

**ÖSTEMPERLENMİŞ TOZ METAL ÇELİKLERİN MEKANİK VE
MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI**

Nurullah SARIÇİÇEK

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
METAL EĞİTİMİ**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Mayıs 2012

ANKARA

Nurullah SARIÇİÇEK tarafından hazırlanan “ÖSTEMPERLENMİŞ TOZ METAL ÇELİKLERİN MEKANİK VE MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI ” adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Yrd. Doç. Dr. Ahmet GÜRAL

.....

Tez Danışmanı, Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Metal Eğitimi Malzeme Anabilim Dalında, Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Doç. Dr. Hüdayim BAŞAK

.....

İmalat Mühendisliği A.B.D. Gazi Üniversitesi

Yrd. Doç. Dr. Ahmet GÜRAL (Danışman)

Metal Eğitimi A.B.D. Gazi Üniversitesi

.....

Doç. Dr. Neşet AKAR

Metal Eğitimi A.B.D. Gazi Üniversitesi

.....

Tarih: .../05/2012

Bu tez ile G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Bilal TOKLU

.....

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

TEZ BİLDİRİMİ

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

Nurullah SARIÇİÇEK

**ÖSTEMPERLENMİŞ TOZ METAL ÇELİKLERİN MEKANİK VE
MİKROYAPI ÖZELLİKLERİNİN ARAŞTIRILMASI
(Yüksek Lisans Tezi)**

Nurullah SARIÇİÇEK

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
Mayıs 2012**

ÖZET

Toz metalurji ile üretilen çeliklerin çekme dayanımı ve sertlikleri krom, molibden, bakır, nikel vb alaşım elementlerinin ilaveleriyle geliştirilmektedir. Alaşım elementlerinin ilaveleriyle dayanım artırıldığında toz metal çeliklerin darbe toklukları düşmektedir. Bununun yanı sıra bu özelliklere toz metal çeliklerin yapılarında bulunan gözenekler de zarar vermektedir. Beynitik su verme olarak da bilinen östemperleme, optimum dayanım ve tokluk sağlamaktadır. Pratikte, daha az çarpılma ve daha az su verme çatlaklarını sağlayan bu ısıtma işlemi, su verme-temperleme ısıtma işlemlerinin yerine alternatif olarak kullanılabilir. Aynı zamanda toplam ısıtma işlemi zamanı su verme ve temperlemeye göre daha kısa olabilir. Bu nedenle, bazı alaşımlı toz metalurjisi çeliklerde mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine östemperleme ısıtma işlemi uygulaması çalışılmıştır.

Bu çalışmada, östemperleme ısıtma işlemi ile toz metalurjisi çeliklerinde beynitik bir yapı üretimi amaçlanmıştır. Mikroyapı üzerine farklı alaşım elementlerinin etkileri de incelenmiştir. Dört farklı kimyasal bileşime sahip toz metal çelik hazırlanmıştır. Birinci grupta atomize edilmiş demir tozu (Acorsteel 1000) %0,8 grafit tozu ile karıştırıldı. İkinci grupta, demir tozu %0,8 grafit tozu ve % 3 nikel tozu ile karıştırıldı. Üçüncü grupta %0,8 grafitli demir tozu % 3 bakır

tozu ile karıştırıldı ve son grup numuneler ise 0,2 grafit+1,75Ni+1,5Cu+0,5Mo (% ağırlıkça) ön alaşımlı demir esaslı tozlardı. Karışım tozlar, 700 MPa basınç altında soğuk olarak preslendi ve 1150 °C'de 20 dakika sürede saf argon gaz atmosferinde sinterlendi. Ön alaşımlı sinterlenmiş numuneler, 825 °C'de 6 dakika sürede tavlandı ve 450 °C'de 120 dakikaya kadar farklı sürelerde östemperlendi. Diğer sinterlenmiş numuneler ise 850 °C'de 6 dakika sürede tavlandı ve 350 °C'de 120 dakikaya kadar farklı sürelerde östemperlendi.

DeneySEL sonuçlar gösterdi ki, kısa süreli östemperleme işlemlerinde çoğunlukla beynitik ve kısmen martensitik yapılar oluştu. Diğer taraftan, ön alaşımlı numunelerde düşük östenitleme sıcaklıklarından dolayı beynit ve martensitik yapıların yanı sıra önemli miktarda ferritik alanlar görülmüştür. Bakır ve nikel ilaveli numunelerde, ayrıca bölgesel olarak bakırca ve nikelce zengin alanlar oluşmuştur. Numunelerin ham yoğunlukları yaklaşık 7,1 g/cm³ iken sinterleme ve ısı işlemler sonrasında bu yoğunluk değeri 7,2 g/cm³ olmuştur. Numunelerin makrosertlik değerleri, östemperleme zamanına bağlı olarak artmış, ancak, mikrosertlik değerleri tersine azalmıştır. Aynı zamanda çekme gerilme değerleri de östemperleme zamanıyla artmıştır. En yüksek sertlik ve çekme gerilme değerleri bakır ilaveli numunelerde elde edilirken, en düşük değerler, kısmen yumuşak ferritik alanların bulunmasından dolayı ön alaşımlı numunelerde gerçekleşmiştir. Numunelerin kopma uzama oranlarının sertlik, dayanım, kimyasal bileşim ve mikroyapı ile doğrudan ilişkili olmadığı görülmüştür. Son olarak, darbe toklukları östemperleme zamanına bağlı olarak, mikrosertlikteki azalma ve beynitik yapı oranının artışıyla artmıştır. Sonuç olarak bu konuda daha fazla ve daha ayrıntılı çalışmaların yapılması gerekmektedir.

Bilim Kodu : 710.1.092

Anahtar Kelimeler : Östemperleme, Beynit, Toz metalurjisi, Mekanik özellikler

Sayfa Adedi : 91

Tez Yöneticisi : Yrd. Doç. Dr. Ahmet GÜRAL

**INVESTIGATION OF MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL
PROPERTIES OF AUSTEMPERED STEEL POWDER METAL
(M.Sc. Thesis)**

Nurullah SARIÇİÇEK

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY
Mayıs 2012**

ABSTRACT

It is known that tensile strength and hardness of powder metallurgy steels are enhanced by adding alloying elements like chromium, molybdenum, copper, nickel. The impact toughness of powder metal steels is commonly low when the strength is increased by adding alloying elements. Besides, internal porosities in the structure of powder metallurgy steels detriment the properties. Austempering known as bainitic quenching heat treatment provides optimum strength and toughness. In practice, this heat treatment cycles producing less distortion and quenching-cracking can alternatively be used instead of quenching plus tempering heat treatment. Also, total heat treatment period can be shorter in the austempering treatment in comparison to quenching plus tempering. For this reason, austempering heat treatment process on microstructure and mechanical properties were studied in some alloyed powder metallurgy steels.

In this study, with austempering heat treatment, it was intended to produce a bainitic structure in powder metallurgy steels. The effects of various alloying elements on microstructure were also examined. Four different specimen groups of powder metallurgy steels with different chemical composition

prepared by conventional powder metallurgy production route. For the first group, atomized iron powder (Ancorsteel 1000) was mixed with 0.8 wt% graphite powder, for the second one atomized iron powder was mixed with 0.8 wt% graphite and 3 wt% nickel powders, for the third group iron powder with 0.8 wt% graphite and 3 wt% copper powder were prepared and finally for the last group of specimens 0.2 graphite+1.75Ni+1.5Cu+0.5Mo (in wt%) pre-alloyed iron based powders were prepared. The mixed powders were cold pressed at 700 MPa with single action and sintered at 1150 °C for 20 min under pure argon gas atmosphere. Pre-alloyed sintered specimens were annealed at 825 °C for 6 minutes and quenched in salt bath at 450 °C for up to 120 minutes. The other sintered specimens were annealed at 850 °C for 6 minutes and quenched in salt bath at 350 °C for up to 120 minutes.

The experimental results showed that mainly bainitic and partially martensitic structures formed at short austempering time. However, largely ferritic areas besides bainite and martensite achieved in the pre-alloyed specimens due to low austenization temperature. Locally copper rich and nickel rich areas occurred in the specimen with copper and nickel alloys. As the green densities of specimens were nearly 7.1 g.cm⁻³, these values were 7.2 g.cm⁻³ after sintering and heat treatment. The macrohardness values of specimens increased with increasing austempering time; however, microhardness values decreased inversely. The tensile strength also increased with austempering time. As the highest hardness and strength were obtained in the specimen with copper, the lowest hardness and strength were obtained in the pre-alloyed specimen with copper, nickel, molybdenum due to partial presence of soft ferritic areas. It was seen that the fracture elongation of specimens wasn't related to hardness, strength, chemical composition and microstructure. And impact toughness increased with austempering time owing to decrease in microhardness and increase of bainitic structure ratio. As a result, it was concluded that there are further and detail studies.

Science Code : 710.1.092
Key Words : Austempering, Bainite, Powder metallurgy, Mechanical properties
Page Number : 91
Adviser : Yrd. Doç. Dr. Ahmet GÜRAL

TEŞEKKÜR

Yapmış olduğum bu çalışmada desteğini, emeğini hiçbir zaman esirgemeyen, nadide bir şahsiyet olarak daima yardımcı olan, yapmış olduğum çalışmalarda bana yol gösteren rehberlik yapan ve yardımını hiçbir zaman, hiçbir konu da esirgemeyen, aynı zaman da bu çalışmada bana danışmanlık ve rehberlik yapan saygı değer hocam Yrd. Doç. Dr. Ahmet GÜRAL' a ve bana maddi ve manevi hiçbir desteğini eksik etmeyen annem Şerife SARIÇİÇEK ve ablam Naciye ARSLAN' a atfedilmiştir. Bu çalışmada kullanılan metal ve alaşım tozların tedarik edilmesinde yardımcı olan TOZ METAL A.Ş.'ye ve Genel Müdürü Dr. Hüsnü ÖZDURAL'a ve bana emeği geçen Gazi Üniversitesi Metal Eğitimindeki hocalarıma ve bana yardımcı olan tüm arkadaşlarıma teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT	vii
TEŞEKKÜRLER.....	x
İÇİNDEKİLER	xi
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	xiv
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xv
RESİMLERİN LİSTESİ	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xviii
1.GİRİŞ.....	1
2.TOZ METALURJİSİ	4
2.1. Toz Üretimi Yöntemleri	5
2.1.1. Öğütme.....	5
2.1.2. Elektroliz.....	6
2.1.3. Kimyasal İndirgeme.....	6
2.1.4. Atomizasyon.....	7
2.2. Demir Tozu Üretimi	9
2.2.1. Toz Özellikleri.....	10
2.3. TM Parça Üretimi.....	10
2.3.1. Karıştırma.....	11
2.3.2. Tozların şekillendirilme yöntemleri.....	12
2.3.3. Sinterleme.....	13
2.3.4. Talaşlı imalat.....	14

Sayfa

2.3.5. Isıl işlem.....	15
3. ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİ.....	16
3.1. Östemperleme ısı işlemleri ile ilgili yapılmış çalışmalar	20
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	25
4.1. Malzeme	25
4.2. Presleme	26
4.3. Sinterleme	28
4.4. Östemperleme Isıl İşlemleri	30
4.5. Mikroyapı İncelemeleri	32
4.6. Mekanik Testler.....	34
4.6.1. Mikro ve makro sertlik ölçümleri.....	34
4.6.2. Darbe deneyleri.....	35
4.6.3. Çekme deneyleri.....	36
4.7. Kırık Yüzey İncelemeleri	36
5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	37
5.1. Yoğunluk.....	37
5.2.Östemperleme Isıl İşlemleri Sonrası Mikroyapı	39
5.3. Sertlik	52
5.3.1. Makro sertlik.....	52
5.3.2. Mikro sertlik.....	56
5.4. Çekme Test Sonuçları	59
5.5. Darbe Test Sonuçları	65
6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	70

	Sayfa
6.1. Sonuçlar.....	70
6.2. Öneriler.....	73
KAYNAKLAR.....	74
ÖZ GEÇMİŞ.....	91

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 4.1. Çalışmalarda kullanılan tozların özellikleri	25
Çizelge 4.2. Çalışmalarda kullanılan toz karışım oranları ve numune kodları	25
Çizelge 5.1. Numunelerin yoğunluk değerleri tablosu.....	37
Çizelge 5.2. Makro sertlik değerleri tablosu	53
Çizelge 5.3. Mikro sertlik (HV0.01) değerleri tablosu	57
Çizelge 5.4. Mühendislik çekme gerilmesi değerleri tablosu	60
Çizelge 5.5. Mühendislik kopma uzaması (%) tablosu.....	63
Çizelge 5.6. Östempereleme zamanına bağlı olarak numunelerin darbe enerjisi değerleri	67

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Mekanik öğütme	6
Şekil 2.2. Elektroliz ünitesi	6
Şekil 2.3. Düşey gaz atomizasyonu ünitesinin şematik gösterimi	8
Şekil 2.4. Atomizasyon sırasında katılaşma hızı ile metal tozlarının şekil değişimi.....	8
Şekil 2.5. a) İndirgeme yöntemi ile sünger demir tozu üretimi. b) Atomizasyon yöntemiyle demir ve çelik tozu üretimi	9
Şekil 2.6. TM yöntemi ile parça üretim aşamaları	11
Şekil 2.7. Presleme basamakları	12
Şekil 2.8. Çift - Küre sinterleme modeli	14
Şekil 3.1. Östemperleme ısı işlemi ve TTT diyagramı	17
Şekil 4.1. Fırın gösterge sıcaklığı ile gerçek sıcaklık arasındaki ilişki.....	31
Şekil 5.1. Numunelerin yoğunluk değişim grafiği.....	37
Şekil 5.2. Östemperleme süresine bağlı olarak makro sertlik (HV2) değişim grafiği	52
Şekil 5.3. Östemperleme süresine bağlı olarak mikro sertlik (HV0.01) değişim grafiği	56
Şekil 5.4. Östemperleme süresine bağlı olarak mühendislik çekme gerilme değişimi grafiği	57
Şekil 5.5. Mühendislik kopma yüzde (%) grafiği	63
Şekil 5.6. Östemperleme zamanına bağlı olarak numunelerin darbe enerjisi grafiği	66

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 4.1. Mikro çekme test numunelerin üretiminde kullanılan toz presleme kalıbı	26
Resim 4.2. Darbe test numunelerin üretiminde kullanılan toz presleme kalıbı	27
Resim 4.3. Darbe test numunesinin boyutları	27
Resim 4.4. Mikro çekme test numunesinin boyutları	28
Resim 4.5. Presleme cihazı	28
Resim 4.6. Sinterleme Fırını ve Gaz Arıtma Ünitesi	29
Resim 4.1. Östemperleme ısıl işlem fırını ve tuz banyosu düzeneği	31
Resim 4. 8. Zımparalama Cihazı.....	33
Resim 4.9. Parlatma Cihazı.....	33
Resim 4.10. JEOL JSM-6060LV Tarama Elektron Mikroskobu (SEM).....	34
Resim 4.11. Sertlik ölçüm cihazı (HMV)	35
Resim 4.12. Darbe Testi Cihazı	35
Resim 4. 13 Çekme Testi Cihazı.....	36
Resim 5.1. Farklı sürelerde östemperlenmiş TM-DA numunelerinin SEM mikroyapı görüntüleri.....	40
Resim 5.2. TM-DA numunelerinde 90 dk östemperleme ısıl işlemi uygulanan numunenin mikroyapısında EDS analizleri belirlenmiş alaşım elementleri	41
Resim 5.3. Farklı sürelerde östemperlenmiş TM-O numunelerinin SEM mikroyapı görüntüleri.....	44
Resim 5.4. TM-O numunelerinde 90 dk östemperleme ısıl işlemi uygulanan numunenin mikroyapısında EDS analizleri belirlenmiş tamamen çözünmemiş C'ca zengin bölge	45

Resim	Sayfa
Resim 5.5. Farklı sürelerde östemperlenmiş TM-Ni numunelerinin SEM mikroyapı görüntüleri.....	46
Resim 5.6. TM-Ni numunelerinde 30 dk östemperleme ısı işlemi uygulanan numunelerin mikroyapı fotoğrafı ve EDS analizlerinin fotoğrafları.....	47
Resim 5.7. Farklı sürelerde östemperlenmiş TM-Cu numunelerinin SEM mikroyapı görüntüleri.....	50
Resim 5.8. TM-Cu numunelerinde 90 dk östemperleme ısı işlemi uygulanan numunelerin mikroyapı fotoğrafı ve EDS analizlerinin fotoğrafları.	51
Resim 5.9. 15 dk östemperlenmiş numunelerin çekme testi sonrasında kopma yüzeyleri.....	64
Resim 5.10. 120 dk östemperlenmiş numunelerin çekme testi sonrasında kopma yüzeyleri.....	64
Resim 5.11. 60 dk östemperlenmiş numunelerin çekme testi sonrasında kopma yüzeyleri.....	68

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış bazı simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Kısaltmalar	Açıklama
C	Karbon
cm	santimetre
Cu	Bakır
EDS	Element Dispersion Spectrum (Element Dağılım Analizi)
g	gram
HV	Vichkers sertlik
J	Joule
kN	Kilo Newton
mm	milimetre
Mo	Molibden
N	Newton
Ni	Nikel
SEM	Scanning Electronik Microyapı (Taramalı Elektron Mikroskop)
TM	Toz metal
TM-Cu	Toz Metal Bakır Alaşımlı Çelik numuneler
TM-DA	Toz Metal Difüzyon Alaşımlı numuneler
TM-Ni	Toz Metal Nikel Alaşımlı Çelik numuneler
TM-O	Toz Metal Karbon Alaşımlı Çelik numuneler

1.GİRİŞ

Toz metalurjisi (TM), metal şekillendirme teknolojileri arasında yer alan bir metal parça üretim tekniğidir. Yüksek kaliteli ve karmaşık parçaların ekonomik olarak üretilmesi, toz metalurjisini cazip kılmaktadır. TM ile farklı boyut, şekil ve paketlenme özelliğine sahip metal tozları sağlam, hassas ve yüksek performanslı parçalara dönüşür. Bu işlem, şekillendirme ve daha sonra parçacıkların sinterleme yolu ile ısıtılma bağlanması basamaklarını içerir. TM seri üretime nispeten düşük enerji tüketimi ile yüksek özelliklere sahip malzeme üretimi için uygun bir metal şekillendirme yöntemidir. Bu özelliklere sahip olan TM yöntemi ile üretilen malzemelerin verimliliği pek çok alanda fark edilir olmuştur. Bunların sonucu olarak, TM konusu sürekli gelişmekte ve geleneksel metal şekillendirme uygulamalarını yerini almaktadır [1-2].

TM' nin uygulama alanları oldukça geniştir. Tungsten lamba filamentleri, dişçilik, dişli çarklar, yağlamasız yataklar, elektrik kontakları, nükleer güç yakıt elemanları, bio gereçler, ofis makineleri parçaları, yüksek sıcaklık filtreleri, fren balataları, akü elemanları ve jet motor parçaları metal tozlarından üretilen parçalara örnek olarak verilebilir. Ayrıca, metal tozları boyalar, gözenekli betonlar, basılmış devre levhaları, zenginleştirilmiş un, patlayıcılar, kaynak elektrotları, roket yakıtları, baskı mürekkepleri, lehimleme aletleri ve katalizörlerin üretilmesinde de kullanılmaktadır. TM parçaların dünya genelindeki pazar payına bakıldığında, bu pazarın % 60' ı otomotiv endüstrisidir [1-9].

TM parçalar yoğunluk, bileşim ve mikroyapılarıyla karakterize edilir. Elde edilen parçalara, bu üç parametrenin kontrolü ile optimum özellikler kazandırılır. TM yöntemiyle geniş bir kimyasal kompozisyon toleranslarına sahip parçalar üretilir. Bu yöntemle çok hassas toleranslarda ve yüzey kalitesi yüksek olan karmaşık ve net parçalar üretilir. Aynı zamanda malzeme kaybı yok denecek kadar az olduğu için maliyet ve zaman açısından tasarruf sağlanır. Klasik metalurjik yöntemlerle

karşılaştırıldığında ilave işlemler (talaş kaldırma, döverek şekillendirme vb...) en aza indirilir [3,10-14].

TM üretim tekniğinde istenen şekilde metal tozlar preslenirler ve yeterli sıcaklıkta sinterlenirler. TM çelikleri güçlendirmek için alaşım elementleri ilave edilir. TM malzemelere, uygulamalarda yüksek performans için, gözenikliliği minimum düzeye indirmek, maksimum yoğunluk için ilave elementler katılır. TM çeliklere ilave edilen alaşım elementleri sinterleme süresince matrisde homojen bir şekilde çözünemeyebilir. Yine de, homojen bir şekilde çözünmeleri mümkün olmasa da bazı alaşım elementlerinin mekanik özelliklere etkisi ihmal edilemez. Genelde alaşım elementlerinin mikroyapıda homojen bir şekilde dağılmasıyla mekanik özellikleri daha iyi olur. Bu nedenle alaşım elementlerinin homojen dağılması için difüzyon bağı ile alaşımlanmış metal tozlarının kullanılması daha uygun olmaktadır [10-20].

Alaşım elementlerinin yanısıra, TM çeliklerin farklı ısı işlemleri ile de özellikleri geliştirilir. Düşük alaşımlı TM çeliklere genellikle sinterleme yapılır. Sinterlemeden sonra da çeşitli ısı işlemler uygulanarak TM çelikleri güçlendirilir. Doğrudan sinterlenen TM parçalara yaygın olarak su verme ve temperleme ısı işlemleri uygulanır. Sert faz genellikle TM çeliklerin akma ve çekme dayanımlarını, yumuşak faz tokluğu ve sünekliği geliştirilmesi için istenir [10-21].

Klasik su verme ve temperleme ısı işlemi ile oluşan martensit malzemelerde, malzemeler sert ve kırılgan bir özellik göstermektedir. Havada soğutma işleminde oluşan perlitik yapıların malzemeler üzerindeki etkisi ise martensite nazaran yumuşak ve sünek bir eğilim sergilerler. Bazen her iki durum arasında olması gereken yani darbeye karşı dayanım ve aynı zamanda süneklik istenen durumda da bir yapı olan beynitik yapı tercih edilmektedir. Bugün karşımıza en çok östemperlenmiş malzemeler süneklik ve tokluğun istendiği millerde, yataklarda çıkmaktadır.

Bu çalışmada, yüksek oranda süneklik ve tokluk göstermeyen TM eliklerine östemperleme ısıl işlemi uygulanıp yoğunluk, mikroyapı, sertlik, çekme ve darbe özelliklerine etkileri araştırılması amaçlanmıştır. Bunun sonunda östemperleme şartlarının optimum mekanik özellikleri belirlenmeye çalışılmıştır.

2. TOZ METALURJİSİ

Toz metalurjisi (TM), metal tozların üretiminden bu tozların kullanışlı mühendislik parçalar üretimine kadar olan işlemler sürecidir [22]. TM, diğer metal şekillendirme teknolojilerine göre daha farklı bir üretim tekniğidir. TM ile farklı boyut, şekil ve paketlenme özelliğine sahip metal tozlar, sağlam, hassas ve yüksek performanslı parçalara dönüştürülebilmektedir. Toz metalurjisi yöntemiyle yüksek kaliteli ve karmaşık şekilli parçaların ekonomik olarak üretilebilmesi, bu tekniği ilgi çekici hale getirmektedir [3].

TM yöntemiyle üretilen ürünler birçok alanda kullanılmaktadır. Metal tozları ile kompozit malzemeler, süperalaşımlar, kaynak metalurjisi ve kaynak yöntemleri, bio malzemeler, kaplama, yataklar, filtreler, köpük metaller, takım çelikleri, elektrik iletkenliği gerektiren, yerlerde yaygın olarak kullanılmaktadır. TM parçaların özelliklerini Presleme basıncı, alaşım miktarı, sinterleme şekli ve süresi, tozun üretim şekli gibi parametreler etkiler önemli oranda etkilemektedir [4-7,23-43].

TM yöntemiyle üretilen malzemelerin diğer bilinen yöntemlerle üretilen malzemelere göre yoğunluğun biraz düşük olduğu görülmektedir. Bunun nedeni de TM ile üretilen malzemelerde toz tanelerinin arasında boşlukların olmasıdır. Bu nedenden dolayı TM ile üretilen malzemelerin özellikleri birden fazla (sinterleme sıcaklığı, sinterleme süresi, presleme basıncı vb) özelliğe bağlı ve birçok parametre söz konusudur [39-43].

TM yaygın olarak pek çok alanda kullanılmaktadır. Endüstriyel olarak kullanıldığında önemli avantajları vardır. Bunlar; TM ile parça üretmek talaş kaldırma gibi ikinci bir işlem olmadığından malzeme kaybı hemen hemen yoktur. TM geniş bir alaşım sistemleri üretilebilme imkânı sağlamaktadır. Diğer metal şekillendirmeye yöntemleriyle üretilmesi imkânsız veya çok zor olan karmaşık veya özel şekilli parçaların üretimi mümkündür. Seri ve çok sayıda malzeme üretime imkân sağlar. Tungsten (W) ve Berilyum (Be) gibi talaş kaldırılması ve üretim şekli

zor olan malzemeler bu teknoloji ile çok rahat şekillendirilebilirler. Bu teknoloji ile iş parçalarının yoğunluğu çok rahatlıkla kontrol edilebilir. TM diğer üretim teknikleri ile bir araya getirilmesi zor parçaları, malzeme sistemlerini veya gruplarını bir araya getirilmesi gibi özelliklerinden dolayı TM’ni avantajı duruma getirmektedir [41-53].

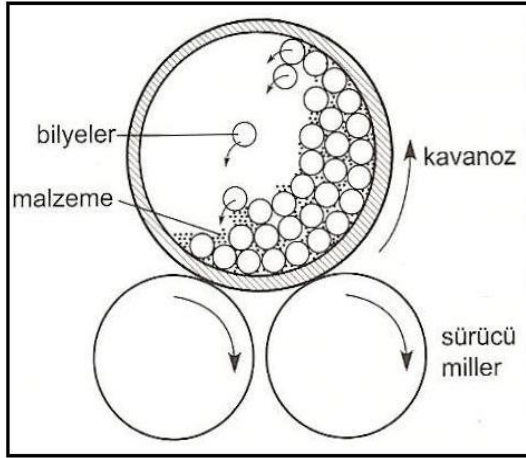
Yukarıda sayılan TM malzemelerin üretiminde avantajlarını yanı sıra bazende dezavantajları da vardır. Bunlar da şu şekilde sıralanabilir; ilk yatırım maliyeti pahalıdır. Seri üretim için uygun bir yöntemdir. Tozların maliyeti, diğer yöntemlerle üretilen malzemelere göre pahalıdır. Tolerans değerleri talaşlı üretime göre daha azdır. Tozların kalıp içerisindeki akışkanlığı azdır. Bu yüzden üretilecek parçaların şekli kısıtlayıcı bir etken olabilir [41-53].

2.1. Toz Üretim Yöntemleri

Hemen hemen bütün malzemeler toz haline getirilebilir. Fakat tozları üretmek için seçilen metot malzeme özelliklerine bağlı olarak seçilir. Öğütme, elektroliz, kimyasal indirgeme ve atomizasyon dört ana toz üretim yöntemidir. Bu üretim yöntemleri aşağıda ayrıntılı olarak verilmiştir [1, 49-58].

2.1.1. Öğütme

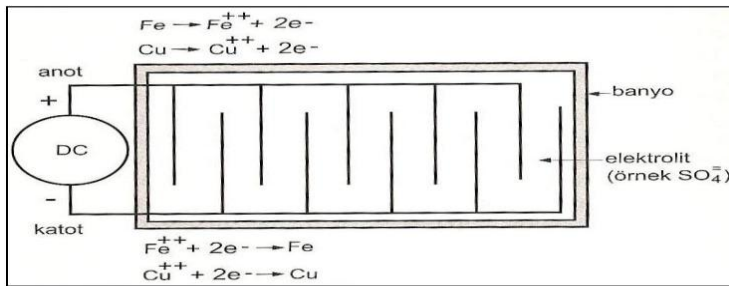
Metallerarası bileşikler, demir alaşımları, demir-krom, demir-silisyum gibi kırılgan malzemeler mekanik olarak bilyeli değirmenlerde öğütülürler. Şekil 2.1’ de mekanik öğütme yöntemi şematik olarak görülmektedir. Fakat mekanik öğütme birçok sünek metal için uygun değildir. Çünkü bu metaller kolayca kırılmazlar. Sünek tanecikler öğütme sırasında kırılma yerine birbirleri ile soğuk olarak kaynaklanır ve daha büyük tanecik oluştururlar. Günümüzde öğütme işlemi alüminyum gibi sünek metallerden pul toz üretiminde de kullanılmaktadır. Bu durumda, soğuk kaynaklanmayı ve yapışmayı engellemek için yağlayıcılar kullanılmaktadır [1,58-67].



Şekil 2.1. Mekanik Öğütme [68]

2.1.2. Elektroliz

Diğer bir toz üretim yöntemi ise elektroliz işlemidir. Şekil 2.2’ de şematik olarak bir elektroliz sistemi gösterilmiştir. Anot üzerindeki Fe, Cu gibi toz halinde olmayan metalin elektrolitik sıvı içinde iyonlaşarak katot üzerine yüksek saflıkta birikimi sağlanır. Çoğunlukla bu birikim gözenekli sünger şeklinde tortu biçiminde olup, daha sonra kırma yöntemi ile toz haline getirilmektedir. Bu yöntemle çok yüksek saflıkta toz üretimi sağlanmaktadır [1,58-69].



Şekil 2.2. Elektroliz Ünitesi [68]

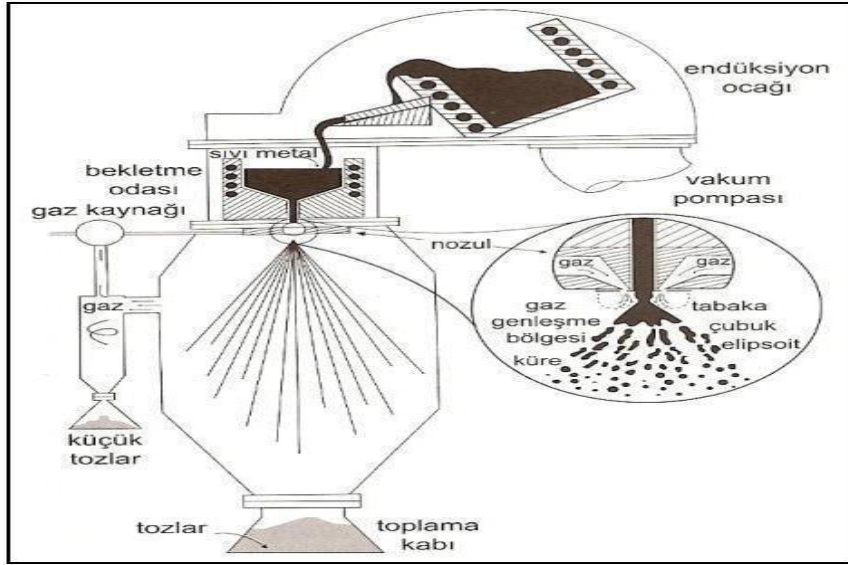
2.1.3. Kimyasal İndirgeme

Demir tozlarının üretiminde bu yöntem, yüksek sıcaklığın yardımıyla kullanılmaktadır. Bu yöntemde seçilen cevher öğütülür, kokla karıştırılır, karışım

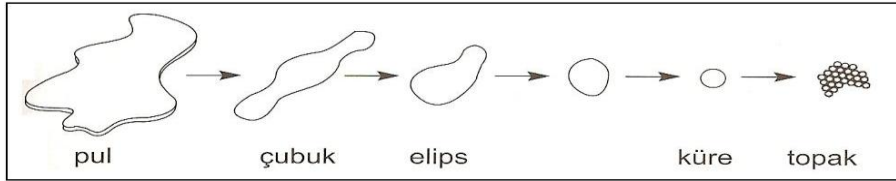
indirgemenin oluştuğu sürekli fırından geçirilir ve kek şeklinde sünger demir elde edilir. Sünger demir daha sonra öğütülür, metalik olmayan malzemelerden ayrılır ve elenir. Tozların saflığı ham malzemelere bağlıdır. Düzensiz süngerimsi tanecikler yumuşaktır ve kolayca preslenebilir ve böylece ham mukavemeti iyi olan ürünler oluşur. Benzer şekilde refrakter metaller de oksitlerinin hidrojenle indirgenmesiyle üretilirler [1, 58-68].

2.1.4. Atomizasyon

şekil 2.3' de şematik olarak gösterildiği gibi bu işlemde sıvı olarak ergimiş metal küçük sıvı damlacıklara parçalanır ve damlacıklar birbirleri ile veya katı yüzeyle temasa geçmeden hızlıca soğutularak katılaştırılır. Ana fikir, ergimiş metali yüksek enerjili gaz veya sıvı çarpmasına maruz bırakarak sıvı metali daha küçük parçalara ayırmaktır. Hava, azot ve argon en çok kullanılan gazlardır. Su ise sıvılar içinde en çok kullanılandır. Nozulun tasarım ve geometrisi, atomize eden akışkanın basıncı ve hacmi, sıvı metalin akış çapı gibi birçok parametreyi değiştirerek toz boyutu dağılımını kontrol etmek mümkündür. Toz tanecik şekli ise şekil 2.4' deki gibi katılaşma hızı ile belirlenir, katılaşma hızı düşük soğutma işlemi için gazlar da küresel şekilden katılaşma hızı yüksek soğutma su ile karmaşık şekle dönüşür. Genelde bu toz üretim metodu, ergitilebilen tüm malzemeler için uygulanabilir. Ticari olarak demir, takım çelikleri, alaşımlı çelikler, bakır, pirinç, bronz, alüminyum, kalay, kurşun, çinko ve kadmiyum tozlarının üretilmesinde kullanılır. Krom içeren alaşımlar gibi kolayca oksitlenen metallerde atomizasyon argon gibi asal gazlar yardımıyla gerçekleştirilir. Atomizasyon, alaşımı oluşturan tüm metallerin ergimiş durumda tamamen alaşımlandığı için, özellikle alaşımlı tozların üretilmesinde faydalı bir yöntemdir.



Şekil 2.3. Düşey gaz atomizasyonu ünitesinin şematik gösterimi [68]

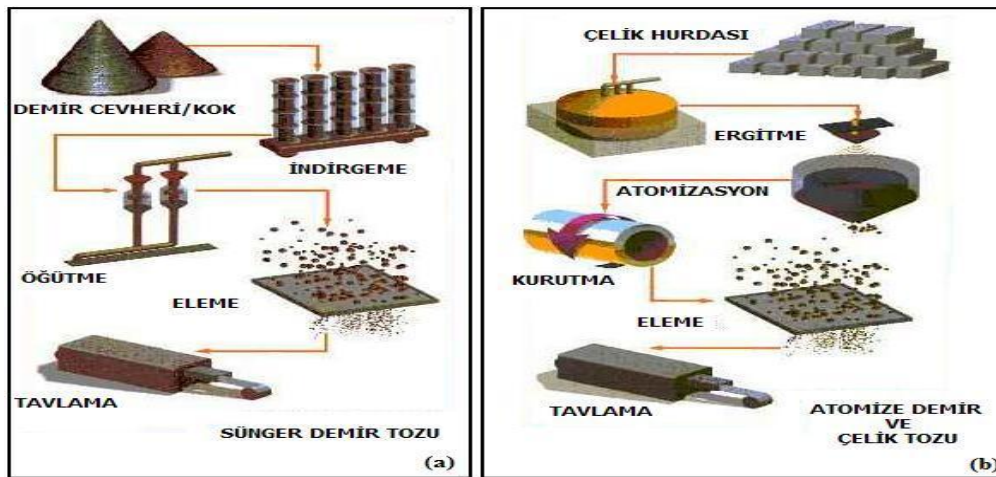


Şekil 2.4. Atomizasyon sırasında katılma hızı ile metal tozlarının şekil değişimi [68]

Ayrıca, artan oranlarda uygulama alanı bulan birçok atomizasyon yöntemleri de vardır. Bunlardan en önemlisi ergimiş metalin damlacıkları yüksek hızda dönen bir diskten fırlatılan santrifüj atomizasyonudur. İki çeşit santrifüj atomizasyonu vardır. Bunlardan birinde, bir kap içindeki ergiyik metal, ergiyik metalin damlacıklara ayrılması için, uygun bir hızda düşey eksen etrafında döndürülür veya bir metal demeti dönen bir disk veya koni üzerine akıtılır. Diğerinde ise, bir metal çubuk yüksek hızda döndürülür ve serbest uçta elektron ışını veya plazma arkı vb ile ergitilir. Bu ikinci tip işlem, Döner Elektrot Atomizasyonu olarak bilinir ve çubuk düşey veya yatay ekseninde döndürülebilir. Bu uygulamanın önemli bir üstünlüğü, atmosfer kontrollü bir ortamda, hatta vakumda bile çalışılabilmesidir. Böylece çok reaktif olan hem de ergime derecesi yüksek olan metallerin tozları üretilebilmektedir [1, 58-68,70-78].

2.2. Demir Tozu Üretimi

TM endüstrisinde en çok kullanılan ve üretilen toz demir tozudur. Oksidinden indirgeyerek üretme en eski demir tozu üretme yöntemidir. İsveç sünger demir yöntemi Höganäs tarafından İsveç'te 1900'lu yıllarda geliştirilmiştir. Yöntem katı halde ve 1260°C ' de gerçekleşir. Magnetitçe zengin cevher öğütülerek kok ve kireçtaşı ile karıştırılır ve seramik tüplere doldurulur. Seramik tüpler fırın arabalarına yüklenir ve uzun fırın içinden 68 saatte geçerler. Şekil 2.5 (a)' da bu üretimin aşamaları gösterilmiştir. Öğütmeden sonraki tavlama işlemi hidrojen gazı altında 870°C ' de gerçekleşir. Bu yöntemle üretilen toz, sünger görünümlüdür.



Şekil 2.5. a) İndirgeme yöntemi ile sünger demir tozu üretimi. b) Atomizasyon yöntemiyle demir ve çelik tozu üretimi [68]

Şekil 2.5. (b)'de gösterildiği gibi atomizasyon yöntemi de demir ve özellikle çelik tozu üretmek için kullanılır. Demirin atomizasyonu için genelde su kullanılır, fakat çelik tozları için su veya alaşımın içeriğine göre asal gazlar kullanılır. Su ile atomize edilmiş demir ve çelik tozları yüzeylerindeki oksidi indirgemek ve preslenebilirliklerini geliştirmek için 900°C ' de indirgeyici gaz altında tavlanırlar [1, 68-78].

2.2.1. Toz özellikleri

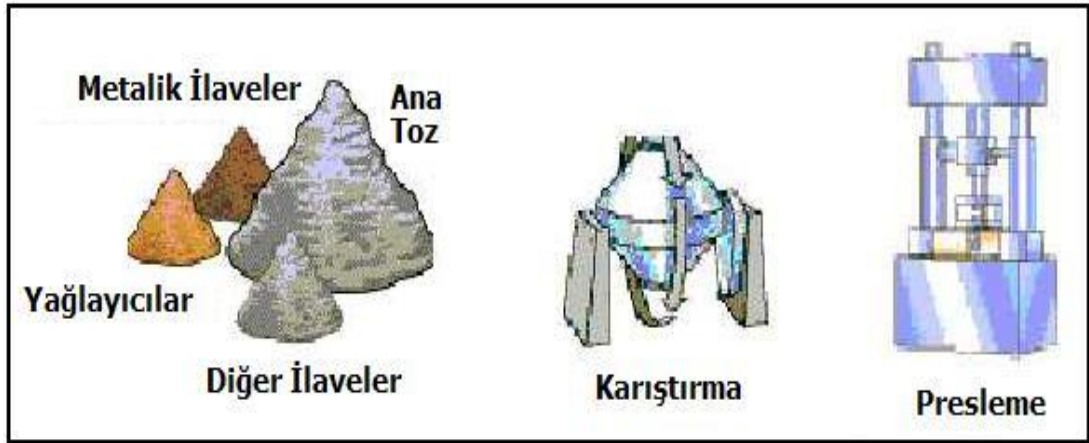
Sinterlenmiş parçaların özellikleri toz boyutu, boyut dağılımı ve tozların yüzey şartlarından etkilenir. Preslenmemiş ve sarsma yapılmamış tozların görünür yoğunluğu, hacminin kütlesi, önemli bir parametredir. Görünür yoğunluk tozlardaki boşluk derecesi ve toz şeklinin bir fonksiyonudur. Örneğin toz şeklinin karmaşıklaşması ve gözenekliliğin artması görünür yoğunluğu düşürür. Görünür yoğunluğun düşmesi ise presleme aşamasında hacim azalmasını artırır ve böylece soğuk kaynak ya da mekanik bağın etkisini artırır. Sonuçta daha yüksek ham mukavemetli parça elde edilmiş olur. Parçanın sinterlenme verimi de soğuk kaynak miktarının artmasından dolayı artacaktır. Belirli bir basınçta elde edilen yoğunluk, basılabilirlik de önemli bir toz özelliğidir. Düşük basılabilirliğe sahip tozlar için çok yüksek basınca, yüksek kapasiteli preslere ve daha dayanıklı kalıplara ihtiyaç vardır. Kalıp içerisindeki tozların paketlenme verimliliği toz boyut dağılımına geniş ölçüde bağlıdır. Büyük tozlar arasında oluşan boşluklar küçük boyuttaki tozlar ile doldurulabilir.

TM ile üretilen tozların saflığı önemlidir. Kimyasal bileşim büyük oranda malzemenin yapısı ve durumuna bağlıdır. Örneğin; demir içinde birleşmiş karbon varlığı sertleşmeye yol açar, böylece sıkıştırma esnasında daha yüksek basınca ihtiyaç duyulur. Fakat serbest karbon, presleme işlemi esnasında yağlayıcı olarak davrandığı için bir avantaj olur. Pek çok metal tozunun ince bir oksit tabakası ile kaplı olması presleme işleminde fazla etkili olmaz. Çünkü tozlar arası sürtünme ile bu tabaka kolayca yırtılır ve açığa çıkan metal yüzeyler hemen soğuk kaynaklaşır. Ancak bu oksitlerin sinterleme aşamasında indirgenmeleri yüksek mukavemet için temel şarttır [1].

2.3. TM Parça Üretimi

TM demir tozu üretimi uygulamasının genel işlemleri Şekil 2.5’ de görülmektedir. TM ile parça üretimi aşamaları Şekil 2.6’ da toz üretimini gösterilmektedir. Birinci

aşamada tozlar ve yağlayıcılar homojen bir karışım elde edilinceye kadar karıştırılır. Daha sonra bir kalıbın içerisine doldurulur ve belli bir basınç altında sıkıştırılır. Son olarak TM parçalar sinterlenir. Küresel ve iri taneli bronz tozlarından filtre elemanlarının (basınç kullanılmadan) üretimi istisnai bir durumdur. Bu işlemde tozlar uygun şekilli bir kalıp içerisine doldurulur ve kalıpla birlikte sinterlenerek yapılır. Tozları sıkıştırmanın tek eksenli presleme, haddeleme, ekstrüzyon, enjeksiyon kalıplama, izostatik presleme gibi birçok metotları vardır. Bu metotların seçimi parça geometrisine, üretim amaçına ve üretim miktarına bağlıdır [1].



Şekil 2.6. TM yöntemi ile parça üretim aşamaları [1]

2.3.1. Karıştırma

Metalik tozlar, yağlayıcılar ve isteğe bağlı alaşım elementleri ile homojen bir karışım elde etmek için karıştırılır. Karışım içerisine genellikle %0,5-1,5 arası yağlayıcı eklenir. Metalik stearat ve parafin en çok kullanılan yağlayıcılardır. Yağlayıcı kullanmanın ana amacı, toz kütleleri ile takım yüzeyleri ve kalıp duvarları arasındaki sürtünmeyi azaltmak, tozların sıkıştırma esnasında kaymalarını sağlamaktır. Yağlayıcılar aynı zamanda TM parçasında düzgün bir yoğunluk dağılımına da katkı sağlar.

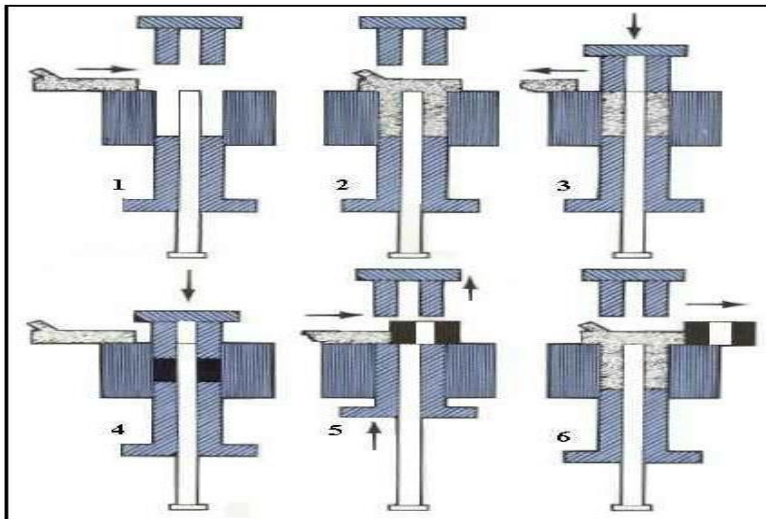
Yağlayıcılar sürtünmenin azalması ve üretilen malzemelerin kalıptan kolayca çıkmasını da sağlar. Önceden alaşımlanmış tozlara alternatif olarak alaşım

elementlerinin karıştırması ile alaşım elementleri yağlayıcı gibi davranır. Böylece saf demirin yüksek olan basılabilirliği korunmuş ve alaşım elementleri demirin sertleştirilmesi önlenmiş olur. En çok kullanılan alaşım elementi karbon ve grafit olarak demir tozuna katılır [1].

2.3.2. Toz şekillendirilme yöntemleri

Presleme

Tozların en yaygın sıkıştırma yolu, sert metal bir kalıp içerisinde 300-800 MPa basınç altında eksenel preslemedir. Endüstriyel uygulamalarda tek bir operasyonla karmaşık parçaları yüksek üretim hızıyla (25 parça/dakika) üretmek mümkündür. Şekil 2.7’ de presleme basamakları görülmektedir. Presleme sonrası TM parça kalıptan çıkarılabilecek yeterli ham mukavemete sahiptir ve sinterleme öncesi taşıma işlemleri yapılabilir. Yüksek basılabilme kabiliyetindeki demir tozları soğuk olarak 800 MPa basınç altında $7,3 \text{ g/cm}^3$ yoğunluğa ulaşabilir. Yağlayıcı ilave edilmiş toz $130^\circ\text{C} - 150^\circ\text{C}$ ’ ye ısıtılarak ılık preslenirse, yoğunluk soğuk preslemeye göre $0,2 \text{ g/cm}^3$ daha artırılabilir. Ilık preslenmiş parçalar sinterleme öncesi talaşlı imalat için gerekli olan mukavemete sahiptirler. Böylece ham parçanın talaşlı imalatı kesici takım aşınmasını hemen hemen ortadan kaldırır [1,58-68].



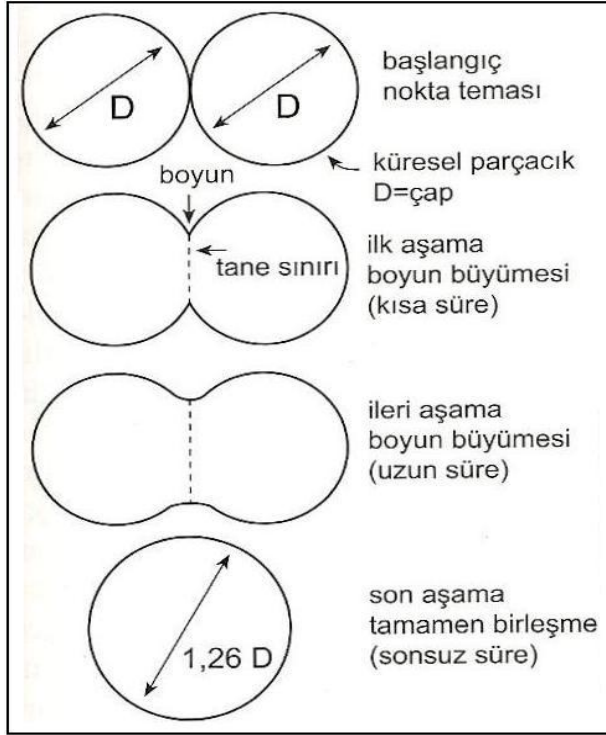
Şekil 2.7. Presleme basamakları [1]

İnfiltrasyon

Parça içerisindeki birbirleri ile bağlantılı gözenekler, ana metalin sinterleme sıcaklığından daha düşük bir ergime sıcaklığına sahip bir alaşımla doldurulur. Mesela, bakır esaslı alaşımlar sinterleme esnasında demir esaslı parçalara sızarlar. İnfiltrasyon işlemi parçaları sızdırmaz yapar ve mekanik özelliklerde artışa sebep olur. Ancak boyut hassaslığı azalır. İnfiltrasyon işlemi bazı ısı işlemleri kolaylaştırır. Mesela, birbirine bağlı gözenek kalmadığı için yüzey sertleştirme işleminde sertlik derinliği kontrolü kolaylaşır [1,58-68].

2.3.3. Sinterleme

Sinterleme, belirli bir şekil kazandırılmış tozların yüzey alanının küçültülmesi, toz parçacık temas noktalarının artırılması ve buna bağlı olarak gözenek şeklinin değişmesine ve gözenek hacminin küçültülmesi için ısı olarak aktive edilmiş toz parçaları arasında kütle taşınımı olarak tanımlanabilir. Sıkıştırılmış toz parçalar arasındaki bağ; yapışma, mekanik kilitleme gibi benzeri türden zayıf bağlar olup kristal kafes içerisindeki bağ dayanımına kıyasla çok zayıf kalmaktadır. Bu sebeple, sıkıştırılmış ham yoğunluktaki TM parçalarına mukavemet ve yüksek yoğunluk kazandırmak amacıyla ergime noktasının altındaki sıcaklıkta ısı uygulanır. Sinterlemenin başlaması noktasal olarak temas halinde bulunan toz parçacıklarının katı-hal atomik difüzyon bağı ile olur. Sinterleme işlemi sırasında, nokta teması ile başlayan, bu bağı gelişmesi ile devam eden mekanizmaya çift-küre sinterleme modeli denilmektedir (Şekil 2.8). Bu modelde, parçacık temasının sonucunda oluşan boyun büyümesiyle yeni bir tane sınırı oluşur ve iki parçacık tek bir parçacık oluşturacak şekilde birleşir [68].



Şekil 2.8. Çift - Küre sinterleme Modeli [68]

Sinterleme sıcaklığı, tek bileşenli sistemlerde metalin ergime sıcaklığının $2/3$ veya $4/5$ 'i arasına karşılık gelirken, birden fazla bileşenli sistemlerde ise sinterleme sıcaklığı, ergime sıcaklığı yüksek olan bileşenin ergime sıcaklığının altında, ergime sıcaklığı düşük olan bileşenin ergime sıcaklığının üzerinde seçilir. Demir alaşımları $1000 - 1300$ °C, refrakter metaller $2000 - 2900$ °C arasındaki sıcaklıklarda sinterlenirler. Sinterleme süresi kullanılan malzemeye göre değişir. Sinterleme sıcaklığı yükseldikçe sinterleme süresi kısalır. Toz kütlelerinde, sahip oldukları büyük yüzeylerden dolayı yüzey enerjisi de yüksektir. Sinterleme sırasında tozların birbiriyle bağlanması ile yüzey alanları azalır ve böylece yüzey enerjisi de azalırken mukavemet ise artar [1,58-68, 79-93].

2.3.4. Talaşlı imalat

Sinterlenmiş parçaların üretilmesinde en önemli avantajlardan karmaşık şekil ve dar toleransa sahip parçaların üretilebilmesi olmasına rağmen, bazı sınırlamalar

bulunmaktadır. Bundan dolayı frezeleme, delik delme, diş açma gibi talaşlı imalat operasyonları, kalıpta presleme ile elde edilemeyen şekillerin başarılabilmesinde kullanılır. Sinterlenmiş metallerin talaşlı imalatı genellikle aynı bileşimdeki döküm-dövme alaşımlarınkinden daha kolaydır. Takım ömrünü artırmak için, MnS gibi işlenebilirliğı artırıcı katkılar toz ile karıştırılabilir. Sinterleme sonrası bu katkılar yapı içerisinde dağılmış olarak kalırlar ve mekanik özellikleri önemli orandan etkilemez [1,58-68].

2.3.5. Isıl işlem

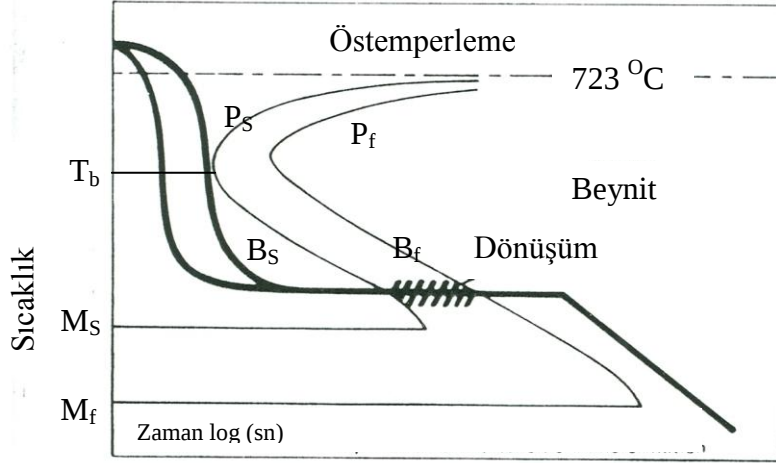
Döküm-dövme alaşımlara uygulanan tüm ısıl işlemler sinterlenmiş malzemeler için de uygulanabilir. Sertleştirme ısıl işlemi önemli ölçüde mukavemeti ve aşınma direncini artırabilir, fakat süneklik azalır. Sinterlenmiş parçalarda karbürleme ve karbon-nitrürleme gibi yüzey sertleştirme işlemleri yaygınca kullanılmaktadır [1,58-68].

3. ÖSTEMPERLEME ISIL İŞLEMİ

Sade karbonlu ötektoid bir çelik östenitik bölgeden orta sıcaklıklara (250-550 °C) soğutulur ve izotermal olarak bekletilirse beynit olarak adlandırılan yapıya dönüşür. Beynit, perlitten farklı olarak ötektoid reaksiyonun lamelli olmayan ürünü olarak tanımlanabilir [94].

Şekil 3.1’ de östemperleme ısı işlemi şematik olarak verilmiştir. Östemperleme ısı işleminde çelik önce östenit sıcaklığının (A_3) üzerine kadar ısıtılır. Sonra M_s sıcaklığının üzerinde ki tuz banyosunda izotermal olarak bekletilir. Çeliğin iç ve dış kısımları tamamen beynitik yapıya dönüşene kadar tuz banyosunda bekletilir. Dönüşüm tamamlandıktan sonra çelik uygun bir sürede oda sıcaklığına kadar soğutulur. Yavaş soğutma ile iç gerilmelerden dolayı oluşabilecek muhtemel çarpılmalar da en aza indirilir. Bu işlemin amacı, termal şoklardan oluşan muhtemel yüzey çatlaklarını önlemektir. Östemperleme ile oluşturulan beynit ile yapının mekanik özellikleri temperlenmiş martensitin özellikleri ile hemen hemen aynıdır. Su verme işlemindeki ani soğutma ile oluşabilen kalıcı gerilmelerin östemperleme ısı işleminde daha az olmasından dolayı bazen daha da iyidir [50, 94-98].

Östemperleme, özellikle belirli seviyelerde sertliğe rağmen süneklik ve darbe dayanımını artırmak ve su verme esnasında oluşan çatlakların azaltılması için geleneksel su verme temperleme ısı işlemlerine alternatif bir ısı işlemidir. Östemperleme özellikle kalın kesitli sade karbonlu çeliklerin yaklaşık 50 HRC sertlikte mükemmel tokluk ve süneklik sağlayan bir ısı işlemidir [94]. Östemperleme ısı işlemi uygulanmış malzemelerin özellikleri matris yapısı %100 beynitten oluşan yapılar yerine %80 beyniti matris yapıdan oluşan malzemelerde daha iyi olduğu da bilinmektedir [99].



Şekil 3.1. Östempereleme ısı işlemi ve TTT diyagramı [94].

Şekil 3.1' de TTT diyagramında, P_s ve P_f ile gösterilenler sırasıyla perlitin başlama ve perlitik dönüşümün bitim noktalarını göstermektedir. B_s ve B_f ile gösterilenler sırasıyla beynitin başlama ve beynitik dönüşümün bitim noktalarını göstermektedir. M_s ve M_f ile gösterilenler ise yine sırasıyla, martensitin başlama ve martensitik dönüşümün bitim noktalarını göstermektedir. T_b ise beynitik ve perlitik yapıların geçiş sıcaklık noktasıdır.

Şekil 3.1' de görülebileceği gibi östempereleme ısı işleminde izotermal bekleme M_s sıcaklıklarının üzerinde yapılmakta ve bu sıcaklıklarda malzeme özel tuz banyolarında bekletilmektedir. Östempereleme ısı işleminde kullanılan tuz banyosunda kullanılan tuzların bazı özelliklerine dikkat edilmelidir. Bunlar; Tuzun ısı transferi dengeli, homojen olmalı. Tuzun vizkositesi uygun olmalı. Kullanılan tuzun numune ile tepkimeye girmemesi gerekir. Tuzun zaman içerisinde kullanılmaktan veya çeşitli nedenlerden dolayı kirlenmemesine özen göstermelidir. Bu gibi durumlardan dolayı beynit oluşturma işleminde beynitin oluşum süresini ve hızını etkilemektedir [99].

Östempereleme ısı işleminde optimum yapı ve yapıya bağlı olarak optimum bir mekanik özellik elde etmek için malzemenin tamamı TTT diyagramında perlit burnu

(T_b) kesmeyecek yeterli hızlı soğutulmak zorundadır. Sade karbonlu çeliklerde sadece ince kesitler östemperlenebilir. Çünkü sade karbonlu çelikler için T_b yakın östenitten beynite başlama zamanı çok kısadır. Bazı daha büyük hacimli alaşımlı çelikler östemperlenebilir. Çünkü beynitik dönüşüm başlama zamanı çok uzundur [94].

Östemperleme, alaşımlı çeliklerde daha yaygın olarak kullanılırken, ince kesitli sade karbonlu çeliklerde de kullanılabilir. Bunun nedeni sade karbonlu çeliklerin tuz banyosunda T_b (burun) kısmını kesilmeden soğutulamama zorunluluğudur [51, 95-98]. Tuz banyosunda kullanılan tuz ve tuz bileşimlerinin erime ve buharlaşma sıcaklıkları bir birinden farklıdır. Bundan dolayı her tuz banyosunda kullanılan tuzların her biri aynı sıcaklıkta kullanılmazlar. Böylece her tuz banyosunda kullanılan tuzların kullanılabileceği sıcaklık da bir birinden farklılık arz eder [99].

Östemperleme sıcaklığına ve zamanına bağlı olarak oluşan beynitik yapıya bağlı olarak mekanik özellikleri önemli ölçüde etkilenir [99]. İzotermal tavlama ile östenitin beynite dönüşümü östenit tane sınırında beynitin çekirdeklenmesi ve büyümesi ile gerçekleşir. Beynitik reaksiyon östenitten perlitte dönüşüme benzer bazı özelliklere sahip iken diğer taraftan östenitten martensite dönüşümün özelliklerini de gösterir. 350-550 °C sıcaklıklar arasında oluşan beynit üst beynit, 250-350 °C'ler arasında oluşan beynit ise alt beynit olarak adlandırılır [94].

Üst beynit, ötektoid bir bileşime sahip sade karbonlu çeliğin 350-550 °C arasında izotermal dönüşümü sonunda oluşur. Ötektoid kompozisyona yakın sade karbonlu çeliklerde beynit, ferrit ve sementit'ten oluşan iki faz yapısına sahiptir. Buna karşın sementitin şekli perlitteki lamel yapıdan farklı olarak kısa çubuk şeklindedir [94].

Üst beynit oluşmasında, östenit içerisindeki karbon difüzyonunun etkilidir. Östenit içerisinde çekirdeklenen sementit öncelikli olarak oluşur ve büyür. Sementiti kuşatan civar bölgedeki karbon tükenir ve böylece östenit ferrite dönüşür. İlk olarak ferrit çekirdeklendiyse ferrit/östenit ara yüzeyinin ilerleyen uç kısmında karbonlar itilir ve

östenit içinde sementitin oluşması sağlanır. Böylece çekirdeklenen ferrit, sementitin hemen bitişiğinde yer alır [94].

Sade karbonlu çeliklerde alt beynit yaklaşık 350 °C' nin altındaki sıcaklıklarda oluşur. Düşük sıcaklıklarda 250-350 °C'ler arasında difüzyon hızının düşük olmasından dolayı alt beynit içerisindeki sementit ferrit plakalarının içerisinde çöker. Beynit oluşum mekanizması oluşan plakaların iki veya daha fazla yönlenme ile martensitin karbür çökmesindeki mekanizmanın tersine alt beynit, ferritin uzunlamasına eksenine yaklaşık 55° açıda, bir yönlenme ile karbür çökeltir. Yüksek karbonlu çeliklerdeki martansitten farklı olarak alt beynit ikizleme özelliği göstermez [94].

Alt betnitin oluşmasındaki mekanizma, martensitin oluşması ve temperlenmesiyle oluşan mekanizmaya benzerlik göstermektedir. Bu mekanizma, kayma işlemi ile östenitten aşırı doymuş ferritin oluşması ve ardından ferrit içerisinde sementitin çökmesidir [94].

Östemeperleme ısı işlemleri ile östenitin M_s sıcaklığı üzerinde izotermal dönüşümü ile elde edilen beynitik yapıların dönüşüm özellikleri yüksek oranda Silisyum içeren küresel grafitli dökme demirlerdeki beynitik dönüşümden farklılık göstermektedir. Küresel grafitli dökme demirlerde izotermal sıcaklıkta bekleme süresince östenit içinde beynitik ferrit çekirdekleri olup büyürken, aynı zamanda östenit içindeki büyüyen ferrit plakalarından karbon kusulur. Bu birinci aşamadır.

Yüksek Silisyum oranı, beynitik tepkimede karbürlerin oluşumunu engeller. Bu sürede aynı zamanda östenit karbonca doymaya devam eder. Bu esnada Eşitlik 3.1.'deki gibi oluşan östenit yüksek karbonlu östenittir.



(γ : östenit, α : ferrit, γ_{yk} ; yüksek karbonlu östenit)

Bu kararsız yüksek karbonlu östentik yapıdan ferrite dönüşüm kolaylaşır. Bu ikinci aşamadır. Böylece Eşitlik 3.2' deki gibi, östenitten kabür çökelmesi olur ve nihai yapıda ferrit + karbürlü yapı bulunur. Bu durumda sertlik ve dayanım artarken, süneklik ve tokluk düşer.



Birinci aşamada martensit fazının bulunması ikinci aşamada da kalbürlerin çökmesi ile mekanik özelliklerde ciddi azalma görülür. Bu iki aşama arasında kalan östemperleme zaman diliminde dönüşmemiş östenitin bulunması küresel grafitli dökme demirlerde optimum mekanik özellikler sağladığı bilinmektedir. Bu nedenle küresel grafitli dökme demirlerin östemperleme çalışmaları üzerine çeliklerden ve toz metalurjisi malzemelerinden daha fazla çalışmanın yapıldığı görülmektedir [94,98,100]. Aşağıda literatürde özellikle daha çok dökme demirler üzerine yer almış östemperleme çalışmaları özetle verilmiştir.

3.1. Östemperleme Isıl İşlemleri İle İlgili Yapılmış Çalışmalar

Bir çalışmada, küresel grafitli dökme demirler 315-375 °C sıcaklıklarda 120 dk östemperlenmiş ve östemperleme sıcaklığının artışıyla sertlik ve dayanım artmış, aşınma oranının azaldığı tespit edilmiştir [101,102]. Benzer olarak kaplama yapıldığında östemperlenmiş malzemelerin aşınma direncinin daha da arttığı belirlenmiştir [103]. Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerin aşınma direncinin 400 °C de 2 saat östemperleme işlemine göre 400 °C'den 250 °C'ye soğutularak kademeli östemperleme ısıl işlemi uygulandığında sertliğin daha arttığı ve artan yüklerle birlikte aşınma direnci daha fazla olduğu görülmüştür. Kademeli östemperleme işleminde martensitik dönüşümün ve karbür çökmesinin daha az olduğu da tespit edilmiştir [104-105].

Başka çalışmalarda da östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde artan östemperleme süresine bağlı olarak ösferritik yapının artışı ile daha fazla aşınma direnci gösterdiği ve optimum aşınma direnci 1-2 saat arası östemperleme süresi uygulandığında sağlanmıştır [106-107]. Aşınma direncinin östemperleme süresinin artışıyla azaldığı bildirilmektedir [108].

Wang'a göre sinterlenmiş ve gözenek içeren östemperlenmiş malzemelerin martensitik malzemelere nazaran daha iyi aşınma direnci gösterdiği bildirilmektedir. Gözenegin az olduğu sinterlenmiş malzemelerde optimum aşınma direncini beynitik ve martensit yapıların beraber bulunduğu durumda gerçekleştiği görülmüştür [109]. Kumari ve arkadaşlarına göre östemperleme ısıl işleminin sıcaklığının artışıyla aşınma oranının arttığı bulunmuştur. C oranının artışı ve buna bağlı olarak karbür oranının artması aşınma hızını ve oranını azaltıcı yönde etki yapmaktadır [110].

Yapılan literatür araştırmalarına göre östemperlenmiş ingot ve dökme demir malzemelerin işlenebilirliği üzerine de çalışmalar yapıldığı görülmektedir. Genellikle östemperleme ısıl işleminin bazı malzemelerde işlenebilirliği geliştirdiği bildirilmektedir [111,112]. Östemperleme sıcaklığının artışı ile artan sertlikle takımların aşınmasında da artış gözlemlenmiştir. Östemperleme sıcaklığının düşmesi ve östemperleme süresinde artmasıyla işlenebilirlikte iyi sonuçlar elde edilmiştir [113]. Östemperlenme uygulanan malzemelerde Ni ve Cu elementlerinin talaş kaldırılan yüzeyin pürüzlülüğünü azalttığı görülmüştür [114].

Östemperlenmiş malzemelerde östemperleme sıcaklığının azalması ve östemperleme süresinin artması ile tokluğun artırtığı bildirilmektedir. Ancak daha uzun süreli östemperleme zamanı tokluğun düşmesine neden olmaktadır. Aynı çalışmaya göre klasik su verme ve temperlemenin östempelemeye göre daha tok özellikler verdiği görülmüştür. Malzemede östempeleme ile beynite tam dönüşememe durumunda tokluğun azaldığı anlaşılmıştır [115].

AISI 1040, 1050, 8620, 4140 çeliklerinde östemperleme ısı işlemleri ile akma, çekme gerilmeleri ile kopma uzamaları ve özellikle darbe toklukları belirgin bir şekilde artırttığı gözlenmiştir [116]. Toktaş ve diğerleri östemperlenmiş bazı malzemelerin 100 °C ve -80 °C arasındaki sıcaklıklarda üstün mekanik özellikler sergilediğini tespit etmiştir [117].

Düşük östemperleme sıcaklıklarında malzemenin daha sert olduğu bilinmektedir. Ancak Cu ilavesinin sertlikte biraz azalma etkisi yaptığı tespit edilmiştir. Özellik toz metalurjisi çeliklerde Cu varlığı genel olarak gözenekleri doldurması şeklinde görülür ve bu da sertliğin azalmasıyla daha sünek bir yapı sağlanmasına katkı sağlar [118]. Bununla beraber Mo ve Ni ilavesi östemperlenmiş malzemelerin tokluk ve sertliklerinin daha da gelişimine katkı sağlamaktadır [119]. Aynı zamanda, Ni ve Mo içeren östemperlenmiş numunelerde ısı kapasitesinde ve korozyon direncinde iyileşmeler sağlandığı görülmüştür. Aynı zamanda östemperlenmiş yapıda sementitin artışı korozyon direncini katkı sağladığı bildirilmektedir [120]. Erić ve diğerleri östemperlenmiş numunelere Cu ve Cu+Ni ilavesinin etkisini araştırılmıştır. Cu'ın malzemeleri hacimsel olarak daha çok genişlettiğini, Cu+Ni berabe ilavesi ile diğerlerine nazaran hem daha sert ve hem de sünek bir yapı gösterdiğini tespit etmişlerdir [121]. Östemperleme sıcaklığı ve süresine bağlı olarak darbe enerjisinin değişimi hem Cu alaşımlı ve hem de Ni-Cu alaşımlı malzemelerde benzer özellik göstermekte, ancak Ni-Cu alaşımlılarda darbe dayanımının Cu alaşımlılara nazaran daha düşük olduğu görülmüştür [122].

P'erez, ve diğerleri Cu-Ni-Mo ilaveli malzmelere östemperleme sıcaklığının düşmesiyle yapıda kalıntı östenit ve martensitik oranlarında artış görülmüştür [123]. Östemperleme işleminde Ni'in beynit dönüşüm hızını yavaşlatıcı etkisi olduğu tespit edilmiş. Cu'ın varlığı kalıntı östenitin oranını artırırken, sünekliği artırmakta ve sertliği azaltmaktadır. Aynı zamanda Cu' östenitin beynite dönüşüm hızını yavaşlatıcı bir etkisi olduğu tespit edilmiştir [124, 125].

Östemperlenmiş malzemelerde Cu-Mo varlığı yorulma dayanımlarını geliştirdiği görülmüştür [126]. Ni-Mo varlığı östemperleme işleminde perlit oluşumunu teşvik eder. Perlit oluşumunu esas itariyle C'un varlığı ile gerçekleşir. Ni-Mo aynı zamanda östenitik yapının korunmasında da etken rol oynadığı tespit edilmiştir [127].

Rao ve arkadaşlarının çalışmalarına göre östemperlenmiş malzemelerde Cr oranı artışı ile tokluğun azaldığı belilemişlerdir [128]. Si, Mn ve V elementleri de östeniti miktarının artırıcı bir etkisi belirlenmiştir. Östemperlenmiş malzemelerde Si, mekanik özelliklerini iyileştirmektedir [129]. Östemperlenmiş yüksek karbonlu çeliklerde yüksek oranda Si içeriği, yüksek mukavemet, tokluk ve uzama gereken uygulamalar için gereklidir [130]. Mo varlığı ise ferritin oluşumunu ve büyümesini geliştirmektedir [131]. Lee ve diğerlerine göre ise östemperleme işleminde malzemelerin tokluğunun Bi ile belirgin olarak arttığını belirlemişlerdir [132]. Putatunda ve diğerlerine göre Mn'in östemperlenmiş malzemelerin tokluğunun artırdığını bildirmektedirler [133]. Östemperlenmiş malzemelerde grafit varlığı, çatlak ilerlemesini durdurucu bir etkisi olduğu bildirilmektedir. Ösferritin varlığı ile de toklukta bir artış olduğu tespit edilmiştir [134].

Yukarıda literatür özetin de verildiği gibi östemperleme çalışmaları, dökme demirler ve ingot çelikler üzerine yoğun çalışmalar yapılmakla beraber, toz metalurjisi ile üretilen çeliklerin östemperleme çalışmaları sınırlı kalmıştır [135-137]. Aşağıda toz metal çeliklerin östemperlenmesi ile ilgili olarak yapılmış çalışmalar özetle belirtilmiştir.

%3Si-%3Ni-%0,3 C ilaveli sinterlenmiş TM çeliklerin dayanım, süneklik ve tokluğunu artırmak için östemperleme işlemi uygulanmıştır. Yapılan çalışmada kalıntı östenitle daha sünek bir yapı elde edilmiştir [135].

Kamada ve diğerlerine göre ise düşük alaşımlı sinterlenmiş çeliklerde östemperleme işlemini etkisi incelenmiştir. Dayanımlarının beynit ve östenitik yapıyla geliştirmiş,

ferritik yapılarla da süneklik özelliklerini iyileştirmiştir. Kopma sonrası kopma yüzeylerinin sünek olduğu görülmüştür. Kalıntı östenitin varlığı ile plastiklik davranışında artış olduğu tespit edilmiştir [136].

Campus ve diğerleri ise, Fe-1,5Cr-0,2-1,5Mo-0,6C (ağ. %) toz metalurjisi ile üretilmiş düşük alaşımlı toz metal çeliklerin sinterleme sonrası östemperleme işlemlerinin mekanik özelliklere etkisini incelemiştir. Orta seviyede yoğunluğun sağlandığı 1120 – 1250 °C arası sinterleme sıcaklıkları uygulanmıştır. Ardından östenitik yapı oluşturmak için 860 °C de 2 saat bekletilmiş ve ardından 290 °C tuz banyosunda su verilerek farklı sürelerde östemperleme işlemleri gerçekleştirilmiştir. Sonrasında ise mikro yapı ve mekanik özellikler ve gözeneklilik oranları değerlendirilmiştir. Sıcak sıkıştırma ile birleştirilen malzemeler gözeneklilik oranı ve tuzların oluşturabileceği korozif etki azaltabilmiştir. Mikroyapılarda seçilen östemperleme sıcaklığına bağlı olarak alt beynit ve martensit yapıları görülmüştür. (HV30) Sertlik değeri ise 400 ve yoğunluk değeri 7,3 g/cm³ olarak sağlanmış alaşımlarda östemperleme işlemleri sonrası ~ % 2 uzama ve 1000 MPa çekme dayanımı sağlamış sonuçlarını tespit etmiştir [137].

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Malzeme

Bu çalışmada, Çizelge 4.1’ de özellikleri verilmiş olan saf demir, saf Ni, saf Cu ve grafit tozları ile ön alaşımlı Distaloy AB tozları kullanılmıştır.

Çizelge 4.1. Çalışmalarda kullanılan tozların özellikleri

Tozlar	Özellikler
Demir	Saf demir tozu (Hoeganaes, Ancorsteel 1000)
Grafit	Saf Grafit tozu (Alfa Aesar, doğal)
Nikel (Ni)	Saf Nikel tozu (Alfa Aesar, Metal esaslı, -400 mesh)
Bakır (Cu)	Saf Bakır tozu (Alfa Aesar, Metal esaslı, -100+325 mesh)
Ön Alaşımlı Çelik	Ni-Mo-Cu difüzyon alaşımlı demir esaslı toz (Höganäs, Distaloy AB)

Hazırlanan TM numunelerin toz karışım oranları Çizelge 4.2’ de kodları ile birlikte verilmiştir. Tozların karışımında, karıştırma kabı / toz hacim oranı 5/1 olarak sabit tutulmuş ve her biri 10 dk titreşime tabi tutularak karıştırılmıştır. Çizelge 4.2’ de verilen Distaloy AB tozu ön alaşımlı olduğu için karıştırma işlemi yapılmamıştır.

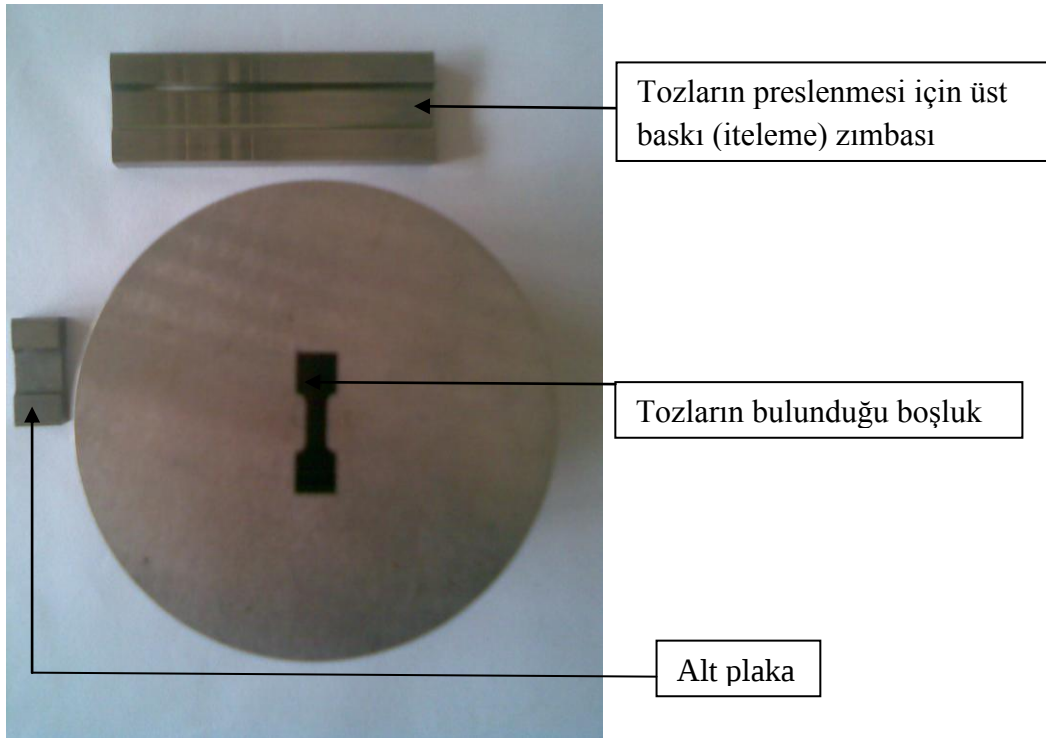
Çizelge 4.2. Çalışmalarda kullanılan toz karışım oranları ve numune kodları

Numune kodu	Alaşım Elementlerinin Oranı (%)				
	Demir	Grafit	Ni	Cu	Mo
TM-DA	96,05	0,2	1,75	1,5	0,5
TM-O	99,2	0,8	-	-	-
TM-Ni	96,2	0,8	3	-	-
TM-Cu	96,2	0,8	-	3	-

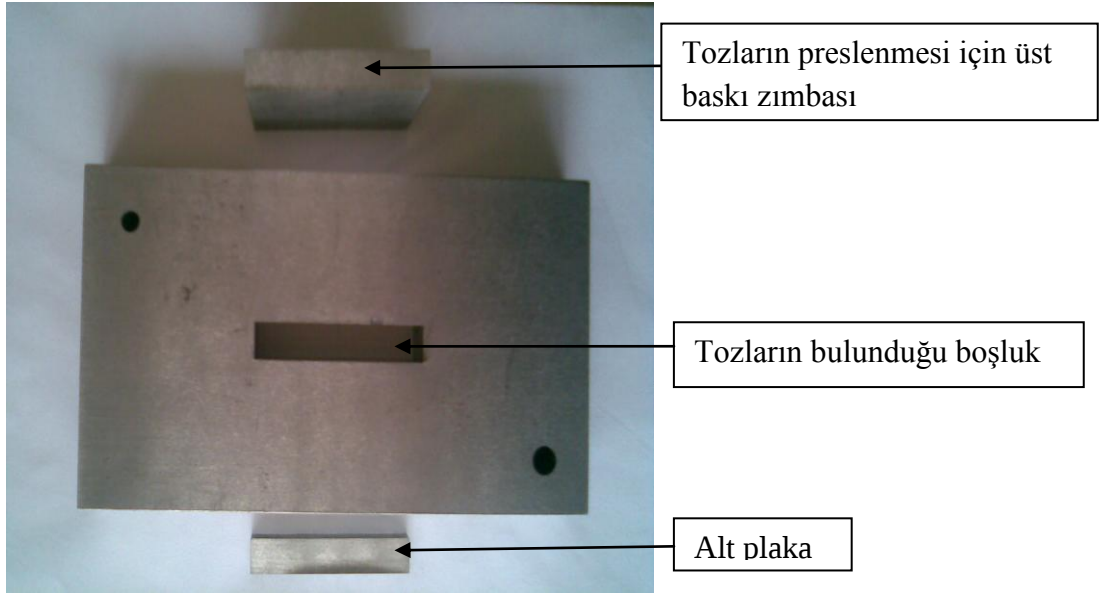
Çizelge 4.2' de verilen karışım tozların toplam ağırlıkları çekme test numuneleri için 2 g, darbe test numuneleri için 24 g olacak şekilde ayrı ayrı hazırlanmıştır. Bu amaçla hem ilave edilen alaşım elementleri, hem de karışım tozları $1:10^4$ g hassasiyetindeki bir elektronik terazide tartılarak hazırlanmıştır. Her bir karışım tozun tartılmasında ve karıştırılmasında ayrı ayrı kaplar kullanılmıştır.

4.2. Presleme

Presleme işlemi, Resim 4.1 ve Resim 4.2' de gösterilen kalıplarda yapılmıştır. Mikro çekme test numunesi üretimi için Resim 4.1' deki kalıp ve darbe test numunesi üretimi için ise Resim 4.2' deki kalıp kullanılmıştır. Bu kalıplarda üretilen çekme ve darbe test numunelerin ölçüleri, sırasıyla Resim 4.3 ve Resim 4.4' de verilmiştir.



Resim 4.2. Mikro çekme test numunelerin üretiminde kullanılan toz presleme kalıbı

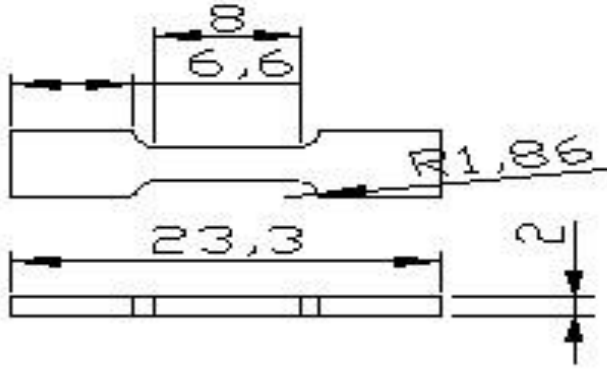


Resim 4.3. Darbe test numunelerin üretiminde kullanılan toz presleme kalıbı

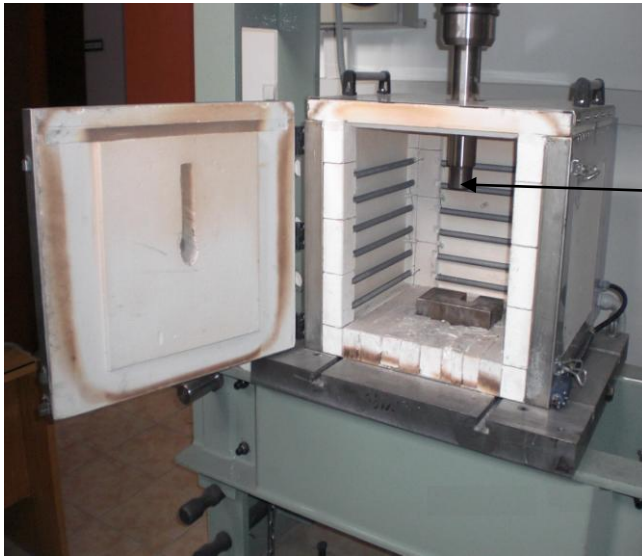
Tozların kalıplar içerisinde düzgün bir şekilde dağılmasına dikkat edilmiştir. Bunun için, Resim 4.1 ve Resim 4.2’ de gösterilen alt plakalar kalıba yerleştirilmiş ve üst boşluktan tozlar boşaltılmıştır. Ardından tozların düzgün dağılması için kalıp bir süre titreşime tabi tutulmuştur. Daha sonra üst baskı zımbası yerleştirilmiş ve kalıp, Resim 4.5’ de gösterilen presleme ünitesine yerleştirilmiştir. Tüm numunelerin presleme basıncı her presleme kalıbında 600 MPa olarak, oda sıcaklığında ve tek eksenli olarak gerçekleştirilmiştir.



Resim 4.4. Darbe test numunesinin boyutları



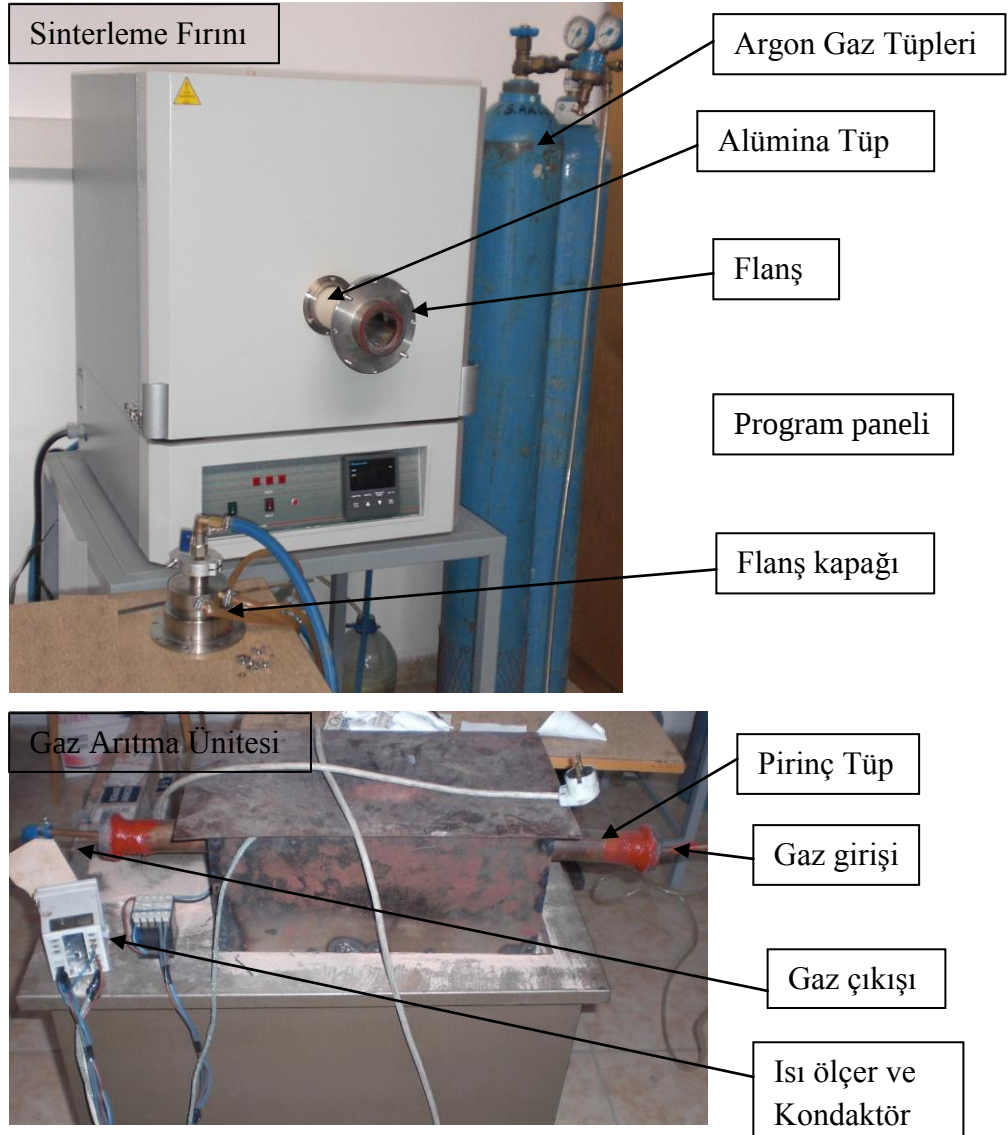
Resim 4.5. Mikro çekme test numunesinin boyutları



Resim 4.6. Presleme cihazı

4.3. Sinterleme

Farklı kimyasal bileşimlerde hazırlanan ve kalıplarda ham olarak biçimlendirilmiş numunelerin sinterleme işlemleri Resim 4.6' da gösterilmiş yüksek sıcaklık fırınlarında gerçekleştirilmiştir.



Resim 4.7. Sinterleme Fırını ve Gaz Arıtma Ünitesi

Sinterleme işleminde amaç, sıkıştırılan toz partikülleri arasında difüzyon bağı oluşturmak ve partiküller arasındaki gözeneklerin miktarını azaltmaktır. Sinterleme işleminde numunelerin karbonca fakirleşmeleri ve ortamdaki oksijenle tepkimeye girerek oksitlenmelerini engellemek amacıyla %99.99 saflıktaki Argon gazı kullanılmıştır.

Çoğu metal ve metal esaslı malzemeler oksijenle tepkimeye girmeye yatkındırlar. Bu, çoğunlukla istenmeyen bir durumdur. Numunelerin sinterlenme sırasında

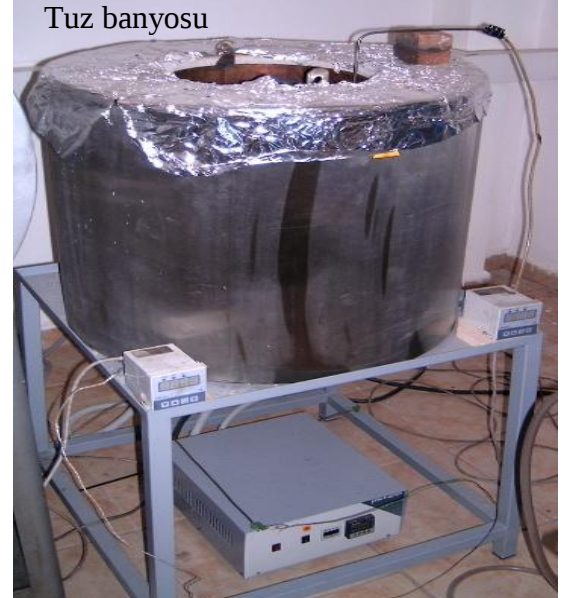
engellemek amacıyla Resim 4.6' da görülen gaz arıtma ünitesi kullanılmıştır. Gaz arıtma ünitesindeki pirinç tüpün içerisindeki 450 °C' ye ısıtılan bakır talaşlarının ve sinterleme fırınının içerisindeki sünger titanyum tozları sayesinde oksijenin bu maddelerle tutulması sağlanarak sinterlenen numunenin oksitlenmesi en aza indirilmiştir.

Numuneler fırın içerisinde homojen sıcaklık bölgesine yerleştirildikten sonra alümina tüpün kapağı argon gazı girişine müsaade edilecek şekilde flanş kapakla kapatılmış ve gaz izalasyonu için kapağın etrafı yüksek sıcaklıklara dayanıklı sıvı conta ile izole edilmiştir.

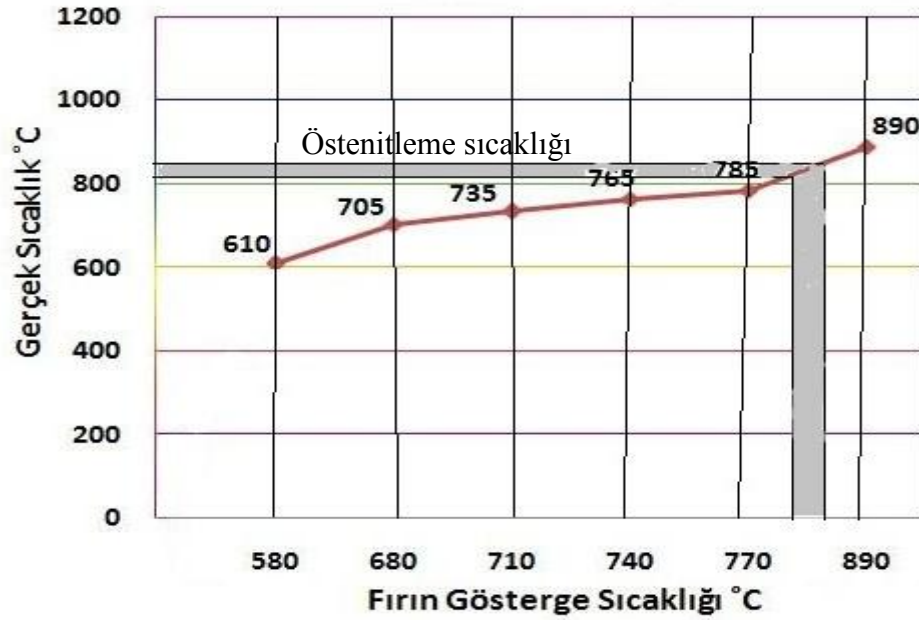
Sinterleme fırını 20 °C/dk lık artış hızıyla 400 °C/dk 1 dk bekleme sonrası 15 °C/dk artış hızıyla sıcaklık 800 °C' e 1 dk bekleme sonrası 8 °C/dk artış hızıyla sıcaklık 1150 °C' de 20 dakika bekletildikten sonra, 8 °C soğutma hızıyla oda sıcaklığına soğutululacak şekilde programlanmıştır. Tüm numunelerin sinterleme işlemleri aynı şartlar altında gerçekleştirilmiştir.

4.4. Östemperleme Isıl İşlemleri

Sinterlenmiş numunelere, bu çalışmanın amacı olan östemperleme ısı işlemleri uygulanmıştır. Östemperleme ısı işlemleri Resim 4.7' de gösterilen ısı işlem fırını ve tuz banyosu düzeneği kullanılmıştır. Resim 4.7' de gösterilmiş ısı işlem fırının da numunelerin östemperleme işlemleri yapılmıştır. Bu amaçla öncelikle fırın gerçek ve homojen sıcaklık bölgeler, harici bir ısı çift (termo-couple) ile belirlenmiş ve sıcaklık Şekil 4.1' deki sıcaklık çizelgesi sağlanmıştır. Grafikten de görülebileceği gibi düşük sıcaklıklarda sıcaklık farkı 20 °C iken fırın sıcaklığının artmasıyla bu fark azalmıştır. Bu çalışmada olduğu gibi pek çok ısı işlem çalışmalarında bu tip bir fırın sıcaklık muayenesi son derece önemlidir.



Resim 4.8. Östempirleme ısıtım fırını ve tuz banyosu düzeneği



Şekil 4.1. Fırın gösterge sıcaklığı ile gerçek sıcaklık arasındaki ilişki

TM-DA numunelerinin östenitleme sıcaklığı 825 °C, diğer numuneler ise 850 °C olarak seçilmiştir. Tüm numunelerde östenitleme süresi 6 dk olarak uygulanmıştır. Numunelerin östenitleme süresi kısa tutulmasının nedeni fırında koruyucu bir atmosferin olmamasıdır. Ayrıca bazı numunelerde östenitleme işlemi sonrasında metalografik incelemelerde yüzeyde ciddi bir oksitleme ve/veya dekarbürlemenin olmadığı görülmüştür.

Östenitlenen numunelerde ise Resim 4.7' de görülen tuz banyosunda östemperlenmiştir. Numunelerin östemperleme sıcaklıkları TM-DA için 450 °C, diğer numuneler için 350 °C olarak seçilmiştir. Bu sıcaklıklarda tüm numunelerin östemperleme süresi ise 15, 30, 60, 90, 120 dk olarak seçilmiştir.

4.5. Mikroyapı İncelemeleri

Isıl işlemlerden sonra numunelere klasik zımparalama, parlatma ve dağlama işlemleri uygulanmıştır. Zımparalama işlemi, kesme veya taşlama sırasında numunenin içyapısında meydana gelen deformasyon kaynaklı yapı değişikliğinin yok edilmesi ve yüzeyden mikroskobik görüntü alınabilmesi için inceleme yapılacak yüzeyi parlatmaya hazır hale getirmek için pürüzlülüğü azaltma işlemidir. Zımparalama işlemi net bir görüntü elde edebilmek için yapılan en önemli basamaktır. Zımparalama büyük hassasiyet göstererek yapılması gerekmektedir. Çünkü daha sonraki basamaklarda içyapıda meydana gelen değişiklikleri gidermek zaman almakta ya da ihmal edildiğinde yanlış anlamalara yol açmaktadır. Zımparalama işlemi kaba aşındırmadan inceye zımparaya doğru yapılmalıdır. Zımparalama işlemi yaparken sürtünme kuvvetinden kaynaklanan ısınmayı önlemek amacıyla soğutucu sıvı kullanılmalıdır. Aşındırıcı olarak SiC zımpara diskleri kullanılmıştır. Numunelerin zımparalama işlemleri Resim 4.8' de görülen cihaz ile gerçekleştirilmiştir.



Resim 4. 9. Zımparalama cihazı

Zımparalama işlemi sonrasında, dağlamaya hazır hale getirmek amacıyla numuneler parlatılmıştır. Parlatma işlemi numuneler de mikro yapı sağlamak için yapılan hazırlıkların son basamaklarındanıdır. Parlatma işlemi numunelerin zımparalama sonrası yüzeylerinde oluşan çiziklerin kaldırılması amacıyla yapılan işlemdir. Parlatma işlemi Resim 4.8’ de görüldüğü gibi dönen bir disk üzerine parlatma çuha kaplanarak yapılır. Çuha yüzeyine parlatma sıvısı olarak 3–6 μm elmas pasta uygulanmış ve numunenin zımparalanan yüzeyi bu çuha üzerine bastırarak parlatılmıştır. Yaklaşık olarak 5-8 dakika arasında parlatma işlemine tutulan numunelerde istenen pürüzsüzlük sağlamaktadır. Parlatma işleminden sonra numune önce su ve daha sonra alkol ile temizleme ve kurutma işlemine tabi tutulmuştur.



Resim 4.10. Parlatma cihazı

Mikroyapının açığa çıkması için son aşama dağlamadır. Parlatılmış numunelerde dağlama için % 2'lik nital solüsyonu kullanılmıştır. Dağlama süresi numunelerde kimyasal bileşime bağlı olarak 3–10 sn arasında seçilmiş ve bu süreler sonunda numunelerde artık dağlayıcının yüzeyden uzaklaştırılması için su ve etil alkol kullanılmıştır.

Mikroyapı incelemelerinde JEOL JSM-6060LV marka Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. (Resim 4.10) Numuneler içerisindeki faz, alaşım ve yapıların belirlenmesinde SEM cihazına entegre edilen EDS cihazı yardımı ile EDS görüntüleri elde edilmiştir.



Resim 4.11. JEOL JSM-6060LV Tarama Elektron Mikroskobu (SEM)

4.6. Mekanik Testler

4.6.1. Mikro ve makro sertlik ölçümleri

Numuneler zımparalama, parlatma ve dağlama işlemlerinden sonra mikroyapıda oluşan faz ve yapıların sertlik ölçümü HMV, SHIMADZU sertlik ölçüm cihazında yapılmıştır. Mikrosertlik ölçümünde 10 g'lık yük kullanarak Vickers (HV0,01) cinsinden belirlenmiştir. (Resim 4.11) Makrosertlik olarak 2 kg'lık yük kullanılarak vickers (HV2) cinsinden belirlenmiştir. Her bir numuneden mikro ve makro sertlik ölçümleri için en az 15 ölçüm yapılmıştır. Mikrosertlik belirlenirken makrosertlikte

gibi genel olarak değil her fazdan ölçüm alınmış ve aritmetik ortalaması alınarak ve standart sapmalar hesaplanmıştır.



Resim 4.12. Sertlik ölçüm cihazı (HVM)

4.6.2. Darbe deneyleri

Standartlara göre hazırlanmış darbe deneylerinin testleri Resim 4.12' de görülen Instron-Wolpert marka darbe cihazında çentik açılmadan gerçekleştirilmiştir. Darbe testleri için 150 Joule'luk çekiç kullanılmıştır. Tüm testler aynı şartlarda ve oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Her östemperleme zamanını için her numune de verilerin ortalama alınmış ve standart sapma verileri elde edilmiştir.



Resim 4.13. Darbe Testi Cihazı

4.6.3. Çekme deneyleri

Standartlarına göre hazırlanmış çekme deneyleri SHIMADZU 50 kN kapasiteli çekme test cihazında, 2 mm/dk çekme hızında oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. (Resim 4.13) Çekme testi verileri gerçek gerilme (MPa)- Gerçek uzama (%) oranı olarak belirlenmiştir.



Resim 4. 14 Çekme Testi Cihazı

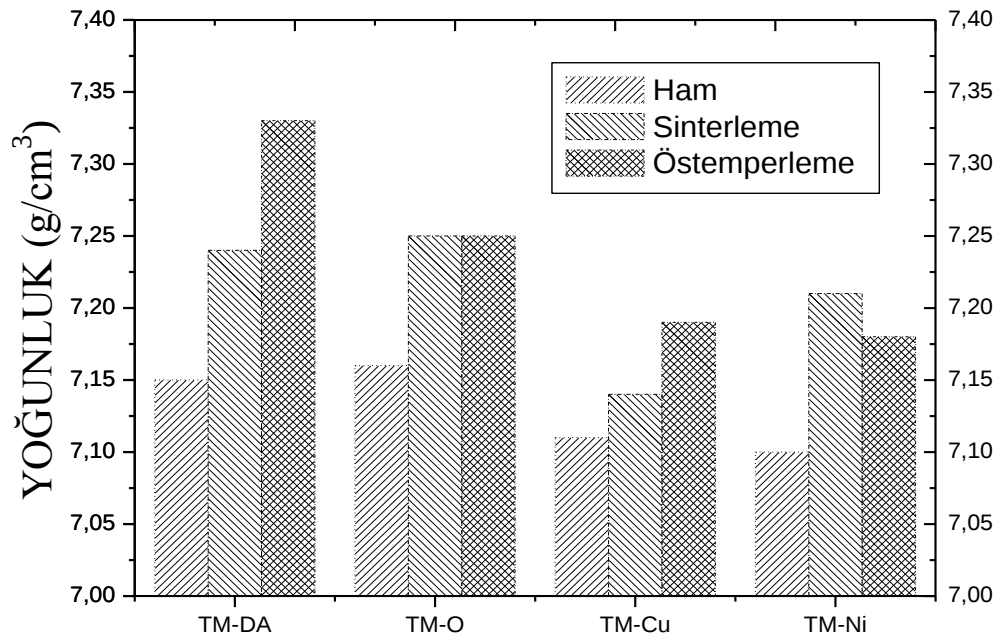
4.7. Kırık Yüzey İncelemeleri

Çekme ve darbe testi yapılmış tüm numunelerde kırılma modlarının belirlenmesi için, kırık yüzeyler JEOL JSM-6060LV marka SEM cihazında görüntülenmiştir. Böylece kırılma yüzeyleri incelemiş ve kırılma modlarındaki değişimleri tespit edilmiştir. Oksitlenme riskinden dolayı kırık yüzeyler çekme ve darbe testlerinden hemen sonra inceleme yapılmıştır.

5. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

5.1. Yoğunluk

Farklı kimyasal bileşimlere sahip numunelerin sinterleme öncesi (ham), sinterleme sonrası ve östemperleme ısı işlemi sonrası yoğunlukları Şekil 5.1 ve Çizelge 5.1’ de verilmiştir. Östemperleme sonrası verilen yoğunluklar, farklı östemperleme süreleri sonunda ölçülen ortalama yoğunluk değerleridir.



Şekil 5.1. Numunelerin yoğunluk değişim grafiği

Çizelge 5.1. Numunelerin yoğunluk değerleri tablosu

Numune	Yoğunluk,(g/cm ³)		
	Ham	Sinterleme	Östemperleme
TM-DA	7,15	7,24	7,33
TM-O	7,16	7,25	7,25
TM-Cu	7,11	7,14	7,19
TM-Ni	7,10	7,21	7,18

TM-DA numunelerinin ham yoğunluk değeri $7,15 \text{ g/cm}^3$ TM-O' nun ham yoğunluk değeri ise $7,16 \text{ g/cm}^3$ olup bu numunelerin ham yoğunluk değerleri hemen hemen birbirine yakın ve en yüksek olduğu görülmektedir. Bu numunelerden daha düşük benzer durum ham yoğunluklara sahip olan TM-Cu ve TM-Ni numunelerinin ham yoğunluk değeri, sırasıyla $7,11$ ve $7,10 \text{ g/cm}^3$ tür.

Numunelerin sinterleme sonrası yoğunlukları, Çizelge 5.1 ve Şekil 5.1' den görülebileceği gibi ham yoğunluklara göre daha yüksektir. Bu beklenen bir durumdur [135]. Sinterlenmiş numunelerden en yüksek yoğunluk değeri yine TM-DA ve TM-O numunelerinde elde edilmiş ve yoğunluk değeri sırasıyla $7,24$ ve $7,25 \text{ g/cm}^3$ olarak gerçekleşmiştir. Bu numunelerde, yoğunluğun artmasının temel nedeni, kalıp içerisinde sıkıştırılabilirliklerinin yüksek olması gösterilebilir. TM-Cu ve TM-Ni numunelerinde sinterleme sonrasında yoğunluk değerleri düşük çıkmıştır. TM çeliklerde Cu ilavesinin sinterleme işlemi sırasında hacimsel genişlemeye neden olduğu bilinmektedir [121]. Bu nedenle bu çalışmada da TM-Cu numunelerinde sinterleme yoğunlukları en az gerçekleşmiştir. Sinterleme yoğunluğu bu numuneden düşük çıkan diğer numune ise TM-Ni' dir. Ni içeren TM numuneleri hacimsel büzülme etkisi yapmasına rağmen sinterleme esnasında Ni'in östenit-Fe içinde çözünmesi durumunda yerinde gözenek bırakabilir [136]. Bu da yoğunluk değerini düşürebilir.

Östemperleme sonrası yoğunluktaki artış TM-DA ve TM-Cu numunelerinde gerçekleşmiştir. Östemperleme ısıt işlemleri sonrası yoğunluk artışının nedeni, muhtemelen bazı faz dönüşümlerinden kaynaklandığı görülmektedir. Bu durum ilerde mikroyapı incelememelerinden sonra tekrar tartışılacaktır.

Bakır ilavesi genel olarak sıvı faz sinterlemesi esnasında gözenekleri doldurur [118], bakır aynı zamanda hacimsel olarak genişlemektedir [121]. Çizelge 5.1 ve Şekil 5.1' de içerisinde Çizelge 4.2'de görülen bakır bulunan malzemeler de (TM-DA, TM-Cu) uygulanan ısıt işlemle yoğunluk artışı olduğu görülmektedir. İçerisinde bakır olan numunelerin yoğunluk artışı bakırın toz taneleri ve toz taneleri arası boşluklara doğru

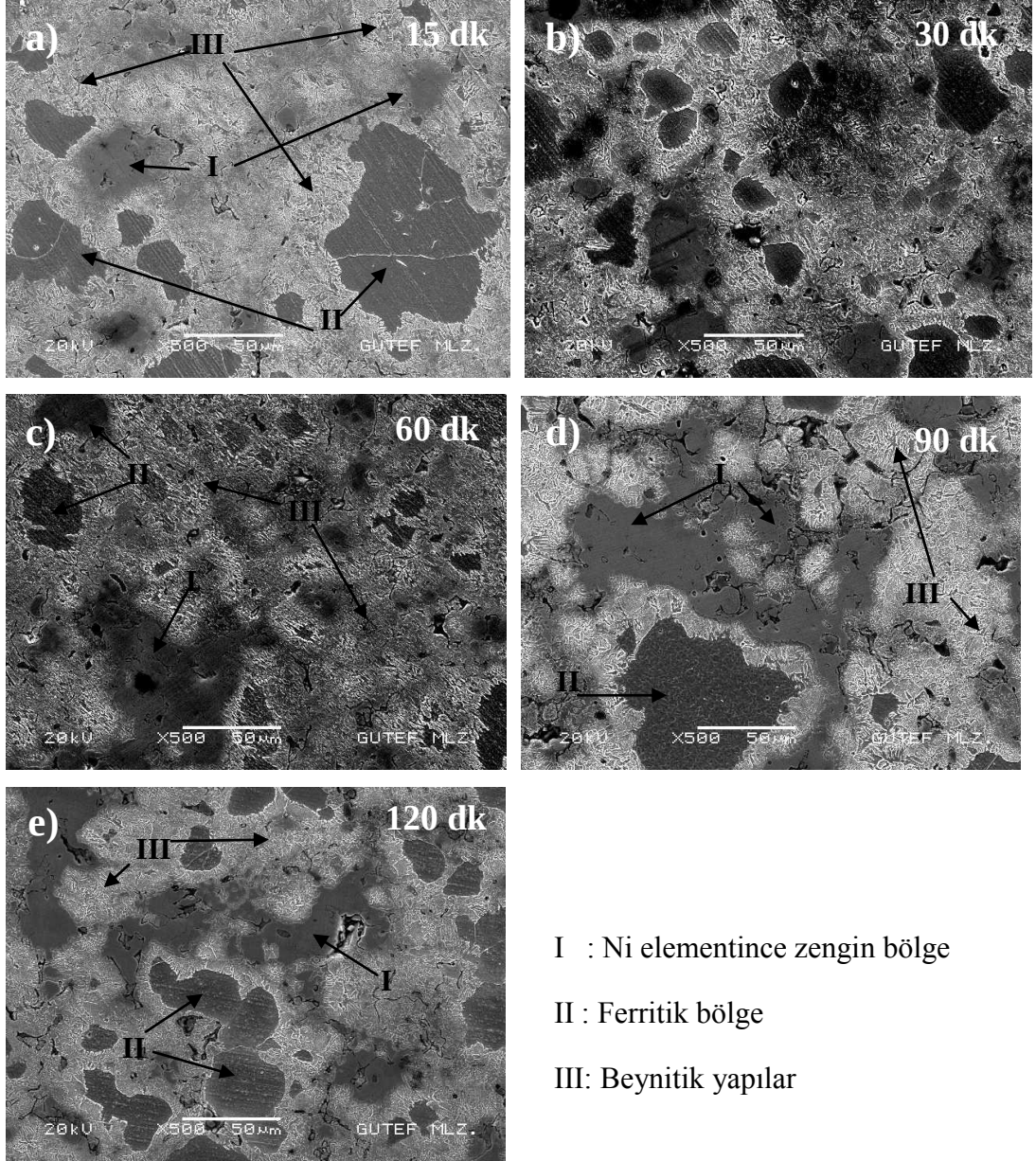
hareket etmeleri ile malzemelerin hacimsel olarak genişlemesine neden olmuş olabilir.

5.2.Östemperleme Isıl İşlemleri Sonrası Mikroyapı

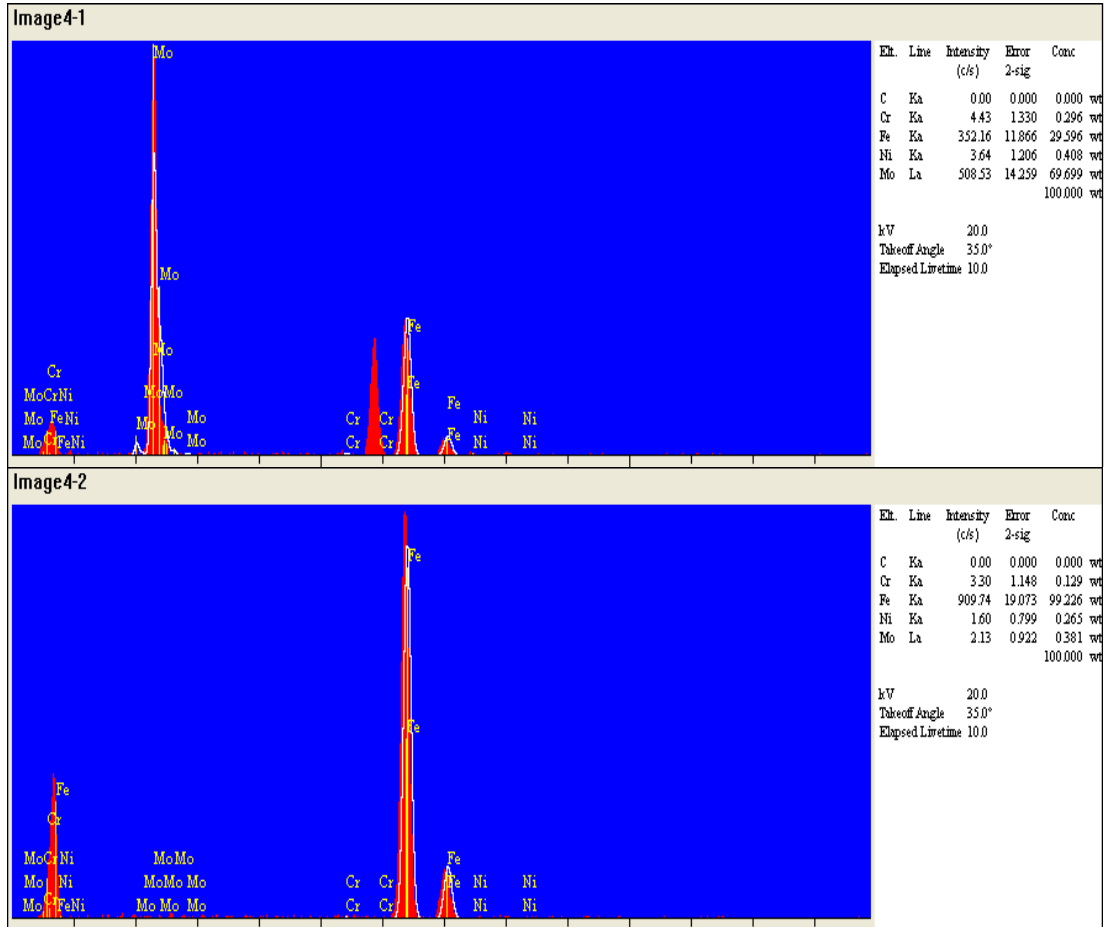
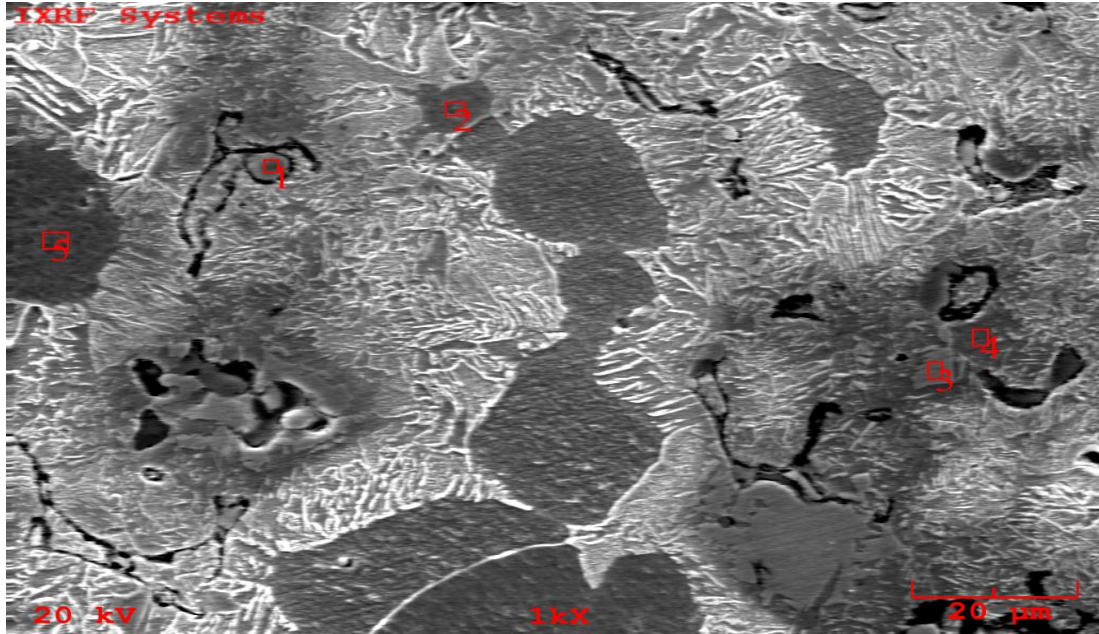
Aynı şartlarda sinterlenmiş tüm numuneler, Resim 4.7' de görülen ısıtım fırını ve tuz banyosunda östemperleme işlemleri yapılmıştır. Östemperleme ısıtım işlemi sonrası numunelerin mikroyapıları Resim 5.1 - Resim 5.8.' de verilmiştir.

Östemperleme ısıtım işlemi sonucu izotermal dönüşüm oluşurken mikroyapı fotoğraflarında östemperleme işlemi uygulanan malzemeler ısıtım etkisi ile ilave edilen alaşım elementlerinin difüzyonu olduğu görülmektedir. TM-DA numuneleri östemperleme ısıtım işlemi ile izotermal dönüşüm sonucu mikroyapıda kısmen beynitik yapıların oluştuğu görülmektedir. Bununla beraber, ferritik yapılar, Ni'ce zengin bölgeler ve çözünmemiş Mo'li yapıların varlığı görülmüştür.

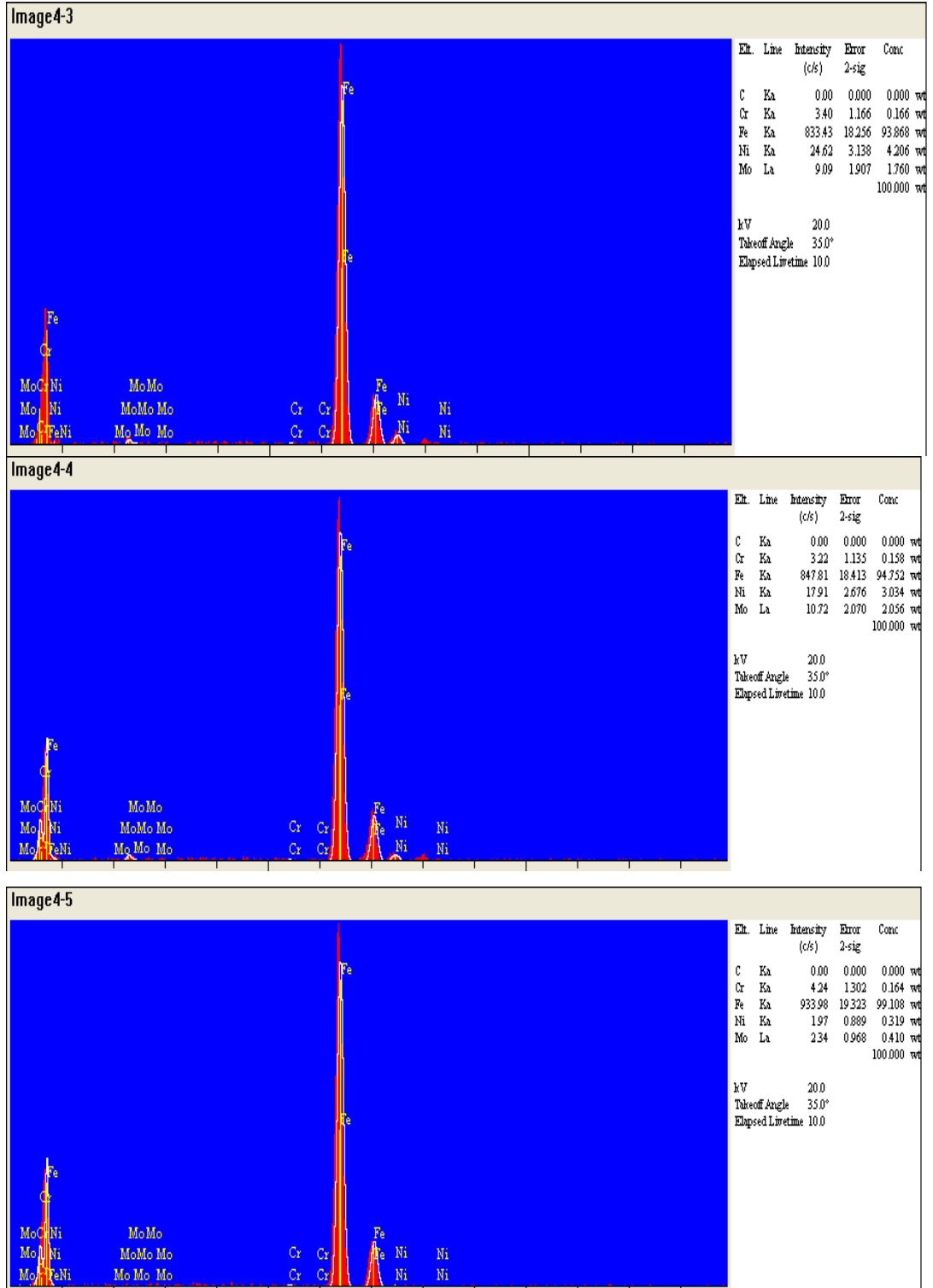
Resim 5.1' de TM-DA numunelerinin mikroyapılarında görülen I numara ile belirtilen bölgeler Ni elementince zengin bölgeleri göstermektedir. II numara ile belirtilen bölgelerde ferrit (α) bölgeler olduğu III numara ile gösterilen bölgelerin ise izotermal dönüşüm sonucunda beynitik yapıların olduğu anlaşılmaktadır. Özellikle Ni'ce zengin alanlar ile çözünmemiş Mo'nin ve ferritik bölgelerin varlığı EDS analiz sonuçlarından anlaşılmaktadır (Resim 5.2).



Resim 5.1. Farklı sürelerde östemperlenmiş TM-DA numunelerinin SEM mikroyapı görüntüleri



Resim 5.2. TM-DA numunelerinde 90 dk östemperleme ısıt işlemleri uygulanan numunenin mikroyapısında EDS analizleri belirlenmiş alaşım elementleri



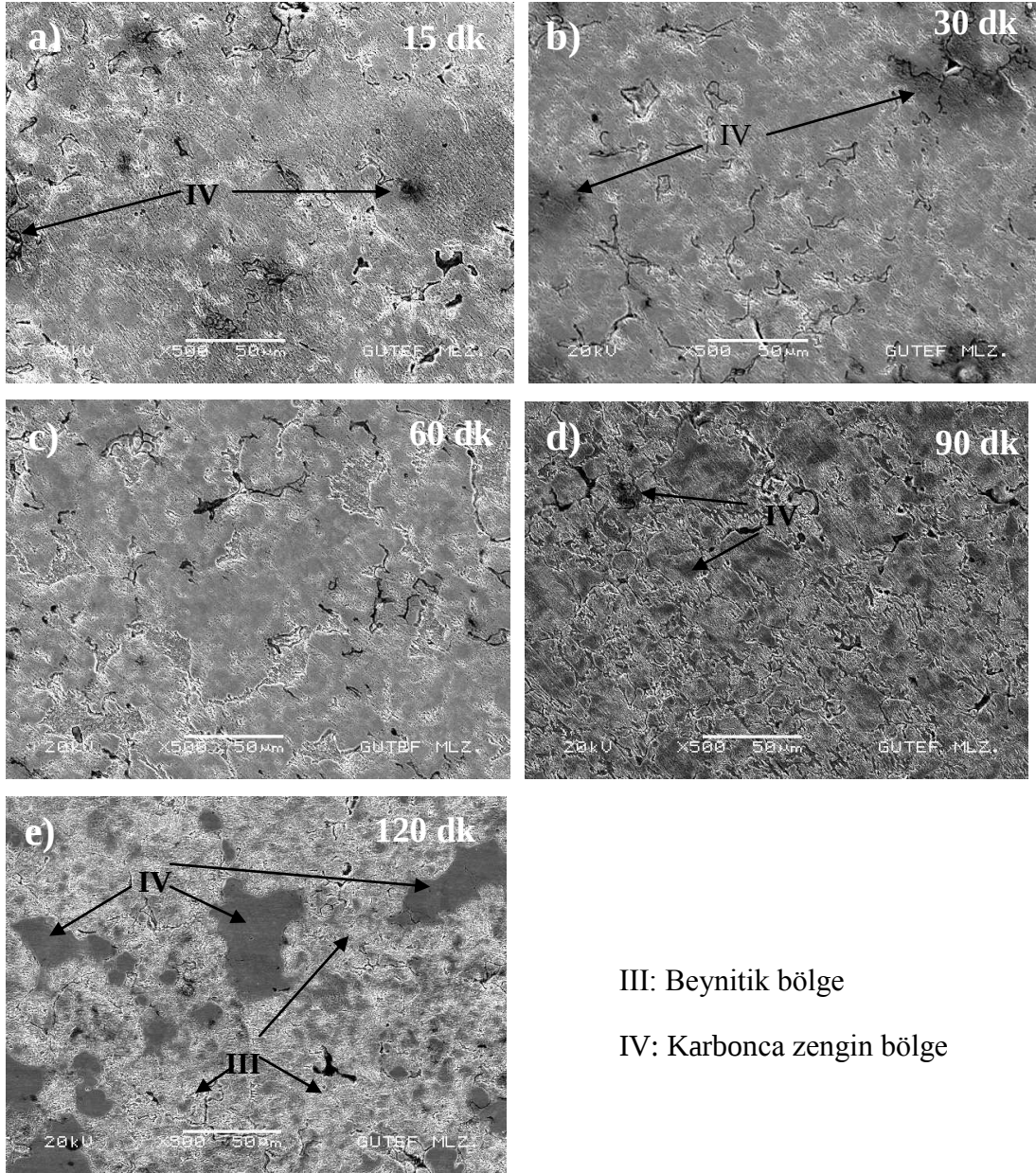
Resim 5.2. (Devam) TM-DA numunelerinde 90 dk östempirleme ısıt işlemleri uygulanan numunenin mikroyapısında EDS analizleri belirlenmiş alaşım elementleri

Östemperlemiş TM-DA tümünde ferritik alanların görünme nedeni, bu numunelerin östemperleme öncesi östenitleme sıcaklığının düşük seçilmiş olmasından kaynaklanmaktadır. Çünkü seçilen 825 °C de östenitleme sıcaklığı, muhtemelen bu numunelerin Ac₃ sıcaklığının altında kalmasına neden olmuştur. Bununla beraber, östemperleme ısısal işlemi (izotermal dönüşüm) süresinin artmasıyla ferrit (α) alanlarının azaldığı görülmektedir. Ancak östemperleme süresinin artmasıyla özellikle 90 dk östemperleme işlemi uygulanan numuneler de ferritik (α) bölgelerin arttığı, 120 dk östemperleme ile tekrar azalma gerçekleşmiştir.

Resim 5.1' de östemperleme sonrası TM-DA numunelerinde Ni'ce zengin alanların varlığı görülmektedir. Bu özellikle darbe özelliklerinin geliştirilmesinde yarar sağlayabilir. Östemperleme ısısal işlemi ile matris yapı içerisinde Ni'ce zengin bölgeler heterojen dağılım sergilemiştir. 90 dk östemperleme işleminden sonra Ni'ce zengin bölgelerin nispeten daha homojen olduğu görülmektedir.

Resim 5.3' de farklı sürelerde östemperlenmiş TM-O numunelerinin mikroyapıları verilmiştir. Bu alaşıma ait tüm numunelerde, TM-DA' da olduğu gibi belirgin ferritik alanların bulunmadığı görülmektedir. Bu alaşımın 15 dk süre östemperleme işlemi ile izotermal dönüşüm ile beynitik yapıları iğnemsî morfolojisinde olduğu görülmektedir. Muhtemelen bu sürede kısmen martensitik yapılarda oluşmuş olabilir. Artan östemperleme süresi ile beynitik yapıların varlığında bir azalma olmuştur.

İğnemsî yapılar, kısa süreli östemperleme ısısal işlemi ile oluşmuş ve östemperleme süresinin artmasıyla iğnemsî yapılar büyümüştür. C elementince zengin bölgeler, çözülebilme limitinin üzerine çıktığında görülmektedir. C'ca zengin bölgeler östemperleme süresinin artışı ile matris yapıda heterojen bir dağılım ve toz taneleri arası boşluklarda yığıldığı görülmektedir. Bu durum 60 dk östemperleme uygulanan numunelere kadar devam ederken 60 dk östemperleme ısısal işlemin uygulanan numunelerde karbonca zengin bölgeler görülmemektedir.

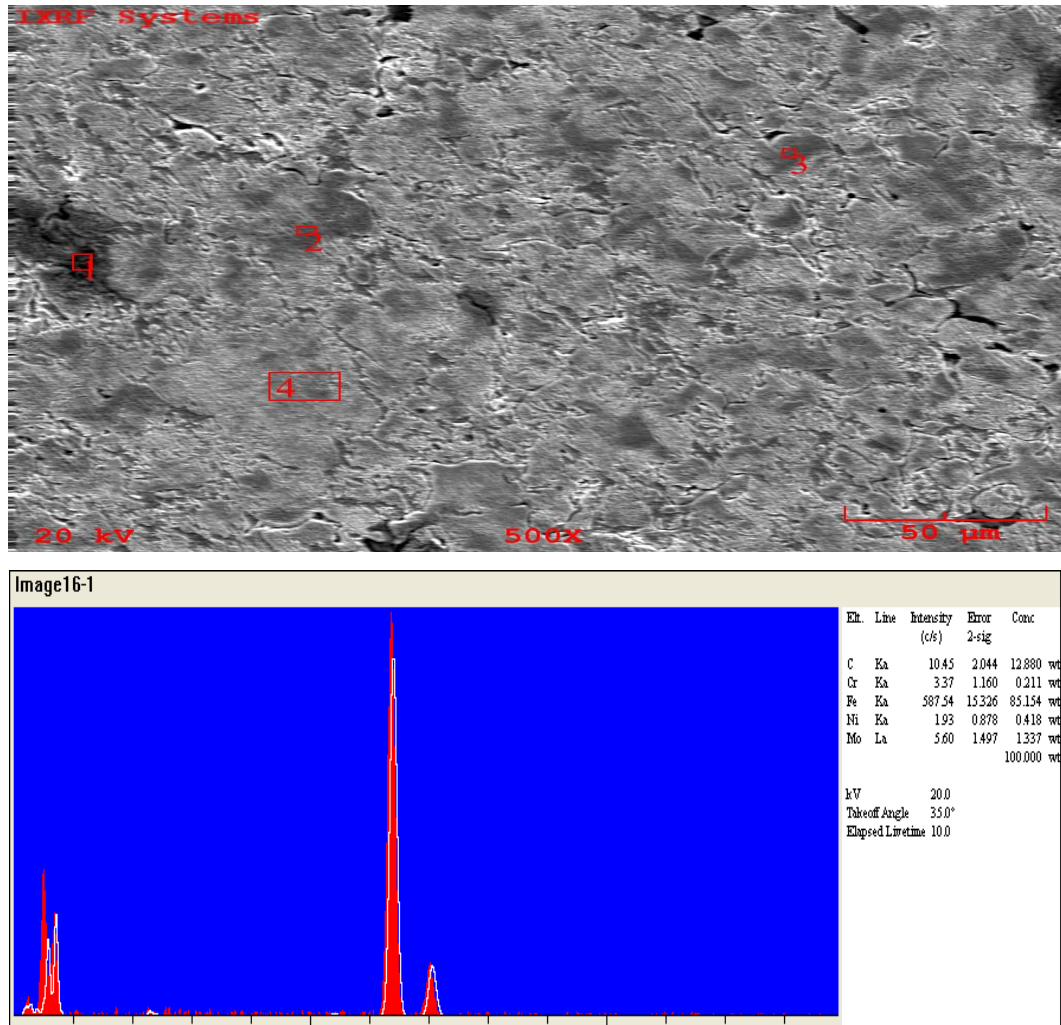


Resim 5.3. Farklı sürelerde östemperlenmiş TM-O numunelerinin SEM mikroyapı görüntüleri

Östemperleme süresinin artmasıyla 90 dk östemperleme uygulanan numuneler karbonca zengin bölgeler tekrar ortaya çıkmış küçük homojen şekilde mikroyapıya dağılmış olduğu görülmektedir. Östemperleme süresinin 120 dk çıkmasıyla mikro yapı içerisinde homojen olarak dağılan karbonlar birleşip bir araya gelerek daha büyük alanlar oluşturduğu, mikroyapı içerisinde de heterojen bir dağılım oluşturduğu ve toz taneleri arası boşlukları doldurduğu görülmektedir. Bu durum östemperleme

zamanına bağılı olarak östenitin ferrite dönüşümü esnasında östenit/ferrit arayüzeyi karbon atomları tarafından kontrol edilmesinden [138] kaynaklanmış olabilir.

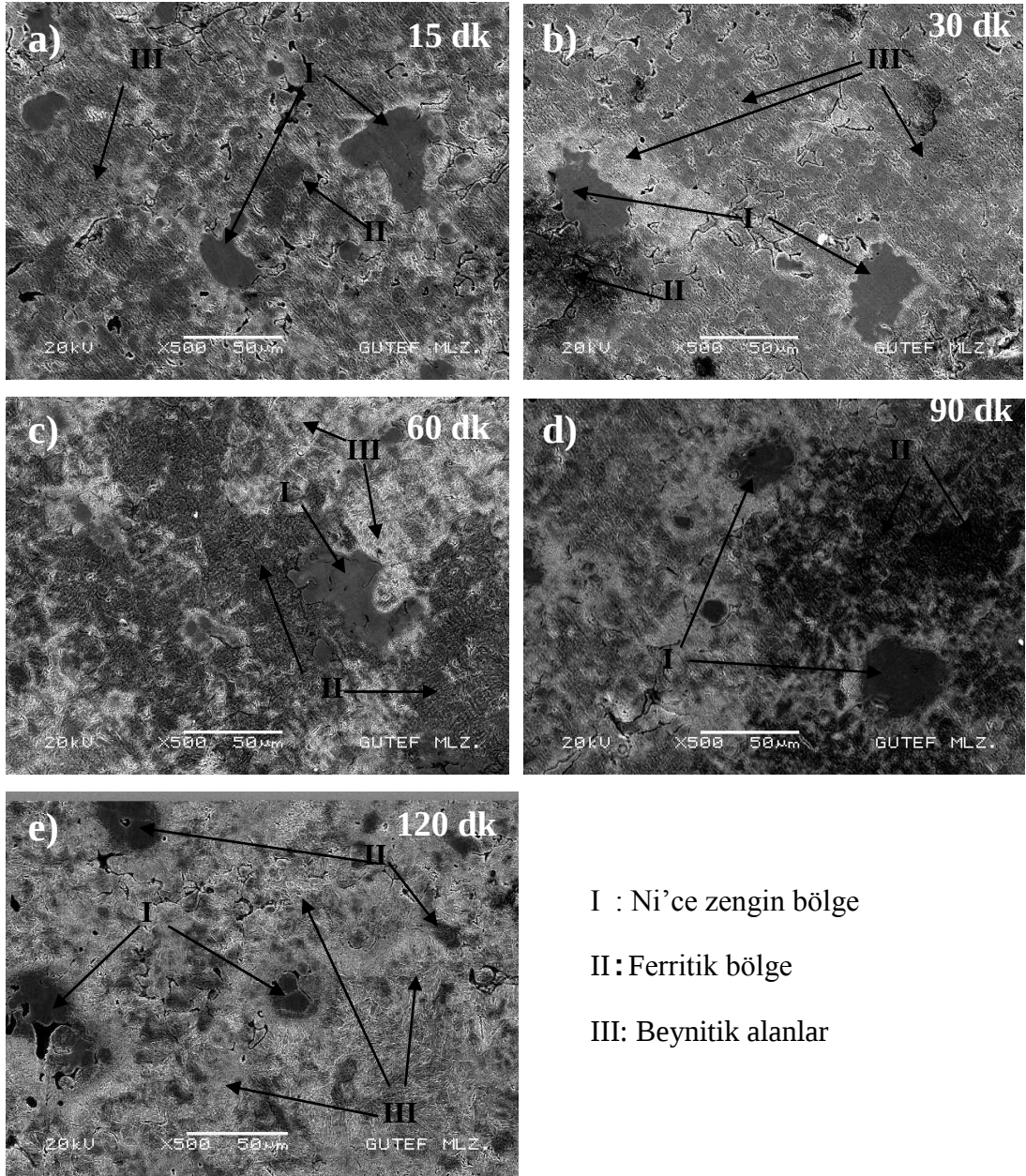
Resim 5.3' de III numara ile gösterilen bölgeler izotermal dönüşüm sonucunda beynitik yapılar görülmektedir. IV numara ile gösterilen bölgeler ise C'ca zengin bölgelerden olduğu görülmektedir. C'ca zengin bölgelerin varlığı Resim 5.4' de verildiği gibi EDS analizlerinden anlaşılmaktadır.



Resim 5.4. TM-O numunelerinde 90 dk östemperleme ısı işleme uygulanan numunenin mikroyapısında EDS analizleri belirlenmiş tamamen çözünmemiş C'ca zengin bölge (1nolu bölge)

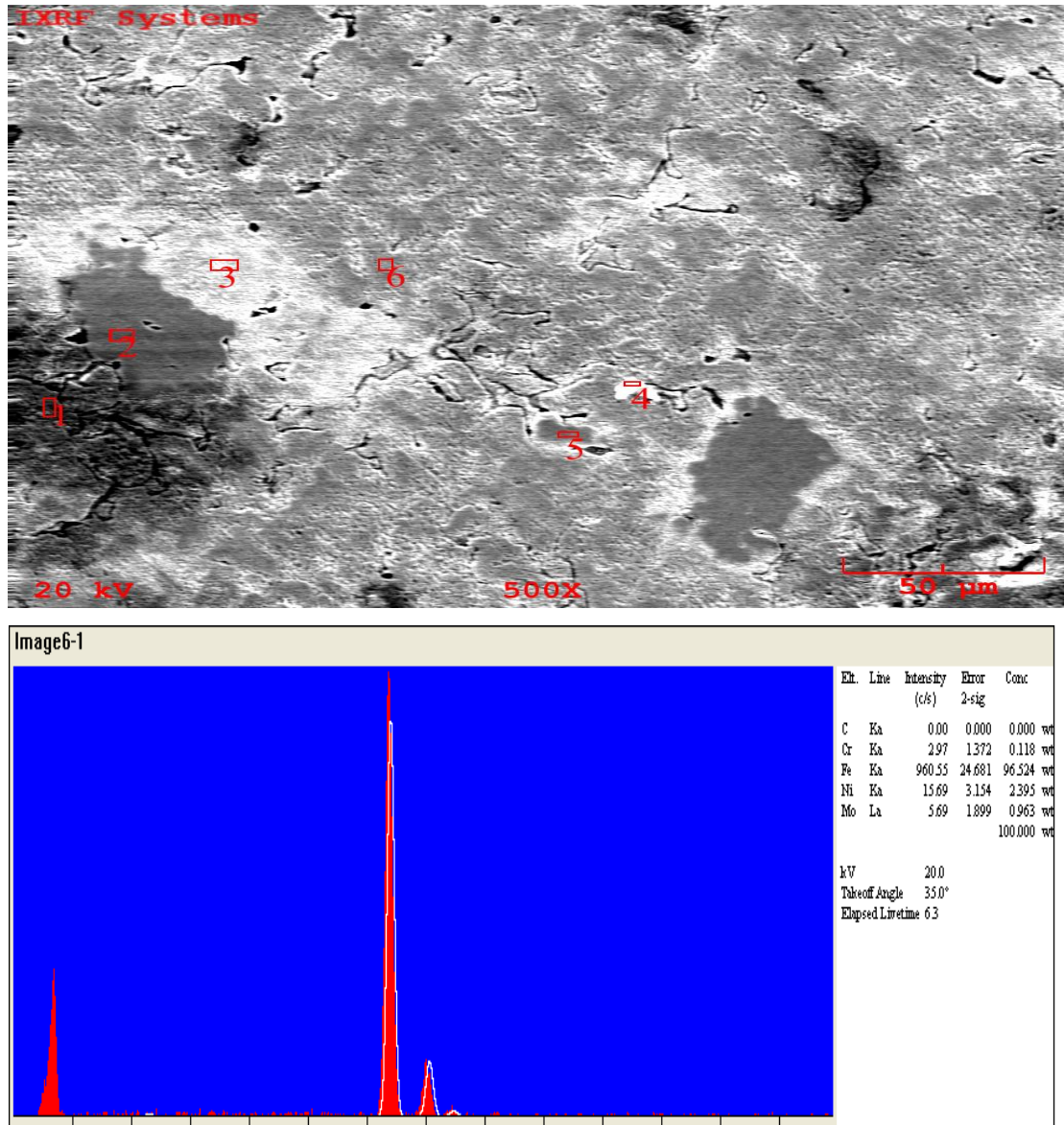
Resim 5.5' de farklı sürelerde östemperlenmiş TM-Ni numunelerinin mikroyapıları verilmiştir. Bu alaşıma ait tüm numunelerde, TM-O' da olduğu gibi belirgin C'ca

zengin alanların bulunmadığı anlaşılmıştır. Bunun muhtemel nedeni ilave edilen Ni'in bölgesel olarak yapıyı östenitlediği ve ilave edilen C elementlerinin önemli bir kısmının bu östenitik bölgelerde çözünmesinden kaynaklanmaktadır.

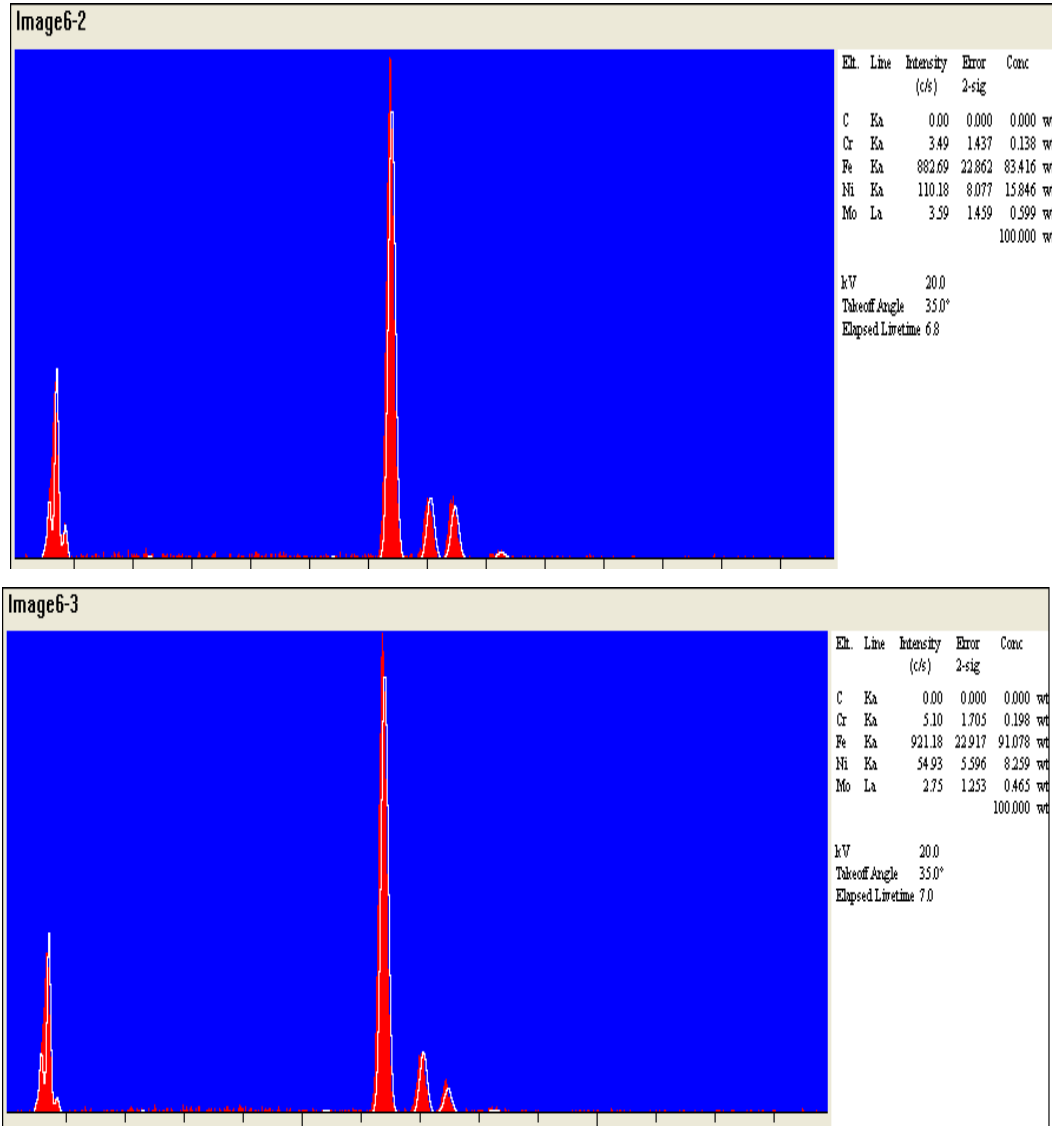


Resim 5.5. Farklı sürelerde östemperlenmiş TM-Ni numunelerinin SEM mikroyapı görüntüleri

Resim 5.6' da EDS element analizine göre Resim 5.5' de gösterilen I numara ile belirtilen yerler Ni elementince zengin bölgeleri, II numara ile belirtilen yerlerde ferritik bölgeleri, III numara ile gösterilen bölgede ise izotermal dönüşüm sonunda oluşan beynitik yapılar görülmektedir.



Resim 5.6. TM-Ni numunelerinde 30 dk östemperleme ısıt işlemleri uygulanan numunelerin mikroyapı fotoğrafı ve EDS analizlerinin fotoğrafları



Resim 5.6. (Devam) TM-Ni numunelerinde 30 dk östempirme ısııl işlemi uygulanan numunelerin mikroyapı fotoğrafı ve EDS analizlerinin fotoğrafları

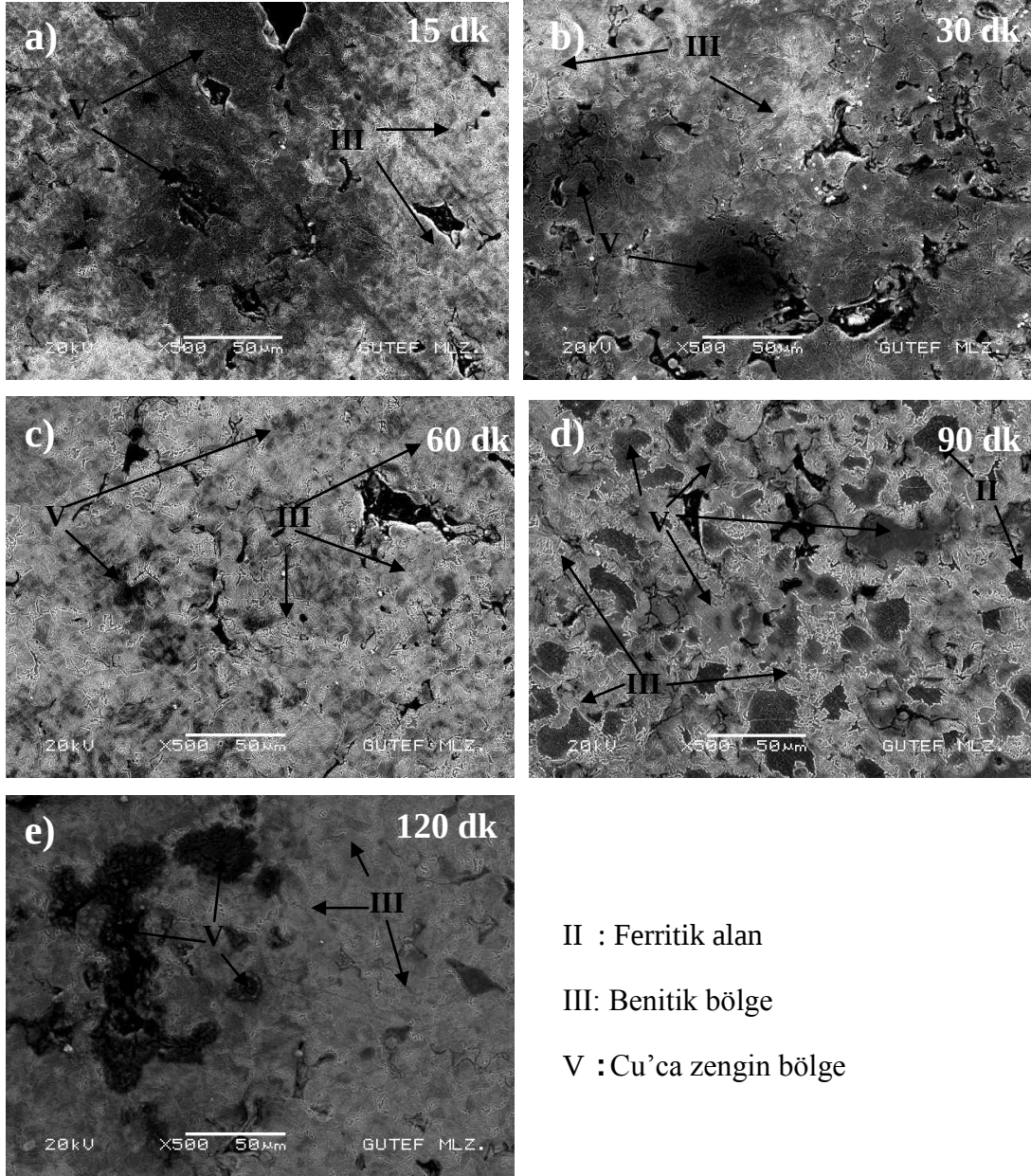
Kısa süreli östempirme sürelerinde beynitik matrisme martensitik bölgelerin tesbiti yapılamamıştır. Bazen temperlenmiş martensitin morfolojisi alt beynite çok benzediğinden bu ayırım kesin olarak yapılamamış olabilir. Ni'ce zengin alanlarda

artan östemperleme süresiyle östemperleme süresinde belirgin bir değişim görülmemiştir. Mikroyapıdaki gözlenemeyen değişimlerin mekanik özelliklere yansıdığı ileride sertlik, darbe ve çekme özelliklerine etkisi tartışılacaktır.

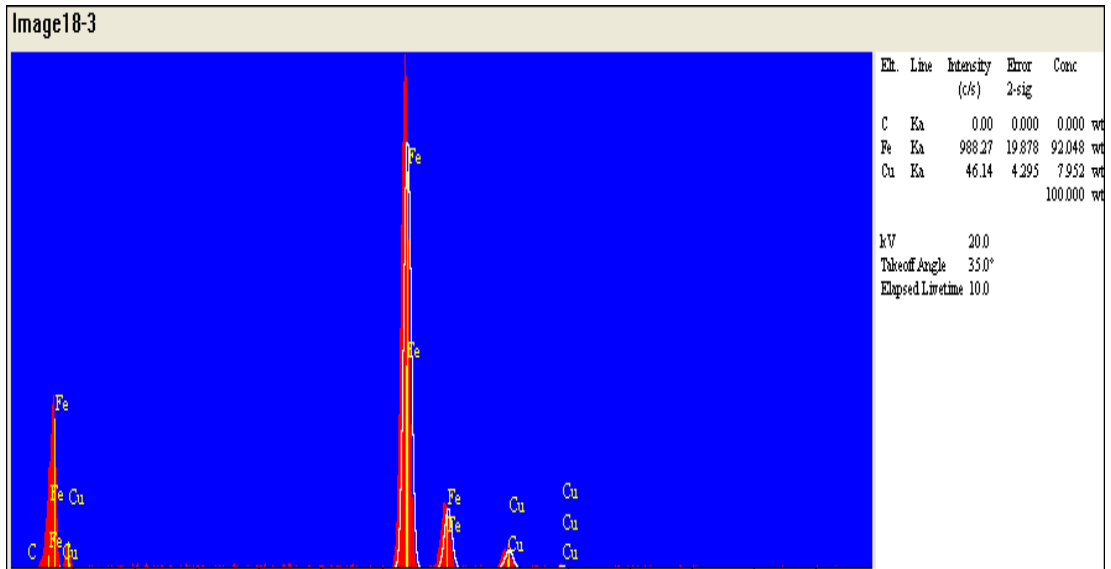
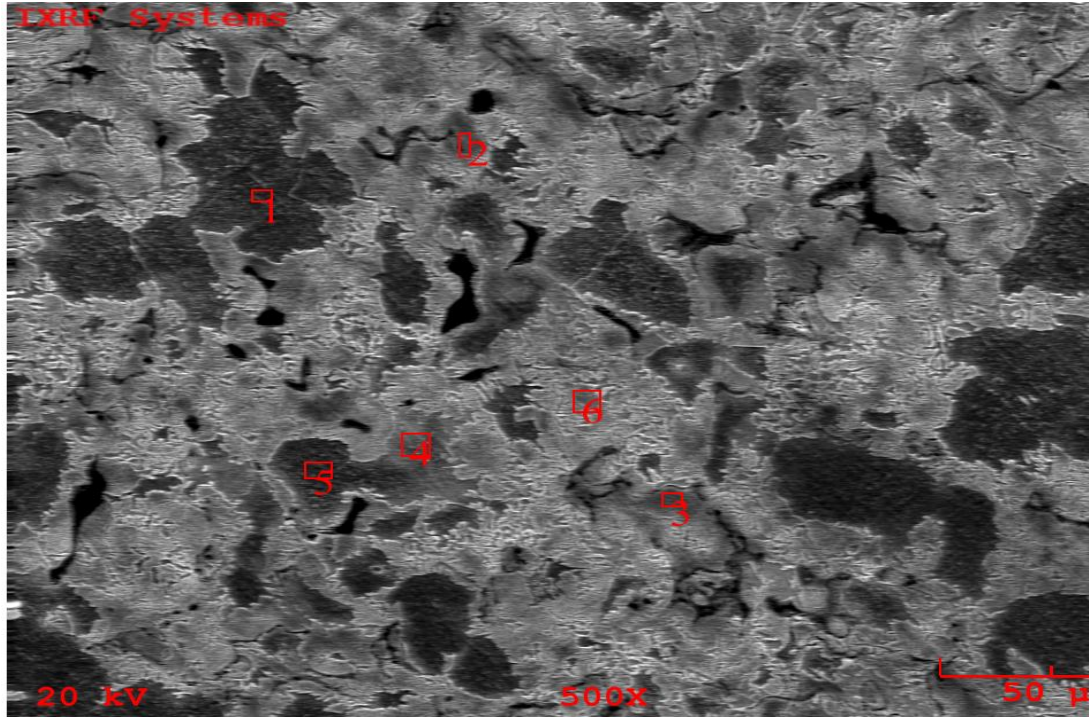
Resim 5.7' de TM-Cu numunelerine ait farklı östemperleme süreleri sonunda elde edilen mikroyapıları verilmiştir. Bu numunelerde de çoğunlukla beynitik yapının yanı sıra tamamen çözünmemiş Cu'lu bölgeler görülmüştür. Cu'ca zengin alanların varlığı EDS analiz yöntemi ile Resim 5.8' de verildiği gibi tesbit edilmiştir.

Resim 5.7' de EDS dağılım haritasına göre II numara ile belirtilen yerlerde ferritik alanlar, III numara ile belirtilen yerlerde ise izotermal dönüşüm sonucunda östemperle ısıtılma işlemi ile oluşan beynitik bölgeleri, V numaralı bölgelerde ise Cu'ca zengin bölgeleri görülmektedir.

TM-Cu numunelerde Cu'ın TM-Ni numunelerindeki Ni gibi matris yapıda tamamen çözünmediği görülmektedir. Aynı zamanda östemperleme süresine bağlı olarak Cu'ın dağılımının önemli ölçüde değişmediği söylenebilir. Ancak Cu'ın gözeneklerde ya da gözeneklere yakın bölgelerde varlığı dikkat çekmektedir. Bilindiği gibi TM çeliklere Cu ilavesinin sıvı faz sinterlemesine katkıda bulunmaktadır. Çoğunlukla TM çelik malzemelere sinterleme 1100 °C'nin üzerine yapılır. Bu durumda 1083 °C ergime derecesine sahip Cu bir kısmı çözünebilme limiti içerisinde östenit içerisinde çözünür, fazlası sıvı Cu fazı olarak gözenekler doldurur. Böylece TM çeliklerin mekanik özelliklerini geliştirir. Ancak Cu oranı TM çeliklere hacimce genleşme etkisi yaptığından % 5' den fazla katılmamaktadır.



Resim 5.7. Farklı sürelerde östempelenmiş TM-Cu numunelerinin SEM mikroyapı görüntüleri



Resim 5.8. TM-Cu numunelerinde 90 dk östemperleme ısı işlemleri uygulanan numunelerin mikroyapı fotoğrafı ve EDS analizlerinin fotoğrafları

Yine TM-Cu numunelerinde kısa süreli östemperleme sürelerinde martensitik fazların varlığı gözlemlenememiştir. Aynı zamanda tüm numunelerde mikro oluşum olan kalıntı östenitin tespiti için çalışma yapılmamıştır. Bunun için XRD çalışmalarına gereksinim vardır.

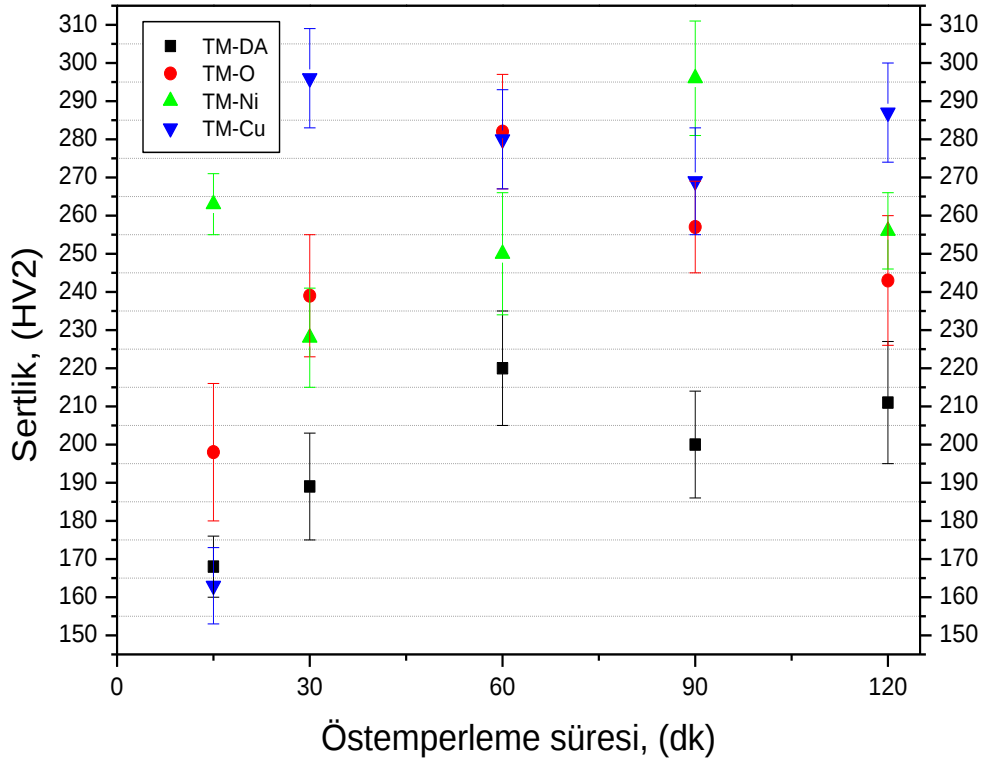
Cu'nun beynitik dönüşümü yavaşlatıcı etkisinden [125] dolayı östemperleme zamanının artmasıyla matris yapıyı oluşturan beynitik yapıların oluşmaya başladığı görülmektedir.

5.3. Sertlik

TM numunelerin östemperleme ısı işlemleri sonrası makro ve mikro sertlik değerleri ölçülmüştür. TM çelikleri gözenek ihtiva ettiklerinden mikro ve makro sertlik arasında ciddi farklılıklar olmaktadır. Elde edilen makro ve mikro sertlik sonuçları ayrıntılı olarak verilmiştir.

5.3.1. Makrosertlik

Numuneler östemperleme süresine bağlı olarak makro sertlik değişimleri ve ölçüm değerleri Şekil 5.2 ve Çizelge 5.2' de verilmiştir.



Şekil 5.2. Östemperleme süresine bağlı olarak makro sertlik (HV2) değişim grafiği

Çizelge 5.2. Makro sertlik değerleri tablosu

Östempereleme süresi (dk)	Makro Sertlik (HV2)			
	TM-DA	TM-O	TM-Ni	TM-Cu
15	168±8	193±18	263±8	163±10
30	189±14	239±16	228±13	296±13
60	220±15	282±15	250±16	280±13
90	200±14	257±12	296±15	269±14
120	211±16	243±17	256±10	287±13

Östempereleme süresine göre en düşük makro sertlik değeri genelde TM-DA numunelerinde en yüksek makro sertlik değeri ise TM-Cu numunelerinde gerçekleşmiştir. Artan östempereleme süresi ile sertlik değerinde genelde bir artış görülmektedir. Östempereleme süresinin artmasıyla mekanik özelliklerde iyileşme görülür [106,139,140]. Östempereleme ısı işlemi uygulanan malzemede matris yapıdaki beynitin oranı arttıkça numunelerin sertliğinde bir artış görülmektedir [141]. Çizelge 5.2 ve Şekil 5.2'den de görülebileceği gibi östempereleme ısı işlemi uygulanan numunelerde artan östempereleme süresi ile sertlikte genel olarak artış görülmektedir. TM-DA numunesi 15 dk östemperelendiğinde elde edilen sertlik 168 HV2 iken bu değer 60 dk östemperelendiğinde en yüksek 220 HV2 çıkmıştır. Numunelerin makro sertliği 90 dk östemperelendiğinde bir miktar düşüş görülmesine rağmen 120 dk östempereleme ile tekrar bir artış görülmektedir.

Çizelge 5.2 ve Şekil 5.2'den de görülebileceği gibi TM-O numunelerinde östempereleme süresine bağlı olarak makro sertlik değişimleri de TM-DA numunesi gibi gerçekleşmiştir. Ancak TM-O numunesinin makro sertlik değerleri TM-DA numunelerinden çok daha fazladır. Oysaki; TM-DA numunelerinde alaşım elementlerinin oranı daha fazla olmasına rağmen makro sertlik değerlerinin daha düşük çıkmasının nedeni ilave edilen grafit (C) oranının düşük olmasıdır. Çizelge 4.2' de TM-DA numunelerinin girafit oranı % 0,2 iken diğer numunelerinde % 0,8 dir. Bu nedenle sertlik östempereleme ısı işlemlerinde sertlik ve mekanik özellikleri üzerine alaşım elementlerinde C'un çok daha etkili olduğu

anlaşılmaktadır. TM-O numunesinde en düşük sertlik değeri olan 193 HV2 değeri 15 dk östemperleme ile sağlanırken bu değer 60 dk östemperleme sonucunda 282 HV2 değerine çıkmıştır. Daha sonra sertlik değeri artan östemperleme süresi ile azalmıştır. TM-DA ve TM-O malzemelerinde tüm östemperleme sürelerinde sertlik değerlerinde genelde birbirine benzer paralel davranış sergilediği görülmektedir. Artan östenit miktarına bağlı olarak yapı içerisinde karbonlar yer alabilir [141]. C içeriği zamana bağlı olduğu gibi östemperleme işleminde östenitin ferrite dönüşüm sürecinde ferrit/östenit arayüzü C atomlarının difüzyonu tarafından kontrol edildiği görülmüştür [138]. Bu durum Resim 5.3' de C elementinin ısının tesiri ile difüzyon olması sonucu C'ca zengin bölge oluşmasına ve toz taneleri arası boşlukları difüzyon sonucu karbonların doldurmasından kaynaklanabilir. Ayrıca TM-DA ve TM-O malzemelerinin alaşım oranlarının farklı olması ve TM-DA numunelerin de farklı olarak alaşım elementleri karbür çökeltisi oluşturmuş olabilir.

Östemperleme ısı işlemi uygulanan TM-Ni malzemelerinin makrosertlik değeri de Çizelge 5.2 ve Şekil 5.2' de görülmektedir. Buna göre 15 dk östemperleme uygulanan TM-Ni numunelerinin makrosertlik değeri 263 HV2 olduğu görülmektedir. Bu değer 15 dk östemperleme ısı işlemi uygulanan diğer malzemelere göre en yüksek değer olduğu görülmektedir. TM-Ni numunelerinde; 30 dk östemperleme ısı işlemi sonucunda en düşük makrosertlik değeri 228 HV2 olarak elde edilirken, bu değer 90 dk östemperleme uygulanması ile en yüksek 296 HV2 değerine ulaşmıştır. Bu değer tüm numuneler arasında en yüksek değerdir. Bu numunelerde sertlik değişimi diğer numunelerden çok farklı gerçekleşmiştir. Diğer numunelerde en düşük sertlik 15 dk östemperleme sonucunda gerçekleşirken TM-Ni numunelerinde ilk 15 dk östemperleme sonucunda sertlik değerinin yüksek olduğu (Çizelge 5.2 ve Şekil 5.2) görülmektedir. Ni elementi östemperleme hızını yavaşlatıcı [128] etkisinden dolayı 15 dk östemperlenmiş numunede göre sertlikte artış görülmesinin sebebi olabilir. Resim 5.5' de ilk 15 dk süre sonunda sert martensit alanlarının görülmeside bu durumu doğrular niteliktedir. Östemperleme çalışmalarında martensitik alanların görülmesi beynitik reaksiyonun tamamlanmadığını işaret etmektedir.

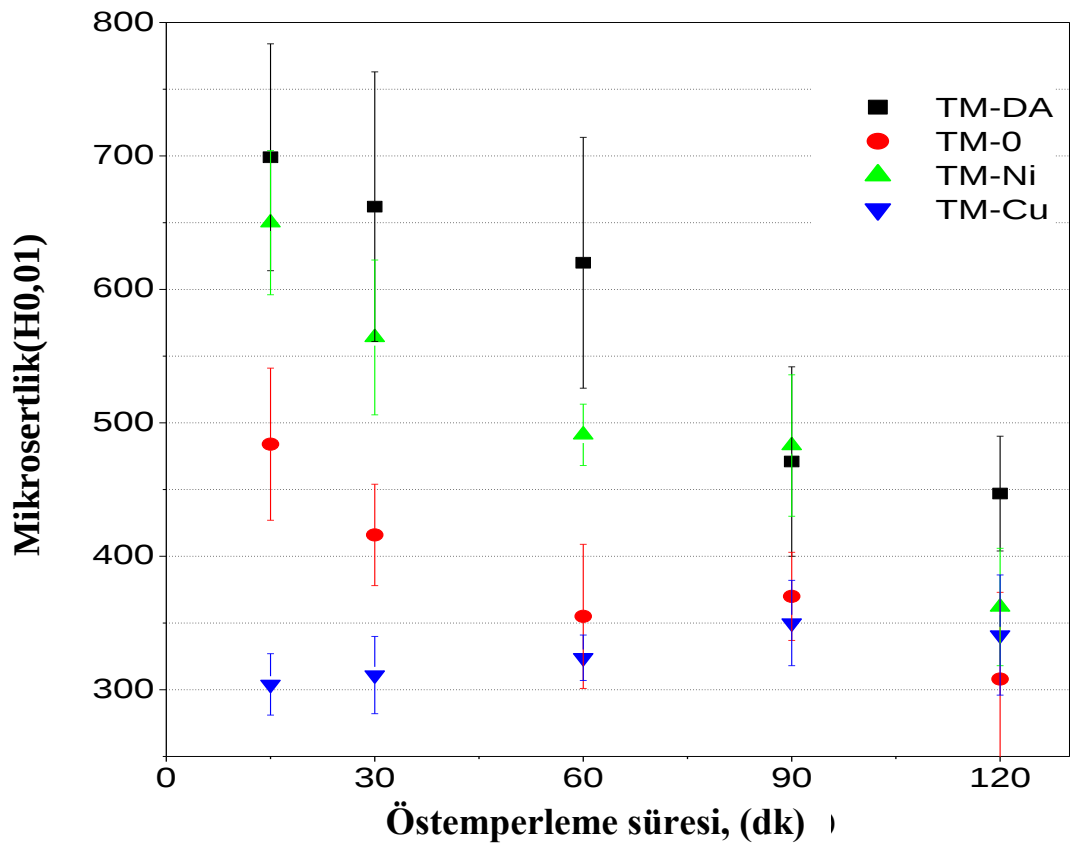
Östempereleme ısııl işleme uygulanan TM-Cu malzemelerinin makrosertlik değeri Çizelge 5.2 ve Şekil 5.2' de verilmiştir. Buna göre 15 dk östempereleme uygulanan TM-Cu numunelerinin makrosertlik değeri 163 HV2 olup bu değeri 15 dk östempereleme ısııl işleme uygulanan diğeri malzemelere göre en düşük değeri dir. TM-Cu numunelerinde; 30 dk östempereleme ısııl işleme sonunda makrosertlik değeri 296 HV2'e ulaşmıştır. TM-Ni numunesinin 90 dk östempereleme sonunda ulaştığı en yüksek sertlik değeri ile aynıdır. Karbür çökmesi sertlikte artışa neden olmaktadır [104]. Matris yapıdaki beynitin hacim oranı artıkça sertlikte artışa neden olmaktadır [141]. Karbür çökmesi olmasından dolayı sertlik artışına neden olmuş olabilir. Aynı zamanda östempereleme aşamasında sıvı faz sinterleme etkisi yapmasından sertlik artışına neden olmuş olabilir. Cu'ın östenitin beynite dönüşüm hızını yavaşlatıcı etkisi vardır [125], uzun süreli östempereleme ısııl işleme sertlikte düşüşe neden olmaktadır [115], Cu'ın bu etkisiyle artan östempereleme süresiyle sertlikte düşüş görölmektedir [118]. Cu östenitin beynite dönüş hızını yavaşlatıcı etkisinden [125] ve artan östempereleme zamanı ile özellikle 60 dk ve sonrası ferritik alanların görölmesi sertlikte düşüşe neden olmuş olabilir. TM-Cu numunelerinde; 120 dk östempereleme ısııl işleme uygulanan numunelerin makrosertlik değeri 287 HV2 olup 120 dk östempereleme ısııl işleme uygulanan diğeri malzemelere göre en yüksek değeri dir. Sertlikteki yeniden artış belki matris yapıyı oluşturan beynitik yapının hacimsel olarak kapladığı alanın artması olabilir. Bunun yanın da karbür oluşturu cu ve C [109], artan östempereleme süresi ile karbür çökmesinde artış olması [143], Cu ve C benzer özellik gösterip gözenekleri doldurması [118], Cu'ın varlığı ile numunelerde faz dönüşümlerine bağılı olarak genişlemiş olması [121] ve kısmi pekleşmenin etkisi ile sertlik tekrar artmış [141] olabilir.

TM-DA numunelerinin sertlik değeri genelde artan östempereleme sürelerine göre en düşük değeri olduğı görölmüştür. Düşük östempereleme sıcaklıkların da malzemeler daha serttir [118]. TM-DA numunelerinin östempereleme sıcaklığı 450 °C iken diğeri malzemelerin östempereleme sıcaklıkları 350 °C dir. Bundan dolayı TM-DA numunelerinin sertlik değeri genelde düşük olduğı görölmüştür. Ayrıca

diğer malzelerde TM-DA' a göre karbon oranı daha yüksek olması sertliği artırıcı bir unsur olmuş olabilir.

5.3.2. Mikrosertlik

Malzemelerin makrosertlik değerleri, onların pek çok mekanik özelliklerine doğrudan bağlı olduğu aşikârdır. Ancak özellikle TM malzelerinde olduğu gibi, sahip oldukları gözeneklilik bu değerlerin gerçek değerden daha düşük çıkmasına neden olmaktadır. TM malzemelerin matris yapısının gerçek sertlik değeri mikrosertlik değeri ile anlaşılabilir. Bu çalışmada gerçekleştirilen TM numunelerin mikrosertlik değerleri Çizelge 5.3 ve Şekil 5.3' de verilmiştir.



Şekil 5.3. Östempirleme süresine bağlı olarak mikrosertlik (HV0.01) değişim grafiği

Çizelge 5.3. Mikrosertlik (HV0.01) değerleri tablosu

Numune	Mikrosertlik (HV0,01)			
	TM-DA	TM-O	TM-Ni	TM-Cu
15 dk	699±85	484±57	650±54	304±23
30 dk	662±101	416±38	564±58	311±29
60 dk	620±94	355±54	491±23	324±17
90 dk	471±71	370±33	483±53	350±32
120 dk	447±43	308±65	362±44	341±45

Östempereleme süresinin artmasıyla TM-Cu numuneleri haricinde mikrosertlik değerlerinde azalma, TM-Cu numunelerinde ise artma gerçekleşmiştir. Bu durum tersi söz konusudur. Genel olarak artan östempereleme süresi ile en yüksek sertlik değerinden en düşük sertlik değerine göre sırasıyla TM-DA, TM-Ni, TM-O ve TM-Cu numunelerinde sağlanmıştır.

Östempereleme ısı işlemi uygulanan TM-DA numunelerinin ferritik bölgeler hariç mikrosertlik değeri en yüksek 15 dk östemperelendiğinde 699 HV0,01 bulundu. Bu değer, 15 dk östempereleme ısı işlemi uygulanan diğer numunelere göre en yüksek değer olup 120 dk östempereleme sonucunda 447 HV0,01 değerine düşmüştür. Çizelge 5.3 ve Şekil 5.3’ de verilen TM-DA numunelerin mikrosertlik değeri mikroyapılarındaki ferrit bölgeleri haricinde mikro oluşumlarından alınmıştır. Bu bölgedeki ferritik bölgelerin mikrosertlikleri beklendiği gibi düşük çıkmıştır. Uzun süre östempereleme ısı işlemi uygulanan numunelerde sertlik değerinde ise azalma beklenen bir durumdur [115].

TM-O numunelerinin mikrosertlik değeri incelendiğinde TM-DA ve TM-Ni numunelerinden daha düşük değerlere sahip olduğu Çizelge 5.3 ve Şekil 5.3’ de görülmektedir. TM-O numunelerin de en yüksek mikrosertlik değeri 484 HV0,01 ile 15 dk östempereleme sonucunda elde edilirken, en düşük mikrosertlik değeri 308 HV0,01 olarak 120 dk östempereleme sonunda gerçekleşmiştir. Östempereleme zamanının artışı, beynitik yapıda oluşan sementit gibi karbürlerin oranında azalma ve

boyutlarının artmasıyla mikrosertlikte azalma görülmektedir. Çünkü ferrit (α) demir yumuşak bir fazdır. Bu da mikrosertlikte düşüşe neden olmaktadır. TM-O numuneleri artan östemperleme süresi ile mikrosertlikte azalma yönünde davranış sergilediği görülmektedir.

Östemperleme ısı işlemi uygulanan TM-Ni malzemelerinin mikrosertlik değerleri incelendiğinde östemperleme zamanının artışıyla azaldığı Çizelge 5.3 ve Şekil 5.3' de görülmektedir. 15 dk östemperleme ısı işlemi sonunda TM-Ni numunelerinin mikrosertlik değeri 650 HV_{0,01} iken, 120 dk östemperleme işlemi sonucunda 362 HV_{0,01} değerine düşmüştür. TM-Ni numuneleri artan östemperleme süresi ile mikrosertlik değerinde düşme yönünde bir davranış sergilediği görülmüştür.

TM-DA ve TM-Ni numunelerinde bulunan alaşım elementleri TM-O numunelerine göre mikrosertliğinin yüksek çıkmasına neden olmuştur. Buna göre TM-Ni malzemelerinin artan östemperleme süresine göre mikrosertlik değeri TM-O'ya göre yüksek ve TM-DA malzemelerinin artan östemperleme süresine göre de TM-Ni malzemelerine göre yüksek olduğu Çizelge 5.3 ve Şekil 5.3' de görülmektedir. Aynı zamanda TM-DA numunelerinin mikrosertliklerinin fazla olması içerdikleri Cu ve Ni, alaşım elementlerinin yanı sıra kuvvetli karbür oluşturmucu Mo elementinin bulunması başka bir neden gösterilebilir. Smith [95]'e göre Ni'in sertleşebilirliği etkili artırdığı bilinmektedir. Ayrıca Mo'in östemperleme işleminde izotermal dönüşüm sıcaklığının etkisi ile ferritin dönüşüm ve büyümesin de kinetik enerjisinde artırıcı etki oynaması [131] görülebilir. Bu da Mo' in karbür çökeltisi oluşturmalarının yanı sıra beynitik yapının oranın artırıcı bir etki oluşturmalarına etki etmiş olabilir.

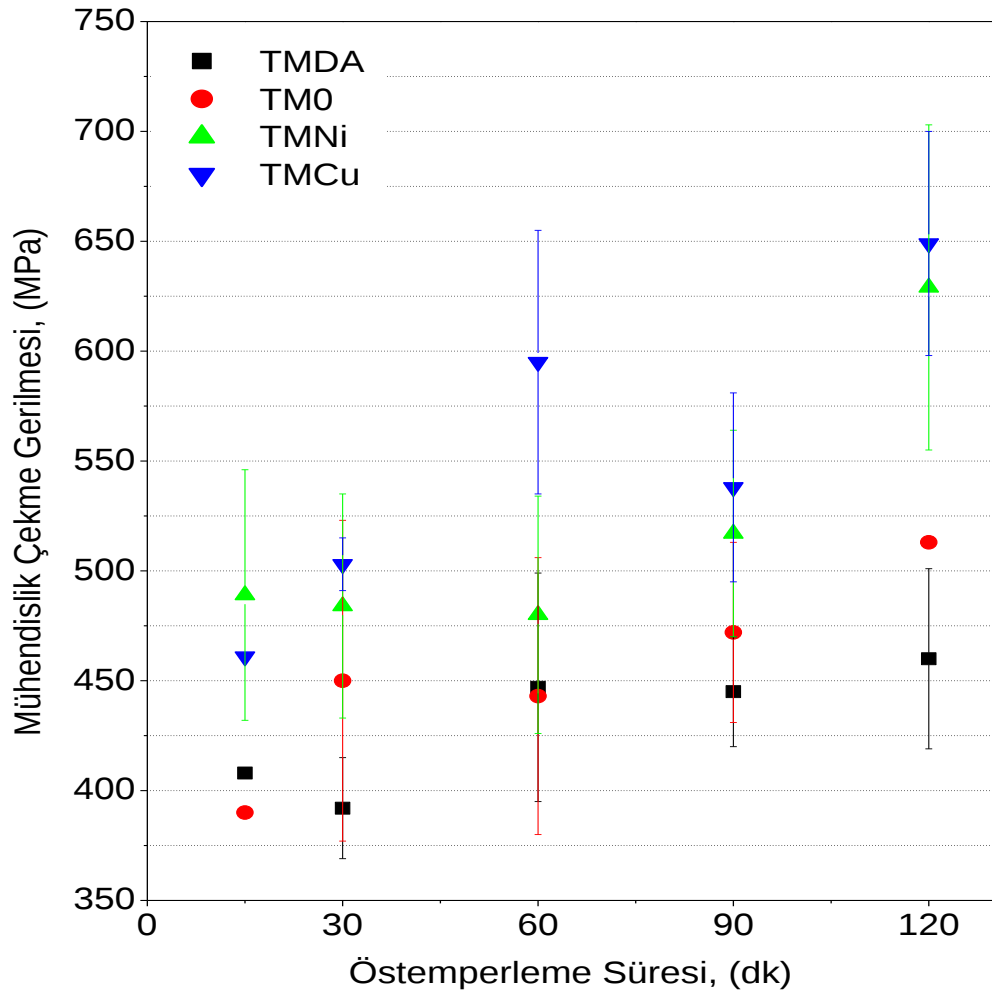
Alaşım elementlerinin östenitin ferrite + karbürlere dönüşümünü yavaşlatıcı etkisi [124,125,131] özellikle TM-DA ve TM-Ni numunelerinde sertliğin 60 dk östemperleme süresinden sonra düşmeye başlamasına neden olmuştur. Çünkü bu süreye kadar bu alaşımlarda mikrosertliğin daha yüksek çıkması mikroyapılarında martasitin varlığına işaret etmektedir. Artan östemperleme süresi ile sementit (Fe_3C) yapının oluşumuyla ferritin ortaya çıkmasına neden mikrosertlikte düşüşe neden

olmuş olabilir. Ayrıca bunun yanında Çizelge 5.2 ve Şekil 5.2' de makrosertlik ölçümleri yapılırken matris yapıdan genel olarak ölçüm yapılmıştır. Makrosertlik ölçümü yapılırken matris yapıdan beynitik bölgelerden, ferrit (α) demirce zengin bölge, Ni' ce zengin bölge, C'ca zengin bölge ve Cu' zengin bölge ayrımı yapılmadan tercihli bölgeler dikkate alınmamıştır. Daha somut bir sonuç alabilmek için XRD işlemlerinden sonra sağlıklı bir sonuç elde edilebilir.

Östempereleme ısı işlemleri uygulanan TM-Cu malzemelerinin mikrosertlik değerleri incelendiğinde, buna göre 15 dk östempereleme uygulanan TM-Cu numunelerinin mikrosertlik değeri 304 HV0,01 iken, bu değer 30 dk östempereleme ısı işlemleri uygulanan numunelerin mikrosertlik değeri 311 HV0,01 bulunmuştur. Daha sonra 60 dk östempereleme ısı işlemleri uygulanan numunelerin mikrosertlik değeri 324 HV0,01'e artmış ve 90 dk östempereleme işlemleri ile 350 HV0,01 en yüksek değere ulaşmış ve sonunda 120 dk östempereleme ısı işlemleri sertlik değeri 341 HV0,01 ile düşmeye başlamıştır.

5.4. Çekme Test Sonuçları

Çizelge 5.4 ve Şekil 5.4' de numunelerin östempereleme sürelerine bağlı olarak mühendislik çekme gerilmesi ve değerleri verilmiştir.



Şekil 5.4. Östemperleme süresine bağlı olarak mühendislik çekme gerilme değişimi grafiği

Çizelge 5.4. Mühendislik çekme gerilmesi değerleri tablosu

Numune	Çekme gerilmesi, (Mpa)			
	TM-DA	TM-O	TM-Ni	TM-Cu
15 dk	408	390	489±57	461
30 dk	392±23	450±73	484±51	503±12
60 dk	447±52	443±63	480±54	595±60
90 dk	445±25	472±41	517±47	538±43
120 dk	460±41	513	629±74	649±51

Çizelge 5.4 ve Şekil 5.4' den görülebileceği gibi çalışılan numunelerden en düşük çekme gerilme değeri TM-DA ve TM-O numunelerinde gerçekleşirken en yüksek çekme gerilmesi değeri TM-Cu numunelerinde sağlanmıştır.

TM-DA numunelerinde çekme gerilmesinin düşük çıkmasına neden olarak mikroyapısında bulunan kısmi ferritik alanların varlığı gösterilebilir. Aynı zamanda bu numunenin Çizelge 5.2 ve Şekil 5.2'den de görüleceği gibi düşük makrosertliklerinde düşük değere sahip olması bu sonuca neden olmuştur. TM-DA numunelerinde ilave edilen grafit oranı % 0,2 olup diğer numunelerden düşük miktarda olması da çekme gerilmesinin düşük çıkmasına bir başka neden gösterilebilir.

TM-O numunelerinde çekme gerilme değerlerinin düşük çıkması içerisinde % 0,8 grafitten başka alaşım elementinin bulunmamamış olmasıdır. TM-O numunesi 15 dk östemperleme süresi sonucunda 390 MPa çekme gerilmesine sahipken artan östemperleme süresiyle devamlı olarak çekme gerilmesi artış göstermiş ve 120 dk östemperleme sonucunda 513 MPa değerine ulaşılmıştır.

Genel olarak, tüm numunelerde östemperleme süresinin artmasıyla çekme gerilmeleri arttığı söylenebilir. TM-DA numunesinin çekme gerilmesi 30 dk süresinde bir mutlak düşüş görülmüş olsa bile bu süreden sonra devamlı olarak artmıştır.

TM-Ni numunesinde ilk 15 dk östemperleme işlemi sonunda çekme gerilmesi değeri 489 MPa olarak sağlanırken, bu değer 60 dk östemperleme zamanına kadar hemen hemen aynı değerde kaldığı görülmektedir. Bu numunede çekme gerilmesi, 90 dk östemperleme sonrası etkili bir şekilde artmaya başlamış ve 120 dk östemperleme sonunda 629 MPa düzeyine ulaşmıştır.

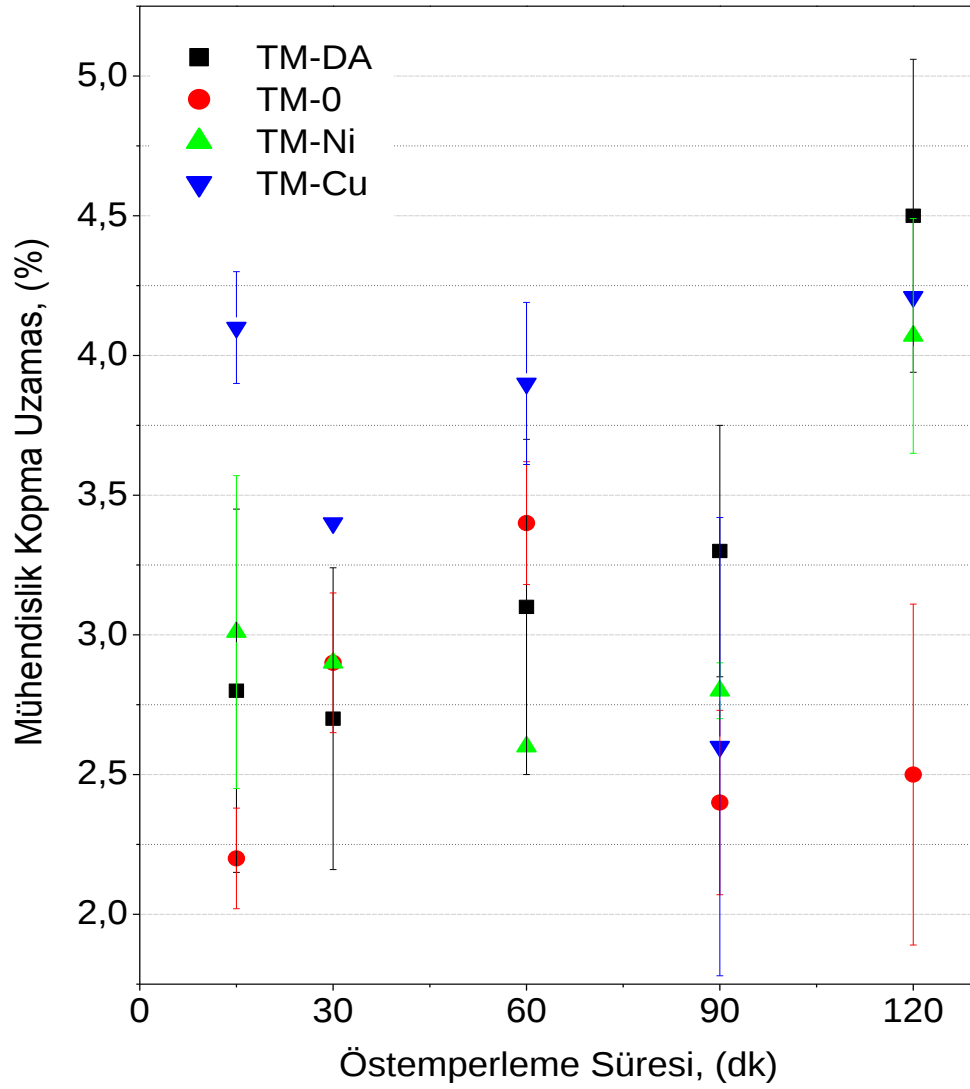
TM-Cu numunesinde çekme gerilmesi 60 dk östemperleme süresine kadar artmış ve 90 dk östemperleme sonucunda düşüş göstermiş olsa bile 120 dk östemperleme süresi sonunda bu çalışmada elde edilen en yüksek çekme gerilmesi olan 649 MPa

değerine ulaşılmıştır. Sohi ve arkadaşlarına göre, artan östemperleme süresi ile çekme gerilmesinin devamlı artarak artışı [143] dönüşmemiş östenit miktarını ve martensitin azalmasından kaynaklandığı bilinmektedir. Oysaki bu çalışmada dönüşmemiş östenit miktarı ile ilgili bir çalışma yapılmamıştır. Bunun için XRD çalışması gereklidir.

Çekme testi sonunda numunelerde östemperleme süresine bağlı olarak elde edilen % uzama değişimleri Şekil 5.5 değerleri Çizelge 5.5’ de verilmiştir.

Çizelge 5.5 ve Şekil 5.5’ de en düşük % uzama değeri 2,2 TM-O numunelerinde 15 dk östemperleme ile gerçekleşirken, en yüksek süneklik değeri % 4,5 ile TM-DA numunelerinde 120 dk östemperleme süresi sonunda sağlanmıştır. Genel olarak tüm östemperleme süreleri sonunda, 90 dk östemperleme haricinde, TM-Cu numunesinin % uzama değerinin yüksek olduğu söylenebilir. Bunun muhtemel nedeni Cu’ın düşük sıcaklıkta östemperleme işlemi sırasında karbür oluşumunu engelleyici bir özelliğe sahip olmasından kaynaklanabilir.

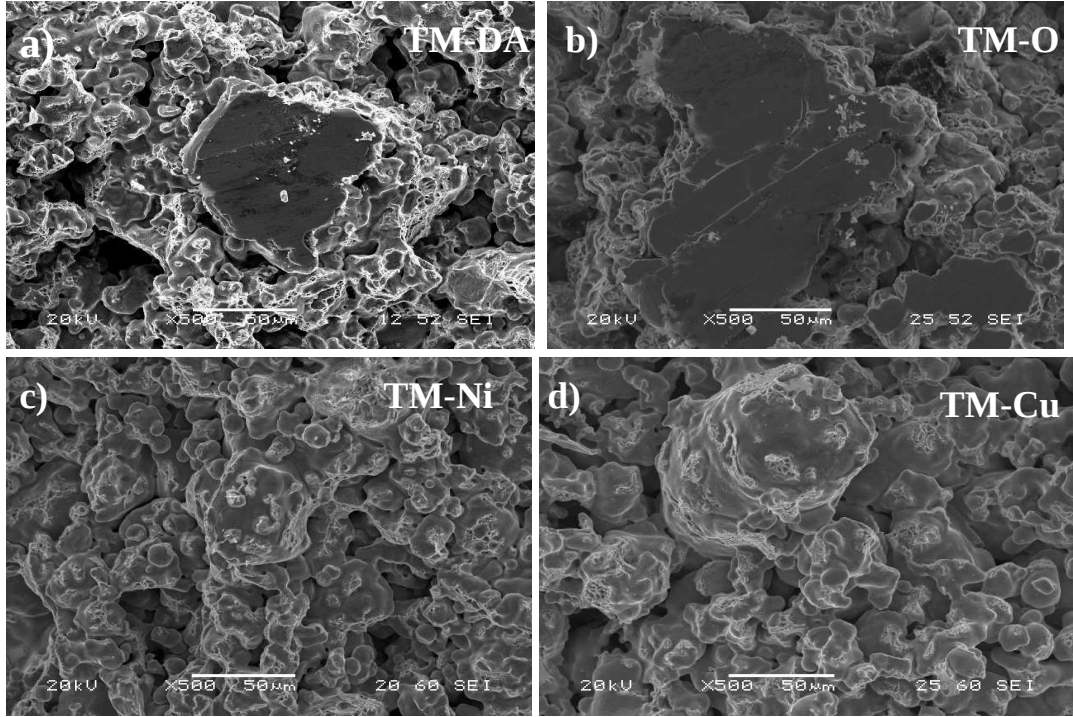
Resim 5.9’ da ve Resim 5.10’ da sırasıyla 15 dk ve 120 dk östemperlenmiş numunelerin çekme testi sonunda SEM’ de görüntülenen kopma yüzey morfolojisi verilmiştir.



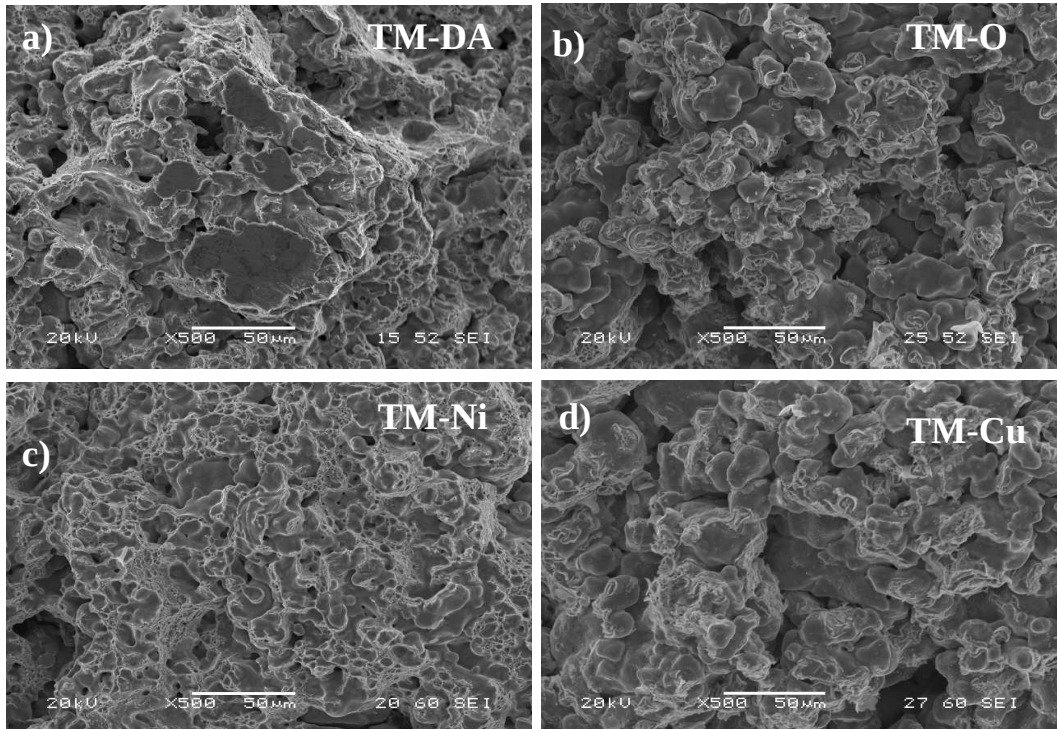
Şekil 5.5. Mühendislik kopma yüzde (%) grafiği

Çizelge 5.5. Mühendislik kopma uzaması (%) tablosu

Numune	Mühendislik kopma uzaması (%)			
	TM-DA	TM-O	TM-Ni	TM-Cu
15 dk	2,8±0,65	2,2±0,18	3,01±0,56	4,1±0,2
30 dk	2,7±0,54	2,9±0,25	2,9	3,4
60 dk	3,1±0,6	3,4±0,22	2,6	3,9±0,29
90 dk	3,3±0,45	2,4±0,33	2,8±0,1	2,6±0,82
120 dk	4,5±0,56	2,5±0,61	4,07±0,42	4,21



Resim 5.9. 15 dk östemperlenmiş numunelerin çekme testi sonrasında kopma yüzeyleri



Resim 5.10. 120 dk östemperlenmiş numunelerin çekme testi sonrasında kopma yüzeyleri

Kopma yüzeylerinin değerlendirmesini süneklik değerlendirmesine göre yapmak daha uygundur. Kopma mekanizması genelde iki mekanizmada gerçekleşir. Birincisi taneler arası kopma (kırılma), ikincisi ise taneler içi kopma (kırılma) dır. Buna göre 15 dk östemperleme işlemi ile düşük süneklik özelliği göstermiş, TM-DA ve TM-O numunelerinin kopma yüzeylerinde tane içi kırılmaların (klavaj; yarılma) varlığı görülmüştür. TM-Ni ve TM-Cu numunelerinde 15 dk östemperleme işlemi sonunda süneklik değerleri diğer numunelere göre yüksek bulunmuştur. Bu nedenle kopma yüzeylerinde klavaj kopmalar görülmemiştir (Resim 5.9). Ancak diğer taraftan östemperleme süresinin artmasıyla genelde artan süneklik değerine neden olan sünek (dimple) kopmalar, yoğun bir şekilde varlığını göstermiştir (Resim 5.10).

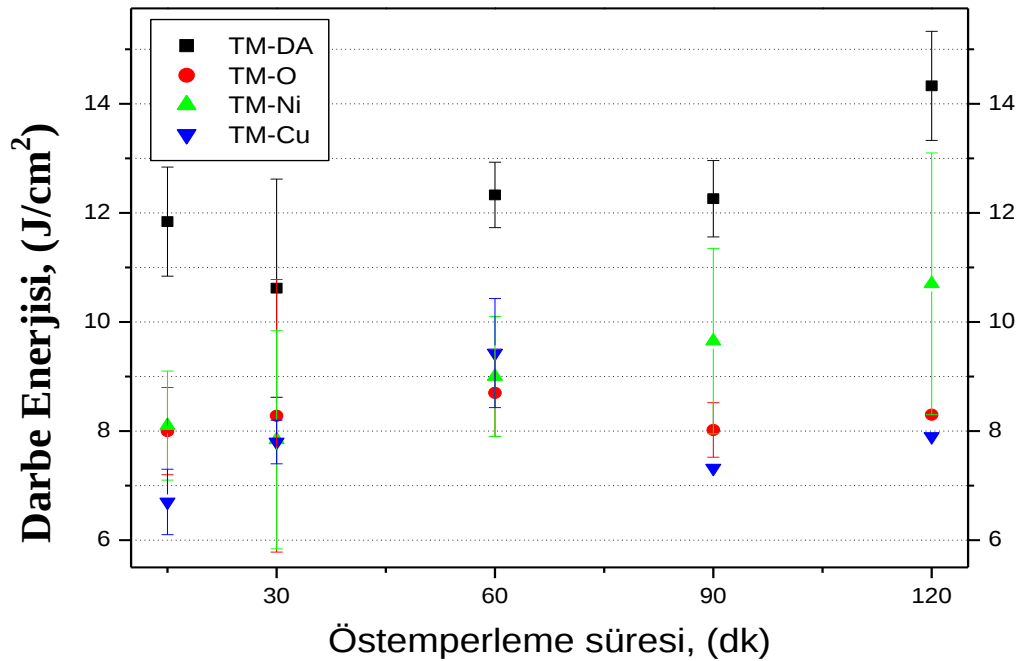
5.5. Darbe Test Sonuçları

Östemperleme süresine bağlı olarak numunelerde sağlanan darbe enerjisi değişimleri ve değerleri Şekil 5.6. ve Çizelge 5.6.' da verilmiştir. Genel olarak östemperleme süresinin artışı ile darbe dirençlerinde bir artış söz konusudur. En düşük darbe dirençleri TM-Cu numunelerinde sağlanırken, en yüksek darbe dirençleri TM-DA numunelerinde sağlanmıştır. Aynı zamanda TM-Cu numunesinde 60 dk östemperleme süresine kadar darbe direnci artış olurken bu süreden itibaren devamlı olarak azalma söz konusudur. Darbe dirençleri TM-Cu numunelerinden bir miktar yüksek olan TM-0 numunesinde ise darbe dirençlerinin östemperleme süresine bağlı olarak çok fazla etkilenmediği görülmektedir. Diğer taraftan TM-Ni ve TM-DA numunelerinde 120 dk östemperleme süresine kadar devamlı olarak artış olduğu görülmüştür. Bu numunelerden en düşük darbe tokluk değeri 15 dk östemperleme sonunda $\sim 7 \text{ J.cm}^{-2}$ ile TM-Cu ile sağlanırken, en yüksek darbe tokluk değeri 120 dk östemperleme sonunda $\sim 14 \text{ J.cm}^{-2}$ ile TM-DA numunesinde sağlanmıştır. Düşük östemperleme sürelerinde darbe tokluklarının düşük çıkması beklenen bir sonuçtur. Çünkü kısa östemperleme süresinde zaman, Bs (beynit başlangıcı) zamanını geçmeden su verilirse veya zaman, Bs ile Bf zamanları arasında kalıp buradan su verilirse, martensitik fazların oluşumu gerçekleşebilir bu durumda darbe dirençlerinde bir azalma söz konusu olabilir. Ancak bu çalışmada mikroyapı

incelemelerinde martensitik alanların belirlenmesine yönelik detaylı bir çalışma yapılmamıştır.

TM-DA numunelerinde beklendiği gibi darbe tokluklarının yüksek çıkması mikroyapılarında bulunan ferritik alanların bulunmasından kaynaklanmaktadır. Böylece bu numunelerde makro sertliklerin de düşük çıkmasına neden olmuştur. Aynı zamanda bu numunede kopma uzaması da özellikle östempereleme süresinin artışıyla artmış olması darbe tokluklarına olumlu katkıda bulunmaktadır.

Genel olarak metalik malzemelerin darbe toklukları, azalan sertlik ve artan süneklikleri ile beraber artmaktadır. Ancak bu durum, TM-Cu numuneleri için geçerli olmadığı elde edilen deneysel sonuçlardan açıkça görülmektedir. En az görünür sertliğe ve en yüksek kopma uzamasına sahip TM-Cu numunelerinde darbe tokluklarının da yüksek çıkması beklenmekte idi. Bunun muhtemel nedeni olarak toz tane aralarındaki gözeneklerde çözünmemiş olarak bulunan Cu'ların genleşme etkisinden dolayı tane sınırlarını mekanik olarak zayıflatmış olabilir. Ancak bunun tam olarak anlaşılabilmesi için bunun üzerine çok daha detaylı çalışma yapılması gerekmektedir.

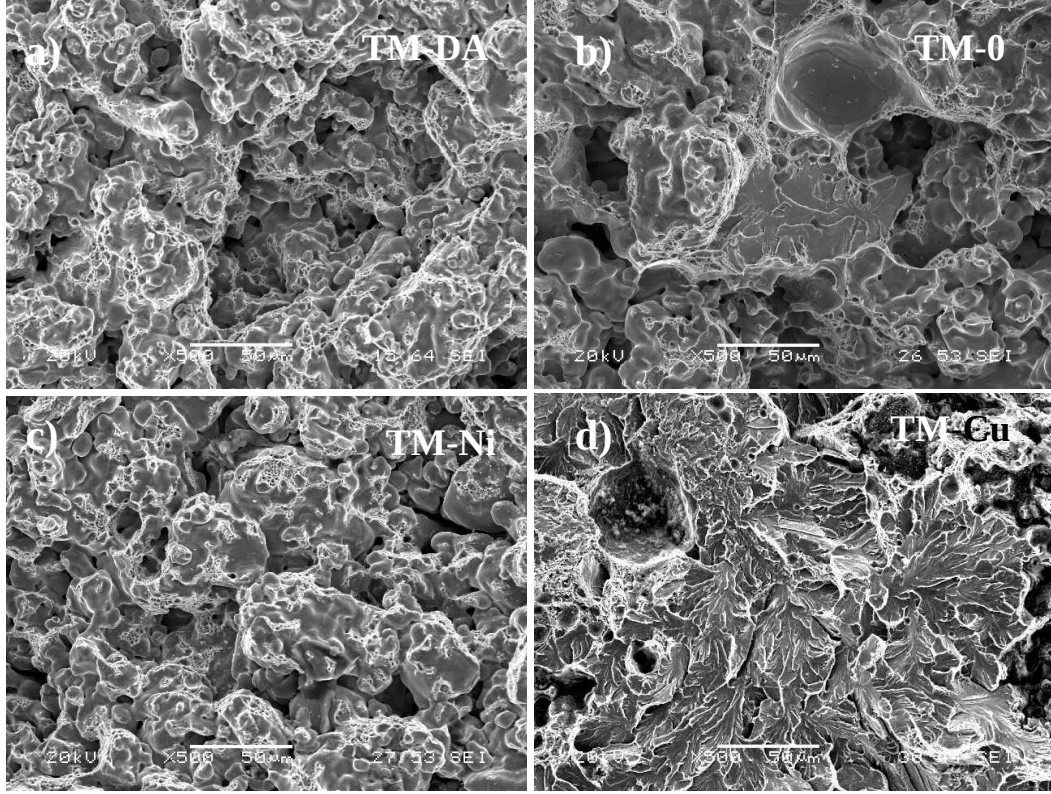


Şekil 5.6. Östempereleme zamanına bağlı olarak numunelerin darbe enerjisi grafiği

Çizelge 5.6. Östempereleme zamanına bağlı olarak numunelerin darbe enerjisi değerleri

Numune	Darbe Enerjisi, (J/cm ²)			
	TM-DA	TM-O	TM-Ni	TM-Cu
15 dk	11,84±1	8±0,8	8,1±1	6,7±0,6
30 dk	10,62±2	8,28±2,5	7,84±2	7,8±0,4
60 dk	12,33±0,6	8,7±0,8	9±1,1	9,43±1
90 dk	12,26±0,7	8,02±0,5	9,65±1,7	7,32
120 dk	14,33±1	8,3	10,7±2,4	7,9

Resim 5.11’ de 60 dk östemperlenmiş numunelerin darbe testlerinden sonra gerçekleşen kırık yüzey görüntüleri verilmiştir. Darbe dirençleri yüksek bulunan TM-DA ve TM-Ni numunelerinin kırık yüzeylerinde klivaj tipi kopmalar görülmemiştir. Bu numunelerde kopma daha çok toz taneler arasındaki boyun bölgelerinde mikro-sünek tipi kopmalar şeklinde olmuştur. TM malzemelerinde yük tüm kesit tarafından değil sinterleme sırasında oluşan boyunlar tarafından taşınmaktadır. Bu nedenle her hangi bir plastik deformasyon yüküne maruz kalan TM çeliklerinde kopma, boyunlar arasındaki izole gözeneklerden başlamaktadır. Bu nedenle TM malzemelerin kopma yüzey morfolojileri ingot malzemelerin kopma yüzeylerinden daha farklıdır.



Resim 5.11. 60 dk östemperlenmiş numunelerin çekme testi sonrasında kopma yüzeyleri

Resim 5.11’deki SEM kırılma yüzeylerine bakıldığında kopmanın ya da kırılmanın yükü taşıyan toz taneleri arasındaki boyun bölgelerinde olduğu görülebilir. Şayet kopma toz taneleri arasındaki boyunlarda gerçekleştiyse mikro-sünek-çukurcuklar şeklinde kendini göstermektedir. Şayet kopma ya da kırılma tane içinden (bu toz tanesi de olabilir ve toz tanesi sert ya da sünek bir fazdan ibaret olabilir) gerçekleştiyse klivaj (yarık) kopma morfojisi biçiminde kendini göstermektedir. Bu durumda hem süneklik (toplam plastik deformasyon oranı) hem de darbe tokluğu düşük gerçekleşmektedir. Bu nedenle düşük darbe özellikleri ya da düşük sünekli sergileyen TM-O ve TM-Cu numunelerin kopma yüzeylerinde klivaj tipi kopmalar görülmektedir (Resim 6.11’ b ve d).

Mikro-sünek kopma davranışı sergileyen TM-DA ve TM-Ni numunlerinde sünekliğin (dolayısıyla darbe direncinin) yüksek olmasına işaret eden mikro-çukurcukların varlığı yoğundur (Resim 6.11' a ve c). Daha yüksek darbe direncine sahip TM-DA numunesindeki bu mikro çukurcukların daha derin ve daha büyük olduğu görülebilir. Mikro-çukurcuk oluşumların bu numunelerde oluşma neden TM-DA numunelerinde sünek ferritik fazlarından, TM-Ni numunelerinde ise Ni'ce zengin fazlardan ileri gelmektedir. Ni'ce zengin fazların TM malzemelerin tokluklarının önemli ölçüde geliştirdiği bilinmektedir.

6. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.1. Sonuçlar

Bu çalışmada, Fe-%0,8 grafit (TM-O), Fe-%3Ni-%0,8Grafit (TM-Ni), Fe-%3Cu-%0,8Grafit (TM-Cu) ve Distaloy AB Fe-%1,75Ni-%1,5Cu-%0,5Mo-%,2Grafit (TM-DA) ön alaşımlı çelik tozlarından klasik toz metalurji yöntemiyle üretilmiş toz metal çeliklerin farklı sürelerde östempereleme ısıt işlemleri gerçekleştirilmiştir. Bu çalışma sonun da elde edilmiş önemli sonuçları aşağıda sıralanmıştır.

1. Numunelerin presleme basıncı her presleme kalıbında 600 MPa olarak, oda sıcaklığında ve tek etkili olarak gerçekleştirilmiş ve bunun sonunda TM-DA ve TM-O' numunelerinde ham yoğunluk değerleri 7,15 ve 7,16 g/cm³ olarak elde edilirken, TM-Cu ve TM-Ni numunelerinin ham yoğunluk değeri, sırasıyla 7,11 ve 7,10 g/cm³ olarak sağlanmıştır. Bu yoğunluk değerleri oransal olarak sinterleme ve östempereleme işlemleri sonrasında artmıştır. Bu işlemler sonunda en yüksek yoğunluk değerleri TM-DA numunesinde 7,33 g/cm³ olarak sağlanırken en düşük yoğunluk değeri 7,18 g/cm³ ile TM-Ni numunesinde elde edilmiştir.
2. Östempereleme ısıt işlemleri sonunda tüm numunelerde beynitik yapılar oluşturulmuştur. Ancak, TM-DA numunesinde beynit yapısının yanı sıra belirgin bir şekilde ferrit fazların varlığı görülmüştür. Bunun muhtemel neden bu numunede uygulanan östempereleme öncesi östenitleme sıcaklığının düşük olamasından kaynaklanmıştır. Bununla beraber bu numunede bulunan Ni'in kısmen çözünerek Ni'ce zengin östenitik fazların varlığı görülmüştür. Mo elementinin ise diğer alaşım elementleri kadar çözünmemiş olduğu görülmüştür.
3. Östempereleme süresine göre en düşük makro sertlik değeri genelde TM-DA numunelerinde en yüksek makro sertlik değeri ise TM-Cu numunelerinde gerçekleşmiştir. Artan östempereleme süresi ile sertlik değerinde genelde bir artış görülmüştür. En yüksek makrosertlik değeri TM-Cu numunesinde 30 dk

östemperleme işlemi sonunda ~300 HV2 olarak gerçekleşmiş, en düşük makro sertlik değeri ~170 HV2 olarak TM-DA numunesinde 15 dk östemperleme işlemi sonunda sağlanmıştır. Östemperleme süresinin artmasıyla TM-DA, TM-Ni, TM-O numunelerinde mikro sertlik değerleri azaldı, TM-Cu numunelerinde ise artış gerçekleşmiştir. Genel olarak artan östemperleme süresi ile en yüksek sertlik değerinden en düşük sertlik değerine göre sırasıyla TM-DA, TM-Ni, TM-O ve TM-Cu numunelerinde sağlanmıştır. En yüksek mikro sertlik değeri ~700 HV0.01 ile TM-DA numunesinde 15 dk östemperleme süresi sonunda sağlanırken, en düşük mikrosertlik değeri ~300 HV0.01 ile TM-O numunesinde 120 dk östemperleme işleminde sağlanmıştır.

4. Genel olarak, tüm numunelerde östemperleme süresinin artmasıyla çekme gerilmeleri arttığı söylenebilir. TM-DA numunesinin çekme gerilmesi 30 dk süresinde bir düşüş görülmüş olsa bile bu süreden sonra devamlı olarak artmıştır. En yüksek çekme gerilme değerleri TM-Cu numunesinde sağlanmış ve bu numune de en fazla gerçekleştirilebilen çekme gerimesi ~650 MPa değeri 120 dk östemperleme işlemi sonunda sağlanmıştır. En düşük çekme gerilme değerleri de tüm östemperleme süreleri sonunda TM-DA numunelerinde gerçekleşmiştir. En düşük çekme gerilmesi değeri TM-DA numunesinde 30 dk östemperleme işlemi sonunda ve TM-O numunesinde 15 dk östemperleme işlemi ile ~390 MPa olarak gerçekleşmiştir.
5. En düşük % uzama değeri % 2,2 ile TM-O numunelerinde 15 dk östemperleme ile gerçekleşirken, en yüksek süneklik değeri % 4,5 ile TM-DA numunelerinde 120 dk östemperleme süresi sonunda sağlanmıştır. Genel olarak tüm östemperleme süreleri sonunda, 90 dk östemperleme haricinde, TM-Cu numunesinin % uzama değerlerinin yüksek olduğu söylenebilir. 15 dk östemperleme işlemi ile düşük süneklik özelliği göstermiş olan TM-DA ve TM-O numunelerinin kopma yüzeylerinde tane içi kırılmaların (klivaj; yarılma) varlığı görülmüştür. TM-Ni ve TM-Cu numunelerinde 15 dk östemperleme işlemi sonunda süneklik değerleri diğer numunelere göre yüksek bulunmuştur. Bu

nedenlede kopma yüzeylerinde klavaj kopmalar görülmemiştir (Resim 5.9). Ancak diğer taraftan östemperleme süresinin artmasıyla genelde artan süneklik değerine neden olan sünek (dimple) kopmalar, yoğun bir şekilde varlığını göstermiştir.

6. Östemperleme süresinin artışı ile genel olarak darbe dirençlerinde bir artış söz konusudur. En düşük darbe dirençleri TM-Cu numunelerinde sağlanırken, en yüksek darbe dirençleri TM-DA numunelerinde sağlanmıştır. Aynı zamanda TM-Cu numunesinde 60 dk östemperleme süresine kadar darbe direnci artış olurken bu süreden itibaren devamlı olarak azalma söz konusudur. Darbe dirençleri TM-Cu numunelerinden bir miktar yüksek olan TM-O numunesinde ise darbe dirençlerinin östemperleme süresine bağlı olarak çok fazla etkilenmediği görülmüştür. Diğer taraftan TM-Ni ve TM-DA numunelerinde 120 dk östemperleme süresine kadar devamlı olarak artış olduğu görülmüştür. Bu numunelerden en düşük darbe tokluk değeri 15 dk östemperleme sonunda $\sim 7 \text{ J.cm}^{-2}$ ile TM-Cu ile sağlanırken, en yüksek darbe tokluk değeri 120 dk östemperleme sonunda $\sim 14 \text{ J.cm}^{-2}$ ile TM-DA numunesinde sağlanmıştır.

6.2. Öneriler

1. Toz metalurjisi ile üretilmiş bu alaşımlarda östemperleme işlemleri sonunda elde edilen mikroyapının karakterizasyonu için daha ayrıntılı ve kapsamlı bir çalışmaya ihtiyaç vardır. Farklı sürelerde östemperleme işlemleri sonunda elde edilen fazların ve mikro oluşumların net olarak belirlenebilmesi için detaylı XRD analizi ve geçirimli elektron mikroskop (TEM) çalışmaları yapılabilir.
2. Bu çalışmanın devamında TM çeliklerin mekanik özelliklerine etkisi farklı östenitleme ve farklı östemperleme sıcaklıkları da araştırılabilir. Ayrıca ilave edilen alaşım elementlerinin mikroyapıya daha homojen dağıtılabilmesi için östemperleme ısı işlemleri öncesi toz metalurjisi parametrelerinin çalışması gerekebilir. Aynı zamanda daha yüksek yoğunlukta toz metal çeliklerinin ısı iletim katsayısının yüksek olması sağlanırsa östemperleme çalışmaları daha etkin hale getirebilir.

KAYNAKLAR

1. İnternet : “Toz metalurjisi üretim teknikleri”
<http://www.turkishpm.etu.edu.tr/makale.htm> (2011)
2. Elektirikçi, O., Ünlü, B. S., Yılmaz, S. S., Meriç, C., “TIG Kaynağı İle Birleştirilmiş Demir Esaslı TM Fe-SAE 1020 Malzemenin Kaynak Bölgesinin Mekanik Ve Metalurjik Özelliklerinin Belirlenmesi”, **Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi**, 6(4): 33-42, (2009)
3. Güral, A., “Ara kritik tavlama ısı işlemlerinin düşük alaşımlı sade karbonlu toz metal çeliklere uygulanabilirliği ve mekanik özelliklere etkisinin araştırılması” Gazi Üniversitesi, **Fen Bilimleri Enstitüsü**, Metal Eğitimi, Doktora Tezi, Mayıs 2004 Ankara
4. Ünlü, B. S., Yılmaz, S. S., Varol, R., “T/M Yatak malzemelerinin aşınma ve mekanik özelliklerinin araştırılması” **Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi**, (2) 31-37, (2005)
5. Yılmaz, S. S., Ünlü, B. S., Varol, R., “T/M Yatak malzemelerinin aşınma ve mekanik özelliklerinin araştırılması” **Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi**, (3) 11-21, (2005)
6. Güven, Ş., Y., “Toz metalurjisi ve metalik köpükler” S. D. Ü. **Teknik Bilimler Dergisi**, 1(2): 22-28 (2011)
7. Tokdemir, M., Ünlü, B. S., Yılmaz, S. S., Meriç, C., “Lazer kaynağıyla birleştirilmiş demir esaslı malzemelerin darbe dayanımının belirlenmesi” 5. **Uluslararası İlerleme Teknolojisi Sempozyumu (IATS’09)** Karabük (2009)
8. Matik, U., Çıtak, R., “Toz metalurjisiyle üretilmiş demir esaslı parçaların akımsız nikel kaplanmasında asidik ve bazik çözeltilerinkaplanma miktarına etkisi” **Teknoloji**, 8(1): 51-56 (2005)

9. Tokmak, S., “Toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş AA2014 Alüminyum alaşımının mikroyapısal karaktizasyonu ve aşınma davranışlarının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi *Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 1-37, (2010).
10. Narasimhan, K. S., “Sintering of powder mixtures and the growth of ferrous powder metallurgy”, *Materials Chemistry and Physics*, 67: 56-65, (2001).
11. Sudhakar, K. V., “Fatigue of a high density powder metallurgy steel”, *International Journal of Fatigue*, 22: 729-734, (2000).
12. Jang, G. B., Hur, M. D., Kang, S. S., “A study on the development of a substitution process by powder metallurgy in automobile parts”, *Materials Processing Technology*, 100: 110- 115, (2000).
13. Chawla, N., Murphy, T. F., Narasimhan, K. S., Koopman, M., Chawla, K. K., “Axial fatigue behavior of binder-treated versus diffusion alloyed powder metallurgysteels”, *Materials Science and Engineering A*, 308: 180-188, (2001).
14. Suryanarayana, C., Ivanov, E., Boldyrev, V. V., “The Science and technology of mechanical alloying”, *Materials Science and Engineering A*, (304-306):(151-158), (2001).
15. Tekeli, S., Güral, A., “Effect of intercritical annealing and impact quenching plus tempering heat treatments on microstructure of Ni added powder metallurgy steels” *Materials and Design*, 28: 1353-1357, (2007).
16. Tekeli, S., Güral, A., “Microstructural characterization and impact toughness of intercritically annealed PM steels”, *Materials Science and Engineering A*, 406:172-179, (2005).
17. Steraffellini, G., Fontarini, Molinari, A., “Comparison of impact and slow bend behavior of PM ferrous alloys”, *Materials Science and Engineering A*, 248:153-160, (1998).

18. Gething, B. A., Heaney, D. F., Kossa, D. A., Mualler, T. J., “ The effect of nickel on the mechanncal behaviour of Molybdenum PM steels”, ***Materials Science and Engineering A***, 390:19-26, (2005).
19. Wang, Wen-Fung., “Effect of allaying elements and processing factors on the microstructure and hardness of sintered and induction-hardaned Fe-C-Cu alloys”, ***Materials Science and Engineering A***, 402:92-97, (2005).
20. Straffellini, G., Fontanari, V., Molinari, A., “ Impact fracture toughness of porous alloys between room tempereture and -60⁰C” ***Materials Science and Engineering A***, 272:389-397, (1999).
21. Güral, A., Tekeli, S., Ando, T., “Tensille properties of iron-based PM steels with ferrite+martansite micructure” ***J. Mater Sci***,41: 7894-7901, (2006).
22. German, R. M., “Powder Metallurgy of Iron and Steel”, ***John Willey and Sons***, USA, 45-442(1988)
23. Türker, M., “Toz matalurjisi yöntemi ile alüminyum köpük üretimi” 5. ***Uluslararası Teknolojisi Sempozyumu (IATS’09)*** Karabük (2009)
24. Çinici, H., “Toz metalurjisi yöntemiy ile alüminyum esaslı metalik köpük üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Ünivversitesi ***Fen Bilimleri Estitüsü***, 1-71, Ankara (2004)
25. Yılmaz, S. S., Ünlü, B. S., Varol, R., “Borlanmış ve bilyalı dövülmüş demir esaslı T/M malzemelerin aşınma ve mekanik özellikleri” ***Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*** (1), 7-16, (2008)
26. Boz, M., Kurt, A., “Antimon trisülfıt’in bronz esaslı fren balata malzemelerinin sürünme-aşınma özelliklerine etkisi”, ***Teknoloji***, 9(2), 79-90, (2006)

27. Boz, M., Kurt, A., “Toz metal fren balata malzemelerinin sürtünme-aşınma performansı üzerine çinkonun etkisi” *Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.* 21(1) 115-121, Ankara (2006)
28. Karagöz, Ş., Yamanoglu, R., Atapek, Ş. H., “Metalik toz işleme teknolojisi ve prosesleme kademeleri açısındanparematrik ilişkiler”, *Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 22(3), Eskişehir (2009)
29. Ünlü, B. S., Yılmaz, S. S., Kurgan, N., “Bronz-demir T/M-döküm yatakların mikroyapısı, aşınma ve mekanik özelliklerinin araştırılması” *5. Uluslararası İlerleme Teknolojisi Sempozyumu (IATS’09)*, Karabük (2009)
30. Nalbant, M. A., “Toz metalurjisi ile üretilen Magnezyum-Alüminyum alaşımlarının Hidrojen depolama kapasitesinin ölçülmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Atatürk Üniversitesi *Fen Bilimleri Enstitüsü*, 1-63, Erzurum (2008)
31. Bıyık, S., “Toz metalurjisi yöntemiyle Gümüş-Bor Oksit esaslı kontak malzemesi üretimi ve özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Karadeniz Teknik Üniversitesi *Fen Bilimleri Enstitüsü*, 1-53, Trabzon (2008)
32. Çalışkan, N. K., “Yüksek yoğunluklu W-Ni-Cu alaşımlarının toz metalurjisi” Yüksek Lisans Tezi, Orta Doğu Teknik Üniversitesi *Fen Bilimleri Enstitüsü*, 1-87, Ankara (2006)
33. Cömert, I., “Bio malzemelerin gelişmesine toz metalurjisinin etkisi” Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi *Fen Bilimleri Enstitüsü*, 1-66, İstanbul (2005)
34. Dikbaş, H., “Toz Metalurjisi (T/M) üretilmiş Ni-Ti alaşımlarının difüzyon kaynak yöntemiyle birleştirilebilirliğinin araştırılması” Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi *Fen Bilimleri Enstitüsü*, 1-74, Elazığ (2005)
35. Ulus, A., “Toz metalurjisi ile üretilmiş Volfram rodlerden filmaşın üretmede çalışma koşullarının optimizasyonu ve yapısal-mekanik özelliklerinin

- incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul teknik Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-75, İstanbul (2006)
36. Gökmen, U., “Toz metalurji yöntemiyle Al esaslı parçacık takviyeli metelik köpük üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-81, Ankara (2009)
 37. Biçer, B. A., “Toz metalurjisi yöntemiyle poroz Alüminyum, Titanyum intermetelik kompozitlerin üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-75, İstanbul (2009)
 38. Tyrhan, H., Yılmaz, T., Gülenç, B., “Toz metalurjisiyle üretilen Cu/FeMn_p ve Cu/ FeCr_p metal matrisli kompozitlerin mikro yapısı mekanik özellikleri”, Fırat Üniversitesi **Fen ve Müh. Bil. Dergisi** 19(4), (569-574), Elazığ (2007)
 39. At, M., Çaydaş, U., Hasçalık, A., “Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen Fe-C-Mo-FeCr kompozitinin adhesiv aşınma davranışının incelenmesi” **Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi** (3), 25-31, (2006)
 40. Nutku, F., “Toz metalurjisi ile üretilen malzemelerin tahribatsız muayenesi”, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-96, İstanbul (2003)
 41. Kaya, M., “Toz metalurjisi ile üretilen NiTi şekil hatırlamalı alaşımların metalurjik ve mekanik karakteristiklerinin incelenmesi”, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-115, Elazığ (2008)
 42. Karagöz, Ş., Yamanoğlu, R., Atapek, Ş., H., “Atomize tozlarda katılaşma ve mikroyapısal karakterizasyon”, Pamukkale Üniversite **Mühendislik Bilimi Dergisi**, 15(3): 309-316, Kocaeli (2009)
 43. Yılmaz, S. S., Ünlü, B. S., Varol, R., “Borlama ve bilyalı dövmenin demir esaslı T/M malzemelerde aşınma ve mikro yapı özelliklerine etkisi” Celal Bayar Üniversitesi **Fen Bilimleri Dergisi**, 4(1), 1-8, Manisa (2008)

44. Ulutaş, A., “Değişik oranlardaki Cu, FeCr ve FeMn alaşımlarının toz metalurjisi yöntemi ile üretimi ve mekanik özelliklerinin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, **Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Elazığ, 1-17 (2006)
45. Yılmaz, O., Yüksek Lisans Tezi, “Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen kesici uçların proses, yapı mekanik özellik ilişkileri” Yıldız Teknik Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-80, İstanbul (2006)
46. Akoral, E., “Toz metalurjisi yöntemi ile Al-SiC kompozit malzeme üretimi ve işlenebilirliğinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 10-45 (2003).
47. German, R., “The Fundamental Principles of Powder Metallurgy”, **Powder Metallurgy**, 13-17 (1997).
48. German, R.M., “Powder Metallurgy Science 2nd edition”, **Metal Powder Industries Federation**, USA, 16- 278 (1984).
49. Yalçın, B., “Toz metalurjisi yöntemile imal edilen Titanyum alaşımı implantların temel özelliklerinin araştırılması” Yüksek Lisans Tezi, Süleyman Demirel Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-139, Isparta, (2007)
50. Demirel, M., “Toz metalurjisiyle üretilen metal matrisli kompozitlerde Ni₃Al metallerarası bileşik takviyenin aşınma davranışının etkilerinin araştırılması” Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-65, Elazığ, (2007).
51. Günebakmaz, S., Yüksek Lisans Tezi, “Toz metalurjisi yöntemiyle inconel 718 süperalaşımının üretimi ve özelliklerinin incelenmesi”, Gazi Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-55, Ankara, (2007)
52. Kumdalı, F., “Alüminyum matrisli B₄C takviyeli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemi ile üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-25, İstanbul, (2008).

53. Günay, M., “Toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş Al-Si/SiC_P kompozitlerin mekanik ve işlenebilirlik özelliklerinin araştırılması”, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 73-105, Ankara, (2009).
54. Ünlü, N., Çavuşoğlu, L., “Toz Metalurjisinin Yaygın Kullanım Alanları”, Metal Dünyası, Teknik Yazı, İstanbul, 12-13, (1995).
55. German, R.M., “Powder Metallurgy Science 2nd edition”, **Metal Powder Industries Federation**, USA, 16-20, 76-90 (1984).
56. Schmid, K., “Processing of powder metals, ceramics, glass, and superconductors, Manufacturing Engineering and Technology”, **Printice-Hall**, 17(3), (2001).
57. German, R. M., “Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri”, (1), Çev. Ed: Sarıtaş, S., Türker, M., Durlu, N., **Uyum Ajans**, Ankara, 2-275 (2007).
58. Mahmutoglu, S. H., “Toz metalurjisi yöntemiyle yüzeyine takviye edilmiş düşük karburlu çeliklerin üretilmesi ve mikroyapısı”, Yüksek Lisans Tezi, Fırat Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-94, Elazığ (2006)
59. Koç, V., “Toz metalurjisi tekniğiyle üretilen bir paslanmaz çelikte katkı elemanlarının aşınma direncine etkisi”, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-26, Elazığ, (2006)
60. Türkan, M., “Düfzyon bağlı demir eseslı tozlardan üretilen T/M çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerine farklı ara kritik tavlama ısıı işlemlerin etkilerin araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-59, Ankara, (2010).
61. Kalaycıoğlu, A. S., “SiC tane katkılı alüminyum kompozitlerin toz metalurjisi ile üretimi ve karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 44-68, İzmir, (2010).

62. Somunkıran, İ., “Kobalt esaslı alaşımların toz metalurjisi yöntemiyle üretimi, mikroyapı ve mekanik özelliklerinin araştırılması”, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi ***Fen Bilimleri Enstitüsü***, 1-74, Elazığ, (2006).
63. Özgün, Ö., “Toz metalurjisi ile üretilen alaşımlı çeliklerin mikroyapı ve mekanik özellikleri”, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi ***Fen Bilimleri Enstitüsü***, 1-42, Sakarya, (2007).
64. Turan, İ., “Toz metalurjisi ile üretilen demir esaslı yapısal parçalar içerisine katılan B ve NiB ilavelerinin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Marmara Üniversitesi ***Fen Bilimleri Enstitüsü***, 1-40, İstanbul, (2005).
65. Gökçe, A., “Yapısal uygulamalar alüminyum esaslı malzemelerin toz metalurjisi kullanılarak geliştirilmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi ***Fen Bilimleri Enstitüsü***, 1-31, Sakarya, (2007).
66. Söyler, M., “Toz metalurjisi ve uygulamaları”, Yüksek Lisans Tezi, Gebze İleri Teknoloji Enstitüsü ***Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü***, 1-69, Gebze, (2007).
67. Kılıç, E. F., “Alüminyum alaşımlı SiC parçacık takviyeli kompozitlerin toz metalurjisi yöntemiyle üretimi ve aşınma davranışının incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi ***Fen Bilimleri Enstitüsü***, 15-25, Ankara, (2007).
68. German, R. M., “Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri”, Çev. Ed: Sarıtaş S., Türker M., Durlu N., ***Uyum Ajans***, 1-504, Ankara, (2007)
69. Aydın, M., “Gaz atomizasyon yönteminde yeni bir nozul tasarımı ve toz üretimi”, Yüksek Lisans Tezi, Dumlupınar Üniversitesi ***Fen Bilimleri Enstitüsü***, Kütahya, 4-10 (2005).
70. Hausner, H. H., ve Mal, M. K., “Handbook of Powder Metallurgy”, ***Chemical Pub. Co.***, New York, 46-160 (1982).

71. Aydın, M., Ünal, R., “Laval tipi yeni bir nozul tasarımı ile metal tozu üretimi ve üretim değişkenlerinin etkisinin incelenmesi”, **Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi** 1: 69-76 (2007).
72. Okumuş, S. Ç., Öveçoğlu, L., “Toz metalurjisinde atomizasyon yöntemi ve bu yöntemle üretilen demir esaslı malzemeler”, **Matbaa Dünyası Teknik Yazı**, Esentepe/İstanbul, 26-31 (1995).
73. Okumuş, C., Öveçoğlu, M. L., “Toz metalurjisinde atomizasyon yöntemi ve bu yöntemle üretilen Fe esaslı malzemeler”, **Metal Dünyası**, 1 (8), 26-39, (1993)
74. Türker, M., Özdemir, T. A., Ögel, B. ve Yavuz, A., “Al-SiC tozlarının mekanik alaşımlama değirmeninde öğütme zamanının kompozit toz yapısına etkisinin araştırılması” , **Uluslararası Katılımlı 2. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı**, ODTÜ, Ankara, 425-431 (1999).
75. Sarıtaş, S., “Toz Metalurjisi, "Makina Müh. El Kitabı”, **MMO**, 2(1):64-82 (1994).
76. Baksan, B., Gürler, R., “Toz metalurjisinin savunma sanayinde uygulanması”, **Osmangazi Üniversitesi Metalurji Enstitüsü**, Eskişehir, 1-15 (2003).
77. Pandey, O.P., Ojha, S.N., “Production and characterization of rapidly solidified powders of Al-Si alloys", **Powder Metallurgy Int.**, 23(5): 291-295 (1991).
78. Champange, B., Angers, R., Fiset, M., “Characteristics of powders produced by rotating electrode process”, **Metal Powder Report**, 39: 267-270 (1984).
79. Bahçeci, E., “Al matrisli α -Si₃N₄ takviyeli kompozit malzeme üretimi ve işlenebilirliğinin karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 17-25 (2006).

80. Güngören, İ., “Toz metalurjisi yöntemiyle demir alüminatların üretimi ve karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-45, Afyonkarahisar, (2008).
81. Erdoğan, M., “Malzeme Bilimi ve Mühendislik Malzemeleri”, **Nobel Yayın Dağıtım**, Ankara, 93-96 (1998).
82. Anık, S., Dikicioğlu, A., Vural, M., “İmal usulleri”, **Birsan Yayınevi**, İstanbul, 280-282 (1999).
83. Küçükarslan S., “Gaz atomize kalay tozu üretim parametrelerinin deneysel olarak araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 20-21 (2006).
84. Çolak, F., “Kimyasal metodla nikel kaplanmış tungsten karbür tozları kullanılarak seramik- metal kompozit malzeme üretimi ve özelliklerinin incelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Afyon Kocatepe Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, Afyon, 19-24 (2004).
85. German, R.M., “Sintering Theory and Practice” , **Joyn Wiley & Sons. Inc.**, USA, New York, 3-25 (1996).
86. Kayış, V., “Kısmi ve ön alaşımlı demir tozları içerisine katılan B ve FeB ilavelerin sinterleme davranışları ve mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 43-55 (2005).
87. Nayar, H.S., “Production Sintering Atmospheres”, **Metals Handbook Ninth Edition Vol. 7.**, Powder Metallurgy, USA, 339-350 (1984).
88. German, R.M., “ Powder Metallurgy Science, 2nd edition”, **Metal Powder Industries Federation**, U.S.A., 58-64 (1994).

89. Sümer, M., “Mekanik alaşımlama ile üretilen Fe-Fe₃ kompozit malzemede mekanik özelliklerin araştırılması”, Yüksek Lisans tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 13-21 (2003).
90. Bostan, B., “Alüminyum-Karbon tozlarının mekanik alaşımlama ve sonrası işlemlerle Al₄C₃ sentezlenmesi”, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 1-35 (2003).
91. Akoral, E., “Toz metalurjisi yöntemi ile Al-SiC kompozit malzeme üretimi ve işlenebilirliğinin incelenmesi”, Doktora Tezi, Celal Bayar Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, Manisa, 43-48, (2003).
92. Ataş, A., “Alaşımlı Demir Tozu Peletlerinin Sinterleme Sonrası Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, (2003).
93. Özkal, B., “Wolfram Ağır Alaşımlarında Başlangıç Toz Özelliklerinin Sıvı Faz Sinterlemesi Yoluyla Yoğunlaşma Süreçlerine Olan Etkileri”, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, (2002).
94. Askeland, D. R., “Malzeme bilimi ve mühendislik malzemeleri”, Çev: Erdoğan, M., **Nobel Yayın Dağıtım**, 1: 1-348, Ankara, (1998).
95. Smith, W. F., “Mühendislik alaşımlarının yapı ve özellikleri”, **Nobel Yayın Dağıtım**, Çev: Erdoğan M., 1: 1-331, Ankara, (2000).
96. Savaşkan, T., “Malzeme bilgisi ve muayenesi”, **Beta Basım A.Ş.**, 1-278, Trabzon, (1999).
97. Totten, G.E. “Steel Heat Treatment Equipment and Process Design”, Steel Heat Treatment Handbook, Second Edition, Portland State University, **Oregon**, Portland, 280-287 (2006).

98. Kılıçlı, V., “Küresel grafit dökme demirlerde kısmi östenitleme ve östemperleme ısı işleminin mikroyapı ve mekanik özelliklere etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 1-107, Ankara, (2004).
99. Mehrkam, Q. D., Foreman, R. W., Gaylord, D. E., Heyer W. E., Lahr G. M., “Austenitizing of steels”, Metals Handbook, 9th ed., **ASM**, 4, 104-116, Ohio, USA, (1981).
100. Hasırcı H., “Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde alaşım elementleri (Cu ve Ni) östemperleme süresinin mikroyapı ve mekanik özellikler üzerine etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi **Fen Bilimleri Enstitüsü**, 3-35, Ankara (2000).
101. Düzcükoğlu, H., Demirci, M. T., “Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi”, **Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi**, (3): 21-31, (2008).
102. Kayalı, Y., Yalçın Y., “Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Mikroaşınma Davranışına Östemperleme Sıcaklığının Etkisi”, **5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS'09)**, Karabük, 1-5, (2009).
103. Okay, F., Sert, H., Habalı, K., Gül, F., “Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin aşınma davranışı üzerinde pvd yöntemi ile t1n kaplamanın etkisi”, **Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.** 25(4): 787-794, (2010)
104. Çetin, M., Gül, F., “Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin abrasiv aşınma davranışına östemperleme işleminde soğutmanın etkisi”, **Gazi Üniv. Müh. Mim. Fak. Der.** Cilt 21, No 2, 359-366, (2006).
105. Gül, F., Hasırcı H., “Östemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Abrasif Aşınma Davranışı Üzerine Östemperleme Süresinin Etkisi”, **6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11)**, Elazığ, 1-5, (2011).

- 106.Çetin, M., Gül, F., “Küresel grafitli dökme demirin abrasif aşınma davranışına aşındırıcı parçacık boyutu ve östemperleme süresinin etkisi”, **5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu (IATS’09)**, Karabük, 1-5, (2009).
- 107.Çetin, M., Gül, F., “Üst ösferritik östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirin abrasiv aşınma davranışı”, **Teknoloji**, 11(2), 137-144, (2008)
- 108.Şahin Y., Erdogan M., Kilicli V., “Wear behavior of austempered ductile irons with dual matrix structures”, **Materials Science and Engineering A**, 444, 31–38, (2007)
- 109.Wang, J., “Factors Influencing the Wear Behavior of Sintered Steels”, **Journal of Shanghai University (English Edition)**, ISSN 1007-6417, 5(3): 241-246, (2001).
- 110.Kumari, U. R., Rao P. P., “Study of wear behaviour of austempered ductile iron”, **J Mater Sci**, 44:1082–1093, (2009)
- 111.Avishan, B., Yazdani, S., Vahid D. J., “The influence of depth of cut on the machinability of an alloyed austempered ductile iron”, **Materials Science and Engineering A**, 523: 93–98, (2009).
- 112.Cakir, M. C., Bayram, A., Işık, Y., Salar, B., “The effects of austempering temperature and time onto the machinability of austempered ductile iron”, **Materials Science and Engineering A**, 407: 147–153, (2005).
- 113.Kırcalı, K. K., Çakır, M. C., “Östemperlenmiş küresel grafitli dökme demirlerde östemperleme sıcaklığı ve zamanının işlenebilirliğe etkilerinin incelenmesi”, **TİMAK-Tasarım İmalat Analiz Kongresi**, BALIKESİR, 1-9, (2006).
- 114.Şeker, U., Hasirci, H., “Evaluation of machinability of austempered ductile irons in terms of cutting forces and surface quality”, **Journal of Materials Processing Technology** 173: 260–268, (2006).

- 115.Aksu, E., “DIN 35NiCrMoV12.5 namlu çeliğinde östemperleme parametrelerinin darbe ve kırılma tokluğu üzerine etkileri”, Yüksek Lisans Tezi, **Fen Bilimleri Enstitüsü** Ortadoğu Teknik Üniversitesi, 1-84, Ankara (2005).
- 116.Özcan, A., “Östemperleme işleminde kalay miktarı ve izotermal değişim sıcaklığının küresel grafitli dökme demirlerin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri”, Yüksek Lisans Tezi, **Fen Bilimleri Enstitüsü** Ortadoğu Teknik Üniversitesi, 1-72, Ankara (2003).
- 117.Toktaş, G., Tayanç, M., Alaaddin Toktaş A., “Effect of matrix structure on the impact properties of an alloyed ductile iron” **Materials Characterization** 57: 290–299, (2006).
- 118.Shelton, P. W., Bonner A. A., “The effect of copper additions to the mechanical properties of austempered ductile iron (ADI)”, **Journal of Materials Processing Technology** 173: 269–274, (2006).
- 119.Hemanth, J., “Fracture toughness of austempered chilled ductile iron”, **Materials and Design**, 19: 269-277, (1998).
- 120.Hemanth, J., “The solidification and corrosion behaviour of austempered chilled ductile iron”, **Journal of Materials Processing Technology**, 101: 159-166, (2000).
- 121.Erić, O., Rajnović, D., Zec, S., Sidjanin, L., Jovanović, M. T., “Microstructure and fracture of alloyed austempered ductile iron”, **Materials Characterization**, 57: 211–217, (2006).
- 122.Batra, U., Ray, S., Prabhakar, S. R., “Impact Properties of Copper-Alloyed and Nickel-Copper Alloyed ADI”, **Journal of Materials Engineering and Performance**, Volume 16 (4): 485–489 (2007).
- 123.P´erez, M. J., Cisneros, M.M., L´opez H. F., “Wear resistance of Cu–Ni–Mo austempered ductile iron”, **Wear**, 260: 879–885, (2006).

124. Batra, U., S. Ray, S., Prabhakar S. R., “The Influence of Nickel and Copper on the Austempering of Ductile Iron”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 13:64-68, (2004).
125. Batra, U., S. Ray, S., Prabhakar S. R., “Tensile Properties of Copper Alloyed Austempered Ductile Iron: Effect of Austempering Parameters”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 13: 537-541, (2004).
126. Madrid, M. M., Acosta, M. A., Acosta, A. T., Rodríguez-T R., Castaño V. M., “Effects of Austempering Temperature on Fatigue Crack Rate Propagation in a Series of Fatigue Crack Rate Propagation in a Series of”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 11 (6): 651-658, (2002).
127. Bosnjak, B., Radulovic, B., Tonev K. P., Asanovic V., “Influence of Microalloying and Heat Treatment on the Kinetics of Bainitic Reaction in Austempered Ductile Iron”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 10 (2): 203-212, (2001).
128. Rao, P. P., Putatunda, S. K., “Investigations on the fracture toughness of austempered ductile iron alloyed with chromium”, *Materials Science and Engineering A*, 346: 254-265: (2003).
129. Mandal, M., Ghosh M., Chowdhury S. G., Ghosh, S., “Effect of austempering treatment on microstructure and mechanical properties of high-Si steel”, *J Mater Sci*, 44:1069–1075, (2009).
130. Son, J. Y., Kim, J. H., Kim, W. B., Ye, B. J., “Effects of Austempering Conditions on the Microstructures and Mechanical Properties in Fe-0.9%C-2.3%Si-0.3%Mn Steel” *Met. Mater. Int.*, 16: 357~361, (2010).
131. Desimoni, J., Gregorutti, R., Lanneri, K., Sarutti, J. L., Mercader R. C., “Influence of the Mn content on the kinetics of austempering transformation in compacted graphite cast iron”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, volume 30A: 2745- 2753 (1999).

- 132.Lee, S. C., Hsu, C. H., Chang, C. C., Feng, H. P., “Influence of casting size and graphite nodule refinement on fracture toughness of austempered ductile iron”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29A: 2511-2522, (1998).
- 133.Putatunda, S. K., Gadicherla, P. K., “Effect of Austempering Time on Mechanical Properties of a Low Manganese Austempered Ductile Iron”, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 9(2): 193-204, (2000).
- 134.Lin, C. K., Chang, C. W., “Influence of heat treatment on fatigue crack growth of austempered ductile iron” *Journal of Materials Science*, 37: 709– 716, (2002).
- 135.Hideshi, M., Youichi, T., “Effect of austempering on toughness of sintered Si-Ni Steels”, *Funtai Oyobi Fummatsu Yakin/Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy* 33: 132-138, (1986).
- 136.Kamada, M., Hideshi, M., Youichi, T., “Austempering of sintered low alloy steels”, *International Journal of Powder Metallurgy (Princeton, New Jersey)*, 27: 255-263, (1991).
- 137.Campus, M., Sicre- Artalejo, J., Munoz, J. J., Torralba, J. M., “Effect of Austempering Conditions on the Microstructure and Tensile Properties of Low Alloyed Sintered Steel”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41: 1887-1894, (2010).
- 138.Gregorutti, R., Laneri, K., Desimoni, J., Mercader, R. C., “Study of the Austempering Transformation Kinetics in Compacted Graphite Cast Irons”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 35A: 103-110, (2004).
- 139.Ahmadabadi, M. N., Ghasemi, H. M., Osia M., “Effects of successive austempering on the tribological behavior of ductile cast iron”, *Wear* 231: 293– 300, (1999).

- 140.Hsu, C. H., Lu, J. K., Chen, F. S., “Effects of Copper and Malleablizing Time on Mechanical Properties of Austempered Malleable Iron”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38A: 2419-2427, (2007).
- 141.Ovalı, İ., Mavi, A., “Ösferrit Hacim Oranın Çift Fazlı Küresel Grafitli Dökme Demirlerin Yüzey Pürüzlülüğü Üzerindeki Etkisi” *6th International Advanced Technologies Symposium (IATS’11)*, Elazığ, (2011).
- 142.Chang, L. C., Hsui, I. C., Chen, L. H., Lui T. S., “Effects of heat treatment on the erosion behavior of austempered ductile irons”, *Wear* 260: 783–793, (2006).
- 143.Sohi, M. H., Ahmadabadi, M. N., Vahdat A. B., “The role of austempering parameters on the structure and mechanical properties of heavy section ADI”, *Journal of Materials Processing Technology* 153: 203–208, (2004).

ÖZ GEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : SARIÇİÇEK Nurullah
Uyruğu : T.C.
Doğum tarihi ve yeri : 15.06.1982 - SİVAS
Medeni hali : Bekar
Telefon : 05379377949
E-mail : deja_vu_su@mynet.com

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Yüksek Lisans	Gazi Üniversitesi/Metal Eğitimi	2012
Lisans	Gazi Üniversitesi/Metal Eğitimi	2009
Lise	Sivas İletişim Meslek Lisesi	2001

İş Denemeyi

Yıl	Yer	Görev
2010-2012	Gazi Üniversitesi	Öğretim görevlisi

Yabancı Dil

İngilizce