptıkları bir çalışmada, Astaloy CrL (1,5 Cr – 2 Mo) tozuna farklı oranlarda Cu ve C ekleyerek sinterleme ile sertleştirmenin mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir. Çalışmada belirtilen soğutma hızı 2,5°C/s'dir. Çalışma sonucunda elde edilen sonuçlar Çizelge 2.1'de verilmiştir [28].

Çizelge 2.1. Astaloy CrL (1,5 Cr - 2 Mo) tozuna Cu ve C ilavesiyle gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme çalışması sonucu elde edilen mekanik özellikler.

Alaşım	Çekme dayanımı (Mpa)	Akma Dayanımı (Mpa)	Sertlik (HRC)
Astaloy CrL-2 Cu-0,6 C	894	854	31
Astaloy CrL-2 Cu-0,8 C	791	743	34
Astaloy CrL-1 Cu-0,6 C	892	779	29

Bocchini ve diğerlerinin yaptığı bir çalışmada Mo, Cr, Cu ve Ni katkılı alaşımların mikroyapısal karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada numuneler 1120°C'de 25 dakika süreyle sinterlendikten sonra yaklaşık 7°C/s'lik soğutma hızıyla sinterleme ile sertleştirme işlemine tabi tutulmuştur. Gerçekleştirilen metalografik çalışmaların ardından numunelerde çok fazlı mikroyapılar gözlenmiştir.

Yoğunlukla martensit ve beynit fazlarına sahip olan mikroyapılarda az miktarda kalıntı östenit gözlenmiştir.

Lindsley ve Rutz'un beraber gerçekleştirdiği bir çalışmada ise alaşımlardaki Mo miktarının etkileri araştırılmıştır. Bu çalışmalarda 2 Cu ve 0,6 grafit katkılı çelik tozlarının içine 0,3, 0,5, 0,85 ve 1,5 Mo ilavesi gerçekleştirilerek numuneler hazırlanmıştır. Üretilen numuneler 1120°C'de, endüstriyel ölçekli bantlı fırında sinterlenmiştir [23]. Sinterleme işleminin ardından numuneler 0,7°C/s, 1,6°C/s ve 2,2°C/s'lik soğutma koşulları altında sinterleme ile sertleştirme işlemine tabi tutulmuştur. Bu işlemler sonucunda 2 Cu ve 0,6 grafit ve 0,3 Mo katkılı çelik numunede bütün soğutma koşulları altında 1100MPa ÇKD değeri ölçülürken 79 HRB sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Bununla birlikte, aynı alaşımın 0,5 Mo katkısı ile hazırlanan numunesinde ise bütün soğutma koşulları altında 1200MPa ÇKD değeri ölçülürken 82 HRB sertlik değerlerine ulaşılmıştır [23]. Son olarak, %0,85 Mo katkılı numunede 0,7°C/s soğutma koşulu altında 1300 MPa ÇKD değeri ve 86 HRB sertlik değeri elde edilmiştir. Aynı numunenin, 1,6°C/s soğutma koşulu altında 1700 MPa ÇKD değeri ve 24 HRC sertlik değeri; son olarak da 2,2°C/s soğutma koşulu altında 1750 MPa ÇKD değeri ve 32 HRC sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Aynı çalışmada, 1,5 Mo katkılı numunelerde ise 0,7°C/s soğutma koşulu altında 1400 MPa ÇKD değeri ve 95 HRB sertlik değeri elde edilmiştir. Bu numunede daha yüksek soğutma koşulu altında 1900 MPa ÇKD değeri ve 30 HRC sertlik değeri; son olarak da 2,2°C/s soğutma koşulu altında 1950 MPa ÇKD değeri ve 39 HRC sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Bu çalışmadan çıkan sonuç olarak ise ÇKD ve sertlik değerleri 0,85 Mo ilavesinden daha yüksek Mo ilavelerinde önemli oranda artış kaydetmiş ve soğutma hızının etkisi daha önemli şekilde görülmüştür. Böylece Mo elementinin sertleşebilirliğe etkisine önemli bir vurgu yapılmıştır.

2.2.3. Soğutma Hızının Sinterleme ile Sertleştirmeye Etkisi

Sinterleme ile sertleştirme işlemini etkileyen en önemli değişkenlerden bir tanesi soğutma hızıdır. Martensit oluşumu için gerekli soğutma hızı, parçanın alaşımı ve kütlesi ile ilgilidir. Bu hız 425-900°C aralığında genellikle 1-10°C/sn arasında

olduğu belirtilmektedir [7]. Sinterleme ile sertleştirme işleminde soğutma hızını etkileyen faktörler; fırının soğutma özellikleri, parça geometrisi, soğutma bölgesinde kullanılan gazın ısı kapasitesi ve parçadaki gözenek miktarıdır.

Engström ve arkadaşlarının gerçekleştirdiği bir çalışmada, Astaloy CrA (1,8 Cr)-1 Ni-0,6C içeren bir alaşım sırasıyla; sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemine tabi tutulmuştur. Sinterleme işleminde soğutma hızı 0,5 °C/s olarak tanımlanırken, sinterleme ile sertleştirme işleminde soğutma hızı 2 °C/s olarak ayarlanmıştır. Bu çalışmanın ardından elde edilen sonuçlar Çizelge 2.2' de gösterilmiştir [29]. Aynı çalışmada ağırlıkça 1,8 Cr ve 0,8 grafit katkılı tozdan hazırlanmış numunelerin işlem sırasında soğutma hızı 0,5 °C/s'den 2 °C/s'ye çıkartılmıştır. Bu değişiklik sonucunda, sertlik değerleri 190 HV10'dan 212 HV10'a yükselmiştir. Çalışmada elde edilen mekanik özelliklere göre sinterleme ile sertleştirme işleminin uygulandığı numunelerde sinterlenmiş numunelere oranla daha yüksek mekanik özelliklere sahip olduğu gözlenmiştir.

Çizelge 2.2. Astaloy CrA (% 1,8 Cr) + % 1 Ni + % 0,6 grafit içeren numunelerin sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri sonrasında mekanik özellikleri [29]

Astaloy CrA-1Ni-0,6grafit	Sertlik (HV 10)	Çekme Dayanımı (MPa)	Akma Dayanımı (MPa)	Darbe Tokluğu (J)
Sinterleme	182	641	453	23
Sinterleme ile sertleştirme	242	845	660	20

Engström ve arkadaşlarının yaptığı bir çalışmada; Cr, Ni, Mo ve Cu elementleri kullanılarak hazırlanmış, farklı miktarlarda C içeren numunelerde, 1,5-2,5 °C/s soğutma hızlarında tamamen martensit mikroyapıları elde edilmiştir [31]. Aynı çalışmada, Astaloy CrL tozunun kullanıldığı numune 2 °C/s' den düşük hızlarda

soğutulduğunda pörlit/beynit fazları görülmüştür. Aynı çalışmada, 2 Cu içeren Astaloy CrL tozu ile hazırlanmış numunelerde martensit/beynit fazları elde edilirken, Cu ilavesi olmayan numunelerde 2,5 °C/s ile soğutulma yapıldıktan sonra pörlit/beynit fazları gözlenmiştir.

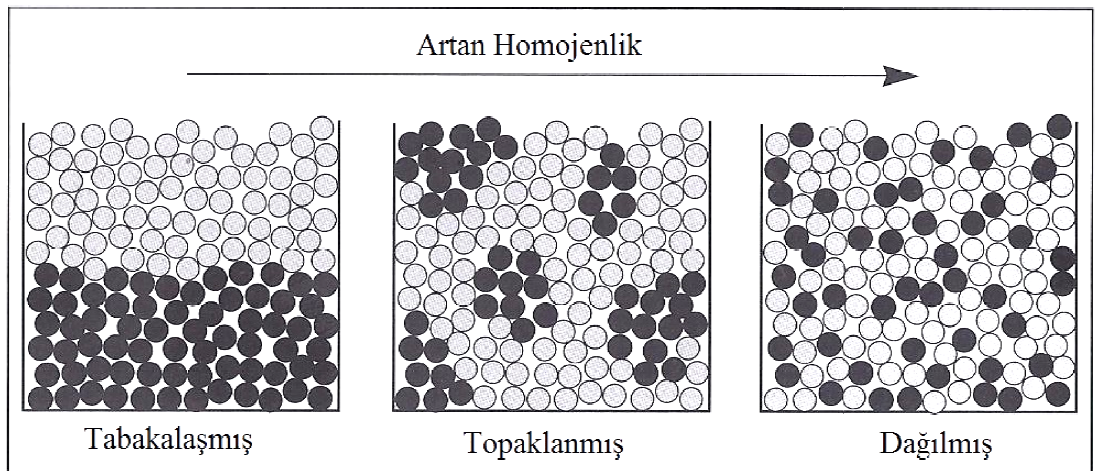
Maroli ve diğerleri tarafından yapılan bir diğer çalışmada Mo, Ni, Cr ve Mn içeren ön alaşımlanmış Astaloy tozlarında soğutma hızının mekanik özelliklere ve mikroyapıya etkisi incelenmiştir [12]. Bileşimi Fe-2Ni-1,5Mo-0,5C olan alaşımdan hazırlanan numuneler 1120 °C'de 30 dakika süre ile sinterlendikten sonra 0,1-8 °C/saniye soğutma hızlarında sinterleme ile sertleştirilmiş, ve mikroyapıda beynit ve martensit gözlenmiştir Soğutma hızının 8 °C/saniye'den hızlı olduğu durumlarda mikroyapıda büyük oranda martensit olduğu ve az miktarda da kalıntı östenit oluştuğu belirlenmiştir. Ön alaşımlanmış Astaloy Mo (Fe-1,5Mo) tozuna 2Cu ve 0,65C (veya 0,8C) eklenmesi ile oluşturulan iki alaşım sisteminde aynı şartlarda yapılan sinterleme işleminden sonra soğutma hızındaki değişime bağlı olarak yavaş soğutma hızlarında (1-1,5 °C/saniye) beynit ve martensit, hızlı soğutma hızlarında ise (5-6 °C/saniye) martensit oluşumu gözlenmiştir [12].

Maroli ve diğerlerinin yaptığı bir çalışmada 2Cu ve 0,6C (veya 0,8C) eklenen ön alaşımlanmış Astaloy Mo tozunda, azot ve hidrojen gaz karışımı ortamında 1120°C'de laboratuvar ölçekli fırında yapılan sinterleme işleminden sonra sinterleme ile sertleştirme işleminde soğutma hızının 1-1,5 °C/s olduğu durumda sertlik değeri %0,6C için 315 HV10, 0,8C için ise 340 HV10 olduğu gözlenmiştir [12]. Sinterleme ile sertleştirme işlemindeki soğutma hızının artırılması ile (2-3°C/s ve 5-6°C/s) sertlik değerlerinin 0.6C içeren numuneler için 360 HV10 ve 430 HV10, 0,8 C içeren numuneler için ise 375 HV10 ve 455 HV10 değerlerine ulaştığı gözlenmiştir [12]. Aynı çalışmada AstaloyA-2Cu-0,8C tozundan üretilen numuneler 2-3 °C/s ile soğutulduğunda sertlik değerleri 400 HV10 olduğu belirtilmiştir. AstaloyMo-0,8C tozundan üretilen numuneler 5-6 °C/s ile soğutulduğunda ise sertlik değeri 450 HV 10 olarak kaydedilmiştir [12]. Bununla birlikte ağırlıkça % 2 Ni ve % 1,5 Mo içeren DistaloyDC1-0,5 C tozundan hazırlanmış numunelerin 0,1-8°C/s aralığındaki soğutma hızlarında soğutulduktan sonra mikroyapıda beynit ve martensit fazlarının

gözlendiği belirtilmiştir. Aynı şekilde hazırlanmış numuneler 8°C/s'den yüksek hızlarda soğutulduğunda ise yapıdaki martensit oranının % 98'e kadar yükseldiği aktarılmıştır.

2.2.4. Yapının Homojenliğinin Sinterleme ile Sertleştirmeye Etkisi

Toz metalürjisiyle üretilen parçalarda alaşımlama yöntemleri parçalara tozlara eklenen alaşım elementlerinin sertleşebilirliğe katkısını arttırabilmek açısından son derece önemlidir [18]. Alaşımlama işleminden sonra tozların homojen yapıya sahip olması daha iyi alaşım elementi ve daha iyi gözenek yayılımı sayesinde daha yüksek sertleşebilirlik özellikleri sağlamaktadır [30]. Daha iyi sertleşebilirlik ise sinterleme ile sertleştirme yöntemi ile üretilen parçalarda daha iyi mekanik özelliklere yol açmaktadır. Ön alaşımlama yöntemiyle yapılan alaşımlama işlemlerinde homojen yapılar elde edilmektedir. Buna karşın, karıştırma yöntemiyle yapılan alaşımlama işlemlerinde yayınıma bağlı olarak homojen yapılar elde edilemeyebilir. Sıkıştırma öncesinde alaşımların ana faz içinde daha iyi yayılmış olması parçanın homojenliğini arttıracaktır. Şekil 2.6'da görüleceği üzere tabakalaşmış ya da topaklaşmış toz karışımlarında homojenlik son derece düşüktür. Buna karşın sıkıştırma işlemi öncesi gerçekleştirilecek iyi karıştırma işlemi sayesinde alaşım tozlarının ana faz içinde homojen bir şekilde dağılması sağlanabilmektedir.



Şekil 2.6. Presleme öncesi karıştırma işleminin toz homojenliğine etkisi [5]

Alaşımlama yöntemleri, presleme sırasında tozun sıkıştırılabilirliğini etkilemektedir [32]. Karıştırma yöntemiyle yapılan alaşımlama işleminde tozların sıkıştırılabilirliği önemli ölçüde artırılmaktadır. Karıştırma işlemi sırasında alaşım elementi ile ana faz arasındaki boyutsal farklılık sıkıştırılabilirliği etkilemektedir. Karıştırma yöntemi tercih edildiğinde, ilave olarak katılan alaşım elementlerinin ana fazı oluşturan tozlardan daha küçük boyutlu olarak tercih edilmesi, büyük tozlar arasında kalan boşlukları kapatacağından, presleme işlemi sırasında sıkıştırılabilirliği arttıracaktır. Buna karşın ön alaşımlama işleminde tozların sıkıştırılabilirliği daha düşüktür. Ön alaşımlanmış tozlarda, toz boyut dağılımı, karıştırma yöntemi ile hazırlanmış tozlara oranlara daha düşük olacağı için presleme sırasında oluşan boşluklar daha büyüktür. Bu durum ise sıkıştırılabilirliği olumsuz etkilemektedir.

Özellikle sıvı fazlı sinterleme sırasında sıvı fazı oluşturan alaşım tozlarının yeterince küçük olmaması, sıvı faz oluşumunun ardından yayılım sırasında ergimiş fazın büyük gözenekler oluşturmaya neden olmaktadır. Bu durum özellikle karıştırma yöntemiyle hazırlanan toz alaşımlarında gerçekleşmektedir. Ergiyen sıvı faz kılcal kuvvetler sayesinde parça içinde yayılırken geride büyük gözenekler bırakmaktadır. Ön alaşımlama yöntemi ile üretilen toz karışımlarında ise bu durum gözlenmemektedir. Alaşımlama yöntemi dışında, presleme tekniği de gözenek morfolojisini etkilemektedir. Tozların sıkıştırılması sırasında sıcak presleme yönteminin kullanılması gözenek miktarını azalmasını sağlamaktadır [20]. Sıcak sıkıştırma işlemi sonucunda, boyutsal olarak daha iyi toleranslar elde edilirken, sinterleme sonrası dayanım değerlerinde de artış gözlenmektedir. Ayrıca sıcak sıkıştırma, ham dayanım değerlerinin de artmasını sağlamaktadır. Bu sayede parçaların ham halde işlenebilmesini mümkün kılmaktadır. Bununla birlikte Berg ve Maroli'nin yaptığı bir çalışmada, 600 MPa basınç altında soğuk sıkıştırılmış parçaların sinterleme sonrası yoğunlukları $6,92 \text{ g/cm}^3$ elde edilirken, aynı basınçta sıcak preslenmiş parçaların sinterleme sonrası yoğunlukları $7,12 \text{ g/cm}^3$ olarak ölçülmüştür. Aynı çalışmada 800 MPa basınçta soğuk preslenmiş numunelerin sinterleme sonrası yoğunluk değerleri $7,14 \text{ g/cm}^3$ olarak elde edilirken, aynı basınçta sıcak preslenmiş numunelerin sinterleme sonrası yoğunluk değerleri $7,28 \text{ g/cm}^3$ olarak ölçülmüştür [20].

Gözenekliliğin yüksek olması soğutma hızını düşürmekte ve sertleşebilirliği etkilemektedir [33]. Gözeneklilik arttıkça ısı iletkenliği azalmaktadır [7]. Tamamen yoğun parçaların ısı iletkenliği gözenekli parçalara oranla daha yüksektir. Bu durum, gözeneklerin içindeki boşluğun ısı iletimini yavaşlatıp yalıtkan davranış göstermesiyle açıklanmaktadır. Bu nedenle gözenekli parçalarda sertleşebilirlik, tamamen yoğun parçalara kıyasla daha büyük öneme sahiptir.

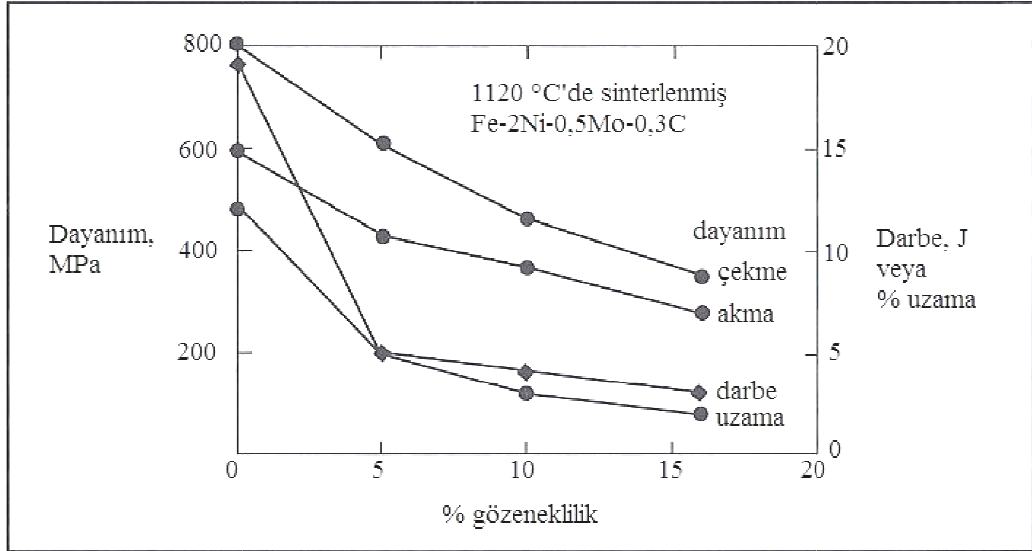
Stiles' in yaptığı bir çalışmada, gözenekliliğin numunelerin soğutma hızına, sertliğine ve sertleşebilirliğine etkisi incelenmiştir [34]. Bu çalışmada sinterlenmiş, bilyalı dövme (shot peening) uygulanmış ve sıcak izostatik preslenmiş numuneler Jomini sertleşebilirlik deneyine tabi tutulmuştur. Su verilen noktadan 5 mm uzaklıktaki bölgede gözenekliliği yüksek olan numunedeki soğuma hızınının yüksek olduğu gözlenmişken, ısı iletiminin düşük olduğu görülmüştür. Ancak tüm numune dikkate alındığında gözenekliliği yüksek olan numunenin soğuma hızı daha düşük olduğu belirtilmiştir.

2.2.5. Gözenekliliğin sinterleme ile sertleştirmeye etkisi

Tam yoğunluğa sahip malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesi için bu malzemenin kimyasal bileşimi, yapısal durumu ve yüzey koşullarının bilinmesi yeterlidir. Ancak yapısında gözenekli yapıya sahip toz metal parçalarda mekanik özelliklerin belirlenebilmesi bu özelliklerin yanında bir de gözenekliliğin göz önünde bulundurulması gerekmektedir [35]. Toz metalürjisi ile üretimi gerçekleştirilen parçalarda en önemli problemlerim başında, nihai parça içindeki gözeneklilik gelmektedir. Özellikle demir esaslı tozlardan üretilen parçalarda %92'ler civarında teorik yoğunluğa ulaşılmaktadır. Bu durum parça içerisinde %8 oranında gözeneklilik olduğu anlamına gelmektedir. Gözenekliliğin parçaların dayanımına etkisi Şekil 2.7.'de verilmiştir. Toz metalürjisi ile üretilen parçalarda, gözeneklilik mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilemektedir [36]. Gözeneklilik tanımındaki en önemli değişken toplam gözeneklilik miktarıdır. Bu doğrultuda parçanın sinterleme sonrası nihai yoğunluğu gözeneklilik hakkında en önemli veridir. Gözeneklilik tanımındaki ikinci değişken ise gözenek morfolojisidir. Büyük, düzensiz ve keskin

kenarlara sahip gözenekler mekanik özellikleri olumsuz etkilemektedir. Gözenekli malzemelerde en iyi özelliklere ulaşılabilmesi için mikro sertlik değerinin 400-500 HV0,1'in altında tutulması gerekmektedir. Sertlik değerinin bu değerlerin üzerinde olması keskin kenara sahip gözeneklerde çatlak etkisi yaratmasına neden olmaktadır. Çatlak etkisi, keskin kenara sahip gözenelerin etrafında bulunan sert fazlarda çatlak ilerlemesine neden olarak gevrek kırılmaların oluşmasına neden olmaktadır.

Gözeneklilik Arşimet suya daldırma tekniği ile ölçülebilmektedir. Bu yöntemde suda daldırılan numunenin ağırlığının, havada yapılan ölçümlerle oranı parçanın yoğunluğunu, buna bağlı olarak da gözenek miktarını vermektedir.



Şekil 2.7. Gözenekliliğin mekanik özelliklere etkisi [5]

Gözeneklilik sadece mekanik özellikleri etkilememektedir. Özellikle sinterleme ile sertleştirme için çok önemli bir değişken olan malzemenin sertleşebilirliği de gözeneklilikteki artışla beraber düşmektedir [37]. Hızlı soğutma sırasında parça boyunca gerçekleşen ısı transferi gözeneklilik nedeniyle olumsuz etkilenmektedir. Parça içindeki boşluklarda kalan hava ve gazlar soğuma sırasında gerçekleşen ısı iletimini olumsuz yönde etkileyerek özellikle derinlik arttıkça soğuma hızının düşmesine neden olmaktadır.

Howard ve Koczak'ın yaptığı bir çalışmada gözenekliliğin toz metal parçalarda ısı iletkenliğe etkisi çalışılmıştır. Bu çalışmalar sonucunda toz metal parçaların yoğunluğunun; yağlayıcı ve bağlayıcı giderme işlemi ve sinterleme aşamalarında önemli rol oynadığı gözlenmiştir. Parçalarda elde edilen daha yüksek yoğunluğun daha yüksek ısı transferi sağlayarak sinterleme işleminin performansını arttıracığı belirtilmiştir. Bunun nedeni olarak ise ısı transferinin taşınım yoluyla gerçekleşmesinin yayılım yoluyla gerçekleşmesinden daha kolay olduğu öne sürülmüştür [38].

Sarıtaş ve arkadaşları yaptıkları bir çalışmada, gözenekliliğin malzemenin sertleşebilirliğine etkisini incelemiştirlerdir. Bu çalışmada, tam yoğunluğa sahip SAE 4150 çeliğine ve Ancorsteel 85 HP tozundan üretilen numunelere Jomini sertleşebilirlik testi uygulanmıştır. Su verilen noktadan 5 mm'lik uzaklıktaki ilk bölgede Ancorsteel 85 HP tozundan üretilen numunelerde soğuma hızı 30 °C/s olarak ölçülmüştür ve bu bölgedeki martensit mikroyapısı gözlenmiştir [33]. Bu bölgede gözeneksiz SAE 4150 çeliğinde gözlemlenen soğutma hızının, gözenekli parçalarda elde edilen soğutma hızından daha düşük olduğu gözlenmiştir. Bunun nedeni, soğutma sıvısının bağımsız gözeneklere dolarak soğuma hızını artırması olarak gösterilmektedir. Soğutma bölgesinin 25 mm uzağındaki bölgeden itibaren, soğuma hızı 3-10 °C/s olarak hesaplanmıştır. Elde edilen bu soğuma hızları sayesinde parça genelinden alınan mikroyapı görüntülerinde martensit/beynit fazları gözlenmiştir.

Skena ve diğerlerinin yaptığı bir çalışmada parçaların yoğunluğunun sertleşebilirliğe etkisi üzerinde çalışılmıştır. Çalışmalar sırasında farklı yoğunluk değerlerine sahip parçalara Jomini deneyleri uygulanmış ve sertleşebilirlikleri karşılaştırılmıştır [39]. Yapılan deneyler sırasında östenitlenen numunelere alt uçtan su jetiyle su verilerek martensit oluşum derinliği ölçülmüştür. Bu çalışmalar sonucunda parçaların yoğunluk değerleriyle sertleşebilirlik özelliklerinin doğru orantılı olduğu sonucuna varılmıştır. Yapılan çalışmalarda daha yüksek yoğunluğa sahip numunelerin daha iyi sertleşebilirlik özellikleri göstererek, çalışmada kontrol numunesi olarak kullanılan tam yoğunluğa sahip 4340 çeliğinin martensit oluşum derinliğine yaklaştığı belirtilmiştir. Jomini deneyi sırasında martensit oluşum derinliğini etkileyen en önemli faktör olan ısı iletkenliğinin yoğunluk arttıkça arttığı not edilmiştir. Son olarak

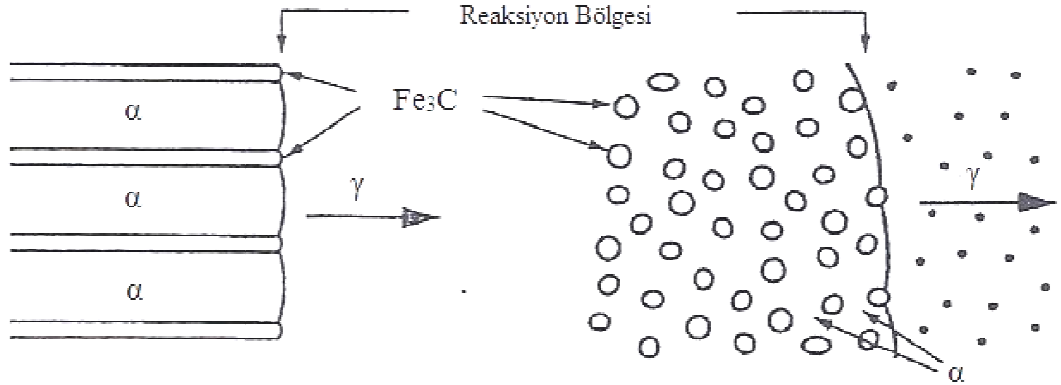
ise ön alaşımlanmış tozlarla üretilen çeliklerin, karıştırma alaşımlama yöntemiyle üretilen çeliklerden daha iyi sertleşebilirlik özelliklerine sahip olduğu belirtilmiştir.

Maroli ve diğerlerinin yaptığı bir çalışmada gözenekliliğin mekanik özellikleri tartışılmıştır. İki farklı gözenek miktarına sahip numunelerin makro sertlik ve çekme dayanımı karşılaştırılmıştır [40]. Çalışmada $6,9\text{g/cm}^3$ nihai yoğunluğa sahip $0,65\text{C}$ katkılı Distaloy DH numuneleri $5-6^\circ\text{C/s}$ 'lik soğutma hızlarında $400\text{ HV}10$ makro sertlik değerlerine ulaştığı gözlenirken, $7,0\text{g/cm}^3$ nihai yoğunluğa sahip $0,65\text{C}$ katkılı Distaloy DH numunelerinde bu değer $435\text{HV}10$ 'dur. Aynı numunelerle gerçekleştirilen çekme deneyleri sonucunda $6,9\text{g/cm}^3$ nihai yoğunluğa sahip numuneler $5-6^\circ\text{C/s}$ 'lik soğutma hızlarında 950MPa çekme dayanımı değerlerine ulaştığı belirtilirken, $7,0\text{g/cm}^3$ nihai yoğunluğa sahip $0,65\text{C}$ katkılı Distaloy DH numunelerinde bu değer 1050MPa 'dır. Bu çalışmadan anlaşılacağı üzere parça içindeki gözenek miktarının daha düşük olması parçanın hem sertliği hem de dayanımı açısından son derece önemlidir.

2.2.6. Östenit tane büyüklüğünün sinterleme ile sertleştirmeye etkisi

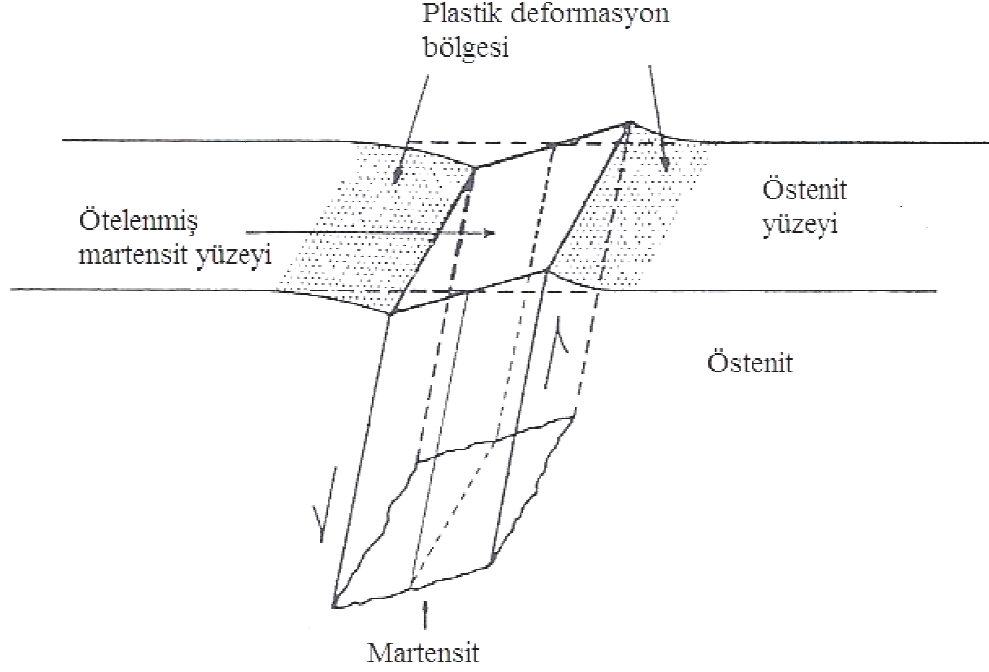
Malzemelerin sertleşebilirliğini etkileyen önemli unsurlardan bir tanesi de östenit tane büyüklüğüdür. Sertleşebilirliğin sinterleme ile sertleştirme işlemi için önemi göz önünde bulundurulduğunda östenit tane büyüklüğünün bu işlem sonrası elde edilen mekanik özelliklere etkisi önemlidir. Sertleşebilirliğin yanında östenit tane büyüklüğü üretilen parçanın dayanımını ve tokluğunu da etkilemektedir [41].

Östenit tane büyüklüğündeki artış parça içindeki tane sınırı miktarının azalmasına neden olmaktadır. Ferrit ve pörlit fazlarının oluşumu östenit tane sınırlarında gerçekleşmeye başlamaktadır. Bu nedenle, östenit tane büyüklüğü arttıkça olası ferrit ve pörlit çekirdeklenme bölgeleri azalacaktır [18]. Pörlit faz dönüşümünün şematik gösterimi Şekil 2.8'de gösterilmiştir. Parça içindeki tane sınırı miktarının azalması sonucunda soğutma sırasında pörlit ve ferrit dönüşümünün başlayabileceği bölgeler azalmaktadır, bu sayede parçada daha yüksek oranda martensit fazı gözlenecektir.



Şekil 2.8. Pörlit fazının dönüşümünün şematik gösterimi [17]

Östenit tane boyutunun büyümesi pörlit ve ferrit fazlarının oluşumunu zorlaştırmaktadır ancak, östenit tane boyutunun çok yüksek olması istenmeyen bir durumdur [7]. Östenit tane boyutunun çok büyük değerlere ulaşması üretilen parçanın mekanik özellikleri olumsuz etkilemektedir. Martensit dönüşümü östenit tanelerinin içinde gerçekleşmektedir. Martensit dönüşümünün şematik gösterimi Şekil 2.9'da gösterilmiştir. Bu nedenle çok büyük östenit taneleri geniş ve kırılgan martensit plakaları oluşumuna neden olacaktır. Buna bağlı olarak parçalarda oluşabilecek mikro çatlakların gevrek ve kırılgan martensit bölgelerinde çok daha hızlı ilerlemesi beklenmedik ve gevrek kırılmalara yol açabilecektir. Sonuç olarak östenit tane boyutunda kontrollü bir irileşme daha yüksek martensit fazı miktarı için önemli katkı sağlasa da, aşırı irileşme durumunda mekanik özellikler önemli ölçüde düşüş göstermektedir.



Şekil 2.9. Martensit fazı oluşumunun şematik gösterimi [17]

Bergman ve Bengtsson'ın yaptığı bir çalışmada 1120°C ve 1250°C' de yapılan sinterleme işlemlerinin Astaloy CrL (Fe-1,5Cr-0,2 Mo)-0,7C ve Fe-1,8Cr-0,7C toz alaşımlarından üretilen numunelerin mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir [22]. Astaloy CrL tozunun 1120°C'de gerçekleştirilen sinterleme işleminden sonra çekme dayanımı 714 MPa, yüzde uzaması %1,2 olarak ölçülmüş iken, 1250°C'de gerçekleştirilen sinterleme işlemi sonrası çekme dayanımı 892 MPa'a, yüzde uzaması ise %2,4'e olarak yükselmiştir. Çalışmada yapılan metalografik incelemelerin ardından mikroyapıda beynit veya beynit/pörlit fazları görülmüştür. Alaşımında Fe-1,8Cr içeren toz karışımının 1120°C'de sinterlenmesi sonucu çekme dayanımı 632 MPa, yüzde uzaması % 2,2 olarak ölçülmüş iken, 1250°C'de gerçekleştirilen sinterleme işleminden sonrası çekme dayanımı 733 MPa'a, yüzde uzaması ise %3,2'ye yükseldiği gözlenmiştir.

Bergman'ın yaptığı bir çalışmada, Astaloy CrM-0,45C ve Astaloy CrL-0,8C alaşımları 1120°C'de ve 1250°C'de sinterlenmiştir [29]. Düşük sıcaklıkta sinterlenen

alaşımların yorulma dayanımları Astaloy CrL için 261 MPa iken, Astaloy CrM için 287 MPa olarak belirtilmiştir. Yüksek sıcaklarda gerçekleştirilen sinterleme işleminin ardından Astaloy CrL alaşımının yorulma dayanımı 320 MPa'a, Astaloy CrM'un yorulma dayanımı ise 372 MPa'a yükselmiştir [42].

Capus'un yaptığı bir çalışmada, ön alaşımlanmış Cr-Mo-Ni toz alaşımına ağırlıkça %2 Cu, %0,65 C ve % 0,8C olmak üzere iki farklı miktarda C eklenmiştir. Bu tozlardan hazırlanan numuneler 1120°C ve 1290°C'de sinterleme işlemine tabi tutulduktan sonra mekanik özellikleri ölçülmüştür [43]. Bu çalışmada, 0,65C içeren toz bileşiminde 1120°C'de sinterlendikten sonra 753 MPa olan çekme dayanımı değeri, sinterleme sıcaklığı 1290°C'ye çıkartıldıktan sonra 877 MPa'a yükselmiştir. Aynı alaşımın akma dayanımı değeri 1120°C'de gerçekleştirilen sinterleme işlemi sonrası 649 MPa iken, 1290°C'deki sinterleme işlemi sonrası 813 MPa'a kadar artmıştır. Bu artışın yanında numunelerin sertlik değerlerinde de sıcaklık artışıyla doğru orantılı olarak artış gözlenmiştir. Bu çalışmada, 1120°C'de gerçekleştirilen sinterleme sonrası numunelerin sertlik değeri ortalama 22 HRC iken, 1290°C'de gerçekleştirilen sinterleme işlemi sonrası sertlik değeri 30 HRC'ye yükselmiştir. Numunedeki C oranı ağırlıkça %0,8'e çıkarıldığında ise 1120°C'de sinterleme sonrası çekme dayanımı değeri 702 MPa, akma dayanımı 582 MPa, sertlik değeri 27 HRC olarak elde edilmişken, sinterleme sıcaklığı 1290°C'ye çıkarıldığında çekme dayanımı değeri 723 MPa'a, akma dayanımı 693 MPa'a, sertlik değeri ise 32 HRC'ye olarak yükselmiştir.

Yüksek sıcaklıklarda yapılan sinterleme işlemi, sinterleme sonucu yoğunluğu artırmaktadır. Bununla birlikte parça içinde bulunan gözeneklerin yuvarlaklaşmasına yardımcı olmaktadır. Son olarak ise, alaşım elementlerinin yayılımını artırarak, özellikle Mn ve Cr'un oksijenle tepkimeye girmesi sonucu oluşan oksitlerin indirgenmesinde önemli rol oynamaktadır [44]. Bu nedenle yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilen sinterleme işlemleri sonucunda daha yüksek mekanik özellikler elde edilebilmektedir.

2.2.7. Sinterleme ile sertleştirme işleminin avantajları

Sinterleme ile sertleştirme işlemi son dönemde giderek önem kazanan, düşük maliyetli ve yüksek performanslı parça üretiminde kullanılan bir imalat yöntemidir [7]. Bilindiği üzere geleneksel sinterleme işleminin ardından yüksek mekanik özelliklerin elde edilebilmesi için ikincil ısı işlemlere gereksinim duyulmaktadır. Sinterleme ile sertleştirme işlemi, geleneksel sinterleme ve sonrasında yapılan ikincil ısı işlemlere göre önemli avantajlar sağlamaktadır. Bu nedenle, endüstride bu yöntemde yapılan yatırımlar artarken, laboratuvar düzeyinde ise önemli bir çalışma konusu haline gelmiştir.

İlk olarak, sinterleme ile sertleştirme işlemi ile üretilen parçalarda ikincil bir ısı işleme gerek duyulmamaktadır. Bu sayede geleneksel sinterlemeye göre daha düşük üretim maliyetleri sağlanmaktadır. Bu işlemin bir avantajı da, sinterleme ile sertleştirme ile üretilen parçalarda su verme işlemi ile sertleştirilen parçalara göre daha düşük boyutsal değişim ve çarpılma gözlenmesidir. Geleneksel sinterleme işleminin ardından gerçekleştirilen su verme işlemi sırasında çok yüksek soğuma hızlarına ulaşıldığı için, ısı işleme tabi tutulan parçalarda çarpılmalar yaşanabilmektedir. Sinterleme ile sertleştirilen parçalarda ise soğuma hızları, geleneksel yöntemlere oranla daha düşük olduğu için, hızlı soğumadan kaynaklanan çarpılmalar ve boyutsal değişimler en aza indirgenmiştir [11].

Geleneksel sinterleme işleminin ardından yapılan ikincil ısı işlemde parçaların su verme işlemi yağ banyosunda gerçekleştirilmektedir. Yağ banyosunda soğuma sırasında gözenekli sinterlenmiş parçaların gözeneklerinde yağ birikmesi söz konusudur. Biriken yağın bir kısmının, ısı işlem sonrasında yapılan temizleme işlemine rağmen gözeneklerde kalması zaman içinde korozyona yol açarak mekanik özelliklerde önemli düşüslere sebep olduğu gözlenmiştir. Sinterleme ile sertleştirme işleminde soğutma işleminin fırın içinde hava veya gazla yapılması bu sorunları en aza indirmektedir.

2.3. Demir Esaslı Toz Alaşımaları

2.3.1. Çelikler

Çelikler temel olarak demir esaslı alaşımlardır. Bunun yanında çoğunlukla demir esaslı alaşımlar çeliktir. Demire katkı olarak eklenen çeşitli alaşım elementleri ile saf demirin mekanik özellikleri iyileştirilerek çelik elde edilmektedir [45]. Bu alaşım elementleri arasında ise en önemli yere sahip olan element karbondur. Farklı oranlarda karbon katkıları demirin özellikle sertlik ve dayanım değerlerini önemli ölçüde değiştirmektedir. Karbon miktarına bağlı olarak çelikler de kendi içinde farklı türere ayrılmaktadır. Karbon katkısının yanında farklı alaşım elementleri çeliklerin sertleşebilirliği, ısıl geçirgenliği, elektriksel geçirgenliği gibi farklı özelliklerinin iyileştirilmesi için kullanılmaktadır.

Çeliklerin toz metalürjisi kapsamında kullanılması ise son derece yaygın bir üretim tekniğidir. Çelik tozlarının üretiminden sonra presleme ve sinterleme işlemleri ile düşük maliyetli ve iyi mekanik özelliklere sahip iş parçalarının imalatı mümkündür. Çeliklerde presleme işlemi sonrası yüksek yoğunluk değerlerine ulaşılması mümkündür. Ancak, yüksek ham yoğunluklara rağmen düşük ham dayanım presleme işlemi sonrasında sinterleme işlemine kesinlikle ihtiyaç duyulmasına neden olmaktadır. Sinterleme işlemi sonrası elde edilen yüksek yoğunluk değerleri ise demir esaslı toz metal parçaların, gözenekli parçalar olmasına rağmen yorulma yüküne maruz kalan parçalarda bile gittikçe daha yüksek oranda kullanılmasına olanak vermektedir [47]

2.3.2. Çeliklerin Preslenmesi

Toz metalürjisinin en yaygın kullanım alanı olan çelik üretiminde presleme işleminde kullanılan farklı sıkıştırma yöntemleri mevcuttur. Çelikler genellikle yüksek basınç altında şekillendirilmektedir. Özellikle WC ya da TiC gibi seramiklerin aksine çelikler 600MPa-800MPa gibi yüksek basınçlar altında daha yüksek ham yoğunluk sağlanacak şekilde preslenmektedir. Görece daha yumuşak ve sünek olan

çeliklerin presleme işlemi sırasında mekanik kaynama işlemine maruz kalması sonucu yüksek ham yoğunluklar elde edilmektedir.

Çeliklerin preslenmesinde kullanılan işlemler temel olarak tek eksenli sıkıştırma, çift eksenli sıkıştırma, soğuk izostatik presleme, sıcak izostatik presleme ve toz enjeksiyon kalıplamadır. Bu yöntemler arasında en yaygın olarak kullanılan yöntemler tek eksenli ve çift eksenli presleme işlemleridir. Bu işlemler üretilen ürünün geometrisine ve elde edilmek istenen yoğunluk değerlerine göre ılık ya da sıcak kalıplarda da gerçekleştirilebilmektedir. Ancak sanayide en yaygın olarak kullanılan işlemler soğuk presleme işlemleridir. Daha önce de belirtildiği üzere sünek çelik tozları, soğuk gerçekleştirilen işlemlerle de çok yüksek ham yoğunluk değerlerine ulaşabilmektedir.

Şekillendirme işlemleri öncesinde ise malzemeye yapılan yağlayıcı ve bağlayıcı ekleme işlemi son derece önemlidir. Özellikle yüksek tekrar sayısına sahip seri üretimlerde tozların yağlayıcı ve bağlayıcılarla iyi harmanlanmış olması kalıp ve üretilen parça arasındaki sürtünme direncini azaltarak hem kalıp ömrünü hem de üretilen parçaların geometrik doğruluklarını yükseltmektedir. Çeliklerde grafit ve çinko stearat sıkça kullanılan yağlayıcılardır. Çinko stearatın bağlayıcı etkisi göstermesi de ham dayanımda bir artış sağlayarak şekil verme işlemi sonrası numunelerin zarar görmeden sinterleme işlemine taşınabilmesine yardımcı olmaktadır.

2.3.3. Çeliklerin sinterlenmesi

Çeliklerin sinterlenmesi sırasında iki önemli değişken vardır. Sinterleme işleminin gerçekleştirildiği fırın ve sinterleme atmosferi. Sinterleme işleminin gerçekleştirildiği atmosferin sinterleme işleminde çok önemli bazı rolleri vardır. Bunlardan en önemlisi ise sinterlenen parçaların işlem sırasında yüksek sıcaklıklarda hava ile temasının kesilmesidir. Bu nedenle özellikle koruyucu atmosfer kullanılan sinterleme işlemlerinde, kaçak yaşanan fırınlar sinterleme sonrası mekanik özellikleri son derece olumsuz şekilde etkileyecektir. Koruyucu rolünün yanında, sinterleme atmosferi, yağlayıcı ve bağlayıcıların giderilmesinde, fırın içinde ısı transferinin daha

homojen sağlanmasında, yüzeyden oksitlerin giderilmesinde, nihai karbon miktarı kontrolünde ve safsızlık kontrolünde önemli rol oynamaktadır.

Sinterleme fırınlarının içinde oluşturulabilecek bazı atmosfer koşulları vardır. Bunlar genellikle; oksitleyici atmosfer (CO_2 veya O_2), koruyucu atmosfer (argon, helyum veya vakum), redükleyici atmosfer (H_2 veya CO) ve karbonsuzlaştırıcı atmosferlerdir (CO_2 veya su buharı). Bu atmosferlerin birbirinden farklı olarak kullanılması zorunlu değildir, aynı anda redükleyici ve oksitleyici atmosferlerin kullanımının gerçekleştirildiği alanlar bulunmaktadır.

Demir esaslı toz metal parçaların sinterlenmesinde ise belli başlı atmosfer seçenekleri mevcuttur. Bunların ilki hidrojen atmosferidir ve genellikle saf hidrojen olarak kullanılmaktadır. Tabii ki saf hidrojenin yanında az miktarda safsızlıklar olacaktır. En sık kullanılan atmosferlerden bir tanesi de $\text{H}_2\text{-N}_2$ atmosferidir. Bu atmosferin farklı yüzdelerde kullanımı son derece yaygındır. Son olarak, demir esaslı toz metal parçaların sinterlenmesinde sıkça kullanılan atmosferlerden biri de doğal gaz atmosferidir. Genellikle endotermik bir reaksiyon sonucu açığa çıkan bu atmosfer özellikle yüksek alaşımli çeliklerin bantlı fırınlarda sinterlenmesi işleminde kullanılmaktadır.

Sinterleme işleminin sırasında en önemli değişkenlerden bir tanesi de sinterlemenin gerçekleştirildiği fırındır. Fırınlar, sinterleme işleminin sırasında atmosfer, sıcaklık ve süre kontrolünü sağlayan gereçlerdir. Sinterleme fırınları iki ana grup altında ayrılırlar; sürekli fırınlar ve kesintili fırınlar. Kesintili fırınlarda sinterlenecek parçalar fırına bir çevrim için yerleştirilir, bu işlemden sonra fırın sinterleme işleminin gerçekleşeceği sıcaklığa yükselip ayarlanan süre boyunca o sıcaklıkta bekledikten sonra soğur. Soğuma işleminin ardından parçalar fırından çıkartılarak yerine yeni parçalar tekrardan başka bir çevrim için yerleştirilir. Bu nedenle kesintili fırınlar sürekli fırınlara oranla daha düşük bir üretim kapasitesine sahiptir. Bununla birlikte vakum altında sinterleme ya da basınçlı sinterleme işlemleri sadece kesintili fırınlarda gerçekleştirilebilmektedir. Son olarak kesintili fırınların bir avantajı da düşük miktarda üretilecek özel sipariş ürünler için farklı sinterleme çevrimlerine

daha hızlı adapte olabilirler. Kesintili fırınlar daha çok laboratuvar ölçekli çalışmalarda daha iyi atmosfer ve sıcaklık kontrolü sağlanan küçük miktarda üretim yapılan çalışmalarda kullanılmaktadır.

Sürekli fırınlar ise genellikle seri üretim yapılan endüstriyel uygulamalarda tercih edilmektedir. Bu fırınların çalışma prensibi ise daha önceden belirlenmiş bir sıcaklıkta bulunan ısıtma odaları arasında parçaların ilerlemesi ile gerçekleştirilmektedir. Genellikle bantlı fırınlar olarak adlandırılan bu tip fırınlarda, belli yanma odaları, belirlenen sıcaklıkta ve atmosferde tutularak numunelerin hareketli bir bant üzerinde fırın içinde hareketi ile sinterleme çevrimi gerçekleştirilmektedir. Parçaların bant ısı bölgeleri arasındaki hareket hızı ise sinterleme süresini belirlemektedir. Bu fırınlarda ısınma, soğuma ve parça yükleyip boşaltma işlemleri adımları olmadığı için seri üretime çok daha uygundur ve benzer çevrimler, kesintili fırınlara oranda çok daha kısa sürelerde gerçekleştirilebilmektedir. Bu fırınların en önemli dezavantajı ise, çok büyük ısı bölgeleri nedeni ile farklı bir çevrime geçilmeden önce atmosfer, sıcaklık ve süre kalibrasyonunun çok zor ve yavaş gerçekleşmesidir.

Demir esaslı toz metal parçaların sinterleme çevrimi genellikle 3 adımdan oluşmaktadır. İlk olarak numuneler 550-650°C arasında bir sıcaklıkta 15-30 dakika boyunca yağlayıcı ve bağlayıcı giderme işlemine tabi tutulurlar. Bu işlem sırasında, parçalara şekil verme işlemi ve daha iyi ham dayanım için eklenmiş olan polimer bağlayıcı ve yağlayıcıların yakılarak sistem dışına çıkartılması sağlanır. İkinci adımda ise parçaların sinterlenmesi gerçekleşir, sinterleme sıcaklığına ulaşan numuneler bu sıcaklıkta belirli bir süre bekletilerek parçaların nihai yoğunluğa ve dayanım değerlerine ulaşması sağlanır. Bu aşamada demir esaslı parçalarda iki tip sinterleme gerçekleşebilir. Eğer alaşımda sinterleme sıcaklığının altında bir ergime sıcaklığına sahip bir ya da daha fazla alaşım elementi yoksa katı fazlı sinterleme gerçekleşir. Katı fazlı sinterleme işleminde yoğunluk artışı atomların parça içinde farklı yollarla difüzyonuyla sağlanmaktadır. Buna karşın, eğer çelik alaşımında Cu gibi ergime noktası sinterleme sıcaklığından daha düşük bir ya da birden çok alaşım elementi varsa sıvı fazlı sinterleme gerçekleşir. Sıvı fazlı sinterlemede yoğunluk

artışı katı fazlı sinterlemeye oranla daha yüksektir. Bu işlem sırasında yoğunluk artışı ergimiş olan sıvı fazın katı faz arasında kılcal kuvvetler sayesinde difüzyonuyla gerçekleşmektedir. Sinterleme sıcaklığında gerçekleşen yoğunluk artışı sonrasında parçalar sinterleme sıcaklığından oda sıcaklığına yakın bir sıcaklığa soğutularak sinterleme işlemi tamamlanır.

2.3.4. Demir esaslı toz metal parçalara uygulanan ikincil ısı işlemler

Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen demir esaslı parçalara sinterleme sonrası uygulanacak ikincil ısı işlemlerle ilgili iyileştirme çalışmaları yıllardır sürmektedir. Daha yüksek dayanım değerleri, daha iyi sertlik özellikleri sağlanabilmesi için ön alaşımlanmış ya da karıştırma alaşımıyla işlemlenmiş tozlarla yapılan çalışmalar yıllardır ikincil ısı işlemleri iyileştirmiştir [48]. Günümüzde demir esaslı tozlardan üretilen parçaların yaklaşık %60'ı sinterleme işlemi sonrasında ikinci bir ısı işleme tabi tutulmaktadır. Bu sayede bu parçaların sertlik ve dayanım değerleri istenilen düzeylere çekilmektedir. Bazı durumlarda ısı işlemler parçalara sinterleme sonrası soğutma adımında uygulanmaktadır, bu işleme sinterleme ile sertleştirme adı verilmektedir. Sinterleme ile sertleştirme işlemi son yıllarda önemini ve başarısını hızla arttırmaya devam etse de, genellikle ikincil ısı işlemler ayrı bir işlem olarak, sinterlemeden sonra uygulanmaktadır. Isıl işlemler arzulanan demir-karbon fazlarının oluşturulması için kullanılmaktadır. Bu sayede istenen mikroyapılar ve buna bağlı olarak arzulanan mekanik özellikler elde edilmektedir. Isıl işlemler sonrasında elde edilen yapı sert ve yüksek dayanıma sahip olacağından parçaların işlenebilirliği büyük oranda azalacaktır, bu nedenle sinterleme sonrasında eğer istenen şekil veya toleranslar elde edilememişse, ikincil talaş kaldırma işlemleri genelde ısı işlemlerin öncesinde gerçekleştirilmektedir.

Demir esaslı toz metal parçalara uygulanan belli başlı ısı işlemler vardır. Bunlar; tavlama, normalleştirme ve su verme işlemleridir. Tavlama ve normalleştirme işlemleri genellikle parçaların yüksek bir sıcaklığa çıkartılarak parçalar üzerindeki kalıntı gerilmelerin giderilmesi ve mikroyapının kararlı hale getirilmesi için gerçekleştirilmektedir. Tavlama işlemi parça içindeki alaşım elementlerinin

çözündürülerek daha homojen bir şekilde yayılması için de kullanılmaktadır. Kalıntı gerilmelerinin giderilmesi ya da homojenliğin artırılması için kullanılan bu işlemlerin yanında sertlik ve dayanım arttırıcı ısıtma işlemleri de kullanılmaktadır. Su verme işlemi bu işlemler arasında en önemli yere sahip ikincil ısıtma işlemidir. Su verme işlemi, çeliğin östenitlenme sıcaklığının üstüne çıkartıldıktan sonra çok hızlı soğutma hızlarıyla martensit fazı oluşumunu sağlamak için gerçekleştirilmektedir. Su verme işlemi sonrasında elde edilen martensit fazı çok yüksek sertlik değerlerine ulaşılmasını sağlarken parçaların son derece gevrek olmasına neden olmaktadır. Bu nedenle çoğu işlemde su verme adımının ardından temperleme işlemi gerçekleştirilmektedir. Temperleme işlemi parçanın östenitlenme sıcaklığından daha düşük bir sıcaklığa ısıtılarak o sıcaklıkta bir süre bekletilmesi ile yapılır. Bu işlem gevrek ve kararsız martensit fazının daha kararlı bir hale gelmesi ile parçanın daha tok bir yapıya ulaşmasını sağlamaktadır. Bu ikincil ısıtma işlemleri sayesinde demir esaslı tozlarla üretilen toz metal parçaların mekanik özellikleri arzu edildiği şekilde ayarlanabilmektedir.

2.3.5. Astaloy Mo tozları

Astaloy tozları Höganäs firması tarafından su atomizasyon yöntemi ile üretilmiş ön alaşımlanmış çelik tozlarıdır. Astaloy toz grubunun altında 6 farklı alaşıma sahip toz vardır. Bunlar; Astaloy 85 Mo, Astaloy Mo, Astaloy CrA, Astaloy CrM, Astaloy A ve Astaloy LH tozlarıdır. Bu çalışmada Astaloy 85 Mo ve Astaloy Mo tozları kullanılmıştır. Astaloy 85 Mo tozu ön alaşımlanmış Fe-0,85Mo'den oluşurken Astaloy Mo tozu ön alaşımlanmış şekilde Fe-1,5Mo'den oluşmaktadır. Bu toz grubu sinterleme ile sertleştirme işlemleri için yüksek sertleşebilirliğe sahip olacak şekilde üretilmektedir. Bununla birlikte yüksek sıkıştırılabilirlik özellikleri ile şekillendirme işlemi için kolaylık sağlamaktadır. Her iki Astaloy Mo tozu da genellikle bakır ya da nikel ile karıştırılarak kullanılmaktadır [49].

Özellikle dünya çapında sinterleme ile sertleştirme işleminde kullanılan bu tozlar, bu işleme oldukça iyi yanıt vermektedir. Alaşımdaki Mo elementi bu tozların sertleşebilirlik özelliklerini önemli oranda arttırarak sinterleme ile sertleştirme

işleminde sağlanabilen düşük soğutma hızlarında martensit oluşumunu sağlayabilmektedir. Bu tozlara istenildiği oranda grafit ilavesi de yapılarak sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrasında istenilen oranda sertlik artışı sağlanabilmektedir.

Warga ve Lindberg tarafından Cu, Ni ve değişik oranlarda C eklenmiş ön alaşımlanmış Astaloy Mo tozunda yapılan bir çalışmada 1120°C'de 30 dakika süre ile yapılan sinterleme işleminden sonra 1-8°C/s arasındaki hızlı soğutma hızlarında sinterleme ile sertleştirilmiş numunelerin mekanik özellikleri belirlenmiştir [46]. Çalışmalar sonucunda Astaloy Mo tozuna eklenen %2 Cu veya %2Ni ve %0,4- %0,6C'nun sertleşebilirliği ve mekanik özellikleri önemli ölçüde artırdığı gözlenmiştir.

Chagnon'un yaptığı bir çalışmada, içinde ağırlıkça %2 Cu ve %0,7 grafit bulunan toz karışımından üretilen numunelerin 1205°C'de gerçekleştirilen sinterleme işleminden sonra elde edilen çapraz kırılma dayanımı değeri 1904 MPa, çekme dayanımı 1081 MPa, akma dayanımı ise 945 MPa olarak ölçülmüştür [44].

2.3.6. Distaloy DH tozu

Distaloy toz serisi Höganäs firması tarafında su atomizasyon yöntemi ile üretilmiş yüksek alaşıma sahip ön alaşımlanmış çelik tozlarıdır. Distaloy toz grubunun altında 9 farklı alaşıma sahip toz vardır. Bunlar; Distaloy AQ, Distaloy AB, Distaloy AE, Distaloy SA, Distaloy SE, Distaloy DC, Distaloy DH, Distaloy HP ve Distaloy LH tozlarıdır. Bu çalışmada Distaloy DH tozu kullanılmıştır. Distaloy DH tozu ön alaşımlanmış şekilde Fe-1,5Mo-2Cu'dan oluşmaktadır. Bu toz grubu sinterleme ile sertleştirme işlemleri için yüksek sertleşebilirliğe sahip olacak şekilde üretilmektedir. Çok miktarda alaşım elementi ile alaşımlanmış olduğu için Distaloy DH tozunun sıkıştırılabilirlik özelliği ön alaşımlanmamış tozlara oranla daha düşüktür. Ancak sinterleme işlemi sırasında, difüzyonla gerçekleştirilen Cu ilavesiyle oluşan homojen mikroyapı sayesinde Distaloy DH tozunun nihai yoğunluk açısından bir dezavantaj teşkil etmemektedir [49].

Distaloy DH tozları Astaloy serisi tozlara benzer özellikleri nedeniyle sinterleme ile sertleştirme işleminde kullanılmak üzere üretilen tozlar kategorisine dahildir. Bu tozlar, yüksek alaşım değerleri ve çok iyi malzeme homojenliği sayesinde sinterleme ile sertleştirme işlemine son derece iyi yanıt vermektedir. Alaşımdaki Mo ve Cu elementi bu tozların sertleşebilirlik özelliklerini önemli oranda artırarak sinterleme ile sertleştirme işleminde sağlanabilen düşük soğutma hızlarında martensit oluşumunu sağlayabilmektedir. Bunun yanında alaşım içindeki Cu elementi sayesinde gerçekleşen sıvı fazlı sinterleme sonrasında parçaların boyutsal toleransları çok iyidir. Bu tozlara istenildiği oranda grafit ilavesi de yapılarak sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrasında istenilen oranda sertlik artışı sağlanabilmektedir.

Maroli ve diğerlerinin gerçekleştirdiği bir çalışmada %0,65C katkılı Distaloy DH tozundan üretilen numuneler 2-3°C/s soğutma koşullarında gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrasında 360HV10 makro sertlik değerlerine ulaşılmıştır [40]. Bu değer, soğutma hızı 5-6°C/s'ye çıkartıldığında ise 430HV10 dolaylarına kadar yükselmiştir. Numunelerdeki C miktarı %0,65'ten %0,8'e çıkartıldığında ise 2-3°C/s soğutma koşullarında gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrasında 380HV10 makro sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Soğutma hızı 5-6°C/s'ye ayarlandığında makro sertlik değerleri 455HV10 dolaylarına kadar yükselmiştir.

Berg' in yaptığı bir çalışmada, Distaloy DH-0,65C toz karışımına 2°C/s'lik bir soğutma işlemi uygulandığında elde edilen sertlik değerleri yaklaşık 300 HV10 olarak belirtilmiştir. Aynı numunelere uygulanan soğutma hızı 9°C/s'ye çıkartıldığında sertlik değeri yaklaşık 420 HV10'a kadar yükseltilmiştir [20]. Aynı çalışmada benzer işlemler AstaloyA-2Cu-0,8C alaşımı için gerçekleştirilmiştir. Bu alaşımda yapılan sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemlerinin ardında sertlik değerleri ise 350HV10'dan 400HV10'a kadar yükselmiştir. Bunun yanında bu alaşımların soğutma hızına göre çekme dayanımı değerlerinin değişimi gözlenmiştir. Distaloy DH-0,65C'a sahip numunelerde artan soğutma hızlarıyla birlikte çekme dayanımı değerleri 760MPa'dan 1050MPa'a kadar artış sağlanmıştır [20].

BÖLÜM 3

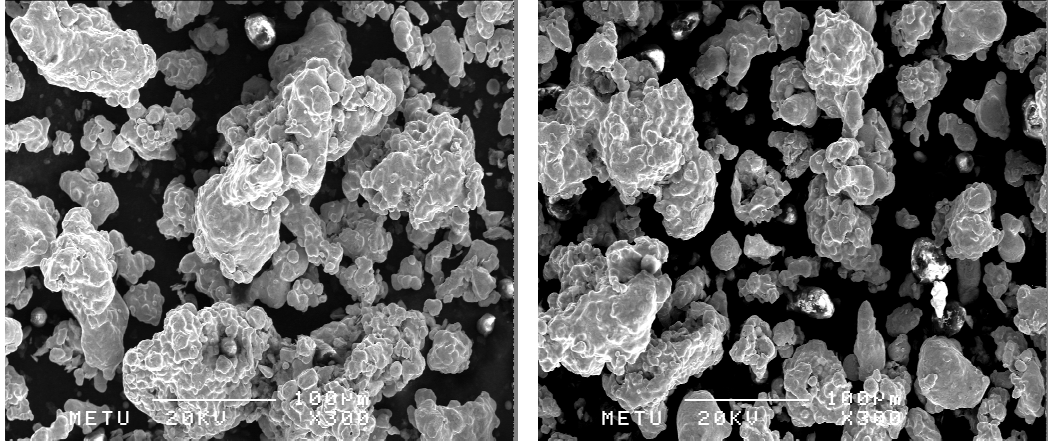
3. DENEYSEL YÖNTEM

3.1. Toz Alaşım Sistemleri ve Fiziksel Özellikleri

Deneysel çalışmalar sırasında, Höganäs firmasının su atomizasyon yöntemiyle ürettiği ön alaşımlanmış 0,6 C katkılı Distaloy DH (Fe-2,0Cu-1,5Mo), 2 Cu-0,6 C katkılı Astaloy Mo (Fe-1,5Mo), 2 Cu-0,7 C katkılı Astaloy Mo (Fe-1,5Mo), ve 2Cu-0,8 C katkılı Astaloy Mo (Fe-0,85Mo) tozları kullanılmıştır. Toz alaşımlarının tane boyutu 50-150 mikron arasında değişmektedir. Çalışmalarda kullanılan tozun kimyasal bileşimi ve fiziksel özellikleri Çizelge 3.1’de verilmiştir. Kullanılan tozların taramalı elektron mikroskopu altında alınan görüntüleri ise Şekil 3.1’de verilmiştir. Toz metalürjisi ile üretilen parçalarda Mo sertleşebilirliği ve sıkıştırılabilirliği artırmak için, Cu sinterlenen parçadaki boyutsal değişimi en aza indirmek için, C (Grafit UF4) ise hem sertliği arttırmak hem de yağlayıcı etkisi yaratmak için kullanılan bir alaşım elementleridir. Sıkıştırma işlemi sırasında tozlarda yağlayıcı olarak çinko stearat kullanılmıştır.

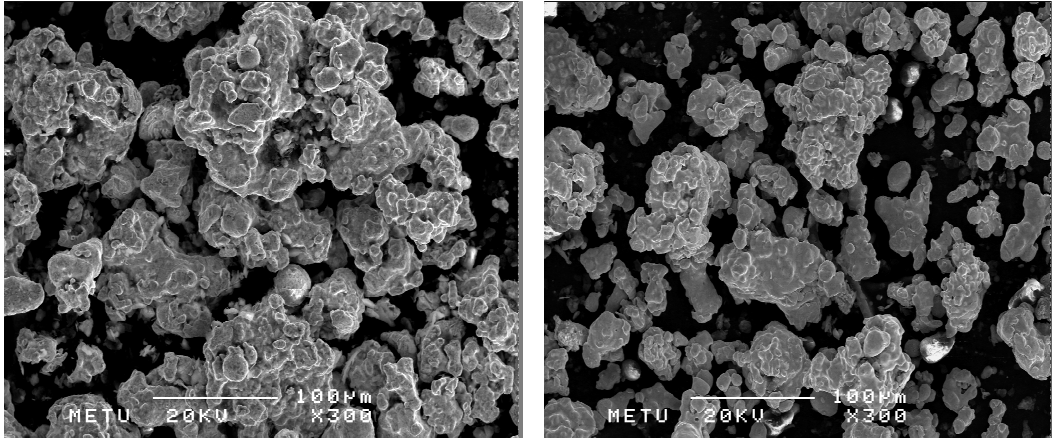
Çizelge 3.1. Çalışmada kullanılan toz bileşimi ve toz özellikleri.

Alaşım	Grafit (%)	Cu (%)	Mo (%)	Fe (%)
Distaloy DH	0,6	2	1,5	Kalan
Astaloy Mo	0,6	2	1,5	Kalan
Astaloy Mo	0,7	2	1,5	Kalan
Astaloy 0,85Mo	0,8	2	0,85	Kalan



(a)

(b)



(c)

(d)

Şekil 3.1. Çalışmalar sırasında kullanılan tozların TEM görüntüleri (a) Distaloy DH-0,6C (b) Astaloy Mo-0,6C-2Cu (c) Astaloy Mo-0,7C-2Cu (d) Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu

3.2. Deney Numunelerinin Hazırlanması

Numunelerin preslenmesi 600 MPa basınç altında Şekil 3.2’de gösterilen 60 tonluk Instron marka çekme-basma cihazında tek yönlü basma yapılarak gerçekleştirilmiştir. Presleme işleminden sonra numunelerde 7,04 g/cm³’lük ham yoğunluk elde edilmiştir. Bu işlemden sonra üç farklı geometride numune preslenmiştir. Bu numuneler; üç nokta eğme deneylerinde kullanılmak üzere preslenen çubuk numuneler, çekme deneylerinde kullanılmak üzere standartlara uygun olarak üretilmiş 1inch² yüzey

alanına sahip çekme numuneleri ve makro sertlik, mikro sertlik ve mikroyapı çalışmaları için kontrol numunesi olarak preslenen pelet numunelerdir. Üretilen 18 mm çaplı pelet numunelerde 10 g toz kullanılırken çubuk numunelerde 17 g toz kullanılmıştır. Çubuk numuneler TS 4222 EN ISO 3325 standartlarına uygun, çapraz kırılma testlerinde kullanılmak üzere hazırlanmıştır.



Şekil 3.2. 60 tonluk Instron çekme/ basma cihazı

3.3. Numunelerin Sinterlenmesi

Sinterleme işlemi ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri, Tozmetal firmasındaki endüstriyel ölçekli fırında gerçekleştirilmiştir. Sinterleme işlemleri süresince koruyucu atmosfer olarak endogaz kullanılmıştır. Fırında yapılan işlemler sırası ile; 700°C’de yağlayıcı ve bağlayıcı giderme işlemi, 1120°C’ye kadar kademeli olarak ısıtma ve 20 dakika süre ile sinterlemedir. Normal soğutma koşulları 5 Hz (0,5°C/s) olarak ayarlanmıştır. Sinterleme ile sertleştirme işlemi iki ayrı soğutma hızıyla gerçekleştirilmiştir. Bu soğutma hızları kullanılan fırının kapasitesine göre düşük hızlı soğutma (15 Hz-1,5°C/s) ve yüksek hızlı soğutma (30 Hz- 3,0°C/s) olarak

gerçekleştirilmiştir. Fırının bant hızı 200 mm/dk olup ve bir sinterleme çevrimi 80 dakikada tamamlanmaktadır.

3.4. Numunelere Uygulanan İkincil Isıl İşlemler

Gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme çalışmalarının ikincil ısıl işlemlerle karşılaştırılması için tüm numunelere belirlenen ikincil ısıl işlemler uygulanmıştır. Numuneler 600MPa altında şekillendirildikten sonra TOBB ETÜ laboratuvarlarındaki atmosfer kontrollü tüp fırında 1120°C sıcaklıkta 45 dakika süreyle redükleyici %90N₂-%10H₂ atmosferi altında sinterlenmiştir. Bir grup numune sinterleme sonrasında fırında bırakılarak yavaş soğutma işlemine tabi tutulmuştur. Diğer numuneler ise sinterleme koşullarına yakın olması için 1070°C sıcaklıkta 20 dakika süreyle N₂ atmosferi altında östenitleme işlemine tabi tutulmuştur. Bu işlemler Tübitak SAGE’de bulunan atmosfer kontrollü kutu fırında gerçekleştirilmiştir. Bu işlemde sonra numunelerde sırasıyla havada ve suda soğutma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Su verme işleminden sonra numunelerin bir bölümüne 200°C’de bir saat süre ile menevişleme işlemi uygulanmıştır.

Sinterleme ile sertleştirme işlemiyle üretilen numunelere gerçekleştirilen bütün mekanik ve metalografik işlemler aynı koşullar altında ikincil ısıl işleme tabi tutulan numuneler için gerçekleştirilmiştir.

3.5. Numunelerin Mekanik Özelliklerinin Ölçümü

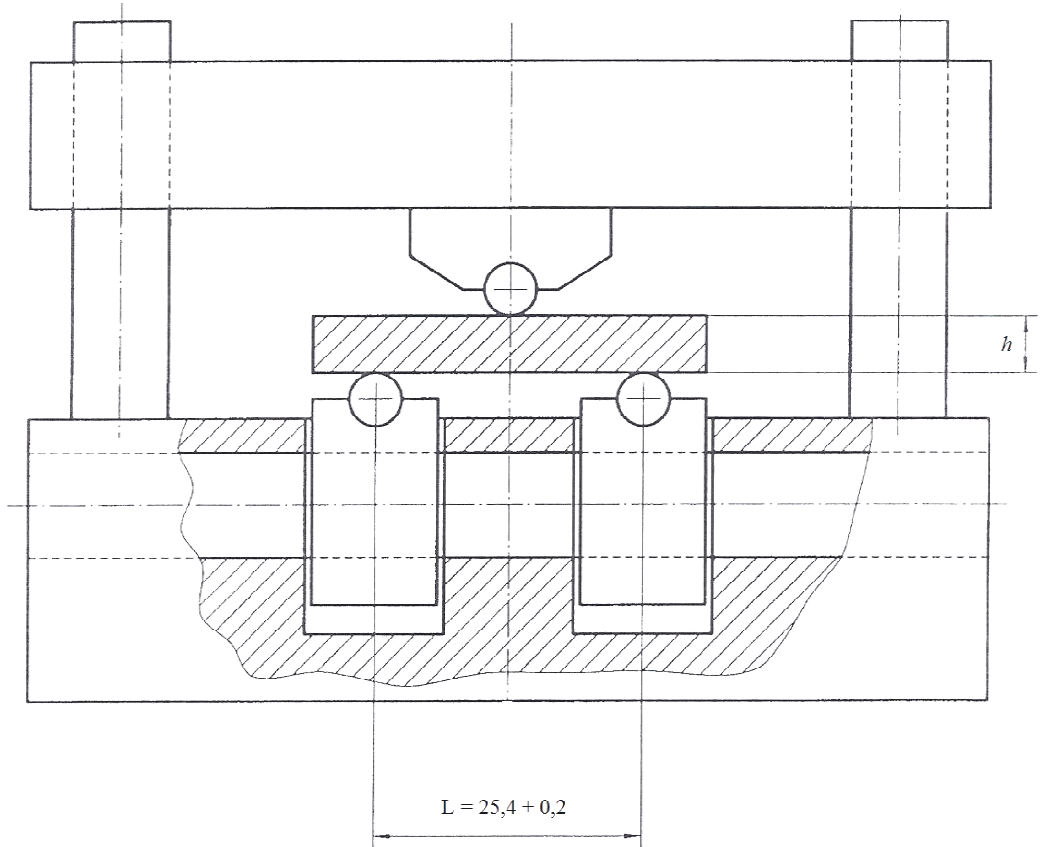
3.5.1 Sinterlenmiş Numunelerin Çapraz Kırılma Dayanımı Ölçümleri

Sinterlenmiş numunelerin dayanım değerleri ilk olarak çapraz kırılma dayanım deneyi ile ölçülmüştür. Çapraz kırılma dayanım deneyleri TS 4222 EN ISO 3325 standartlarına göre gerçekleştirilmiştir. Deneyler 5 tonluk Instron marka cihazında standartlara uygun şekilde hazırlanmış üç nokta basma deney düzeneği ile 1mm/dakika basma hızında gerçekleştirilmiştir. Deneylerde 31,7mm x 12,7mm x 6mm boyutlarında, 600 MPa yük altında preslenmiş numuneler kullanılmıştır. Numuneler 1120°C’de 20 dakika sinterlendikten sonra farklı soğutma hızlarında

sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri endogaz ortamında gerçekleştirilmiştir. Çubuk numuneler Şekil 3.3'te gösterilen üç nokta eğme düzeneğinde, çapraz kuvvete maruz bırakılarak kırılmıştır. Ölçüm sonrasında elde edilen çapraz kırılma dayanımı değerleri denklem 3.1 kullanılarak hesaplanmıştır.

$$\sigma_b = \frac{3 \times P \times L}{2 \times t^2 \times w}$$

Bu denklemde; P kırılma için gerekli kuvvet, L destekler arası mesafe, t numune kalınlığı ve w numune boyunu ifade etmektedir.



Şekil 3.3. Üç nokta eğme test düzeneği

Çapraz kırılma dayanım deneyleri her bir alaşım ve her bir soğutma koşulu için 5 adet numune kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Her gruptan yapılan 5 ölçüm sonucunda hesaplamalar yapılmış ve sonuçlar standart sapmaları ile verilmiştir.

3.5.2 Sinterlenmiş Numunelerin Çekme Dayanımı Ölçümleri

Çekme deneylerinde kullanılan numuneler standartlara uygun ebatlarda, 600 MPa yük altında preslenmiş numuneler kullanılmıştır. Numuneler 1120°C'de 20 dakika sinterlendikten sonra farklı soğutma hızlarında sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri endogaz ortamında gerçekleştirilmiştir. Numune üretimi sırasında kullanılan kalıp kaynaklı oluşan hatalar daha sonra ikincil bir talaş kaldırma işlemi ile yok edilmiştir.

3.5.3 Sinterlenmiş Numunelerin Sertlik Ölçümleri

Numunelerin sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri sonrası makro sertlik ölçümleri Şekil 3.4'te gösterilen Wilson-Wolpert marka universal sertlik cihazında gerçekleştirilmiştir. Makro sertlik deneyleri 18mm çapında kontrol numunesi olarak hazırlanmış pelet numuneler üzerinden 7'şer adet ölçüm alınarak gerçekleştirilmiştir. Makro sertlik ölçümleri HB birimine göre yapılmıştır.



Şekil 3.4. Wilson-Wolpert marka universal sertlik cihazı.

Numunelerin sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri sonrası mikro sertlik ölçümleri Şekil 3.5’da gösterilen Buehler marka mikro sertlik cihazında gerçekleştirilmiştir. Mikro sertlik deneyleri 18mm çapında kontrol numunesi olarak hazırlanmış pelet numuneler üzerinden 15’er adet ölçüm alınarak gerçekleştirilmiştir. Mikro sertlik ölçümleri HV0,1 birimine göre yapılmıştır.



Şekil 3.5. Buehler marka mikro sertlik cihazı

Sertlik ölçümleri radyal ve dikey ekseninde alınmıştır. Bu sayede malzeme boyunca sertlik dağılımına dair bilgi edinilmiştir. Mikro sertlik deneylerinde ölçümler dikey ekseninde 0,25 mm aralıklarla gerçekleştirilmiştir. Bunun yanı sıra, metalografik inceleme sırasında, mikroyapıda bulunan fazların belirlenmesi için mikro sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Dağlanmış numune yüzeylerinde fazlar arasındaki renk kontrastından faydalanılarak çok fazlı numunelerde fazların sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

Deneylerde 18mm çapında, 600 MPa yük altında preslenmiş pelet numuneler kullanılmıştır. Numuneler 1120°C’de 20 dakika sintirlendikten sonra farklı soğutma hızlarında sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri gerçekleştirilmiştir.

3.6. Numunelerin Mikroyapı İncelemeleri

Numunelerin mikroyapı incelemeleri optik ve taramalı elektron mikroskobu ile yapılmıştır. Optik ve taramalı elektron mikroskop incelemeleri için 18mm çapında, 600 MPa yük altında preslenmiş pelet numuneler kullanılmıştır. Numuneler 1120°C’de 20 dakika sintirlendikten sonra farklı soğutma hızlarında sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemleri endüstriyel ölçekli bantlı fırında

gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı incelemeleri öncesinde numuneler elmas testere ile kesilmiştir. Numuneler kesildikten sonra sırasıyla 180, 400, 600 ve 1000'lik radyal, silikon karbür zımparalarda zımparalanarak yüzey düzeltme işlemine tabi tutulmuştur. Son olarak 6µm ve 3µm'lik elmas süspansiyonlarla parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Gözenek morfolojilerinin incelenebilmesi için ilk olarak numunelerden, optik mikroskopta parlak yüzey görüntüleri alınmıştır. Bu işlemin ardından numuneler %4 pikral ve %3 nital kullanılarak iki farklı dağlayıcı ile dağlanmıştır. Dağlanmış yüzey görüntüleri ise hem optik hem taramalı elektron mikroskobu ile alınmıştır.

Optik mikroskop incelemeleri Olympus marka mikroskopla gerçekleştirilmiştir. Taramalı elektron mikroskop ile yapılan metalografik incelemeler ise Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Malzeme ve Metalürji Bölümü laboratuvarlarında yapılmıştır.

BÖLÜM 4

4. DENEYSEL SONUÇLAR ve DEĞERLENDİRME

Bu bölümde sinterleme ile sertleştirilmiş toz alaşımları ile sinterlenmiş ve ikincil ısıl işlem uygulanmış toz alaşımlarının mikroyapıları ve mekanik özellikleri incelenecektir.

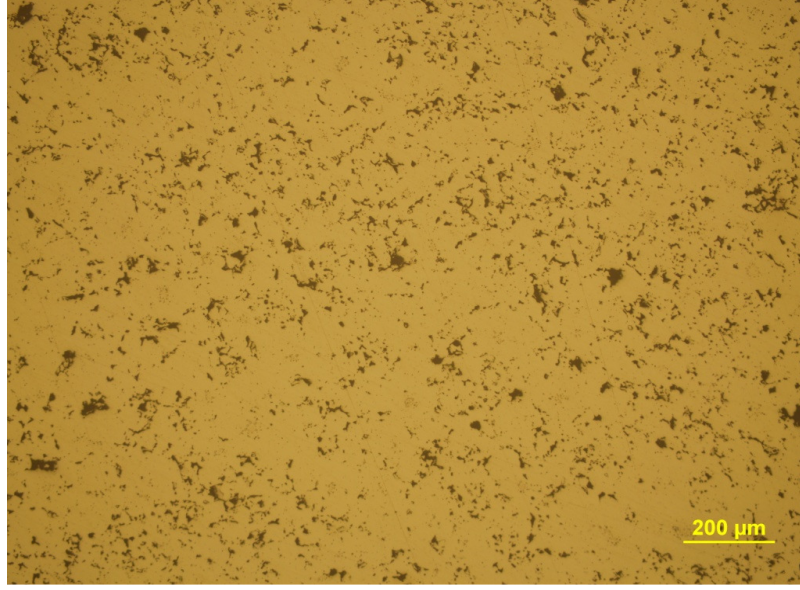
4.1. Mikroyapı İncelemeleri

Optik mikroskop ile yapılan mikroyapı incelemelerinde, numunelerin parlatılmış yüzeyleri kullanılarak gözenek büyüklüğü ve gözenek dağılımı belirlenmiştir. Parlatılmış yüzeylerin dağlanması sonrasında yapılan mikroyapı incelemelerinde sinterleme ile sertleştirme ve ikincil ısıl işleme bağlı olarak oluşan fazlar belirlenmiştir.

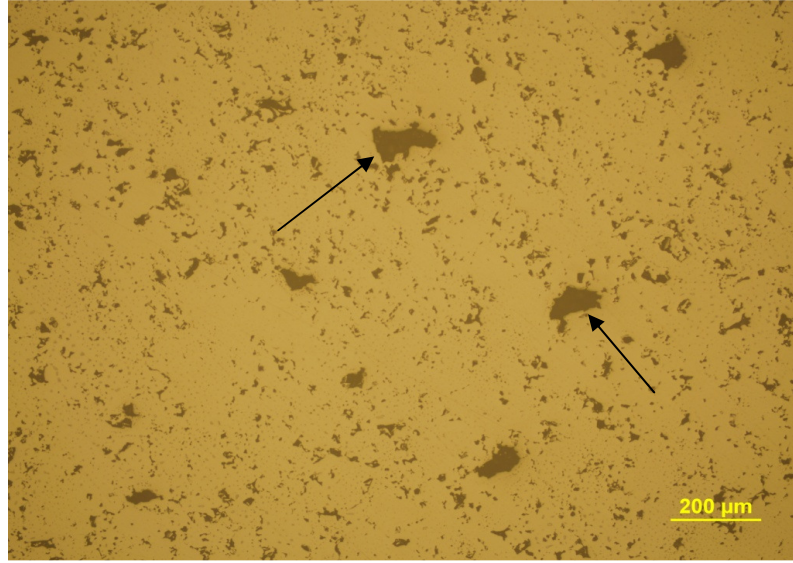
4.1.1. Parlatılmış Yüzey İncelemeleri

Özellikle gözenek boyutları ve yüzde gözenekliliğin hesaplanabilmesi için parlatılmış yüzeyden görüntü çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Numuneler 6µm ve 3µm'lik elmas süspansiyonlarla parlatıldıktan sonra dağlama işlemi gerçekleştirilmeden numune yüzeyinden optik mikroskopla 100x büyütmede alınan görüntüler Şekil 4.1 ve Şekil 4.2'de verilmiştir.

Bu işlemin ardından alınan görüntüler Orta Doğu Teknik Üniversitesi, Malzeme ve Metalürji bölümü laboratuvarlarında ikili faz analiziyle gözenekliliğin belirlenmesi hesabı için kullanılmıştır. Her numuneden 3 adet görüntü alınmış ve bu görüntüler faz analiz programında incelenmiştir. Gözeneklilik belirleme çalışmaları sonuçları Çizelge 4.1'de verilmiştir.

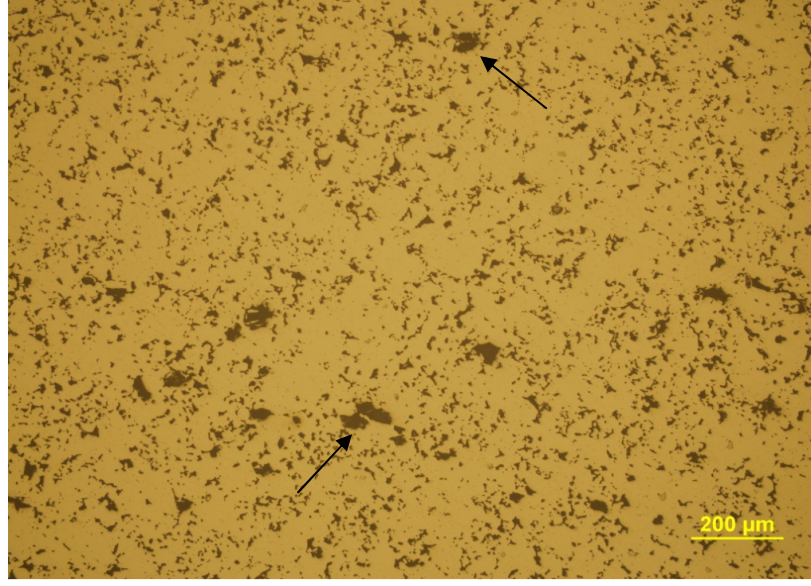


(a)

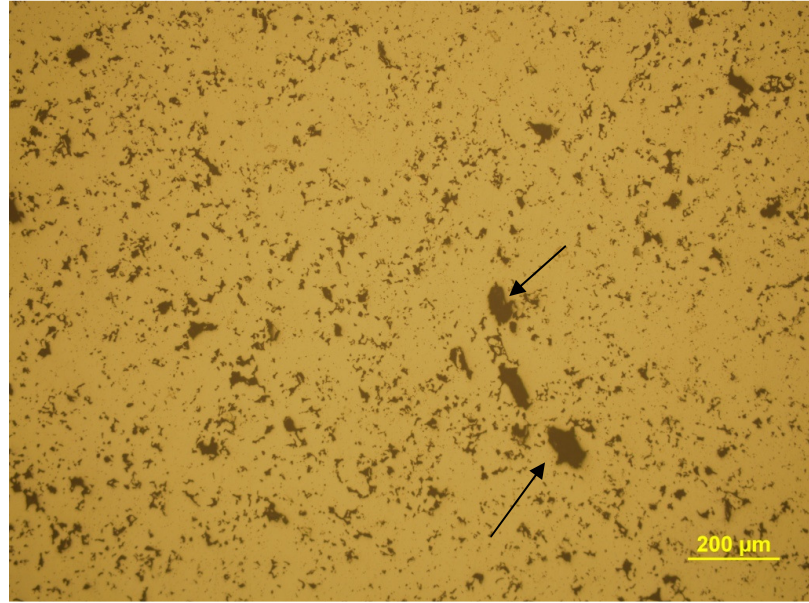


(b)

Şekil 4.1. 1120°C' de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve yavaş soğutulan numunelerin parlak yüzey görüntüleri (a)Distaloy DH-0,6C, 100X, (b) Astaloy Mo-0,6C-2Cu, 100X



(a)



(b)

Şekil 4.2. 1120°C' de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve yavaş soğutulan numunelerin parlak yüzey görüntüleri (a) Astaloy Mo-0,7C-2Cu, (b) Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu, 100X

Çizelge 4.1. Numunelerin yüzde gözeneklilik ve gözenek küreselliği sonuçları

Alaşımlar	% Gözeneklilik	Küresellik
Distaloy DH-0,6C	11,2	0,859
Astaloy Mo-0,6C-2Cu	10,7	0,902
Astaloy Mo-0,7C-2Cu	10,5	0,79
Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu	11,3	0,879

Yapılan parlak yüzey incelemelerinin ardından ortaya çıkan en önemli sonuç ön alaşımlanmış Distaloy DH tozuyla üretilen numunelerde, Astaloy Mo tozuyla üretilen numunelerde gözlenen büyük ve karmaşık şekilli gözenekleri bulunmamasıdır. Astaloy Mo tozundan üretilen bütün numunelerde Şekil 4.1. ve Şekil 4.2’de oklarla gösterilen büyük ve düzensiz gözenekler gözükmemektedir. Özellikle çapraz kırılma testlerinde ön plana çıkan çentik etkisinin bu numunelerde neden Distaloy DH’a oranla çok daha büyük bir dayanım düşüşüne sebep olduğu oklarla gösterilen karmaşık şekilli ve büyük gözeneklerle açıklanmaktadır. Yüksek sertliğe sahip sinterleme ile sertleştirilmiş numunelerde, üç nokta eğme ve çekme deneyleri sırasında çatlak oluşumları, yüksek gerilim yoğunlaşması olan büyük gözeneklerin etrafında başlamaktadır. Gözenek boyutunun daha büyük ve gözenek şekillerinin küresellikten daha uzak olması gerilim yoğunlaşmasını arttırarak çatlak başlangıçlarının daha düşük yükler altında oluşmasına sebep olmaktadır. Büyük ve karmaşık şekilli gözeneklerin etrafında oluşan çatlaklar ise, gevrek ve plastik deformasyona düşük direnç gösterebilen martensit fazı içerisinde hızla ilerleyerek numunelerin beklenenin çok altındaki dayanım değerlerinde kırılmasında neden olmaktadır.

Şekil 4.1. (a)’da verilen ön alaşımlanmış Distaloy DH numunesinin mikroyapısında büyük ve karmaşık şekilli gözenekler bulunmamaktadır. Daha homojen, daha küresel ve küçük bir gözenek dağılımına sahip olan bu numune ön alaşımlama işleminin

etkisini göstermektedir. 1120°C’de gerçekleştirilen sinterleme işleminde, toz alaşımında Cu elementinin olması nedeniyle, sıvı faz oluşumu gerçekleşmektedir. Numune genelinde bakırın ergimesiyle oluşan sıvı faz, numune boyunca oluşan kılcal kuvvetler sayesinde katı demir tanelerin arasına yayılır. Bakırın sisteme sonradan eklendiği toz alaşımlarında, oluşan sıvı faz gözenekler arasında hareket ederken, ilk ergime noktasında büyük boşluklar bırakır ve sinterleme işlemi tamamlandıktan sonra bu bölgelerde büyük ve düzensiz gözenekler oluşur. Ancak ön alaşımlama işlemi yapılmış Distaloy DH toz alaşımlarında, Cu katı çözelti içinde bulunduğundan 1120°C’de yapılan sinterleme işlemi sırasında büyük gözenek oluşumuna yol açmaz. Bu nedenle, Distaloy DH numunesinde daha küçük ve daha homojen bir sahip gözenek oluşumu meydana gelir (Şekil 4.1). Bu durumda, Distaloy DH toz alaşımından hazırlanan numuneler, Astaloy Mo toz alaşımından hazırlanan numunelere göre daha iyi bir gözenekliliğe ve bunun sonucu olarak da çok daha yüksek dayanım değerlerine sahiptir.

Tez çalışmasında ölçülen gözeneklilik değerleri literatür değerleriyle örtüşmektedir [12]. Demir esaslı toz metal parçaların yüksek basınç altında şekillendirildikten sonra yapılan sinterleme işlemleri sonucunda %88-%90 teorik yoğunluğa ulaştığı literatürde belirtilmektedir. Gerçekleştirilen yüzde gözeneklilik çalışmaları endüstriyel ortamda yapılan sinterleme çalışmaları ile bu yoğunluk değerlerine ulaşıldığını göstermektedir.

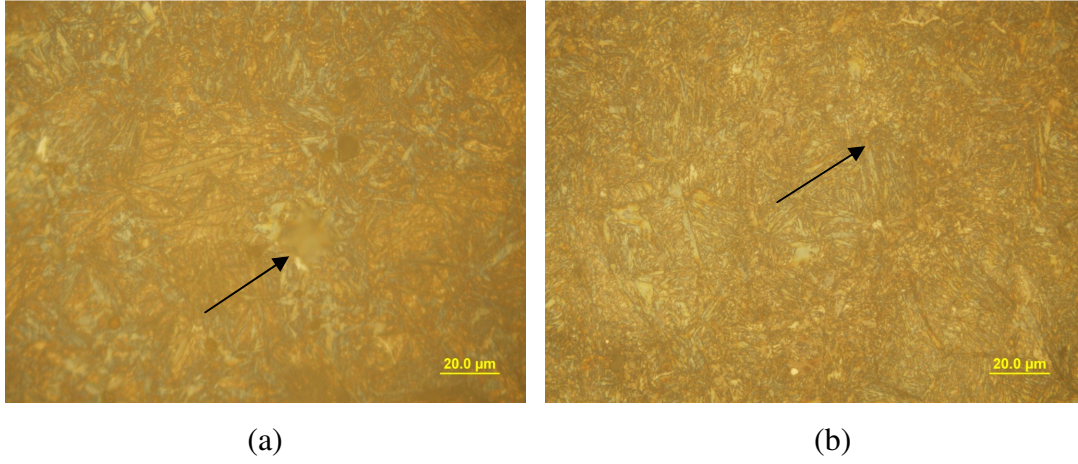
4.1.2. Dağlanmış Yüzey İncelemeleri

Gerçekleştirilen parlak yüzey mikroyapı incelemelerinin ardında numuneler %4’lük pikral çözeltisi ile dağlanarak, dağlanmış mikroyapı çalışmaları için hazırlanmıştır. Dağlama işlemleri sırasında, nital ve sodyum metabisülfid çözeltileri de denenmiştir ancak en iyi sonuçlar pikral ile elde edilmiştir. Özellikle martensit fazını diğer fazlardan daha iyi ayırdığı gözlenen bu çözelti, çalışma boyunca bütün numuneler için kullanılmıştır.

Dağlanmış yüzey incelemelerinin ilk aşaması sinterleme ile sertleştirme işlemine tabi tutulan numunelerde gerçekleştirilmiştir. Daha önce belirtildiği üzere, dağlama

öncesinde bu numunelerin parlak yüzeylerinden 250µm aralıklarla 15'er adet mikro sertlik ölçümleri alınmış, ardından dağlanan numuneler optik mikroskopla taranarak sertlik izleri bulunarak hangi sertlik değerinin hangi faza ait olduğu belirlenmiştir. Alınan mikro yapı görüntülerinin hepsinde bir sertlik izi ve bu görüntüye ait mikro sertlik değeri bulunmaktadır. Şekillerde sertlik izleri oklarla gösterilmiştir ve bu mikroyapılara karşılık gelen mikro sertlik değerleri belirtilmiştir. Yapılan bu çalışma sayesinde, görüntüsü alınan fazlar hakkında daha detaylı bilgiye ulaşılmıştır.

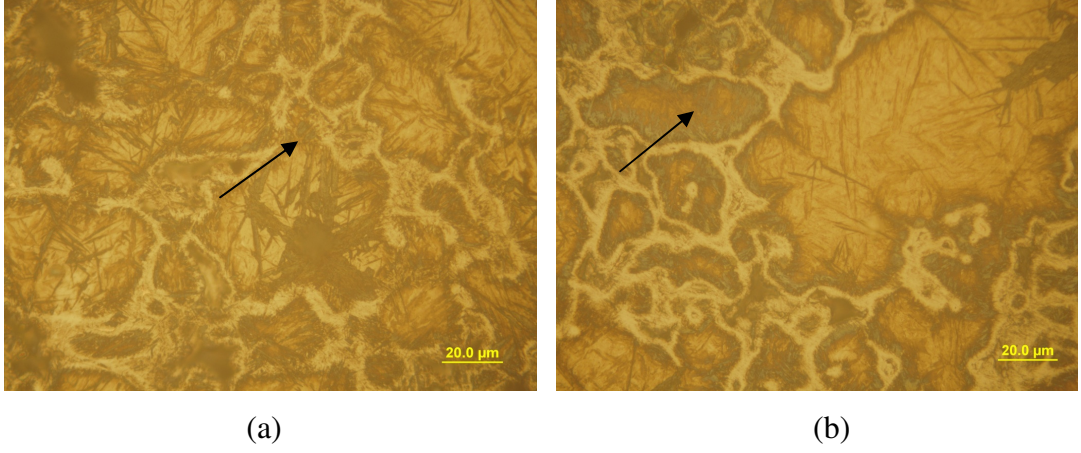
Genel olarak numunelerde düşük soğutma hızında (0,5°C/s) mikroyapıda beynit oluşumu gözlenmiştir. Beynit morfolojisi ince pörlit ve martensit morfolojileriyle karıştırılabileceği için mikro sertlik çalışmaları yapılmış ve beynitin 400 HV0,1 sertlik değerine karşılık geldiği belirlenmiştir. Benzeri şekilde, 650 HV0,1 ve üzeri mikro sertlik değerlerinin martensit fazına karşılık geldiği, 300 HV0,1 değerinden daha düşük değerlerin ise ince ve kaba pörlit mikroyapılarına karşılık geldiği gözlenmiştir. Bu değerler arasında kalan değerlerin ise, özellikle dağlanmış mikroyapılarda görüleceği üzere "kompozit" fazlara karşılık geldiği anlaşılmıştır. Özellikle, çalışma sırasında martensit ve beynit mikroyapılarının iç içe geçerek "kompozit" bir faz oluşturduğu belirlenmiştir. Her bir numune için düşük (0,5°C/s) ve yüksek (3°C/s) soğutma hızlarında gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası elde edilen mikroyapılar Şekil 4.3, Şekil 4.4, Şekil 4.5 ve Şekil 4.6'da gösterilmiştir.



Şekil 4.3 1120°C’ de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve orta ve yüksek hızda sinterleme ile sertleştirilen Distaloy DH-0,6C numunelerinin dağlanmış mikroyapıları. (a) Düşük hız, 1000X (462HV0,1), (b) Yüksek hız, 1000X (746HV0,1).

Distaloy DH-0,6C numunesinde düşük hızda sinterleme ile sertleştirme işlemi uygulandığında mikroyapıda yüksek miktarda beynit ve düşük miktarda da olsa çok ince pörlit bulunduğu gözlenmiştir. Yapılan mikro sertlik çalışmalarında da bu sonuç doğrulanmıştır. Mikroyapıda ok ile işaretlenen bölgeden alınan sertlik değeri 462 olarak HV0,1 ölçülmüştür. Bu sertlik değeri, mikroyapıdaki beynit oluşumunu göstermektedir. Bununla birlikte yapılan diğer ölçümlerde daha düşük değerler elde edilen bölgeler pörlit olarak tanımlanmıştır. Ortalama mikro sertlik değerleri incelendiğinde göze çarpan yüksek hata payı ise birden çok fazın mikroyapıda bulunduğunu açıkça göstermektedir.

Yüksek hızda gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası elde edilen mikroyapıda ise martensit fazının yüksek oranda bulunduğu gözlenmiştir. Şekil 4.3 (b)’de ok ile gösterilen bölgeden alınan sertlik değeri ise 746HV0,1 olarak ölçülmüştür. Bu değer martensit fazına karşılık gelmektedir. Ancak mikro sertlik ölçümleri sırasında daha düşük sertlik değerleri elde edilen noktalar olmuştur. Bu bölgelerde ise beynit veya beynit ve martensitin beraber bulunduğu belirlenmiştir.



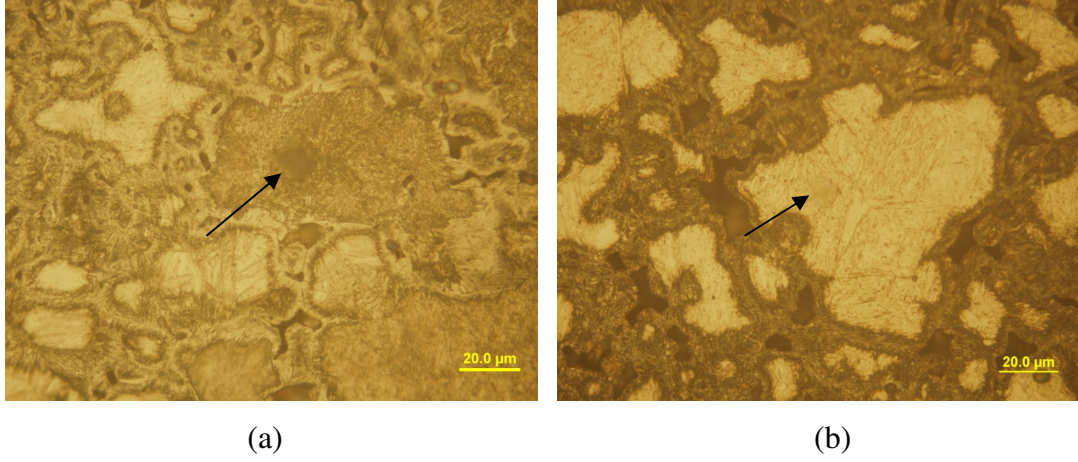
Şekil 4.4. 1120°C’ de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve orta ve yüksek hızda sinterleme ile sertleştirilen Astaloy Mo-0,6C-2Cu numunelerin dağlanmış mikroyapıları. (a) Düşük hız, 1000X (445 HV0,1), (b) Yüksek hız, 1000X (799 HV0,1).

Astaloy Mo-0,6C-2Cu numunesinde düşük hızda sinterleme ile sertleştirme işlemi uygulandığında mikroyapıda yüksek miktarda beynit ve düşük miktarda da olsa çok ince pörlit bulunduğu gözlenmiştir. Yapılan mikro sertlik çalışmalarında da bu sonuç doğrulanmıştır. Özellikle Şekil 4.4 (a)’da açıkça beynit morfolojisi koyu bölgelerde gözlenmiştir. Mikroyapıda ok ile işaretlenen bölgeden alınan sertlik değeri 445 HV0,1 olarak ölçülmüştür. Bu sertlik değeri, mikroyapıda morfolojisi gözlenen beynit fazının varlığını doğrulamaktadır. Bununla birlikte yapılan diğer ölçümlerde daha düşük değerler elde edilen bölgeler pörlit olarak tanımlanmıştır.

Yüksek hızda gerçekleştiren sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası elde edilen mikroyapıda ise martensit fazının yüksek oranda bulunduğu gözlenmiştir. Şekil 4.4 (b)’de ok ile gösterilen bölgeden alınan sertlik değeri ise 799 HV0,1 olarak belirlenmiştir. Bu değer sert martensit fazına karşılık gelmektedir. Ancak mikro sertlik ölçümleri sırasında daha düşük sertlik değerleri elde edilen bölgelerde beynit veya beynit ve martensitin birlikte bulunduğu bölgeler olduğunu göstermiştir.

Bu numunede tanelerin arasında sıvı faz oluşumu sonrası elde edilen ergiyik bakır yolları açık renkli olarak her iki görüntüde de gözlenmiştir. Bakır tozunun sonradan eklendiği bu numunede sıvı Cu fazı oluşumu sonrası bakır demir parçacıkları

arasında yayınarak yoğunluk artışını sağlamaktadır. Ancak ön alaşımlama işleminin aksine bakırın demir tozu içine yayınımı daha düşük seviyededir ve dağlanmış mikroyapı görüntülerinde Cu elementinin yayınım sırasında izlediği yol açıkça ortaya çıkmıştır.

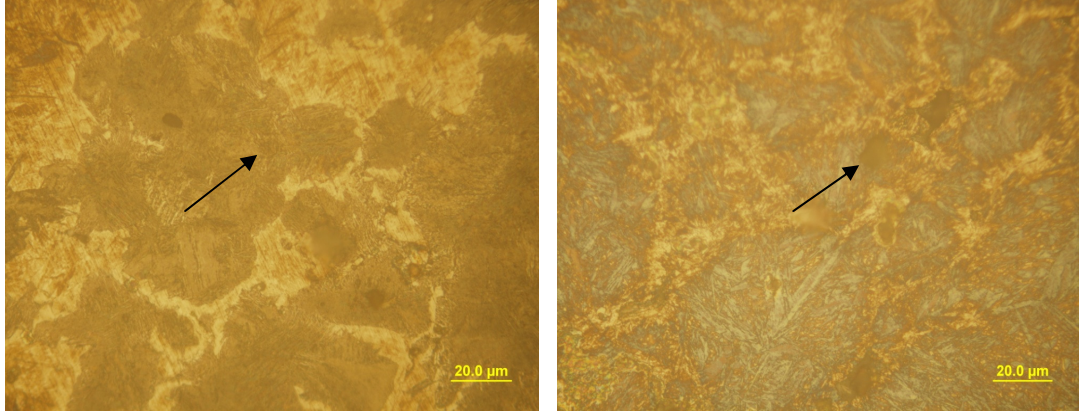


Şekil 4.5. 1120°C’ de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve orta ve yüksek hızda sinterleme ile sertleştirilen Astaloy Mo-0,7C-2Cu numunelerin dağlanmış mikroyapıları. (a) Düşük hız, 1000X (382 HV0,1), (b) Yüksek hız, 1000X (807 HV0,1).

Astaloy Mo-0,7C-2Cu numunesinde düşük hızda sinterleme ile sertleştirme işlemi uygulandığında mikroyapıda beynit ve ince pörlit bulunduğu gözlenmiştir. Özellikle Şekil 4.5 (a)’da koyu renkli beynit taneleri ve daha açık renkli ince pörlit kümeleri gözlenmektedir. Yapılan mikro sertlik çalışmalarında da bu sonuç doğrulanmıştır. Mikroyapıda ok ile işaretlenen bölgeden alınan sertlik değeri 382 HV0,1 olarak ölçülmüştür. Bu sertlik değeri mikroyapıda hem ince pörlitin hem de beynitin iç içe bulunduğunu göstermektedir. Elde edilen bu sertlik değeri beynit mikroyapısı için düşük, ancak pörlit mikroyapısı için ise oldukça yüksektir. Beynit ve pörlit mikroyapılarının sertlik değerleri arasında kalan bu değer numune genelinde sıkça gözlenen pörlit ve beynitin iç içe geçtiği mikroyapıya karşılık geldiği belirlenmiştir. Bununla birlikte bu numunede gerçekleştirilen diğer mikro sertlik ölçümlerinde,

mikroyapıda pörlit ve beynitin ayrı olarak bulunduğu bölgelerin de olduğu gözlenmiştir.

Yüksek hızda gerçekleştiren sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası elde edilen mikroyapıda ise martensit ana faz olarak gözlenmiştir. Şekil 4.5 (b)'de ok ile gösterilen bölgeden alınan sertlik değeri ise 807HV_{0,1} olarak ölçülmüştür. Bu yüksek mikrosertlik değeri martensit fazının sertlik değerine karşılık gelmektedir. Mikrosertlik değerinin diğer numunelere kıyasla daha yüksek olmasının nedeni ise numunedeki daha yüksek C miktarına bağlıdır. Çelik alaşımındaki C miktarı arttıkça fazların, daha yüksek sertliğe sahip olması beklenmektedir.



(a)

(b)

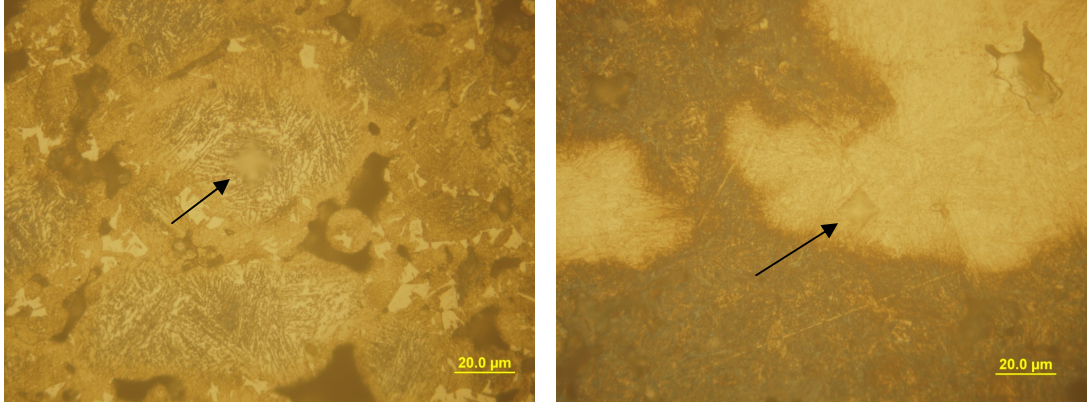
Şekil 4.6. 1120°C' de metan gazı ortamında 20 dakika sinterlenen ve orta ve yüksek hızda sinterleme ile sertleştirilen Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunelerin dağlanmış mikroyapıları. (a) Düşük hız, 1000X (445 HV_{0,1}), (b) Yüksek hız, 1000X (753 HV_{0,1}).

Son olarak sinterleme ile sertleştirme işlemine tabi tutulmuş Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunesi incelendiğinde düşük hızda sinterleme ile sertleştirme işleminin uygulandığı mikroyapıda beynit, ince pörlit ve kaba pörlit kümelerinin oluşumu gözlenmiştir. Diğer numunelere kıyasla daha düşük Mo miktarına (0,85 Mo) sahip olan bu numunenin sertleşebilirlik özellikleri diğer numunelere kıyasla daha düşüktür. Bu nedenle özellikle düşük soğutma hızlarında diğer numunelerde

gözlenmeyen kaba pörlit fazı bu numunede gözlenmektedir. Şekil 4.6 (a)'da koyu renkli beynit bölgelerinin arasında biraz daha açık renkli kaba pörlit bölgeleri gözlenmektedir. Bununla birlikte açık renkli ince pörlit kümeleri de mikroyapı içinde mevcuttur. Bu numune üzerinden gerçekleştirilen mikro sertlik çalışmalarında mikroyapıda, kaba ve ince pörlit ve de beynit olduğu doğrulanmıştır. Mikroyapıda ok ile işaretlenen bölgeden alınan sertlik değeri 445 HV0,1 olarak ölçülmüştür. Bununla birlikte bu numunede gerçekleştirilen diğer mikro sertlik ölçümleri, pörlit-beynit ve kaba-ince pörlit mikroyapılarının bulunduğunu göstermektedir.

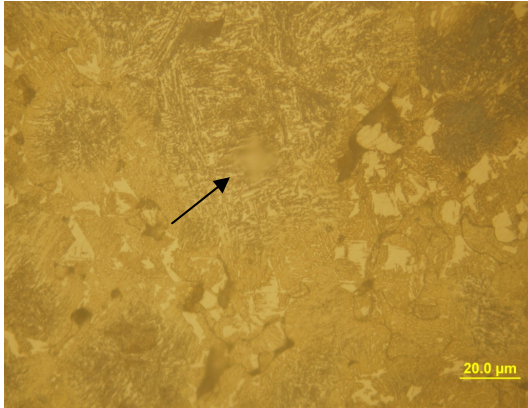
Yüksek hızda gerçekleştiren sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası elde edilen mikroyapıda ise martensit fazının bulunduğu gözlenmiştir. Ancak diğer numunelerin kıyasla Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunesinde martensit miktarı daha düşüktür. Bunun sebebi ise düşük alaşım miktarının neden olduğu düşük görece düşük sertleşebilirliktir. Şekil 4.6 (b)'de ok ile gösterilen bölgeden alınan sertlik değeri ise 753 HV0,1 olarak belirlenmiştir. Bu değer yüksek sertliğe martensit fazının beynitle oluşturduğu mikroyapıya karşılık geldiği anlaşılmıştır. Özellikle en yüksek C oranına sahip olan bu numunenin içerdiği martensit fazının diğer numunelere oranla daha sert olacağı beklenmektedir. Mikro sertlik ölçümlerinde 800 HV0,1'in üzerinde değerler elde edilmiştir. Bu değere sahip bölgelerin %100 martensit taneleri olduğu doğrulanırken, bu görüntüde elde edilen görece düşük sertlik değerinin martensit-beynit mikroyapısına karşılık geldiği belirlenmiştir. Diğer Astaloy Mo numunelerinde de olduğu üzere bölgesel sıvı Cu fazı oluşumu sonrası demir tanelerinin etrafına yayılmış Cu bölgeleri bu numunede de açık renkle gözlenmektedir.

Sinterleme ile sertleştirme ile üretilen numunelerin dağlanmış mikroyapı incelemelerinin ardından, bu işlemin ikincil ısı işlemlerle karşılaştırılmasının yapılabilmesi için havada ve suda soğutulmuş numunelerin de dağlanmış mikroyapı çalışmaları aynı şekilde gerçekleştirilmiştir. Bu çalışma sonrasında elde edilen mikroyapı görüntüleri ise Şekil 4.7 ve Şekil 4.8'de, bu görüntülere karşılık gelen mikro sertlik değerleri ile verilmiştir.

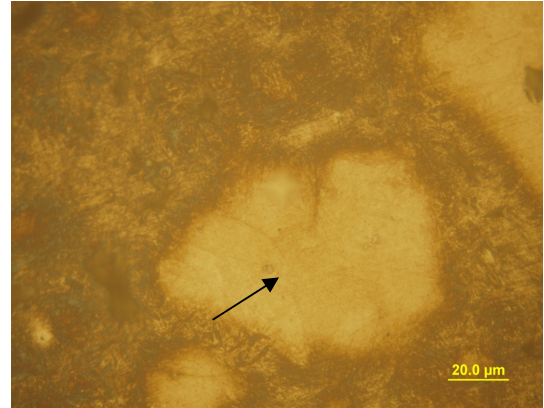


(a)

(b)

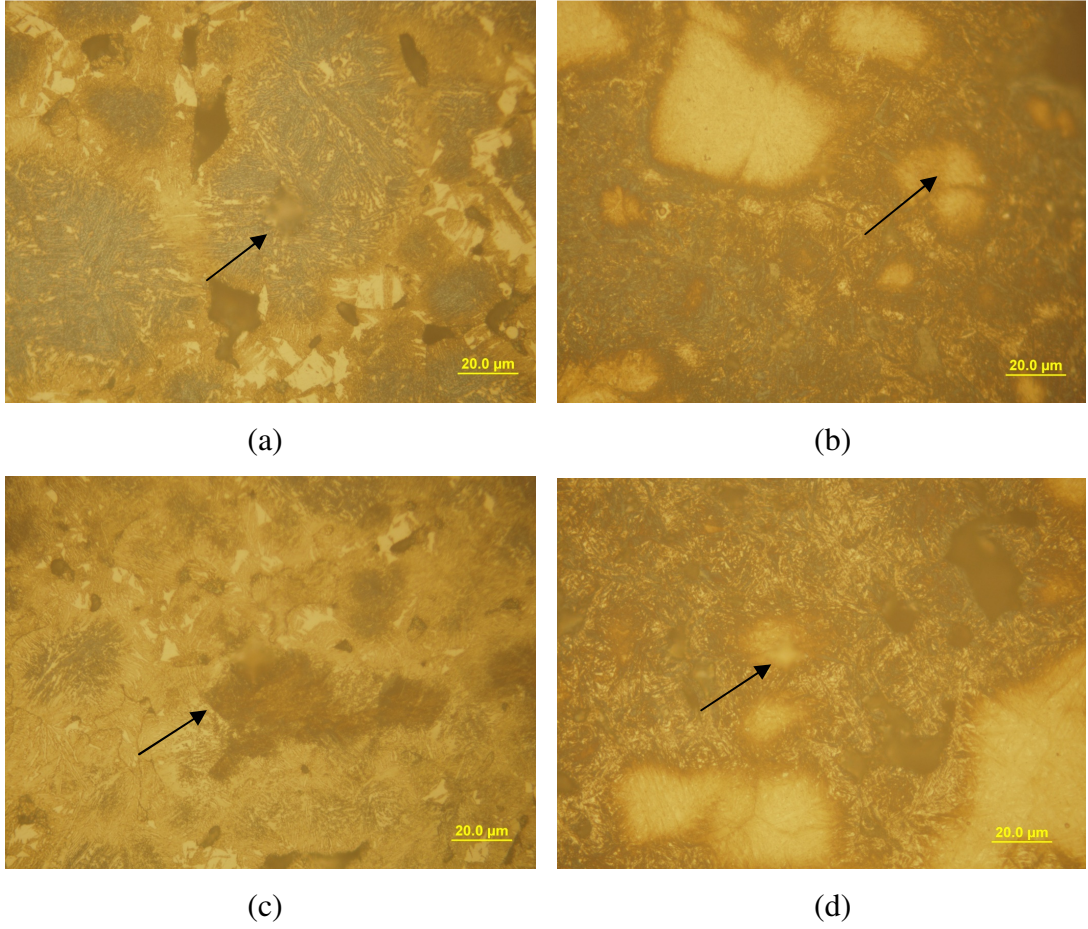


(c)



(d)

Şekil 4.7. 1120°C' de N₂-H₂ ortamında 45 dakika sinterlenen ve ikincil ısıl işlem uygulanan numunelerin mikroyapı görüntüleri (a) Distaloy DH-0,6C havada soğutma 1000X (308HV_{0,1}), (b) Distaloy DH-0,6C su verme, 1000X (799HV_{0,1}). (c) Astaloy Mo-0,6C-2Cu havada soğutma 1000X (334HV_{0,1}), (d) Astaloy Mo-0,6C-2Cu su verme, 1000X (617HV_{0,1}).



Şekil 4.8. 1120°C' de N₂-H₂ ortamında 45 dakika sinterlenen ve ikincil ısıl işlem uygulanan numunelerin mikroyapı görüntüleri (a) Astaloy Mo-0,7C-2Cu havada soğutma 1000X (335HV0,1), (b) Astaloy Mo-0,7C-2Cu su verme, 1000X (615HV0,1). (c) Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu havada soğutma 1000X (272HV0,1), (d) Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu su verme, 1000X (645HV0,1).

Bu çalışma sonrasında bütün numunelerde benzer mikroyapılara rastlanmıştır. Bütün numunelerde havada soğutma işlemi sonucunda mikroyapıda yüksek miktarda kaba pörlit ve düşük miktarda olsa ince pörlit bulunduğu gözlenmiş ve yavaş soğuma koşulları altında bütün numunelerde düşük miktarda ötektoid öncesi ferrit oluşumu gerçekleşmiştir. Yapılan mikro sertlik çalışmalarında da bu sonuç doğrulanmıştır. Mikroyapıda bölgelerden alınan sertlik değerleri yukarıda belirtilmiş ve her numune için benzer değerlerdir. Bu sertlik değerleri, mikroyapıdaki kaba pörlit varlığını

ortaya koymaktadır. Bununla birlikte yapılan diğer ölçümlerde daha düşük değerler elde edilen bölgeler ötekoit öncesi ferrit-kaba pörlit mikroyapısı olarak tanımlanırken, daha yüksek sertlik değerleri ise ince pörlit ya da ince-kaba pörlit mikroyapısı olarak tanımlanmıştır.

Numunelere uygulanan su verme işlemi sonrası elde edilen mikroyapıda ise %100 oranında martensit fazı gözlenmiştir. Ancak Şekil 4.7 (b,d) ve Şekil 4.8 (b,d) görüntülerinde oklar ile gösterilen farklı renkle dağlanmış bölgeler vardır. Bu bölgelerin yapılan mikro sertlik ölçümleri sonrasında daha sert ve daha gevrek plaka martensit olduğu anlaşılmıştır. Mikro sertlik ölçümleri sırasında daha yüksek sertlik değerleri elde edilen bölgeler olmuştur açık renkle dağlanan plaka martensit fazını işaret etmektedir. Daha koyu renkle dağlanmış olan bölgelerde ise görece daha düşük sertlik değerleri elde edilmiş ve bu bölgelerin çıta martensit fazına olduğu düşünülmüştür.

Distaloy DH tozuyla üretilen numunelerin mikroyapıları Astaloy Mo tozuyla üretilen numunelerle karşılaştırıldığında çok daha homojen bir mikroyapının ön plana çıktığı gözlenmektedir. Özellikle daha önce bahsedilen ön alaşımlama işleminin mikroyapı üzerindeki etkisi açıkça bu görüntülerde ortaya çıkmıştır. Astaloy Mo tozlarıyla üretilen numunelerde sinterleme işlemi sırasında sonradan eklenen Cu tozunun oluşturduğu bölgesel sıvı faz ergidikten sonra demir tozları arasında yayılım sırasında oluşturduğu yollar açık renkli olarak açıkça gözlenebilirken, Distaloy DH tozuyla üretilen numunelerde bakır fazının yoğunlaştığı bölgeler gözlenmemektedir. Daha homojen mikroyapı sayesinde yüksek sertleşebilirliğe ulaştığı belirtilen Distaloy DH tozunun, yapılan dağlanmış mikroyapı incelemeleri sonucunda açıkça diğer numunelerden daha homojen bir mikroyapıya sahip olduğu doğrulanmıştır. Mekanik özelliklerde de diğer numunelerden daha iyi bir performansa sahip olan Distaloy DH numunesinin, bu performansı gerek parlak gerekse dağlanmış mikroyapı incelemeleri ile desteklenmiştir.

Gerçekleştirilen ikincil ısı işlemler sonrasında bazı numunelerde, özellikle yüzeyde karbonsuzlaşmaya rastlanmıştır. İkincil ısı işlemler için 1070°C'de ve N₂ ortamında gerçekleştirilen östenitleme işlemi sırasında numunelerde karbonsuzlaşmanın gerçekleştiği gözlenmiştir. Karbonsuzlaşma sonucunda numunelerin yüzeylerinde 50-200µm arasında değişen kalınlıklarda karbonsuzlaşmaya bağlı ferrit alanları

gözlenmiştir. Bu alanların bütün numunelerde düzensiz olduğu ve özellikle köşelerde biriktiği gözlenmiştir. Karbonsuzlaşma sonucunda numune genelinde C miktarının azaldığı varsayılsa da bu durumun mekanik özelliklere bir etkisi olmadığı görülmektedir.

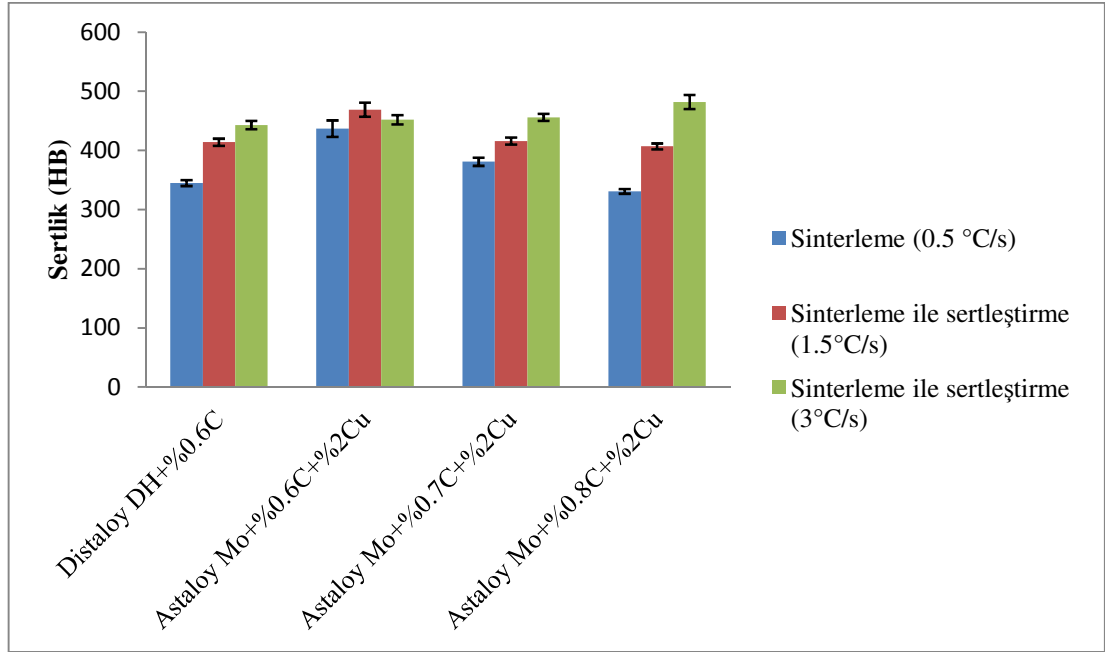
4.2. Mekanik özellik çalışmaları

4.2.1. Makro sertlik ölçümleri

Makro sertlik ölçümleri, sert ve göreceli olarak daha düşük sertliğe sahip numunelerin karşılaştırılması aynı ölçekte yapılabilmesi için Brinell ölçeğinde alınmıştır. Yapılan ölçümler sonrasında elde edilen sonuçlar Şekil 4.9'da her dört alaşım için ortalama değer olarak hata paylarıyla birlikte verilmiştir. Gerçekleştirilen deneyler sonucunda, sinterleme ile sertleştirme işlemi sırasında numunelere uygulanan soğutma hızındaki artışla beraber numunelerin makro sertlik değerlerinin arttığı gözlenmiştir. Özellikle soğutma hızı $0,5^{\circ}\text{C/s}$ 'den $1,5^{\circ}\text{C/s}$ 'ye yükseltildiğinde %23'e varan makro sertlik artışı sağlanmıştır.

Numunelerin hazırlanmasında kullanılan tozların sertleşebilirliği yüksek ve sinterleme ile sertleştirme işlemi için tavsiye edilen tozlar olması neden ile soğutma hızının $0,5^{\circ}\text{C/s}$ 'den $1,5^{\circ}\text{C/s}$ 'ye yükseltilmesi, numunelerde martensit ve beynit fazlarının oluşumunu sağlamaktadır.

Soğutma hızı $1,5^{\circ}\text{C/s}$ 'den 3°C/s 'ye çıkartıldığında makro sertlik değerlerinde artış gözlenmiştir ancak bu artış $0,5^{\circ}\text{C/s}$ ile $1,5^{\circ}\text{C/s}$ arasındaki artıştan daha düşük oranlarda gerçekleşmiştir. Soğutma hızının artmasıyla birlikte mikroyapıdaki martensit fazı oranında artış sağlanmıştır. Bu artış malzeme genelinde gerçekleştirilen makro sertlik deneyi sonuçlarına yansımıştır. Numunelerde, $1,5^{\circ}\text{C/s}$ soğutma hızı ile 3°C/s arasındaki sertlik artışı genelde %7-10'lar mertebesindeyken Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunesinde bu artış %18'lere ulaşmaktadır.



Şekil 4.9. Çeşitli toz alaşımlarının sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemine bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi.

Sinterleme ile sertleştirme işleminde en yüksek sertlik değerine Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunesinde ulaşılmıştır. Bu numune, özellikle yüksek soğutma hızlarında (3°C/s) sinterleme ile sertleştirme işlemine çok iyi tepki vermiştir. Soğutma hızı 0,5°C/s'den 3°C/s'ye yükseltildiğinde %45,6'lık bir sertlik artışı sağlanmıştır. Bunun nedeni, numuneler arasındaki en yüksek C oranına sahip numune olmasıdır. Orta soğutma hızında (1,5°C/s) elde edilen diğer numunelere kıyasla düşük sertlik değeri ise numunenin düşük Mo miktarına bağlanmaktadır. Bu numunedeki %0,85'lik Mo ilavesinin orta hızda soğutma koşullarına (1,5°C/s) uygun olacak şekilde yeterli sertleşebilirliği sağlamadığı anlaşılmıştır.

Distaloy DH-0,6C numunesinde ise sertlik değerlerinin soğutma hızı ile düzenli bir şekilde arttığı gözlenmiştir. Özellikle 0,5°C/s ve 1,5°C/s soğutma hızları arasında %20'lik önemli bir artış sağlanmıştır. Buna karşın 1,5°C/s ve 3°C/s'lik soğutma hızları arasında artış %7'de kalmıştır. Bunun nedeni ise bu numunedeki yüksek Mo miktarı (%1,5) ve ön alaşımla işlemi sayesinde elde edilen iyi homojenliğin 1,5°C/s'lik orta hızda soğutmada çok iyi sonuç vermesidir. Ön alaşımlanmış Distaloy

DH tozundaki Mo ve Cu elementleri katı çözeltilerinde yer alır. Bu yöntemle üretilen tozlarda sıkıştırılabilirlik biraz daha düşük olsa da sinterleme işleminden sonra numune boyunca alaşım elementlerinin daha iyi yayılmış olması toz metal parçalarda daha iyi sertleşebilirlik özelliğini sağlamaktadır. Distaloy DH toz alaşımının sertleşebilirliği daha iyi olduğu için 1,5°C/s'lik orta hızdaki soğutmalarda dahi yüksek miktarda martensit fazı ve buna bağlı olarak yüksek makro sertlik değerleri elde edilmiştir. Bu numunede 3°C/s'lik hızlı soğutma koşulunda da sertlik artışı mikroyapıdaki martensit fazı artışına bağlı olarak sağlanmıştır. Düşük (0,5°C/s) ve yüksek (3°C/s) soğutma hızları arasındaki sertlik değişimi ise %28,4'tür. Numuneler arasındaki en düşük C oranına (%0,6) sahip olan bu numunede martensit fazının sertliği diğer numuneler kadar yüksek olmadığı için diğer numunelere oranla daha düşük bir yüzde sertlik artışı elde edilmiştir. Maroli ve diğerlerinin gerçekleştirdiği bir çalışmada %0,65C katkılı Distaloy DH tozundan üretilen numuneler 2-3°C/s soğutma koşullarında gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrasında 360HV10 makro sertlik değerlerine ulaşılmıştır [40]. Bu değer, soğutma hızı 5-6°C/s'ye çıkartıldığında ise 430HV10 dolaylarına kadar yükselmiştir. Bu çalışmada, yüksek soğutma koşullarında martensit ve beynit ağırlıklı mikroyapıların gözlemlendiği belirtilmiştir.

Astaloy Mo-0,6C-2Cu numunesinde ise özellikle 0,5°C/s ile 1,5°C/s arasında bir sertlik artış gözlenmektedir. Ancak bu numune'nin sinterleme ile sertleştirme işlemi sırasında, sinterleme ile sertleştirmenin gerçekleştirildiği Toz Metal firmasının taşınması nedeniyle fırının kalibrasyonundaki problem sonucu 3°C/s'lik soğutma işlemi başarısız olmuştur. Bu problem nedeniyle 3°C/s'lik soğutma hızında gerçekleştirilen işlem sonucu bir sertlik artışı sağlanamamıştır. Bununla birlikte 0,5°C/s ve 1,5°C/s'lik soğutma hızları arasında %7,3'lük bir sertlik artışı sağlanmıştır. Aynı alaşıma sahip Distaloy DH numunesine kıyasla daha düşük olan bu artışın nedeni ise Astaloy tozlarının Distaloy DH'ın aksine Cu elementinin toza sonradan eklenmiş olmasıdır. Daha düşük homojenlik ve mikroyapıdaki büyük gözenek miktarının fazla olması numunenin sertleşebilirliğini olumsuz yönde etkilemiştir.

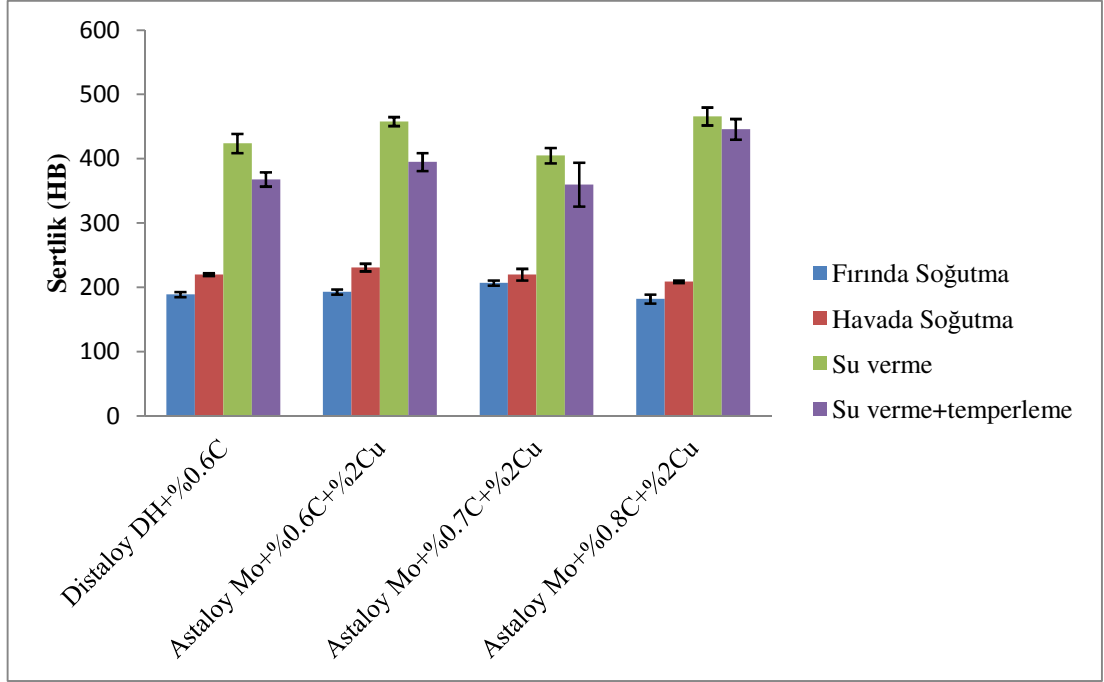
Astaloy Mo-0,7C-2Cu numunesinde soğutma hızı arttıkça düzenli bir makro sertlik artışı elde edilmiştir. Soğutma hızı 0,5°C/s'den 1,5°C/s dakikaya yükseltildiğinde %9,2'lik bir sertlik artışı sağlanırken, soğutma hızı 1,5°C/s'dan 3°C/s'ya çıkartıldığında bu değer %9,6'dır. Bu düzenli artış, malzemenin sertleşebilirliğinin ve alaşım elementi miktarının sinterleme ile sertleştirme işlemi için uygun olduğunu göstermektedir. Mikro sertlik ve mikroyapı çalışmalarının doğruladığı üzere soğutma hızı arttıkça mikroyapıdaki martensit faz miktarı artmaktadır. Bu artış, numune genelinden yapılan makro sertlik çalışmaları sonucunda elde edilen sertlik artışını sağlamaktadır.

Yapılan sinterleme ile sertleştirme çalışmalarının ikincil ısı işlemlerle karşılaştırılması için bu numunelerin sinterleme işlemi sonrasında havada ve suda soğutma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Su verme işleminden sonra numunelere 200°C'de 1 saat süre temperleme işlemi uygulanmıştır. Numunelerin ikincil ısı işleme göre sertlik değişimleri Şekil 4.10'da verilmiştir.

Sinterleme sonrası fırında yavaş soğutma işlemi mikroyapıda kaba pörlit oluşumuna yol açmıştır. Numunelerdeki C miktarına bağlı olarak, mikroyapılarda ötektoit öncesi ferrit fazı da gözlenmiştir. Makrosertlik ve mikrosertlik deneyleri sonucunda elde edilen sertlik değerleri bu mikroyapıların varlığını doğrulamaktadır. Mikroyapıda kaba pörlitin yanı sıra küçük ince pörlit kümeleri de gözlenmiştir ve buna bağlı olarak sertlik değerlerinde %7 ila %19 arasında değişen bir artış sağlanmıştır. Ancak su verme işlemi sonrası, bu iki işleme (fırında soğutma ve 1070C'de 20 dakika tavlandıktan sonra havada soğutma) oranla çok daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir.

Su verme işlemi sonrası gerçekleştirilen temperleme işlemi ise sertlik değerlerini düşürmüştür. Küp fırında 200°C'de 1 saat süre ile havada gerçekleştirilen temperleme işlemi sonrasında %4 ila %14 arasında değişen oranlarda sertlik düşüşü kaydedilmiştir. Bu sertlik düşüşü yapılan işlem sonrasında temperlenmiş martensit fazının elde edilmesi nedeniyle gerçekleşmiştir. Su verme işleminden sonra gerçekleştirilen temperleme işlemi martensit fazını daha kararlı bir hale taşıyarak, bu

fazın tokluğunu arttırmaktadır. Artan tokluğa karşın, temperleme işlemi sonrasında martensit fazının sertliği düşmektedir [17].



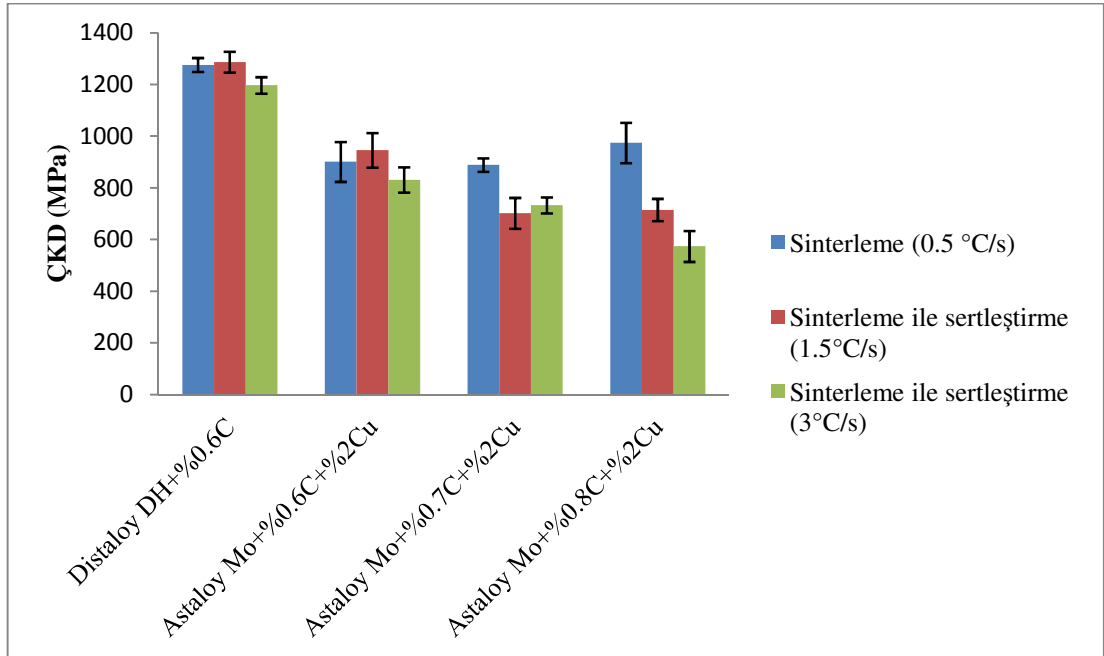
Şekil 4.10. Çeşitli toz alaşımlarının sinterleme ve ikincil ısı işlemlere bağlı olarak sertlik değerlerinin değişimi.

Yapılan ikincil ısı işlem sonrası su verme işlemi ile 3°C/s'lik soğutma hızıyla gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme işlemi sonucu elde edilen makro sertlik değerleri karşılaştırıldığında sinterleme ile sertleştirme işleminin son derece başarılı olduğu anlaşılmıştır. Su verme işlemi sonrası %100 martensite sahip mikroyapılar elde edilirken sertlik değerleri 450 HB civarındadır. Yüksek soğutma hızıyla gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası ise bu değer 420 HB dolaylarındadır. Aradaki %7'lik fark ise sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası mikroyapıda oluşan az miktardaki beynit ile açıklanabilir. Makro sertlik deneyleri sonucunda sinterleme ile sertleştirme işleminin çalışılan bütün numunelerde başarılı sonuç verdiği anlaşılmıştır.

4.2.2. Çapraz kırılma deneyleri

Sinterlenmiş ve sinterleme ile sertleştirilmiş numunelerin çapraz kırılma dayanım değerleri Şekil 4.11’de verilmiştir. Sinterleme sonrası soğuma hızı arttıkça, sertlik artışına bağlı olarak çapraz kırılma dayanımı değerlerinde düşüş gerçekleşmektedir. Dayanım değerlerindeki düşüşün nedeni çentik etkisidir [36].

Çentik etkisi, kritik bir sertlik değerinin üzerindeki toz metal parçaların, gözeneklerin numune içinde çatlak başlangıç noktası gibi bir davranış sergilemesi nedeni ile düşük çapraz kırılma dayanım değerlerinde kırılmasıdır. Makro sertlik değerlerinin 400 HV10’nun (~380 HB) üzerinde olduğu durumlarda mikroyapı içinde bulunan gevrek martensit fazı miktarının yüksek olması nedeni ile çatlak ilerlemesi herhangi bir sünek faz tarafından engellenememektedir. Parça içinde bulunan, özellikle büyük ve düzensiz gözeneklerden başlayan çatlak çok hızlı bir şekilde ilerleyerek numunenin çok düşük dayanım değerlerinde kırılmasına neden olmaktadır.



Şekil 4.11 Çeşitli toz alaşımlarının sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemine bağlı olarak çapraz kırılma dayanım değerlerinin değişimi.

Yapılan çalışmalar sonrasında ön alaşımlanmış tozların bu etkiyi en aza indirdiği gözlenmiştir. Çalışma sırasında kullanılan ön alaşımlanmış Distaloy DH-0,6C tozundan üretilen numuneler en iyi çapraz kırılma dayanımı değerlerini vermiştir. Özellikle Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu tozunda %41'lere varan dayanım değerindeki düşüş, Distaloy DH-0,6C alaşımında yalnızca %6'lar mertebesindedir. Sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası, çapraz kırılma dayanımı sonuçlarına göre en iyi performans sağlayan numune Distaloy DH-0,6C. Bu numunede soğuma hızı 0,5°C/s'den 1,5°C/s'ye çıkartıldığında çapraz kırılma dayanımında %1'lik bir artış söz konusudur. Ancak hata payları göz önünde bulundurulduğunda bu artış kayda değer bir artış değildir. Buna karşın 1,5°C/s ve 3°C/s'lik soğutma hızları arasında %8'lik bir düşüş gözlenmiştir. Bu düşüş az öce belirtildiği üzere çentik etkisi nedeniyle artan sertlik değeri sonucunda elde edilmiştir. Ancak görüleceği üzere diğer numunelere kıyasla son derece az olan bu düşüşün nedeni Distaloy DH-0,6C tozunun ön alaşımlanmış bir toz olmasıdır. Distaloy DH toz alaşımında Cu'nun katı çözelti içinde bulunması, sinterleme işlemi sonrasında ergimeye bağlı büyük gözeneklerin oluşumunu engellemektedir. Şekil 4.1 (a)'da görüldüğü üzere Distaloy DH-0,6C alaşımının mikroyapı incelemelerinde gözeneklerin küçük ve küresel olduğu ve de homojen dağıldığı gözlenmiştir. Daha küçük ve küresel gözenekler, gözenek etrafında, karmaşık şekilli ve büyük gözeneklere kıyasla çok daha küçük gerilme konsantrasyonlarına sebep olmaktadır. Çatlak başlangıcında gerilme konsantrasyonları önemli rol oynamaktadır. Küçük ve küresel gözeneklerin sağladığı düşük gerilme konsantrasyonları sayesinde çatlak oluşumları Distaloy DH-0,6C numunesinde daha geç başlamaktadır. Bu durum, çentik etkisinin, bu numunede daha hafif hissedilmesini sağlamaktadır.

Astaloy Mo-0,6C-2Cu alaşımı, Distaloy DH-0,6C alaşımından sonra çapraz kırılma dayanımı testlerinde en başarılı ikinci alaşım olarak ön plana çıkmaktadır. Özellikle 1,5°C/s'lik soğutma hızında 0,5°C/s'ye oranla %5'lik bir dayanım artışı sağlanmıştır. Ancak soğutma hızı 3°C/s'ye çıkartıldığında %12'lik bir dayanım düşüşü elde edilmiştir. Bu düşüş çentik etkisinin yüksek sertlik değerlerine ulaşıldığında önemini arttırdığını göstermektedir. Sonradan Cu ilavesi olan bu numunenin dayanım değerleri Distaloy DH-0,6C numunesi ile aynıdır. Ancak, Distaloy DH numunesi ile

3 soğutma koşulunda da (0,5°C/s, 1,5°C/s ve 3°C/s) daha yüksek dayanım değerlerine ulaşılmıştır.

Astaloy Mo-0,7C-2Cu numunesinde ise soğutma hızı arttıkça çapraz kırılma dayanım değerlerinde düşüş gerçekleşmiştir. Özellikle 0,5°C/s ile 1,5°C/s arasında %21'lik bir düşüş gerçekleşmiştir. Bu düşüşün nedeni artan sertlikle beraber ortaya çıkan çentik etkisidir. Özellikle önceki 2 numuneye göre daha yüksek olan C miktarı (%0,7) daha sert ve daha gevrek bir martensit fazının oluşumuna neden olmuştur. Numune içindeki Cu ilavesinin sonradan yapıldığı göz önünde bulundurulduğunda, sıvı faz oluşumu sırasında numune genelinde büyük ve düzensiz gözenek miktarının yüksek olduğu beklenmektedir. Mikroyapı çalışmaları sırasında yapılan parlak yüzey çalışmaları da bu beklentiye doğrulamaktadır. Daha büyük ve düzensiz gözenekler ve daha sert ve gevrek martensit fazının mikroyapı genelinde bulunması nedeniyle çapraz kırılma dayanımı değerleri beklentinin altında kalmış ve sertlik arttıkça önemli bir düşüş göstermiştir. Soğutma hızı 0,5°C/s'den 3°C/s'ye çıkartıldığında ise çapraz kırılma dayanımındaki düşüş oranı %17'dir. Chagnon'un yaptığı bir çalışmada içinde ağırlıkça %2 Cu ve %0,7 grafit bulunan toz karışımından üretilen numunelerin 1205°C'de gerçekleştirilen sinterleme işleminden sonra elde edilen çapraz kırılma dayanımı değeri 1904 MPa olarak belirtilmiştir [44].

Son olarak ise Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunesi üç nokta eğme testlerinde en düşük performans gösteren numunedir. Özellikle alaşım içindeki %2'lik Cu ilavesinin alaşıma sonradan eklenmiş olması ve numuneler arasındaki en yüksek C oranına sahip olması nedeniyle soğutma hızı ve beraberinde sertlik arttıkça numunenin çapraz kırılma dayanımında dramatik bir düşüş gözlenmiştir. Çentik etkisinin en iyi gözlemlendiği numune olan Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunesinde soğutma hızı 0,5°C/s'den 1,5°C/s'ye yükseltildiğinde çapraz kırılma dayanım değerleri %26 oranında düşerken 1,5°C/s'den 3°C/s'ye yükseltildiğinde ise bu düşüş %19'dur. Sonuç olarak 0,5°C/s'lik soğutma hızıyla üretilen numunelerle 3°C/s'de üretilen numuneler arasında %41'lik bir dayanım düşüşü sağlanmıştır. Özellikle bu numunenin, en sert ve en gevrek martensit fazına sahip olması, ergime sonrası bakırın bıraktığı büyük düzensiz gözeneklerden başlayan çatlakların ilerlemesini

engellemediği ve düşük dayanım değerlerinde kırılmaların gerçekleştiğini göstermektedir.

Gerçekleştirilen üç nokta eğme deneyleri sonucunda, sinterleme ile sertleştirme işlemine en iyi sonuç veren numunenin ön alaşımlanma işlemi ile üretilen ve görece düşük C miktarına sahip olan Distaloy DH numunesi olduğu öne çıkmıştır. Bu testler sonucunda ön alaşımlama işleminin özellikle yüksek sertliğe sahip ve toz metalürjisi teknikleri ile üretilmiş numunelerde çok iyi sonuç verdiği ve çatlak etkisini en aza indirdiği anlaşılmıştır.

Gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme çalışmalarının ikincil ısı işlemlerle karşılaştırılması için bu numunelerin sinterleme sonrası havada soğutma, su verme ve su verme ardından temperleme işlemleri uygulanmıştır. Bu numunelerle de çapraz kırılma testleri gerçekleştirilmiştir ve sonuçlar Şekil 4.12'de verilmiştir. Numunelerde, sinterleme sonrasında gerçekleştirilen havada soğutma işlemi sonucunda, sinterlenmiş numunelere kıyasla önemli mikroyapısal ve mekanik değişiklik gözlenmemektedir. Ancak havada soğutma işlemi sonrasında sertlik değerlerinde ve çapraz kırılma dayanım değerlerinde az da olsa artış sağlanan numuneler vardır. Çapraz kırılma dayanımı değerlerinde düşüş yaşanan numunelerde ise gerçekleşen düşüş çok düşüktür ve hata payları göz önünde bulundurulduğunda ortalama değerlerdeki bu düşüşün hata payları arasında kaldığı gözlenmektedir. Buna karşın 1070°C'den oda sıcaklığına su verme işlemi sonrası Distaloy DH numunesi dışındaki bütün numunelerde sertlik artışına bağlı olarak çentik etkisi nedeniyle çok önemli dayanım düşüşleri kaydedilmiştir. Özellikle sinterleme ile sertleştirme işlemi için üretilmiş olan sertleşebilirliği yüksek bu alaşımlarda su verme işlemi sonrası %100 martensit mikroyapısı gözlenmiştir. Numune genelinde %100 gevrek ve sert martensit mikroyapısına sahip bu numunelerde çentik etkisine bağlı olarak düşük dayanım değerleri gözlenmiştir. Numunelerin ikincil ısı işleme göre sertlik değişimleri ise Şekil 4.12'de verilmiştir.

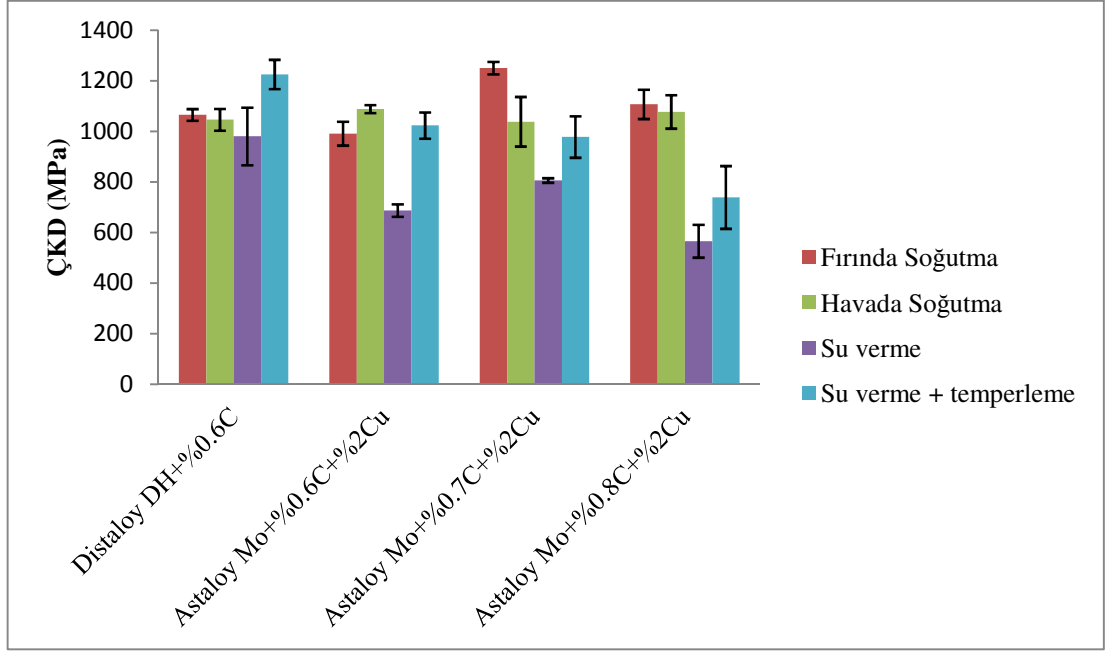
İkincil ısı işleme tabi tutulduktan sonra çapraz kırılma dayanımı sonrasında en iyi sonuç veren numune, sinterleme ile sertleştirme işleminde de olduğu gibi Distaloy

DH-0,6C numunesidir. Ön alaşımın etkisinin açıkça görüldüğü bu deneylerde numunenin fırında soğutma ile su verme işlemleri arasında sadece %8'lik bir dayanım düşüşü gözlenmiştir. Bu dayanım düşüşü çentik etkisine bağlıdır ancak dayanım düşüşün diğer numunelere oranla çok daha düşük olmasının nedeni ön alaşımlama yöntemiyle üretilen Distaloy DH tozunun mikroyapı genelinde daha küçük ve küresel gözeneklere sahip olmasıdır. Bu işlemlerin yanında su verme sonrası yapılan temperleme işlemi bu numunede son derece iyi sonuç sonuç vermiştir. Temperleme sonrasında su verilmiş numunelere oranla %25'lik bir dayanım artışı sağlanarak çapraz kırılma dayanımı 1225MPa'a kadar çıkartılmıştır.

Astaloy Mo-0,6C-2Cu numunesinde özellikle fırında yavaş soğutma ile havada soğutma işlemleri arasında %10'luk bir artış sağlanmıştır. Bu artışın nedeni ise havada soğutma işlemiyle birlikte sertlik artışının sağlanması ve gözeneksiz numunelerde bekleneceği üzere sertlik artışına bağlı olarak gerçekleşen dayanım artışıdır. Strafelini ve diğerlerinin belirttiği üzere [36] belli bir kritik sertlik değerine kadar toz metal parçalarda da sertlik ve dayanım doğru orantılı artmaktadır. Bu numunede havada soğutma işlemi sonrasında gerçekleşen %19'luk sertlik artışı dayanım değerlerinde de benzer bir artış sağlamıştır. Ancak su verme işlemi gerçekleştirildikten sonra, tamamen martensit mikroyapısı elde edilmiştir ve bu koşullar altında çok yüksek sertlik değerleri nedeniyle çentik etkisi önemli bir faktör haline gelmiştir. Havada soğutma işlemi ve su verme işlemleri arasında %37'lik bir dayanım düşüşü gözlenmiştir. Cu tozlarının sonradan eklenmiş olması nedeniyle, sıvı faz oluşumu sonrasında numune genelinde oluşan karmaşık şekilli ve büyük gözenekler üç nokta eğme deneyi sırasında erken çatlak oluşumuna neden olurken, gevrek ve sert martensit fazı, plastik deformasyona karşı düşük direnç göstererek erken kırılmaya neden olmuştur. Distaloy DH numunesiyle aynı alaşım oranlarına sahip bu numunenin Distaloy DH'tan daha düşük performans göstermesinin nedeni de budur. Bu numune su verme işleminden sonra gerçekleştirilen temperleme işlemi sonrasında %49'luk bir dayanım artışı sağlayarak, temperleme işlemine son derece olumlu yanıt vermiştir.

Astaloy Mo-0,7C-2Cu numunesi ise özellikle fırında soğutma işlemi sonrası diğer numunelerden daha iyi bir performans sergilemiştir. Ancak gerçekleştirilen diğer ısı işlemler sonrasında dayanım değerlerinde düzenli bir düşüş gerçekleşmiştir. Özellikle su verme işlemi sonrasında fırında soğutma işlemine oranla %36'lık bir düşüş kaydedilmiştir. Bu düşüşün başlıca nedeni ise yüksek C oranı ve sıvı Cu fazı oluşumu sonrasında numune genelinde oluşan düzensiz ve büyük gözenek morfolojisidir. Astaloy Mo-0,7C-2Cu numunesi çentik etkisine önemli bir örnek teşkil etmektedir. Su verme işleminden sonra gerçekleştirilen temperleme işlemi sonrasında dayanım değerlerinde %22'lik bir artış sağlanmıştır.

Son olarak Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunesinde ise çentik etkisi en dramatik şekilde gözlenmektedir. Özellikle çok yüksek C oranına sahip bu numunede (%0,8) su verme işlemi sonra elde edilen martensit fazı diğer numunelere oranla çok daha serttir. Mikrosertlik çalışmalarının da gösterdiği üzere daha yüksek C miktarı çeliklerde oluşan sert ve gevrek martensit fazının sertliğini arttırmaktadır. Yapılan mikroyapı çalışmalarında ise Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunesinde daha kırılğan ve gevrek plaka martensitin bu numunede daha büyük oranda gözlendiği belirlenmiştir. Bu numunede fırında soğutma işlemi ile su verme işlemleri arasında %49'luk bir dayanım kaybı gözlenmiştir. Cu elementinin bütün Astaloy Mo numunelerinde olduğu gibi sonradan eklendiği bu numunede benzer şekilde karmaşık şekilli ve büyük gözenekler, üç nokta eğme testi sırasında çatlakların oluşumuna neden olmuştur. Diğer numunelerin aksine daha yüksek C miktarı mikroyapıda bulunan martensit fazının daha gevrek olan plaka martensit şeklinde daha yoğun olarak bulunmasına neden olmuştur. Martensit fazının, çatlak ilerlemesinin engellenmesi veya yavaşlatılması için gereken plastik deformasyona direnci son derece düşük olduğu için, oluşan çatlaklar çok hızlı bir şekilde ani ve düşük dayanım değerlerinde kırılmaya neden olmuştur. Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunesinde su verme işlemi sonrası gerçekleştirilen temperleme işlemi dayanım değerlerini %31 oranında arttırmış ve geri kalan numuneler gibi, su verme işlemi sonrası temperlemeye son derece iyi yanıt vermiştir.



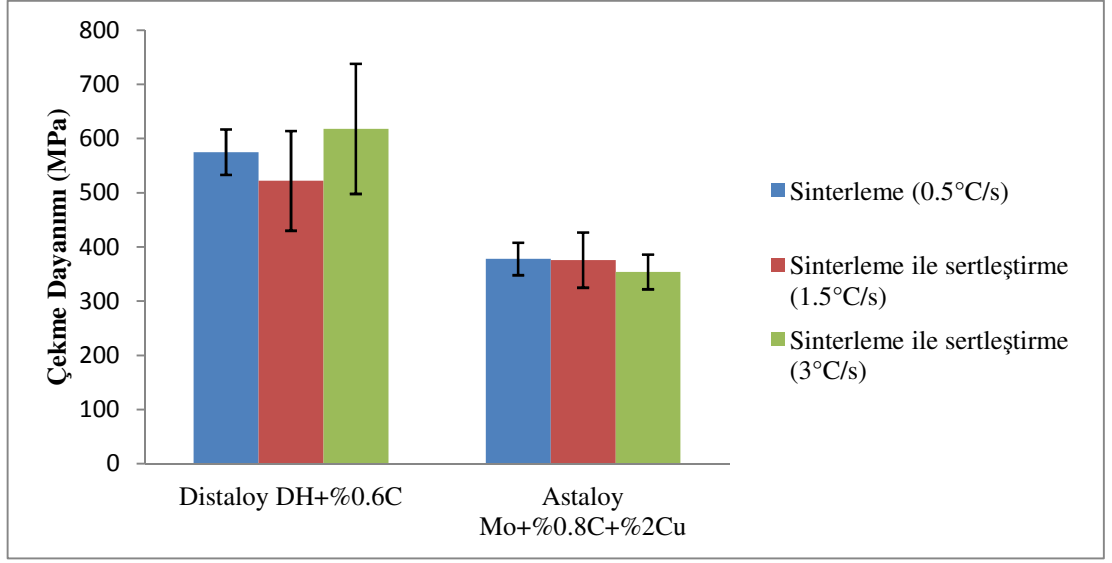
Şekil 4.12. Çeşitli toz alaşımlarının sinterleme ve ikincil ısıl işlemlere bağlı olarak çapraz kırılma dayanım değerlerinin değişimi.

Yapılan ikincil ısıl işlem sonrası su verme işlemi ile 3°C/s'lik soğutma hızıyla gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme işlemi sonucu elde edilen çapraz kırılma dayanımı değerleri karşılaştırıldığında sinterleme ile sertleştirme işleminin son derece başarılı olduğu anlaşılmıştır. Özellikle su verme işlemine oranla daha düşük soğutma hızı sinterleme ile sertleştirme işlemi mikroyapıda beynit fazının oluşumunu sağlamıştır. Martensit fazına oranla daha sünek olan beynit fazı plastik deformasyona daha yatkın bir yapıya sahip olduğu için özellikle çentik etkisinin neden olduğu dayanım düşüşünü hafifletmiştir. Su verme işlemi sonrası %100 martensite sahip mikroyapılar elde edildiği için serlik değerlerinin 450HB ve üzerinde olması nedeniyle çentik etkisi bu işleme tabi tutulmuş numunelerde dramatik bir şekilde ortaya çıkmıştır. Çapraz kırılma testleri sonucunda sinterleme ile sertleştirme işleminin bütün numuneler için su verme işleminden daha iyi sonuç ortaya koyduğu gözlenmiştir. Su verme işlemi sonrası gerçekleştirilen temperleme işlemi dayanımı önemli ölçüde arttırmış olsa da özellikle Distaloy DH numunesi için sinterleme ile sertleştirme ile üretilen numunelerle benzer dayanım değerlerine ulaşabilmiştir.

Yapılan çapraz kırılma testleri ardından Distaloy DH numunesinin dayanım değerleri açısından diğer numunelerden önemli ölçüde daha iyi olduğu ortaya çıkmaktadır. Özellikle ön alaşımlama işleminin sıvı faz oluşumu sonrası gözenek morfolojisine etkisi çapraz kırılma dayanımlarında ön plana çıkmıştır. Yüksek sertliğe sahip ve toz metalürjisi yöntemleriyle üretilmiş ve sıvı fazlı sinterlenmiş çeliklerde ön alaşımlamanın daha küçük ve küresel gözeneklerin oluşumuna yol açması nedeniyle test sırasında çatlak oluşumları daha geç başlamaktadır. Benzer martensit veya martensit-beynit karışımı mikroyapılarda çatlak oluşumunun daha geç başlaması, plastik deformasyona düşük direnç gösteren bu fazlarda daha yüksek dayanım değerleri elde edilmesini sağlamaktadır. Bu sayede de ön alaşımlanmış Distaloy DH numunesi hem sinterleme ile sertleştirme hem de ikincil ısıl işlem deneylerinde bakırın sonradan ilave edildiği numunelerden çok daha iyi sonuç vermiştir.

4.2.3. Çekme deneyleri

Deneysel sonuçlar Şekil 4.13'te verilmiştir. Çekme testleri deneysel zorluklar ve yüksek hata payları nedeniyle sadece iki numune kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Bu numuneler çapraz kırılma testlerinde en yüksek ve en düşük değerler veren numunelerdir. Özellikle numune hazırlama ve test koşulları konularında önemli zorluklar yaşanmıştır. Kullanılan kalıbın sıkıştırma sırasında toz akışını homojen bir şekilde sağlayamaması nedeniyle numunelerde doğrusal eksen boyunca çok önemli kalınlık farklılıkları oluşmuştur. Bu farklılıkla değişken bir yüzey alanına sebebiyet verdiği için test sonuçlarında büyük hata payları oluşmuştur. Bu kusurun giderilmesi için sinterleme sonrası talaş kaldırma işlemleri gerçekleştirilmiş ve deneysel sonuçlar daha güvenilir hale getirilmiştir. Ancak numune geometrileri nedeniyle özellikle numuneler taşınırken birçok fire verilmiştir. Bu nedenle çekme testleri sadece iki alaşımla sınırlandırılmıştır.



Şekil 4.13. Çeşitli toz alaşımlarının sinterleme ve sinterleme ile sertleştirme işlemine bağlı olarak çekme dayanımı değerlerinin değişimi.

Yapılan çekme testleri sonucunda ön alaşımlanmış Distaloy DH tozuyla üretilen numunelerin Astaloy Mo tozuyla üretilmiş olanlardan çok daha iyi sonuç verdiği gözlenmektedir. Aralarındaki %75'e varan dayanım farkı ön alaşımlama işleminin etkisi nedeniyle oluşmaktadır. Üç nokta eğme testinin aksine çekme deneyinde çekme yönünde oluşan yüklemeye olası çatlak ilerlemesinin çok daha hızlı bir şekilde ilerlemesine neden olmaktadır. Kırılma mekaniğinin temel kurallarından biri olan bu durum yüzünden çentik etkisi çok daha etkin şekilde rol almaktadır. Ön alaşımlama işlemi sayesinde elde edilen daha küçük ve daha küresel gözenekler, gözenek etrafındaki çatlak başlangıçlarını geciktirerek Distaloy DH numunesinde çok daha yüksek dayanım değerlerine ulaşılmasını sağlamıştır.

Sinterlenmiş ve sinterleme ile sertleştirilmiş numuneler ile yapılan çapraz kırılma ve çekme deneylerinde, toz metalürji yöntemi ile üretilen parçalarda mekanik özelliklerin çentik etkisine bağlı olarak önemli şekilde değiştiği belirlenmiştir. 380HB makro sertlik değerinin üstündeki sertlik değerlerine sahip toz metalürjisi ile üretilen çelik parçalarda yaşanan dayanım kaybı bu iki mekanik testle doğrulanmıştır. Bununla birlikte ön alaşımlama işleminin çentik etkisinin olumsuz etkilerini en aza indirdiği anlaşılmıştır.

4.2.4. Mikro sertlik ölçümleri

Mikro sertlik ölçümleri, detaylı faz analizinin yapılabilmesi ve mikroyapının kapsamlı bir karakterizasyonunun yapılabilmesi için 100gr yük altında HV0,1 ölçeğinde alınmıştır. Mikro sertlik ölçümleri parlak yüzey üzerinde, numunelerin kesit alanı boyunca belli bir doğrultuda 250µm aralıklarla gerçekleştirilmiştir. Parlak yüzeyde yapılan sertlik ölçümlerinin ardında numuneler %4 pikral çözeltisiyle dağlanarak sertlik izlerinin konumları incelenerek numune içinde bulunan fazların doğrulanması gerçekleştirilmiştir. Yapılan ölçümler sonrasında elde edilen sonuçlar Çizelge 4.2’de her dört alaşım için ortalama değer olarak hata paylarıyla birlikte verilmiştir. Çizelge 4.2’de görüleceği üzere çok yüksek hata payları elde edilmiştir. Yüksek hata payları numunelerin çok fazlı mikroyapılara sahip olduğunu göstermektedir.

Çizelge 4.2. Mikro sertlik deneyleri sonuçları

Alaşım		Sinterleme (0,5 °C/s)	Sinterleme ile sertleştirme (3°C/s)
Distaloy DH-0,6C	(HV0,1)	552±99	745±33
Astaloy Mo-0,6C-2Cu	(HV0,1)	593±121	676±146
Astaloy Mo-0,7C-2Cu	(HV0,1)	416±46	702±79
Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu	(HV0,1)	490±130	704±21

Bütün numunelerde, sinterleme sonrası soğutma hızındaki artışa bağlı olarak sertlik değerleri yükselmiştir. Bu sonuç makro sertlik çalışmalarıyla paralellik göstermektedir. Ancak mikro sertlik değerleri makro sertlik değerlerine oranla çok daha yüksektir. Gözenekli toz metal parçalarda gerçekleştirilen makro sertlik ölçümlerinde, sertlik alınan bölgeye uygulanan yük daha geniş bir alana uygulandığı

için bu alanda yer alan gözenekler ve düşük sertliğe sahip fazlar makro sertliğin mikro sertliğe oranla daha düşük ölçülmesine neden olmaktadır. Mikro sertlik deneylerinde ise ölçümler gözeneksiz alanlardan, yani tanelerin üzerinden alındığı için fazların sertlik değerleri belirlenmektedir.

Mikro sertlik deneyleri, numunelerin kapsamlı bir faz karakterizasyonunun yapılabilmesi için gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmalar ışığında numunelerinin mikroyapılarında hangi fazların bulunduğu belirlenmiştir. Numunelerde bulunan fazlar Çizelge 4.3'te gösterilmiştir. Numunelerin hepsinde, 0,5°C/s soğutma hızında, mikroyapılarında beynit ve çok ince pörlit kümeleri bulunmaktadır. Bununla birlikte soğutma hızı 3°C/s'ye çıkartıldığında numunelerdeki mikroyapı martensit ve beynitten oluşmaktadır.

Çizelge 4.3. Numunelerde soğutma hızlarına göre oluşan fazlar

Soğutma koşulları	Sinterleme (0,5°C/s)	Sinterleme ile sertleştirme (3°C/s)
Distaloy DH-0,6C	İnce pörlit + Beynit	Martensit + Beynit
Astaloy Mo-0,6C-2Cu	İnce pörlit + Beynit	Martensit + Beynit
Astaloy Mo-0,7C-2Cu	İnce pörlit + Beynit	Martensit + Beynit
Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu	İnce pörlit + Beynit	Martensit + Beynit

Yapılan mikro sertlik çalışmaları sonrasında Distaloy DH-0,6C numunesinde, 3°C/s soğutma hızında en yüksek ortalama mikro sertlik değeri elde edilmiştir. Bunun nedeni olarak ise hem alaşım elementi miktarı olarak (1,5 Mo) hem de ön alaşımlama işlemi nedeniyle en yüksek homojenliğe sahip olduğu için diğer numunelere oranla daha yüksek sertleşebilirlik özelliklerine sahip olmasıdır. Diğer numunelerden daha düşük C miktarına sahip olması nedeniyle numune içinde oluşan martensit fazının

sertliđi diđer numunelere oranla daha dűşűktűr. Ancak ok yűksek sertleűebilirlilik ۆzellikleri sayesinde 3°C/s'lik sođutma koűullarında mikroyapı iinde bulunan martensit miktarı diđer numunelerde gۆzlenenden ok daha yűksektir. Bu nedenle 3°C/s'lik sođutma koűullarında en yűksek ortalama mikro sertlik deđer i bu numunede elde edilmiűtir.

Bununla birlikte, Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu numunesinde ise dűűűk sertleűebilirlilik ۆzelliklerine rađmen, 3°C/s sođutma hızında gerekleűtirilen sinterleme ile sertleűtirme iűlemi sonrasında olduka yűksek bir ortalama mikro sertlik deđer elde edilmiűtir. ۆzellikle numuneler arasında en yűksek C oranına sahip numune olması nedeni ile mikroyapıda oluűan baűta martensit olmak ۆzere bűyűn fazlar diđer numunelerdeki benzer fazlardan daha serttir. Bu numunenin 3°C/s'lik sođutma hızı sonrası elde edilen martensit miktarı diđer numunelere oranla daha dűűűktűr. Bunun nedeni ise numunedeki dűűűk Mo (0,85 Mo) miktarına bađlı dűűűk sertleűebilirlilik ۆzellikleridir.

Gerekleűtirilen sinterleme ile sertleűtirme alıűmalarının ikincil ısıl iűlemlerle karűılaűtırılması iin bu numunelerin sinterleme sonrası havada sođutma, su verme ve su verme ardından temperleme iűlemleri uygulanmıűtır. Bu numunelerle mikro sertlik alıűmaları aynı Őekilde gerekleűtirilmiűtir ve sonular izelge 4.4'te verilmiűtir. Numunelerin havada sođutma iűlemi sonucunda kayda deđer bir sertlik artıűı elde edilemezken 1070°C'den oda sıcaklıđına su verme iűlemi sonrası son derece yűksek sertlik deđerleri elde edilmiűtir.

Çizelge 4.4. İkincil ısıt işlem sonrası mikro sertlik deneyi sonuçları

Soğutma Koşulları	Fırında Soğutma	Havada Soğutma	Su verme	Su verme + temperleme
Distaloy DH-0,6C	261±19	262±63	634±122	598±158
Astaloy Mo-0,6C-2Cu	276±40	315±84	677±154	568±200
Astaloy Mo-0,7C-2Cu	241±50	274±55	680±123	638±145
Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu	253±37	291±45	802±59	659±164

Yapılan üç farklı ısıt işlem sonucunda fırında yavaş soğutma işlemi sonrasında tipik kaba pörlit sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Özellikle fazlardan direk alınan mikro sertlik ölçümleri sonrasında özellikle fırında soğutulan numunelerde çok büyük oranda kaba pörlite rastlanmıştır. Kaba pörlit fazı dışında yapılan mikroyapı çalışmaları sonrasında ötektoit öncesi ferrit ve az miktarda ince pörlit görülmüştür ve bu görüntüler mikro sertlik değerleriyle doğrulanmıştır. Bununla birlikte havada soğutma işleminde ise sertlik değerlerinin hafif artış göstermiş olduğu ancak bu artışın kayda değer olmadığı görülmektedir. Fırında soğutulan numunelerin aksine havada soğutma işlemi sonrasında mikroyapıda kaba pörlitle birlikte ince pörlit kümeleri gözlenmiştir ve bu sayede sertlik değerlerinde %1 ila %15 arasında değişen bir artış sağlanmıştır. Ancak su verme işlemi sonrası, bu iki işleme oranla çok daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Ortalama mikro sertlik değerleri fırında soğutulmuş numunelere kıyasla %143 ila %217 oranında artarken, havada soğutulmuş numunelere oranla %115 ila %176'lık bir artış gerçekleşmiştir. Sinterleme işlemi için tavsiye edilen yüksek sertleşebilirlik özelliklerine sahip bu alaşımların oda sıcaklığına su verme işlemi sonrasında elde edilen yüksek sertlik değerlerine ulaşması bekleniyordu. Elde edilen bu sonuçlar ışığında numunelerin mikroyapılarının soğuma hızı arttıkça öncelikle kaba pörlitten ince pörlite, ardından

ise su verme işlemiyle birlikte martensite fazına dönüştüğü gözlenmiştir. Yapılan mikro sertlik deneyleri sonrasında numunelerde soğutma koşullarına göre bulunan fazlar Çizelge 4.5'te verilmiştir.

Çizelge 4.5. Numunelerde soğutma koşullarına göre oluşan fazlar

Soğutma Koşulları	Fırında Soğutma	Havada Soğutma	Su verme
Distaloy DH-0,6C	Kaba+İnce Pörlit	İnce+Kaba Pörlit	Martensit
Astaloy Mo-0,6C-2Cu	Kaba+İnce Pörlit	İnce+Kaba Pörlit	Martensit
Astaloy Mo-0,7C-2Cu	Kaba+İnce Pörlit	İnce+Kaba Pörlit	Martensit
Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu	Kaba+İnce Pörlit	İnce+Kaba Pörlit	Martensit

Su verme işlemi sonrası gerçekleştirilen temperleme işlemi ise beklendiği üzere sertlik değerlerini düşürmüştür. Kutu fırında 200°C'da 1 saat süre ile gerçekleştirilen temperleme işlemi sonrasında %6 ila %18 arasında değişen oranlarda sertlik düşüşü kaydedilmiştir.

Yapılan ikincil ısı işlem sonrası su verme işlemi ile 3°C/s'lik soğutma hızıyla gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme işlemi sonucu elde edilen mikro sertlik değerleri karşılaştırıldığında sinterleme ile sertleştirme işleminin son derece başarılı olduğu anlaşılmıştır. Su verme işlemi sonrası %100 martensite sahip mikroyapılar elde edilirken sertlik değerleri 700-800HV0,1 civarındadır. Yüksek soğutma hızında (3°C/s) gerçekleştirilen sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası ise bu değer 670-700HV0,1 dolaylarındadır. Mikro sertlik deneyleri sonucunda sinterleme ile sertleştirme işleminin bu çalışılan bütün numunelerde martensit oluşumunu yeterli miktarda sağlayarak başarılı sonuç verdiği anlaşılmıştır.

BÖLÜM 5

5. SONUÇLAR

Bu çalışmada düşük maliyetli ve tek aşamalı sinterleme ile sertleştirme işleminin 4 farklı toz alaşımının mikroyapısına ve mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Distaloy DH-0,6C, Astaloy Mo-0,6C-2Cu, Astaloy Mo-0,7C-2Cu ve Astaloy 0,85Mo-0,8C-2Cu toz alaşımlarına farklı soğutma hızlarında sinterleme ile sertleştirme işlemi uygulanmış ve sinterleme sonrası gerçekleştirilen ikincil ısı işlemlerle elde edilen sonuçlar karşılaştırılmıştır. Numuneler 600MPa basınç altında preslendikten sonra, endogaz ortamında 1120°C'de 20 dakika süre ile sinterlenmiştir. Sinterleme işleminin hemen ardından endüstriyel fırın içinde üç farklı (0,5°C/s, 1,5°C/s ve 3°C/s) soğutma hızında sinterleme ile sertleştirme işlemine tabi tutulmuş ve mekanik özellikler belirlenmiştir. Numunelerin çapraz kırılma dayanımları, çekme dayanımları, makro sertlikleri ve mikro sertlikleri belirlenmiş ve kıyaslanmıştır.

Sinterleme işlemi sonrası yapılan hızlı soğutmanın etkisinin daha iyi anlaşılabilmesi için, sinterlenmiş numunelere ikincil bir işlem uygulanmıştır. Sinterleme işleminde %90N₂+%10H₂ gaz karışımı kullanılarak numuneler 1120°C'de 45 dakika süre ile sinterlenmiştir. İşlem sonrasında, numuneler 1070°C'de 20 dakika süre ile tavlandıktan sonra havada soğutulmuş, su verilmiş ve 200°C'de bir saat süre ile menevişlenmiştir.

Deneysel çalışmalar sonucunda aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

(1) Sinterleme ile sertleştirme işlemi ile, tez çalışmasında kullanılan bütün toz alaşımlarında martensit oluşumuna bağlı olarak yüksek sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Sinterleme ile sertleştirme işlemi sonrası elde edilen sertlik değerleri ikincil ısı işlem sonrasında su verilmiş ve de su verilmiş ve menevişlenmiş numunelerde elde edilenlere çok yakındır.

(2) Bütün alaşımlarda sertlik değeri kritik bir değerin üstüne çıktığında çatlak etkisine bağlı olarak çapraz kırılma dayanımı değerlerinde düşüş gerçekleşmiştir. Bütün Astaloy Mo numunelerinde çentik etkisine bağlı olarak dayanım değerleri düşmüştür. Ancak yüksek hızlı soğutma sonrasında ön alaşımlanmış Distaloy DH alaşımında bu etki son derece düşük kalmıştır ve bütün alaşımlar arasında en yüksek dayanım değerlerine Distaloy DH

numunesi ulaşmıştır. Distaloy DH numunesinde elde edilen küçük ve küresel gözenekler sonucunda, gözeneklerin etrafında düşük gerilme konsantrasyonları elde edilmesi sonucunda çatlak oluşumu daha geç gerçekleşerek, bu numunede çatlak etkisi diğer numunelere kıyasla daha etkisiz olmuştur.

(3) Sinterlenmiş ve sinterleme ile sertleştirilmiş numunelerde yapılan mikroyapı incelemelerinde, mikroyapıların martensit ve beynitten oluştuğu ve düşük hızda sinterleme ile sertleştirme işlemine tabi tutulan numunelerde çok az miktarda ince pörlit bulunduğu belirlenmiştir.

(4) Yapılan ikincil ısı işlemler sonucunda havada soğutma işlemi önemli bir sertlik artışı sağlamazken su verme işlemi yapıda %100'e yakın martensit oluşumu sağlamıştır. Menevişleme işlemi sonrasında bütün numunelerde elde edilen daha kararlı menevişlenmiş martensit mikroyapısı sertlik değerlerinde düşüşe neden olsa da çapraz kırılma dayanım değerlerini önemli oranda arttırmıştır. Numunelerin 1070°C'da N₂ altında 20 dakika süre ile gerçekleştirilen östenitleme işlemi sonucu numunelerde karbonsuzlaşma gerçekleşmiştir.

KAYNAKLAR

- [1] Giguere N., Blais C., 'Optimization of Compressibility and Hardenability by Admixing and Prealloying', International Journal of Powder Metallurgy Volume: 46, Issue: 1, pp.17-29, 2010.
- [2] Danniger H., Spoljaric D., Weiss B., 'Microstructural Features Limiting the Performance of P/M Steels', APMI International Volume: 33, Issue: 4, pp.43-53, 1997.
- [3] Saritas S., Ozdural H., Tanberk O., Demiray A., 'Powder Metallurgy in Turkey' The International Journal of Powder Metallurgy, Volume: 38, No:5, pp. 39-44, 2002.
- [4] Moment Expo. Dergisine erişim adresi <http://www.moment-expo.com/toz-metalurjisinin-kalbi-toz-metal> Erişim Tarihi: 23.11.2012.
- [5] German R.M., 'Powder Metallurgy & Particulate Materials Processing', Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, 1994.
- [6] Malzeme Bilimi Forumlarına erişim adresi <http://malzemebilimi.net/> Erişim tarihi: 24.11.2012
- [7] Hatami S., Malakizadi A., Nyborg L., Wallin D., 'Critical aspect of sinter-hardening of prealloyed Cr-Mo steel', Journal of Materials Processing Technology 2010 1180-1189.
- [8] German R.M., 'Sintering Theory and Practice', The Pennsylvania State University, University Park, Pennsylvania, 1996.
- [9] Khorsand H., Yoozbashizade H., Habibi S.M., Janghorban K., Nangir A., Reihani S.M.S., Carbon, Porosity and Fatigue in Sintered Steel, Elsevier Science Ltd., 2002
- [10] Bocchini G.F., Rivolta B., Silva G., Poggio E., Pinasco M.R., Ienco M.G., Microstructural and Mechanical Characterisation of some Sinter Hardening Alloys and Comparisons with Heat Treated PM Steels, Powder Metallurgy, Vol. 47 No. 4, 343-351, 2004
- [11] James W. B., What is Sinter Hardening, International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, May 31-June 4, 1998, Las Vegas, Nevada, USA.
- [12] Maroli B., Berg S., Larsson M., Hauer I., Performance of Sinter-Hardened P/M Steels, EUROMAT ITALY, 2001
- [13] Blais C., Serafini R.E.Jr., L'Espérance G., Effect of Hydrogen Concentration in Cooling Zone on Sinter Hardening, International Journal of Powder Metallurgy Volume 41, Issue 4, 33-41, 2005
- [14] Rutz H. G., Graham A. H., Davala A. B., Sinter-Hardening P/M Steels, International Conference on Powder Metallurgy & Particulate Materials, June 29-July 2, 1997, Chicago, IL USA.
- [15] Causron R.J., Fulmer J.J., Sinter Hardening Low-Alloy Steels, Powder Metallurgy World Congress San Francisco, CA, June 21-26, 1992.
- [16] Engström U., Frykholm R., Milligan D., Warzel R., Cost Effective Materials for Sinter Hardening Applications, PM2008 Washington, USA, June 11, 2008.
- [17] Krauss G., Steels: Processing, Structure, and Performance, ASM International, 316-317, 2005

- [18] Sokolowski P.K., Lindsley B.A., 'Influence of Chemical Composition and Austenitizing Temperature on Hardenability of PM Steels', *International Journal of Powder Metallurgy*, Volume:46, Issue:1, pp. 43-54, 2010.
- [19] Tunstall J., Haynes R., 'Transformation Characteristics of P/M Low Alloy Steels Prepared from a Partially Pre-Alloyed Powder', *American Powder Metallurgy Institute*, Vol. 16 Issue 1, 1980.
- [20] Berg S., 'P/M Steel Suitable for Sinterhardening in Respect of Cost and Performance', *PM²TEC 2001*, in New Orleans, USA.
- [21] Xu W., Ferry M., Wang Y., 'Influence of alloying elements on as-cast microstructure and strength of gray iron' *Materials Science and Engineering: A*, Volume 390, Issues 1–2, 15 January 2005, Pages 326–333
- [22] Bergman O., 'Influence of Sintering Temperature and Component Density on the Properties of Prealloyed PM Steel Grades Containing Cr, Mo and Mn', *EURO PM2009*, Copenhagen, Denmark, 2009.
- [23] Lindsley B., Rutz H., 'Effect of Molybdenum Content in PM Steels', *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*, 2008.
- [24] Laumen C., Malas A., Wiberg S., Berg S., 'Advanced Carbon Control in Sintering Atmospheres', *EURO PM2009*, Copenhagen, Denmark, 2009.
- [25] Bain E.C., 'Functions of the Alloying Elements in Steel' *American Society for Metals*, 1939
- [26] Çetinkaya Ş., 'Karbon Katkılı Alaşımli Demir Tozu Peletlerinin Sinterleme Sonrası Özellikleri', *Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Üniversitesi F.B.E.*, 2005.
- [27] Danninger H., Frauendienst G., Streb K.D., Ratzi R., 'Dissolution of Different Graphite Grades During Sintering of PM Steels', *Materials Chemistry and Physics*, Volume:67, pp. 72-77, 2001.
- [28] Berg S., Maroli B., 'Properties Obtained by Chromium-Containing Materials', *Powder Metallurgy and Particulate Materials*, 2002.
- [29] Engström U., Berg S., Frykholm R., 'High Performance Materials for Sinter Hardening Applications', *World PM2010*, Florence, Italy, 2010.
- [30] Faulkner R.G., Burr D.J., 'Relation Between Microstructure, Microchemistry and Properties of a Sintered 5% Nickel Steel', *Powder Metallurgy International*, Vol. 10, No. 1, 1978.
- [31] Engström U., Yu Y., Bengtsson S., Frykholm R., 'Performance Characteristics of Cost Effective Sinter Hardening Materials', *EURO PM2008*, Mannheim, Germany, 2008.
- [32] Saccarola S., Belin G., Bueno S., Sainz S., Castro F., 'Novel High Performance, Dimensionally Controlled PM Steels for Sinter-Hardening', *Powder Metallurgy*, Volume:53, No:3, 2010.
- [33] Saritas S., Doherty R.D., Lawley A., 'Effect of Porosity on the Hardenability of PM Steels', *International Journal of Powder Metallurgy*, 38, pp. 31-40, 2002.
- [34] Stiles D.J., 'Effect of Porosity on the Thermal Response, Hardness, Hardenability and Microstructure of Powder Metallurgy Steels', *Surface Engineering*, Volume:21, No:1, pp. 12-16, 2005.
- [35] Bocchini G.F., 'The Influence of Porosity on the Characteristics of Sintered Materials', *American Powder Metallurgy Institute*, Vol. 22, No. 3, 1986.

- [36] Straffelini G., Fontanari V., Hafez A., Benedetti M., Tensile and Fatigue Behavior of Sinter Hardened Fe-15Mo-0.6C Steels, Powder Metallurgy, Volume 41, Issue 4, 298-303, 2009.
- [37] Koh J.C.Y., Fortini A., 'Prediction of Thermal Conductivity and Electrical Resistivity of Porous Metallic Materials', International Journal of Heat Mass Transfer, Vol. 16, pp. 2013-2022, 1973.
- [38] Howard P., Koczak M.J., 'How Porosity and Atmosphere Effect the Thermal Conductivity of P/M Parts', International Journal of Powder Metallurgy & Powder Technology, Vol. 17, No. 1, 1981.
- [39] Skena C., Prucher T., Czarnek R., Jo J., 'Hardenability Characteristics of P/M Alloy Steels', International Journal of Powder Metallurgy, Vol. 33, No. 7, 1997.
- [40] Maroli B., Berg S., Lewnhagen J., 'Properties and Microstructure of PM Materials Pre-Alloyed with Nickel, Molybdenum and Chromium', Höganäs AB.
- [41] Dlapka M., Strobl S., Danninger H., Gierl C., 'Austenite Grain Size in Sinter Hardened Powder Metallurgy Steels', Prakt. Metallogr., Volume:47, Issue:12, pp. 686-699, 2010.
- [42] Bergman O., 'Chromium-Alloyed PM Steels with Excellent Fatigue Properties Obtained by Different Process Routes', European Powder Metallurgy Conference, 2003.
- [43] Capus J.M., 'Sinter-Hardening Offers High Strength at Lower Cost', PM TEC97, Chicago, 1997.
- [44] Chagnon F., 'Effect of Sintering Temperature on Static and Dynamic Properties of Sinter-Hardened PM Steels', International Journal of Powder Metallurgy, Volume:46, Issue:1, pp. 31-42, 2010.
- [45] German R.M., 'Powder Metallurgy of Iron and Steel', The Pennsylvania State University, University Park, Pennsylvania, 1998.
- [46] Warga D., Lindberg C., 'Efficient Sintering and Hardening in the Conveyor Belt Sintering Furnace', Höganäs.
- [47] Lipp K., Straffelini G., Sonsino C.M., 'Fatigue Resistance and Machinability of a High-Strength Sintered Steel in Dependence on Tempering Temperature', Powder Metallurgy International, Vol. 25, No. 6, 1993.
- [48] Sonsino C.M., Schlieper G., 'Improvement of Mechanical Properties of Diffusion and Prealloyed Sintered Steels by Heat Treatments', Powder Metallurgy International, Vol. 24, No. 6, 1992.
- [49] Höganäs firmasına erişim adresi <http://www.hoganas.com/> Erişim Tarihi: 20.04.2013.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : ÖGE, Ahmet Murat
Uyruğu : T.C.
Doğum tarihi ve yeri : 01.05.1988, Ankara
Medeni hali : Bekar
Telefon : 0 (532) 734 29 20
e-mail : moge@etu.edu.tr

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek Lisans	TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü	2013 (bekleniyor)
Lisans	TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü	2010

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2010–2013	TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü	Araştırma Görevlisi
2010	Türk Havacılık ve Uzay Sanayi A.Ş. (TUSAŞ)	Stajyer
2009	Ankara Beton Boru Sanayi	Stajyer
2007	Trimed Medikal Cihazlar A.Ş.	Stajyer

Yabancı Dil

Fransızca (iler düzeyde), İngilizce (ileri düzeyde), İspanyolca (temel düzeyde)

Uluslararası Kongre Bildirileri:

1. **Öge A.M.**, Durlu N., Ataş A., Özdural H. ‘Bakır ve Grafit Katkılı Ön Aalaşımlanmış Astaloy Mo Toz Karışımında Sinterleme ile Sertleştirme’, **VI. International Powder Metallurgy Conference and Exhibition**, Ankara, Türkiye, 2011.
2. **Öge A.M.**, Durlu N., Bozacı C., Johansson P. ‘Mechanical Properties of Sinter Hardened Astaloy Mo and Distaloy DH Powder Alloys’, **16th International Metallurgy & Materials Congress (IMMC 2012)**, Istanbul, Turkey, 2012
3. **Öge A.M.**, Durlu N., ‘The Effect of Heat Treatment on the Properties of Distaloy DH and Astaloy Mo Powder Alloys ’, **EURO PM 2013 International Powder Metallurgy Congress & Exhibition**, Gothenburg, Sweden, 2013 (Değerlendirme aşamasında)