



**TOZ METAL ÇELİKLERDE FARKLI MATRİKS YAPIDA KÜRESEL
SEMENTİT ÜRETİMİ VE MEKANİK DAVRANIŞLARININ
KARŞILAŞTIRILMASI**

Onur ALTUNTAŞ

**DOKTORA TEZİ
METALURJİ ve MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

HAZİRAN 2019

Onur ALTUNTAŞ tarafından hazırlanan “TOZ METAL ÇELİKLERDE FARKLI MATRİKS YAPIDA KÜRESEL SEMENTİT ÜRETİMİ VE MEKANİK DAVRANIŞLARININ KARŞILAŞTIRILMASI” adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalında DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Prof.Dr. Ahmet GÜRAL

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Başkan: Prof.Dr. Serdar SALMAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Marmara Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Üye: Prof.Dr. Bülent BOSTAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Üye: Prof.Dr. Ersin ARSLAN

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Atatürk Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Üye: Prof.Dr. Abbas Tamer ÖZDEMİR

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum.

.....

Tez Savunma Tarihi: 27/06/2019

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Doktora Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

.....

Prof. Dr. Sena YAŞYERLİ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmada;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmada yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Onur ALTUNTAŞ

19/06/2019

TOZ METAL ÇELİKLERDE FARKLI MATRİKS YAPIDA KÜRESEL SEMENTİT ÜRETİMİ
VE MEKANİK DAVRANIŞLARININ KARŞILAŞTIRILMASI
(Doktora Tezi)

Onur ALTUNTAŞ

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Haziran 2019

ÖZET

Çelik alaşımları yüksek mekanik dayanıma sahip olmalarından dolayı günümüz dünyasında en çok kullanılan mühendislik malzemeleridir. Çelik alaşımları günümüzde genellikle yassı ürün ve ingot halde kullanılmakla beraber son yıllarda giderek kullanımı yaygınlaşan toz metalürjisi de sektördeki yerini almıştır. Toz metalürjisi ile üretilen çeliklerin mekanik dayanımları çeşitli ısı işlemleri ile artırılabilir. Bu çalışmada literatürde ilk defa çelik alaşımlarında bey nitrik matrikste küresel sementit mikroyapısı üretilmiş ve mekanik dayanımları incelenmiştir. Bu amaçla iki farklı saf demir tozuna karbon kaynağı olarak grafit tozu ilave edilerek yüksek karbonlu alaşımsız toz metal çelik numuneler üretilmiştir. Birinci grupta elektroliz yöntemiyle üretilen NC100.24 saf demir tozları kullanılırken, ikinci grupta su atomize ATOMET 1001 saf demir tozları kullanılmıştır. Her iki grupta da ağırlıkça %1.5 grafit ve yağlayıcı olarak da %0.5 toz Zn stearat karışımına ilave edilmiştir. Hem birinci hem ikinci grup karışım tozlar, 700 MPa basınç altında soğuk olarak preslenmiş ve 1150 °C'de 20 dakika sürede saf argon gaz atmosferinde sinterlendi. Buna ilaveten ikinci grup numuneler 700 MPa basınç altında soğuk olarak preslenmiş ve 10^{-2} Mpa vakum atmosferinde 1200°C'de 20 dakika süre sinterlenmiştir. BMKS mikroyapılarının üretilmesi için martensitik mikroyapıdaki numunenin aşırı temperlenmesiyle elde edilen ferritik matrikste küresel sementit numuneleri başlangıç malzemesi olarak kullanılmıştır. Bu numunelerin Ac₁ sıcaklık çizgisi üzerinde 735-750°C'de kısmi östenitlenmeleri ve 300-350°C'deki nötr tuz banyosunda 1-2-5 saat süre ile östemperlenmeleri ile bey nitrik matrikste küresel sementit numuneleri üretilmiştir. BMKS mikroyapısına sahip toz metal çeliklerin yoğunluk ve sertlik ölçümleri sonrasında mikroyapısal karakterizasyonları için taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri alınmıştır. Uygulanan ısı işlemleri sonucu çökelen fazlar X-RD analizi ile incelenmişlerdir. Mekanik dayanımları ise darbe ve kuru ortam aşınma testleri ile incelenmiştir. Ayrıca numunelerin ortalama tane boyutu, kristalografik oryantasyonları ve tane sınırı açısı ölçümleri için electron back scatter diffraction (EBSD) görüntüleri elde edilmiştir.

BilimKodu	: 91514, 91515, 91516, 91519, 91528
AnahtarKelimeler	: Malzeme Bilimi, Malzeme Karakterizasyonu, Malzeme Muayene ve Kırılma Mekaniği, Metalik Malzemeler, Toz Metalurjisi
SayfaAdedi	: 123
Danışman	: Prof.Dr. Ahmet GÜRAL

PRODUCTION AND MECHANICAL BEHAVIOR COMPARISON OF SPHERICAL
CEMENTITE WITH IN BAINITIC MATRIX STRUCTURE IN POWDER METALLURGY
STEEL

(Ph. D. Thesis)

Onur ALTUNTAŞ

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

June 2019

ABSTRACT

Alloy steels are the most commonly used engineering materials, due to their high mechanical strength in today's world. Although steel alloys are generally used in as flat products and ingots, powder metallurgy, which has become increasingly widespread in recent years, has taken its place in the sector. Mechanical strength of steels produced by powder metallurgy can be increased by various heat treatments. In this study, for the first time in the literature, spherical cementite within bainitic matrix microstructure has been produced and the mechanical strength of the steel alloys has been investigated. For this purpose, high carbon unalloyed powder steel samples were produced by adding graphite powder as carbon source into two different pure iron powders. In the first group, NC100.24 pure iron powders produced by electrolysis method were used. In the second group, ATOMET 1001 pure iron powders were used. In both groups, 1.5% by weight of graphite and 0.5% by weight of powder Zn stearate as lubricant were added to the mixture. Both first and second group mixture powders were cold pressed under 700 MPa and sintered in a pure argon gas atmosphere for 20 minutes at 1150 ° C. In addition, the second group of samples were cold pressed under 700 MPa and sintered for 20 minutes at 1200 ° C in a vacuum atmosphere of 10^{-2} Mpa. For the production of SCBM microstructures, via by over-tempering the martensitic microstructure, In the ferritic matrix spherical cementite samples were used as starting material. Spherical cementite in bainitic matrix samples were produced in partly austenization at 735-750 ° C on the A_{c1} temperature line and austempered in the neutral salt bath at 300-350 ° C for 1-2-5 hours respectively. Density and hardness measurements of powder metal steels with SCBM microstructure then, scanning electron microscopy (SEM) images were taken for microstructural characterization. The precipitated phases were investigated by X-RD analysis. Their mechanical strength was examined by impact and dry sliding wear tests. In addition, electron back scatter diffraction (EBSD) images were obtained for mean grain size and grain boundry angle measurements of samples.

ScienceCode : 91514, 91515, 91516, 91519, 91528

KeyWords : Material Science, Material Characterization, Material test and Fracture Mechanic, Metallic Materials, Powder Metallurgy

PageNumber : 123

Supervisor : Prof. Dr. Ahmet GÜRAL

TEŞEKKÜR

Bu tezin hazırlanmasının her aşamasında yardımlarını esirgemeyen ve beni engin bilgisiyle yönlendiren değerli danışman hocam Prof. Dr. Ahmet GÜRAL'a teşekkür eder saygılarımı sunarım.

Akademik gelişimime kıymetli tecrübeleriyle maddi manevi katkılarından dolayı Prof.Dr. Bülent BOSTAN'a teşekkür ederim.

Doktora eğitimim boyunca her türlü katkılarından dolayı Prof. Dr. Serdar SALMAN'a Prof. Dr. Abbas Tamer ÖZDEMİR'e ve Prof.Dr. Ersin ARSLAN'a teşekkür ederim.

Patent başvuru sürecindeki desteklerinden dolayı Gazi Üniversitesi Patent Destek Birimi'nden Öğr. Gör. Özge EKEN KARATAYLI'ya teşekkür ederim.

Deneyisel çalışmalarına katkılarından dolayı Gazi Üniversitesi Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Öğr. Gör.Dr. Meryem POLAT ve tüm asistan arkadaşlara teşekkür ederim. Yardımlarıyla sürekli yanımda olan arkadaşlarım Doç.Dr. Alpay ÖZER'e, Doç.Dr. Hakan GÖKMEŞE'ye, Arş. Gör. T.Alper YILMAZ'a, Arş.Gör. N.Arda TANIŞ'a, Öğr. Gör. Ufuk TAŞCI'ya, ve K.Çağatay DANACI'ya ayrı ayrı teşekkür ederim.

Doktora çalışmamız 07/2018-05 nolu BAP Bilimsel Araştırma Projesi kapsamında gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle bu çalışmayı destekleyen Gazi Üniversitesi BAP Birimine teşekkür ederim.

Doktora tezimin her anında sabırlı ve anlayışlı yaklaşımıyla beni destekleyen eşim Gözde ALTUNTAŞ'a teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖZET	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	x
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	xii
RESİMLERİN LİSTESİ	xv
SİMGELER VE KISALTMALAR	xviii
1. GİRİŞ	1
2. TOZ METALURJİSİ	3
2.1. Toz Metalurjisinin Tarihi Gelişimi.....	3
2.2. Toz Üretim Yöntemleri.....	5
2.2.1. Kimyasal üretim yöntemleri.....	6
2.2.2. Elektrolitik üretim yöntemleri.....	6
2.2.3. Mekanik üretim yöntemleri	7
2.2.4. Atomizasyon teknikleri	8
2.3. Toz Metalurjisi Yöntemi ile Malzeme Üretimi	9
2.3.1. Metal tozların karıştırılması ve yağlayıcı ilavesi.....	10
2.3.2. Metal tozlarının preslenmesi.....	11
2.3.3. Sinterleme	11
2.4. Toz Metalurjisi Uygulama Alanları	13

	Sayfa
3. ÇELİK VE GENEL ÖZELLİKLERİ.....	15
3.1. Çeliklere Uygulanan Isıl İşlemler	17
3.1.1. Su verme ve temperleme	20
3.1.2. Tam tavlama.....	22
3.1.3. Normalizasyon.....	22
3.1.4. Gerilim giderme tavlaması.....	22
3.1.5. Küreselleştirme ısı işlemi.....	22
3.1.6. Östemperleme ısı işlemi	23
3.2. Beynitik Dönüşümlerin Yapısal ve Kristalografik Özellikleri	25
3.2.1. Beynitin türleri	27
3.2.2. Beynitin mekanik özellikleri	29
3.3. Martensitik Dönüşümlerin Yapısal ve Kristalografik Özellikleri	30
3.3.1. Çeliğin martensitik dönüşümü	34
4. TEZ ÇALIŞMASININ LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	37
5. DENEYSELÇALIŞMALAR	43
5.1. Malzeme	43
5.2. Presleme	44
5.3. Sinterleme İşlemleri	46
5.4. Kimyasal Element Analizi	48
5.5. Yoğunluk Ölçümleri	48
5.6. Isıl İşlemler	50
5.7. Mikroyapı Analizleri	54
5.7.1. Taramalı elektron mikroskopu (SEM)	54
5.7.2. Electron backscatter kırınımı (EBSD)	55

	Sayfa
5.8. XRD Analizleri	57
5.9. Mekanik Özellikler.....	58
5.9.1. Sertlik ölçümleri	58
5.9.2. Darbe deneyleri	59
5.9.3. Aşınma deneyleri	59
6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA	63
6.1. Ar- Serisi Numunelere Ait Bulgular ve Tartışma	63
6.1.1. Yoğunluk	63
6.1.2. SEM mikroyapı sonuçları.....	65
6.1.3. Sertlik test sonuçları	72
6.1.4. Darbe test sonuçları.....	75
6.1.5. Aşınma test sonuçları.....	78
6.2. V- Serisi Numunelere Ait Bulgular ve Tartışma	82
6.2.1. Yoğunluk	82
6.2.2. Mikroyapı sonuçları	83
6.2.3. X-RD analizleri	93
6.2.4. Sertlik test sonuçları	98
6.2.5. Darbe test sonuçları.....	100
6.2.6. Aşınma test sonuçları.....	103
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	109
7.1. Sonuçlar.....	109
7.2. Öneriler	110
KAYNAKLAR	111
ÖZGEÇMİŞ	120

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 2.1. Toz Metalurjisinin İlk Uygulamaları	4
Çizelge 2.2. Toz metalurjisi ile üretilen bazı önemli malzemelerin tarihi gelişimleri	4
Çizelge 3.1. 2016-2017 yılları Ocak-Aralık Dönemi Dünya Ham Çelik Üretimi (1000 ton).....	16
Çizelge 3.2. Türkiye ve Dünyada Isıl İşlem Hizmetlerinin Karşılaştırmalı Sektör Dağılımı	18
Çizelge 3.3. İlk araştırmalarda beynit için kullanılan farklı adlandırmalar	26
Çizelge 3.4. Farklı ısıtma işlemleri uygulanmış AISI 1095 çeliğinin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri.....	30
Çizelge 5.1. Saf demir tozlarının kimyasal analiz değerleri	43
Çizelge 6.1. Numunelerin yoğunluk değerleri tablosu	63
Çizelge 6.2. Küreselleştirme ısıtma işlemi sonucu numunelerin ortalama küresel sementit boyut ve hacim oranlarının dağılımı.....	71
Çizelge 6.3. Numunelerin makrosertlik değerleri tablosu	72
Çizelge 6.4. Numunelerin darbe tokluk değerleri tablosu.....	75
Çizelge 6.5. Numunelerin ortalama ağırlık kaybı değerleri tablosu	78
Çizelge 6.6. Numunelerin aşınma katsayısı değerleri tablosu	79
Çizelge 6.7. Numunelerin 1500m mesafe sonrası sürtünme katsayısı değerleri tablosu.....	81
Çizelge 6.8. V- Atomet tozlarının presleme ve sinterleme sonrası yoğunluk değişim tablosu	82
Çizelge 6.9. Küreselleştirme ısıtma işlemi sonucu V- Atomet serisi numunelerin ortalama küresel sementit boyut ve hacim oranlarının dağılımı	87
Çizelge 6.10. “V” serisi numunelerin makrosertlik değerleri tablosu.....	98
Çizelge 6.11. “V” serisi numunelerin darbe tokluk değerleri tablosu	101

Çizelge	Sayfa
Çizelge 6.12. “V” serisi numunelerin ortalama ağırlık kaybı değerleri tablosu.....	103
Çizelge 6.13. “V” serisi numunelerin aşınma katsayısı değerleri tablosu	105
Çizelge 6.14. “V” serisi numunelerin 1500m mesafe sonrası sürtünme katsayısı değerleri tablosu	107

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Üretilen olası toz şekilleri	5
Şekil 2.2. Kimyasal yöntemle demir tozu üretimi	6
Şekil 2.3. Yüksek saflıta tozların üretilebildiği şematik elektroliz ünitesi	7
Şekil 2.4. Mekanik öğütme yöntemi	7
Şekil 2.5. Gaz atomizasyon ile metal tozu üretimi	8
Şekil 2.6. Düşey gaz atomizasyon ile elde edilen toz şekilleri	9
Şekil 2.7. Toz metalurjisi işlem basamakları	10
Şekil 2.8. Geleneksel presleme basamakları	11
Şekil 2.9. Sinterleme aşamaları	12
Şekil 2.10. Çift - Küre sinterleme modeli	12
Şekil 2.11. Çeşitli bölgesel pazarlarda otomobillerde bulunan TM parçaların ağırlığı	13
Şekil 2.12. 1980-2016 yılları arasında Japonya’da TM yöntemiyle üretilen; (a) yapı, (b) yatak malzemelerinin üretim miktar ve parasal değerlerinin gösterimi	14
Şekil 3.1. Alaşımsız çeliklere uygulanan temel ısıtma işlem tavlama sıcaklık aralıkları ..	19
Şekil 3.2. Farklı ısıtma işlem soğutma süreleri kullanılarak sade karbonlu çeliğin nihai mikro yapısını gösteren bir CCT şeması örneği	20
Şekil 3.3. Östempereleme ısıtma işlemi ve TTT diyagramı	24
Şekil 3.4. Alt ve üst beyritik dönüşümün şematik gösterimi	28
Şekil 3.5. YMK ve HMK kristal yapıları arasındaki Kurdjumov-Sachs ve Nishiyama kristalografik dönme bağıntıları	32
Şekil 3.6. Atomik dizilimler, (a) ferrit (α) ve (b) östenit (γ) ;O, Fe atomu ve Δ , X, $\square$ Karbon atomu için pozisyonlar	34
Şekil 3.7. Fe- C alaşımlarında östenit fazdan martensite dönüşüm	35

Şekil	Sayfa
Şekil 5.1. (a) ASTM E 23 ve (b) ASTM G 99 standardına göre darbe ve aşınma deney numunelerinin boyutları	45
Şekil 5.2. Sinterleme işlemi için ısıt çevrimi grafiği.....	47
Şekil 5.3. Tam Martensit üretimi için ısıt işlem çevrimi şematik gösterimi	50
Şekil 5.4. (a) M-705-1, (b) M-705-2 numunelerinin ısıt işlem grafikleri	51
Şekil 5.5. Beynitik dönüşüm için östemperleme ısıt işlem grafiği	52
Şekil 5.6. BMKS ısıt işlem çevrimleri; (a) İnert gaz ortamında (b) vakum ortamında üretilen numuneler	53
Şekil 6.1. Farklı tozlardan üretilen TM çelik numunelerin presleme ve sinterleme sonrası yoğunluk değişim grafiği	64
Şekil 6.2. a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin makrosertlik (HV1) grafikleri	73
Şekil 6.3. BMKS numunelerine ait a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin makrosertlik (HV1) grafikleri	74
Şekil 6.4. a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin darbe tokluk değerleri (j.cm^{-2}) grafikleri	76
Şekil 6.5. BMKS numunelerine ait; a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin darbe tokluk değerleri (j.cm^{-2}) grafikleri	77
Şekil 6.6. BMKS numunelerine ait; a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin aşınma testi sonrası ağırlık kaybı (g.10^{-4}) grafikleri.....	79
Şekil 6.7. a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin aşınma katsayısı değerleri ($\text{m}^3.(\text{Nm})^{-1}$) grafikleri	80
Şekil 6.8. BMKS numunelerine ait; a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin 1500m mesafede aşınma katsayısı ($\text{m}^3.(\text{Nm})^{-1}$) grafikleri	81
Şekil 6.9. V- Atomet tozlarının presleme ve sinterleme sonrası yoğunluk değişim grafiği	83
Şekil 6.10. V-Atomet 1001 tozlarından üretilen ;a) M-, b) B-,c) BMKS 2-5 numunelerinin EBSD haritaları.....	89

Şekil	Sayfa
Şekil 6.10. (Devamı) V-Atommet 1001 tozlarından üretilen ;a) M-, b) B-,c) BMKS 2-5 numunelerinin EBSD haritaları.....	90
Şekil 6.11. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen ;a) M-, b) B-,c) BMKS 2-5 numunelerinin fraksiyon sayısı – uyumsuzluk açısı grafiksel gösterimi	91
Şekil 6.11. (Devamı) V-Atommet 1001 tozlarından üretilen ;a) M-, b) B-,c) BMKS 2-5 numunelerinin fraksiyon sayısı – uyumsuzluk açısı grafiksel gösterimi	92
Şekil 6.12. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen ;a) M-, b) B-,c) BMKS 2-5 numunelerinin EBSD analizi sonucu ortalama tane boyutu grafiksel gösterimi	93
Şekil 6.13. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen ;a) S-, b) M-, c) B-,d)M 705-2, e) BMKS 2-5 numunelerinin X-Rd grafikleri.....	94
Şekil 6.13. (Devamı) V-Atommet 1001 tozlarından üretilen ;a) S-, b) M-, c) B-, d)M 705-2, e) BMKS 2-5 numunelerinin X-Rd grafikleri.....	95
Şekil 6.13. (Devamı) V-Atommet 1001 tozlarından üretilen ;a) S-, b) M-, c) B-, d)M 705-2, e) BMKS 2-5 numunelerinin X-Rd grafikleri.....	96
Şekil 6.14. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin makrosertlik (HV1) grafiği.....	98
Şekil 6.15. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen BMKS numunelerine ait HV1 makrosertlik grafiği	99
Şekil 6.16. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin darbe tokluk değerleri (j.cm^{-2}) grafiği	101
Şekil 6.17. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen BMKS numunelerine ait darbe tokluk değerleri (j.cm^{-2}) grafiği.....	102
Şekil 6.18. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen BMKS numunelerine ait ağırlık kaybı değerleri (g.10^{-4}) grafiği	104
Şekil 6.19. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin aşınma katsayısı değerleri ($\text{m}^3.(\text{Nm})^{-1}$) grafiği	105
Şekil 6.20. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen BMKS numunelerine ait 1500m mesafede aşınma katsayısı ($\text{m}^3.(\text{Nm})^{-1}$)grafikleri	106

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Toz metalurjisi ile üretilmiş çeşitli ürünler	14
Resim 4.1. C45 numunesinin ; (a) başlangıç, (b) termomekanik yöntem ile küreselleştirilmiş mikroyapı görüntüsü	37
Resim 4.2. (a) 0,9 C, (b) 1,4 C yüksek karbonlu bir çeliğin su verilip 705 °C’de 5 saat süre ile küreselleştirildikten sonraki SEM mikroyapı resmi	38
Resim 4.3. 1150° C’de 1 dk östenitlenip, 700 °C ye 20 °C/s hızla soğutulup, % 60 deforme edilip daha sonra 0,2 °C/s hızla 550 °C’ye soğutulan ultra yüksek karbonlu çelik numunenin SEM görüntüsü	39
Resim 4.4. %0.15C’lu 4 paso ekap işlemi uygulanmış çeliğin; (a) 600°C, (b) 700°C’de 1 saat küreselleştirme sonrası SEM görüntüleri.....	42
Resim 5.1. TM malzeme üretmek için kullanılan tozların SEM görüntüleri (a) NC100.24, (b) Atomet 1001, (c) Alfa Aesar grafit tozu	43
Resim 5.2. Şekillendirme işlemi yapılan tek etkili presleme cihazı.....	44
Resim 5.3. Mikroyapı incelemeleri ve darbe deneyleri için kullanılan numunelerin şekillendirme kalıpları; (a) darbe, (b) aşınma kalıbı.....	45
Resim 5.4. Sinterleme ve ısıt işlemlerde kullanılan yüksek sıcaklık fırını ve vakum ünitesi	47
Resim 5.5. Element Analizi için kullanılan Opik Emisyon Spektrometresi	48
Resim 5.6. Yoğunluk ölçümünde kullanılan cihazlar; (a) dijital terazi (b) elektronik kumpas.....	49
Resim 5.7. Metalografik çalışmalarda kullanılan cihazlar; (a) Zımparalama cihazı,(b) Parlatma cihazı	54
Resim 5.8. JOEL JSM–6060LV model taramalı elektron mikroskobu ve EDS aparatı	55
Resim 5.9. Philips- FEI Quanta 400F marka EBSD cihazı	56
Resim 5.10. Ultrasonik Temizleyici	56
Resim 5.11. Bruker Marka D8 Advanced XRD cihazı	59
Resim 5.12. HMV2 SHIMADZU markasertlik cihazı.....	58

Resim	Sayfa
Resim 5.13. Instron –Wolpert marka darbe test cihazı	59
Resim 5.14. TRIBOMETER T10/20 kuru ortam aşınma test cihazı.....	60
Resim 6.1. (a) Ar-NC100.24, (b) Ar-ATOMET 1001 saf Fe tozlarının sinterlenmesiyle başlangıç numunesi olarak üretilen S- numunelerine ait perlitik ve birincil sementit SEM mikroyapıları	65
Resim 6.2. (a) Ar-NC100.24, (b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin östenitlenip su verilmesiyle üretilen M- numunelerine ait tam martensitik SEM mikroyapıları	66
Resim 6.3. (a) Ar-NC100.24, (b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin M-705-1 serilerine ait SEM mikroyapıları	67
Resim 6.4. (a) Ar-NC100.24, (b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin M-705-2 serilerine ait sementit SEM mikroyapıları	68
Resim 6.5. (a) Ar-NC100.24, (b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin B- serilerine ait tam beyitik SEM mikroyapıları.....	68
Resim 6.6. Ar-NC 100.24 tozlarından üretilen BMKS mikroyapısına ait SEM görüntüleri; a) BMKS 1-1, b) BMKS 1-2, c) BMKS 1-5, d) BMKS 2-1, e) BMKS 2-2, f) BMKS 2-5.....	69
Resim 6.7. Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen BMKS mikroyapısına ait SEM görüntüleri; a) BMKS 1-1, b) BMKS 1-2, c) BMKS 1-5, d) BMKS 2-1, e) BMKS 2-2, f) BMKS 2-5.....	70
Resim 6.8. BMKS 2-5 numunelerine ait yüksek büyütme SEM mikroyapı görüntüleri; a) Ar- NC100.24,b) Ar- ATOMET 1001 tozlarından üretilmiş.....	70
Resim 6.9. V- Atomet 1001 saf Fe tozlarının sinterlenmesiyle başlangıç numunesi olarak üretilen S- numunelerine ait SEM mikroyapıları (a) 1000X, (b) 2000X	84
Resim 6.10. V-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin östenitlenip su verilmesiyle üretilen M- numunelerine ait SEM mikroyapısı.....	84
Resim 6.11. V-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin ; (a) M-705-1, (b) M-705-2 serilerine ait SEM mikroyapıları	85
Resim 6.12. V-Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin B- serilerine ait SEM mikroyapısı	85
Resim 6.13. V-ATOMET tozlarından üretilen BMKS mikroyapısına ait SEM görüntüleri; a) BMKS 1-1, b) BMKS 1-2, c) BMKS 1-5.....	86

Resim	Sayfa
Resim 6.14. V-ATOMET tozlarından üretilen BMKS mikroyapısına ait SEM görüntüleri; a) BMKS 2-1, b) BMKS 2-2, c) BMKS 2-5.....	86
Resim 6.15. V-ATOMET tozlarından üretilen BMKS (a) 1-5 ve (b) 2-5 numunelerine ait yüksek büyütme SEM mikroyapı görüntüleri.....	87

SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler	Açıklamalar
C	Karbon
Fe	Demir
Fe₃C	Sementit
WC	Tungsten karbür
ε	Epsilon karbür
α	Ferrit
α'	Martensit
γ	Östenit
J	Joule
g	Gram
HV	Vickers Sertlik
N	Newton
s	Saniye
°C	Santigrat Derece
mm	Milimetre

Kısaltmalar	Açıklamalar
Ac₁	Alt Kritik Sıcaklık çizgisi
Ac₃	Ötektoid altı çelikler için üst kritik sıcaklık çizgisi
Ac_m	Ötektoid üstü çelikler için üst kritik sıcaklık çizgisi
B-	Tam Beynit
BMKS	Beynitik Matrikste Küresel Sementit
B_s	Beynitik dönüşüm başlama sıcaklığı
B_f	Beynitik dönüşüm bitiş sıcaklığı
CCT	Sürekli Soğutma Dönüşüm Diyagramı

Kısaltmalar**Açıklamalar****EBS**

Elektron Backscatter Difraktometre

G.Ü.T.F.

Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi

HMK

Hacim Merkezli Kübik

HMT

Hacim Merkezli Tetragonal

M_s

Martensitik dönüşüm başlama sıcaklığı

M-

Martensit

M-705

Su verme sonrası 705 °C sıcaklıkta küreselleştirilmiş

M_f

Martensitik dönüşüm bitiş sıcaklığı

P_s

Perlitik dönüşümbaşlama sıcaklığı

P_f

Perlitik dönüşümbitiş sıcaklığı

S-

Sinterlenmiş

SEM

Taramalı Elektron Mikroskopi

TM

Toz Metalurjisi

TTT

Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm Diyagramı

XRD

X-Işınları Difraksiyonu

YMK

Yüzey Merkezli Kübik

1. GİRİŞ

Toz Metalurjisi (TM) yöntemiyle fonksiyonel parça üretimi günümüzde çok yaygın olarak kullanılmakta olup, giderek bilinen klasik üretim yöntemlerine alternatif olmakta ve bu toz metal malzemeler, endüstrinin birçok alanında yaygın bir şekilde kullanılmaktadır. Toz metalurjisinin en geniş kullanım alanı otomotiv sanayisidir. Bu yöntemle üretilen malzemeler, üretim sonunda talaşlı işlem gerektirmeden son ürünün şeklini alması nedeniyle özellikle, dişli takımları, piston kolu, mıknatıs, filtre ve mil yataklarının üretiminde demir esaslı tozlar yaygın olarak kullanılmaktadır. Bunun yanı sıra, titanyum karbür ve tungsten karbür esaslı sert metallerin üretiminde, uçak fren balatası ve kendinden yağlamalı yatakların yapımında da toz metalürjisi teknikleri kullanılmaktadır.

Üretilen malzemelerin endüstriyel uygulama alanlarında güvenli bir şekilde kullanılabilmesi, mekanik davranışlarının ve diğer özelliklerinin iyi bir şekilde bilinmesi ile mümkündür. TM ile üretilen malzemelerin mikroyapı ve mekanik özellikleri, sinterleme sıcaklığına, presleme basıncına, sinterleme sonrası yapılan ısıt işlemlere, fazların kimyasal yapısı ve mikroyapıdaki miktarına, yapı içindeki gözenek miktarı ve morfolojisine bağlı olarak değişmektedir. TM üretim tekniğinde istenen şekilde metal tozları preslenirler ve yeterli sıcaklıktasinterlenirler. Toz metalurjisi çeliklerini güçlendirmek için alaşım elementleri ilave edilir. Alaşım elementleri ilavesinden başka, TM çeliklerin farklı ısıt işlemlerle de özellikleri geliştirilir. Düşük alaşımlı toz metal çeliklere genellikle sinterleme yapılır. Sinterlemeden sonra çeşitli ısıt işlemler uygulanarak Toz metal çelikler güçlendirilir. Ancak, toz metalurjisi malzemelerin sertlik ve dayanımları, uygulanan işlem parametrelerine bağlı olarak geliştirilebilirken, genellikle yapılarındaki mevcut gözeneklerden dolayı süneklik ve buna bağlı olarak da darbe toklukları çoğunlukla düşük kalmaktadır. Bu yitirilen mekanik özellikleri telafi edebilmek için daha yüksek yoğunlukta toz metal parça üretimi, yüksek oranlarda alaşım elementleri ilavesi gerekmektedir. Diğer taraftan toz metal çeliklerin dayanımları, uygulanan ısıt işlem türlerine bağlı olarak da geliştirilebilir. TM çeliklere uygulanan en yaygın ısıt işlem yöntemi de su verme ve temperleme ısıt işlemidir. Ancak bu ısıt işlem ise genellikle istenilen darbe özelliklerini azaltır. Bunu geliştirebilmek için martensitik yapıların temperlenmesi gerekir, ancak bu bazen sınırlı kalabilir. Çeliğin içerdiği karbon oranına bağlı olarak da sertlik ve darbe özelliklerinin etkilendiği bilinen bir durumdur. Karbon oranının artışı ile malzeme sertliği artırılırken yüksek miktarda lamelli ve tane sınırlarında bulunan primer sementit sünekliği kısıtlayarak darbe tokluk özelliklerini

de düşürmektedir. Yüksek karbonlu çeliklerin işlenebilirliğini, şekillendirilebilirliğini, sünekliğini ve darbe tokluk özelliklerini geliştirmek için küreselleştirme ısıt işlemleri uygulanmaktadır. Bu ısıt işlemin uygulandığı çelikte ferritik matriste ince dağılmış küresel sementit fazlarının dağılımı sağlanır. Küreselleştirme tavı, daha çok yüksek karbonlu çeliklere uygulanır. Küreselleştirme ısıt işlemleri, düşük karbonlu çeliklere nadiren uygulanır. Çünkü bu tür çelikler küreselleştirme tavı sonunda çok yumuşarlar ve bu aşırı yumuşama talaşlı işlem sırasında bazı zorluklara neden olabilir.

Çeliklerin aşınma ve darbe dayanımı gibi dinamik yüklere karşı dayanımını arttıran bir diğer ısıt işlem de östemperleme ısıt işlemidir. Sade karbonlu ötektoid bileşime sahip bir çelik östenit 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. Östemperleme ısıt işleminde çelik önce östenit sıcaklığının (A_{c3}) üzerine kadar ısıtılır. Sonra M_s sıcaklığının üzerindeki tuz banyosunda izotermal olarak bekletilir. Çeliğin iç ve dış kısımları tamamen beynitik yapıya dönüşene kadar tuz banyosunda bekletilir. Dönüşüm tamamlandıktan sonra çeliğe su verilerek reaksiyon kesilerek istenmeyen fazların oluşumuna fırsat verilmez.

Bu çalışmada, literatürde ilk defa çelik alaşımlarında, beynitik matriste küresel sementit (BMKS) mikroyapısı üretilmiş olup bu mikroyapıya sahip çeliklerin kuru aşınma ve darbe tokluğu davranışları araştırılmıştır.

2. TOZ METALURJİSİ

2.1. Toz Metalurjisinin Tarihi Gelişimi

Tarih öncesi çağlardan beri sert çelikten üretilen silahlar, metal parçaların yüksek sıcaklığa ısıtılmaları sonucu dövülerek birleştirmeleriyle imal edilmiştir. Çizelge 2.1'den de görüldüğü gibi çok eski dönemlerden yakın zamanlara kadar toz metalurjisini farklı medeniyetlerin farklı amaçlarla kullandığı anlaşılmaktadır. M.Ö. 3000 yıllarında Mısır'da toz metalurjisi kullanılarak demir araç gereçler yapılmıştır. Daha sonraki yıllarda İnkalar da değerli metal tozlarını kullanarak çeşitli eşyalar yapmışlardır. 19. yüzyıl sonlarında endüstride kullanımı yaygınlaşan Platin ve İridyum gibi yüksek ergime derecesine sahip metal ve alaşımları TM yöntemi ile üretilmeye başlanmıştır.

Çizelge 2.2 incelendiğinde, 1900'li yıllarda TM yöntemi kullanılarak elektrik lambası için üretilen tungsten filament ilk modern endüstriyel üründür. 1902'de Tungsten karbür kesme takım malzemesi, 1940-1950'li yıllarda Bakır tozu ve kendiliğinden yağlamalı yataklar ve bunun devamında Fe esaslı malzemelerden çeşitli dişliler, kam mili ve diğer yapısal malzemeler, 70'li yıllardan itibaren nihai şekilli ve yüksek yoğunluklu parçaların üretiminde sıcak izostatik presleme toz metalurjisinde kullanılmaya başlamıştır. Bu yıllarda takım çelikleri ve süper alaşımların üretimi gerçekleştirilmiş ve aynı zamanda otomobil parçalarının toz metalurjisinden üretimi de yapılmaya başlanmıştır. 1980'de uçakların türbin motor parçaları toz metalurjisinden üretilen ürünlerdir. Bu yıllarda hızlı katılaşma ve enjeksiyonla kalıplama yöntemleri de ticari olarak gelişmeye başlamıştır. Günümüzde ise ticari toz metalurjisi metodu çok gözenekli metalik filtrelerden kendiliğinden yağlamalı yataklara ve yoğunluğu kontrol edilen toz metalurjisi parçalardan tamamen yoğun dövme toz metalurjisi metal sistemlerine kadar geniş bir yelpazeye yayılmaktadır [1].

Çizelge 2.1. Toz Metalurjisinin İlk Uygulamaları [2]

Toz Metalurjisi Malzemeleri	İlk Üretim Yeri	Yaklaşık Tarih
Demir Aletler	Mısır	M.Ö. 3000
Demir Sütunlar	Hindistan	M.S. 400
Kılıçlar	Arabistan	M.S.1000
Değerli Metal Eşyalar	Güney Amerika	M.S. 1200 - 1500
Bakır Para	Almanya	1840
Platinyum Külçesi	İngiltere ve Rusya	1834

Çizelge 2.2. Toz metalurjisi ile üretilen bazı önemli malzemelerin tarihi gelişimleri [2]

Gelişen Toz Metalurjisi Malzemeleri	Uygulandığı Yıllar
Kompozit Metaller	1900
Metal Filtreler	
Tungsten Filamentler	1910
Sementit Karbürler	1915 - 1930
Kendiinden Yağlamalı Yataklar	1920
Elektrik Kontak Elemanları	
Preslenmiş ve Sinterlenmiş Ferrus	1940
Takım Çelikleri ve Süperalaşımlar	1960 -1970
Sıcak Presleme	
Sprey Şekillendirme	1970 - 1980
Toz Enjeksiyon Kalıplama	1980

2.2. Toz Üretim Yöntemleri

Hemen her malzeme toz haline getirilebilir, fakat belirli bir malzemeyi toz haline getirmek için seçilen yöntem, elde edilmek istenen nihai ürünün özelliklerine göre değişiklik gösterebilir [3].

Toz üretim yöntemleri başlıca 4 gruba ayrılır:

- 1- Kimyasal Üretim Yöntemleri
- 2- Elektrolitik Üretim Yöntemleri
- 3- Mekanik Üretim Yöntemleri
- 4- Atomizasyon Teknikleri

Geçmişte toz üretiminde kullanılan en yaygın yöntemler mekanik, kimyasal ve elektrolitik yöntemlerdi [4]. Günümüzde ise endüstride kullanılan tozların % 60' dan fazlası atomizasyon yöntemi ile üretilmektedir [3].

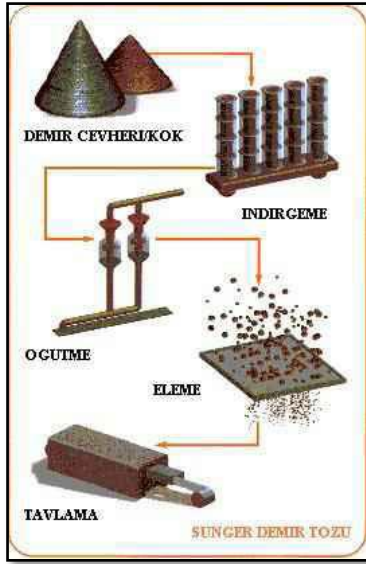
Üretilen toz metal parçaların mekanik özellikleri kimyasal bileşimine, kalıcı gözenek miktarına ve dağılımına, gözenek tipine, büyüklüğüne ve şekline bağlıdır [4]. Şekil 2.1'de farklı üretim yöntemleri sonucu ortaya çıkan tipik toz şekilleri verilmiştir.



Şekil 2.1. Üretilen olası toz şekilleri [3]

2.2.1. Kimyasal üretim yöntemleri

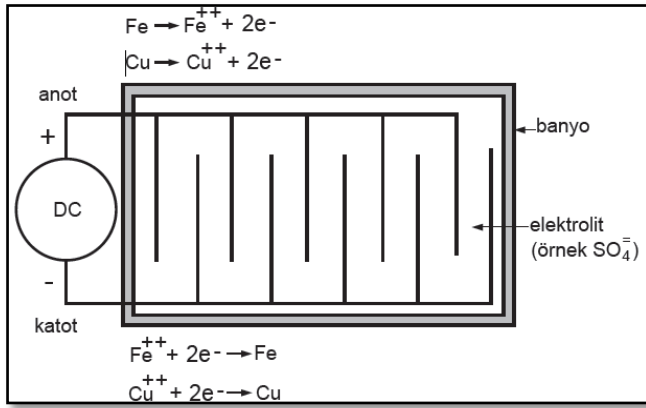
Demir tozlarının üretiminde bu metot çok kullanılmaktadır. Bu yöntemde seçilen cevher öğütülür, kokla karıştırılır, karışım indirgemenin olduğu sürekli fırından geçirilir ve kek şeklinde sünger demir elde edilir. Sünger demir daha sonra öğütülür, metalik olmayan malzemelerden ayrılır ve elenir (Şekil 2.2). 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 [3].



Şekil 2.2. Kimyasal yöntemle demir tozu üretimi [3]

2.2.2. Elektrolitik üretim yöntemleri

Yüksek iletkenliğe sahip metal tozlarının üretiminde kullanılan elektrolitik yöntemde, Şekil 2,3'de şematik olarak gösterildiği gibi, ana fikir elektrolitik bir hücrenin katot çubuğunda metal tozlarının çöktürülmesidir. Bu yöntemle sadece saf element tozları üretilir, alaşım tozları üretilmez. Elektrolitik yöntemle üretilen tozlar, genellikle süngerimsi biçimlerde ve dendritik yapıdadırlar. Maliyetinin yüksek olması nedeniyle elektrolitik toz üretim yöntemi pek fazla kullanılmamaktadır. Bu yöntemle daha çok yüksek saflıkta toz üretimi sağlanmaktadır [3].

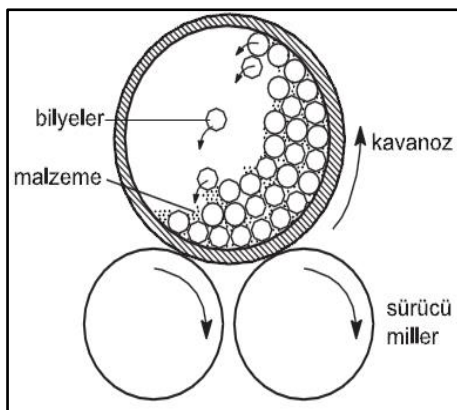


Şekil 2.3. Yüksek saflıta tozların üretilebildiği şematik elektroliz ünitesi [3]

2.2.3. Mekanik üretim yöntemleri

Kırılgan ve gevrek yapıya sahip, kimyasal bağları zayıf ve kayma sistemi az olan karışık kristalli yapılara sahip metal alaşım ve seramik malzemelerin çarpışma sonucu ufalanarak toz haline getirilmesi işlemidir [5].

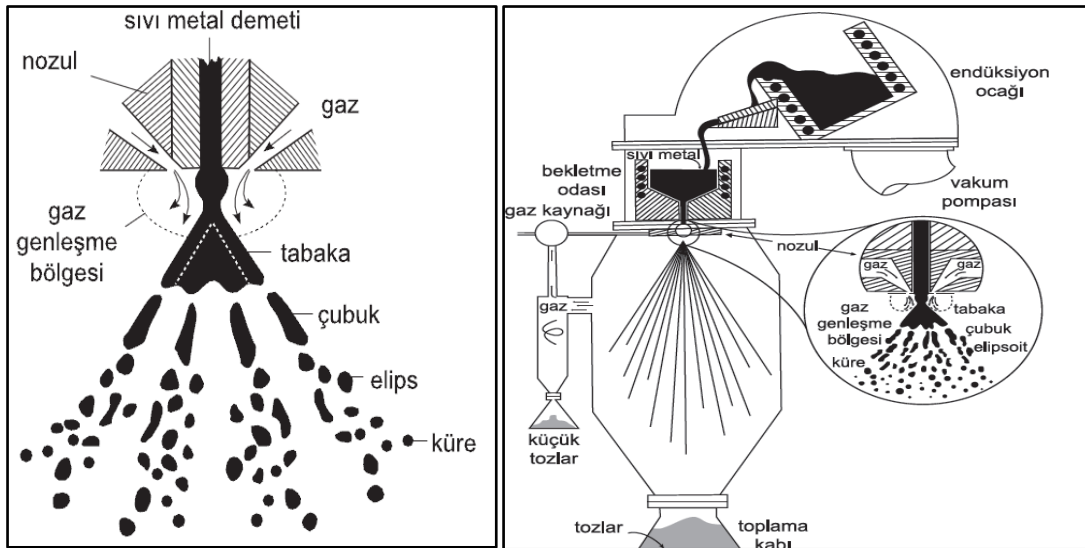
Metaller-arası bileşikler, demir alaşımları, demir-krom, demir-silisyum v.b. gibi kırılgan malzemeler mekanik olarak bilyalı değirmenlerde öğütülürler (Şekil 2.4). Fakat, öğütme işlemi birçok sünek metal için uygun değildir; çünkü bu metaller kolayca kırılmazlar. Sünek tanecikler kırılma yerine birbirleri ile soğuk olarak kaynaklanır ve daha büyük tanecik oluştururlar. Günümüzde öğütme işlemi alüminyum gibi sünek metallerden pulsu toz üretiminde de kullanılır. Bu durumda, soğuk kaynaklanmayı ve yapışmayı engellemek için yağlayıcılar kullanılır [3].



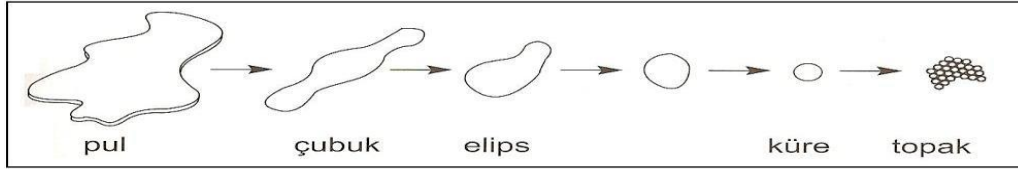
Şekil 2.4. Mekanik öğütme yöntemi [3]

2.2.4. Atomizasyon teknikleri

Atomizasyon bir sıvı metalin 100-150 μm 'dan daha küçük boyutlarda sıvı damlacıklar oluşturacak şekilde parçalanması ve bu parçacıkların ani ve aşırı soğumasıyla toz haline gelmesidir. Buna bağlı olarak ergitilebilen malzemelerin atomize edilebileceği söylenebilir [7]. Şekil 2.5'den görülebileceği gibi ana fikir, ergimiş metali yüksek enerjili gaz veya sıvı çarpmasına maruz bırakarak daha küçük parçalara ayırmaktır. Hava, azot ve argon en çok kullanılan gazlardır. Sıvılar içinde en çok su kullanılır. Şekil 2.5'de görülen, metal sıvı demetini parçalamayı sağlayan nozulun tasarım ve geometrisi, atomize eden akışkanın basıncı ve hacmi, sıvı metalin akış çapı gibi parametreler değiştirilerek toz boyutu dağılımı kontrol edilebilir. Tanecik şekli ise katılma hızıyla belirlenir. Katılma hızının yavaş olması ile küresel şekilli tanecikler elde edilirken, katılma hızının artmasıyla daha karmaşık şekiller elde edilir (Şekil 2.6). Ticari olarak demir, takım çelikleri, alaşımlı çelikler, bakır, pirinç, alüminyum, kalay, kurşun, çinko ve kadmiyum tozlarının üretilmesinde kullanılır. Krom içeren alaşımlar gibi kolayca oksitlenen metallerde atomizasyon, argon gibi asal gazlar yardımıyla gerçekleştirilebilir. Atomizasyon, alaşımı oluşturan tüm metaller ergimiş durumda tamamen alaşımlandığı için, alaşımların toz halinde üretilmesinde faydalı bir yöntem olup, hemen hemen aynı kimyasal bileşime sahip toz taneciklerinin elde edilmesini sağlar [8].



Şekil 2.5. Gaz atomizasyon ile metal tozu üretimi [3]



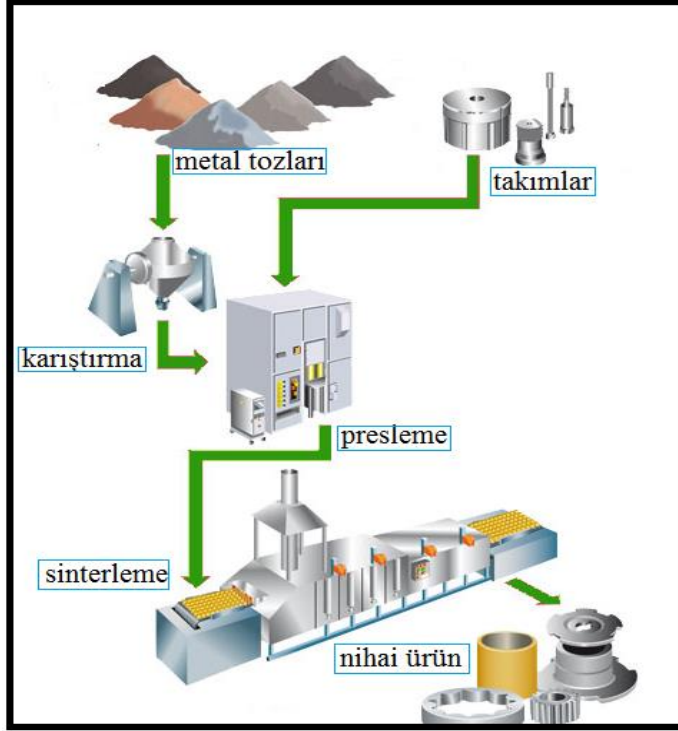
Şekil 2.6. Düşey gaz atomizasyon ile elde edilen toz şekilleri [3]

Ayrıca, artan oranlarda uygulama alanı bulan diğer birçok atomizasyon yöntemleri vardır. Bunlardan başlıcaları; Gaz atomizasyon yöntemi, Su atomizasyon yöntemi, Döner disk yöntemi, Döner elektrot yöntemi, Vakum atomizasyon yöntemi örnek gösterilebilir [3].

2.3. Toz Metalurjisi Yöntemi ile Malzeme Üretimi

Toz metalurjisi uygun metotlarla hazırlanan metal tozlarının karıştırılıp, genellikle belirli bir basınç uygulayarak istenilen şekle getirildikten sonra atmosfer kontrollü fırınlarda sinterlenerek fonksiyonel parça üretim yöntemi metodudur. Daha otuz yıl öncesine kadar toz metalurjisi denilince gözenek miktarı fazla, yoğunluğu düşük, mekanik özellikleri yetersiz malzemeler akla gelirken, bugün toz metalurjisi çok kompleks parçaları çok hızlı ve çok daha ekonomik üretmeyi sağlayan bir üretim yöntemi olarak endüstrideki yerini almıştır [8]. Toz metalurjisi genellikle küçük boyutlu parçacıkların basınç ve sıcaklık kullanılarak, aralarında mekanik ve difüzyon işlemiyle bağ oluşturulması ile nihai parça haline getirilmesi işlemidir. Maliyet ve kalitenin hedef haline geldiği günümüzde toz metal teknikleri ile parça üretimi giderek önem kazanmaktadır. Toz metalurjisinin önemi; döküm, talaşlı imalat ile şekillendirilmesi oldukça zor veya imkânsız olan parçaların bu yöntemle kolaylıkla ve kütle üretimlerde ekonomik bir şekilde üretilmesinden kaynaklanmaktadır [9].

Toz metalurjisi yöntemiyle parça üretim süreci 3 temel basamaktan oluşur. Bunlar; Tozların karıştırılması, karışımın şekillendirilmesi ve sinterlemedir. Toz metalurjisi yöntemi ile parça üretimi Şekil 2.7' de şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 2.7. Toz metalurjisi işlem basamakları [10]

<http://goasintered.com/manufacturing-process/>

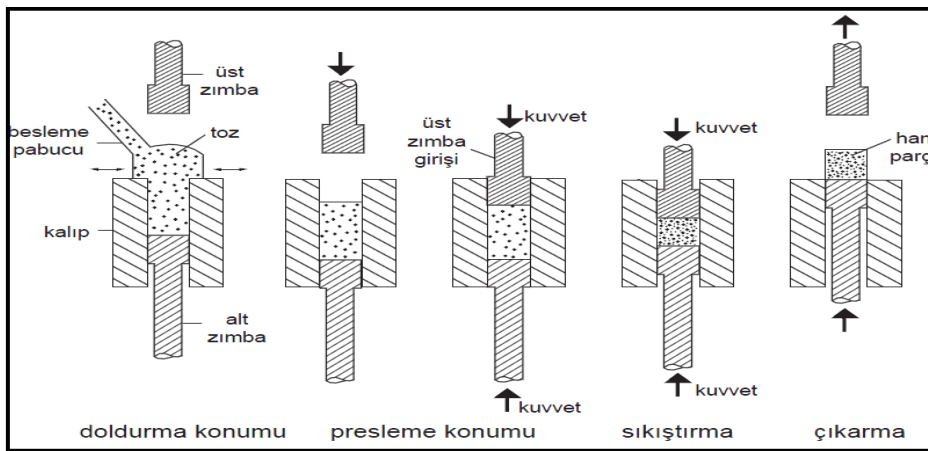
2.3.1. Metal Tozların Karıştırılması ve Yağlayıcı İlavesi

Metal tozlarının üretiminden sonra tozlar; uygun yağlayıcı ve bağlayıcı ile homojen bir dağılım elde etmek üzere karıştırılırlar. Karışım içersine genellikle %0,5-%1,5 oranlarında yağlayıcı eklenir. Çinko streat ve parafin TM ile parça üretiminde en çok kullanılan yağlayıcılar. Yağlayıcı kullanımın temel amacı toz kütleleri ile kalıp duvarındaki sürtünmeyi azaltmak ve preslenmiş parçanın kalıptan daha kolay çıkarılmasını sağlamaktır. Önceden alaşımlanmış tozlara alternatif olarak alaşım elementlerinin karıştırılması ile alaşım elementleri yağlayıcı gibi davranır. Demir-çelik alaşımlarında karbon kaynağı olarak ilave edilen grafit ile saf demirin yüksek olan basılabilirliği korunarak karışıma yağlayıcı etkisi kazandırır [1,3,88].

Karıştırıcı tipi ve karışımın süresi de karışım kalitesini etkileyen faktörlerdendir. Karıştırıcı olarak bilyalı değirmenler ve atritör kullanılabilir. Karışımın süresi, karışımın homojen olarak elde edilebilmesi için önemlidir. Belirli bir zamandan sonra karışım süresi etkili olmamaktadır [5].

2.3.2. Metal Tozarının Preslenmesi

Metal tozlarının geleneksel presleme işlemleri genellikle, yüksek sertliğe sahip çelik bir kalıp içerisinde tek veya çift etkili olarak 300-800 MPa basınç değerleri arasında kuvvet uygulanması ile gerçekleşir. Presleme sonrası ham parça kalıptan çıkacak yeterli bir dayanıma sahip olur. 800 MPa'lık sıkıştırma basıncı ile klasik yöntemle preslenen demir tozları $7,3 \text{ g/cm}^3$ yoğunluğa (%93 teorik yoğunluk) ulaşabilirler [4]. Yoğunlaşmayı daha da artırabilmek için ılık presleme, soğuk ve sıcak izostatik presleme teknikleri de uygulanabilir.

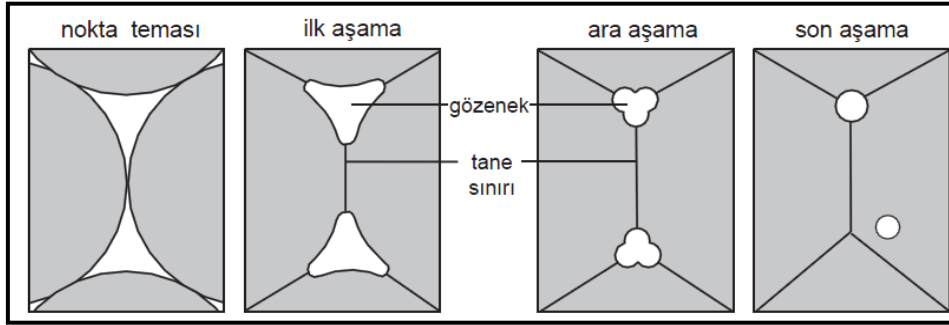


Şekil 2.8. Geleneksel presleme basamakları [3]

2.3.3. Sinterleme

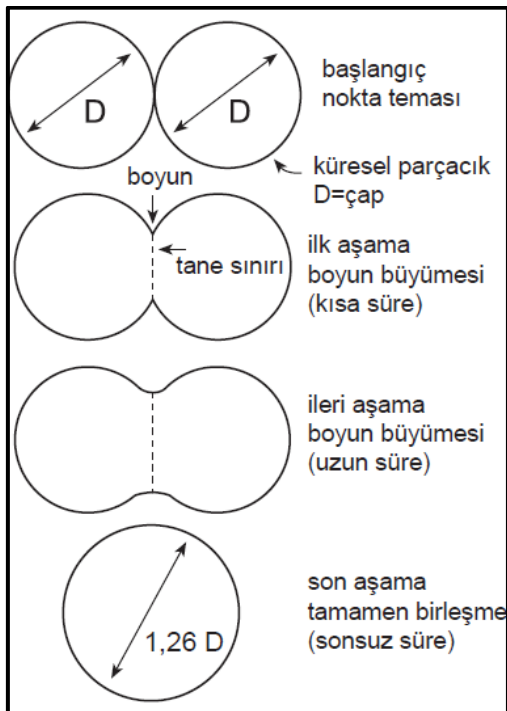
Sinterleme, birbirine temas eden parçacıkların yüksek sıcaklıklarda birbirine bağlanmasını sağlar. Bu bağlanma, ergime sıcaklığının altında katı halde atom hareketleriyle oluşabilir. Fakat bazı durumlarda, sıvı faz oluşumu ile gerçekleşir. Mikro yapı ölçeğinde, bağlanma temas eden parçacıklar arasında boyunlaşma ile kendini gösterir. Basit bir sinterleme modeli Şekil 2.9'daki gibidir. Sinterleme işlemi, tek bileşenli sistemlerde metalin mutlak ergime sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta yapılırken; birden fazla bileşenli sistemlerde genellikle ergime sıcaklığı en düşük olan bileşenlerin ergime sıcaklığının üstünde yapılmaktadır. Sinterleme sıcaklığı kompaktı oluşturan ana malzemenin ergime sıcaklığının %70-80'i arasında olurken; bazı refrakter malzemeler için ergime sıcaklığının %90'ına çıkılabilir. Demir alaşımları 1000 – 1300 °C, refrakter metaller 2000 – 2900 °C arasındaki sıcaklıklarda sinterlenirler. Sinterleme süresi kullanılan malzemeye göre değişir. Sinterleme sıcaklığı yükseldikçe sinterleme süresi kısalmır.

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[3-4].



Şekil 2.9. Sinterleme aşamaları [3]

Sinterleme işlemi sırasında, nokta teması ile başlanan, bu bağın gelişmesi ile devam eden mekanizmaya çift-küre sinterleme modeli denilmektedir (Şekil 2.10). Bu modelde, parçacık temasının sonucunda oluşan boyun büyümesiyle yeni bir tane sınırı oluşur ve iki parçacık tek bir parçacık oluşturacak şekilde birleşir [3]. Şekil 2.10'dan görüldüğü gibi iki toz partikülü sinterleme ile birleşip tek bir tanecik oluşturursa tane büyümesi en fazla 1,26 kat artabilir.

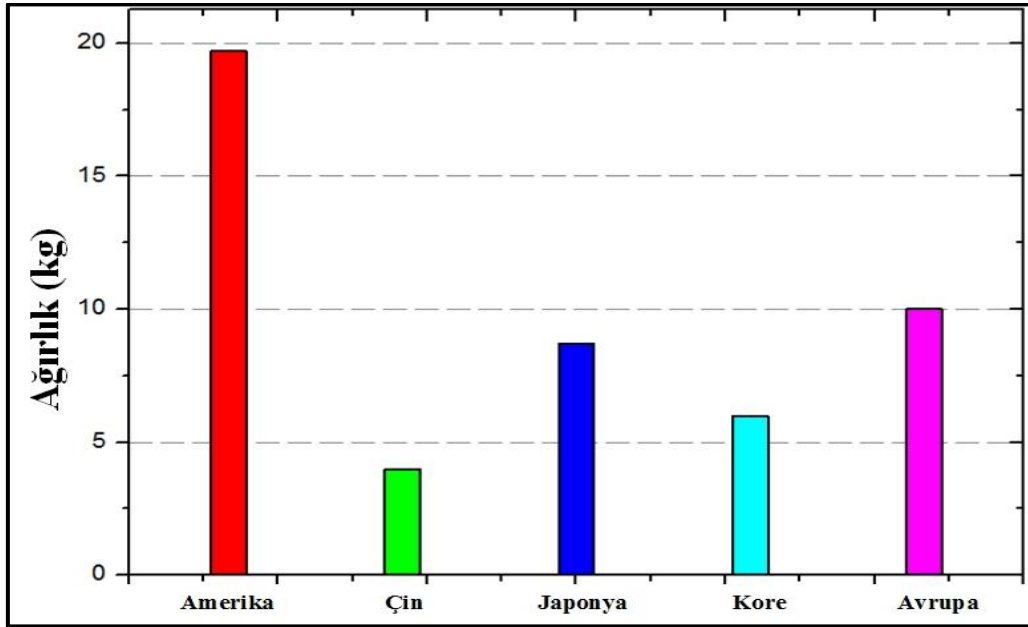


Şekil 2.10. Çift - Küre sinterleme Modeli [3]

Sinterleme sonrası parçanın kullanım alanına ve isteğe bağlı olarak infiltrasyon, yağendirmе, boyutlandırma, ikinci presleme, buhar işlemleri, talaşlı imalat, çapak alma, birleştirme, ısıl işlem, yüzey kaplama gibi son işlemler uygulanarak nihai ürün piyasaya sunulur [1-3].

2.4. Toz Metalurjisi Uygulama Alanları

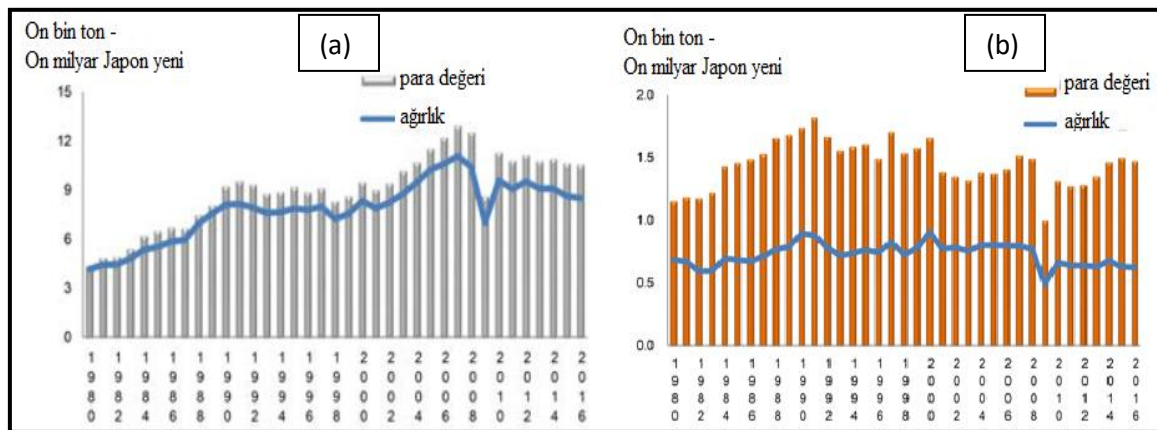
Toz metalurjisi, otomotiv endüstrisi başta olmak üzere pek çok alanda kullanılmaktadır. Tungsten lamba filamentleri, dişli çarklar, ortopedik gereçler, yağlamalı ve yağlamasız yataklar, elektrik kontakları, yüksek sıcaklık filtreleri, uçak fren balataları, jet motor parçaları, kaynak elektrotları, katalizörler, lehimleme aletleri, yüksek sıcaklık filtreleri, nükleer güç yakıt elemanları, devre levhaları, dişçilik gibi uygulama alanları vardır [11]. Şekil 2.11’de değişik ülkelerde 2016 yılında üretilen otomobillerde kullanılan TM parçaların ağırlıkları ve Resim 2.1’ de ise çeşitli uygulamalarda kullanılan TM parçalar görülmektedir. Ayrıca Şekil 2.12’de 1980-2016 yılları arasında Japonya’da TM yöntemiyle üretilen yapı ve yatak malzemelerinin üretim miktar ve parasal değerleri görülmektedir [12].



Şekil 2.11. Çeşitli bölgesel pazarlarda otomobillerde bulunan TM parçaların ağırlığı [12]



Resim 2.1. Toz metalurjisi ile üretilmiş çeşitli ürünler [12]



Şekil 2.12. 1980-2016 yılları arasında Japonya’da TM yöntemiyle üretilen; (a) yapı, (b) yatak malzemelerinin üretim miktar ve parasal değerlerinin gösterimi [12]

3. ÇELİK VE GENEL ÖZELLİKLERİ

Çelik; kimyasal bileşiminde % 2' ye kadar karbon elementi bulunduran bir demir-karbon alaşımdır. Çelikler içerdikleri alaşım elementi miktarına bağlı olarak alaşımlı ve alaşımsız çelikler olmak üzere iki sınıfa ayrılabilir.

Genellikle sade karbonlu çelikler olarak bilinen alaşımsız çelikler, otomotiv parçaları da dahil olmak üzere geniş endüstriyel uygulamalar için hayati öneme sahiptir. Bunun nedeni, alaşımlı çeliklere kıyasla düşük maliyetleridir. Ancak bazı uygulamalar için, düşük mekanik mukavemet göstermeleri nedeniyle kullanımları sınırlıdır [13].

Sade karbonlu çeliklerin tüm özellikleri içerdikleri karbon miktarına bağlı olarak sahip oldukları yapılarla doğrudan ilişkilidir. Artan karbon miktarı ile çeliklerde sertlik, akma gerilmesi, çekme dayanımı artarken, süneklik (% uzama ve % kesit daralması) ve darbe dayanımı azalır. Dolayısıyla, karbon miktarının artması çeliklerin plastik şekil alma kabiliyetlerini düşürür. Buna karşılık çeliklerde karbon miktarının artması sertleşebilme kabiliyetini artırırken kaynak kabiliyetini düşürür [14,15].

Sade karbonlu çelikler karbon oranına göre üç ana sınıfa ayrılırlar: Düşük karbonlu çelikler ($\leq 0.2\text{C}$), orta karbonlu çelikler ($0.2-0.5\text{ C}$) ve yüksek karbonlu çelikler ($>0.5\text{C}$) [16]. Öte yandan, karbon oranı, %0,8'in altında olanlar ötektoid altı, %0,8 olanlar ötektoid çelikler ve %0,8'in üzerinde olanlar ötektoid üstü çelikler olarak bilinir. Sade karbonlu çelikler, Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü (AISI) tarafından tanımlandığı şekliyle, en fazla %1,65 manganez, %0,60 silisyum, %0,60 oranında bakır ve çok düşük miktarlarda diğer elementlerden içerebilir. Bu çelikler için kompozisyon aralıkları Otomotiv Mühendisleri Derneği (SAE) ve AISI tarafından belirlenmiştir [17].

Demir - çelik alaşımlarının diğer metallere göre endüstride tercih edilmelerinin başlıca nedenleri, doğada sık bulunmaları, sıcak ve soğuk şekil değişimine uygun olmaları, nihai ürün özelliklerinin istekler doğrultusunda değiştirilebilmeleri gibi sıralanabilir. İstenilen özellikler üretim sırasında alaşımlama, şekil değiştirme yöntemleri kullanılarak sağlanabileceği gibi ısıtıl işlem, yüzey kaplama gibi üretim sonrası ikincil işlemler

kullanılarak diğer metallerde erişilmesi mümkün olmayan mekanik dayanımlar kazandırılabilir.

Dünya Çelik Derneği (World Steel Association) tarafından açıklanan verilere göre, 2017 yılının tamamında dünya ham çelik üretimi bir önceki yıla göre %5,3 oranında artışla 1,69 milyar tona yükselmiştir. Çin 831,730 milyon ton, Japonya 104,661 milyon ton ve Hindistan 101,371 milyon ton ham çelik üretimi gerçekleştirerek ilk üç sırayı oluşturmaktadırlar.

2017 yılında dünyanın en büyük on çelik üreticisi arasında en çok üretim artışı %13,1 oranında yükseliş ile sekizinci sırada yer alan Türkiye’de gözlenirken yıllık üretimi 37,524 milyon ton olarak belirtilmiştir [18].

Çizelge 3.1. 2016-2017 yılları Ocak-Aralık Dönemi Dünya Ham Çelik Üretimi (1000 ton) [18].

Ülke	2016	2017	% Değişim (2017/2016)
1.Çin	786.880	831.730	5,7
2.Japonya	104.775	104.661	-0,1
3.Hindistan	95.475	101.371	6,2
4. Abd	78.475	81.640	4,0
5.Rusya	70.453	71.340	1,3
6.Güney Kore	68.581	71.081	3,7
7.Almanya	42.080	43.560	3,5
8.Türkiye	33.163	37.524	13,1
9.Brezilya	31.275	34.365	9,9
10.İtalya	23.373	24.041	2,9
Toplam	1.606.3	1.691.2	5,3

3.1. Çeliklere Uygulanan Isıl İşlemler

Isıl İşlem Sanayi, 21.05.2016 tarihli ve 29718 sayılı Resmî Gazete’de yayımlanan Esnaf ve Sanatkâr ile Tacir ve Sanayiciyi Belirleme Koordinasyon Kurulunun 2 no.lu Kararıyla Esnaf ve Sanatkar Meslek Kolları ile Türkiye İstatistik Kurumu tarafından ilan edilen NACE Revize 2 sanayi sınıflandırmasında 25 No’lu Fabrikasyon Metal Ürünleri İmalatı başlığı altında yer almakta ve tanımlanmaktadır [122].

Isıl işlemin Türk Standartları Enstitüsü’nde yer alan tanımı, katı haldeki metal veya alaşımlara belirli özellikler kazandırmak amacıyla bir veya daha çok sayıda, yerine göre birbiri peşine zamanlanarak uygulanan ısıtma ve soğutma işlemleri olarak verilmektedir [19].

Genel anlamda ısıtma işlemi, metal veya alaşımlara istenilen özellikleri kazandırmak amacıyla katı halde uygulanan kontrollü ısıtma ve soğutma işlemleri olarak tanımlanır [15].

Türkiye’de ilk ısıtma işlemleri Makina Kimya Endüstrisi (MKE) Kurumunda yapılmıştır. Isıtma işlemi sanayinde özel sektör girişimleri ilk kez İstanbul’da 1940’lı ve 1950’li yıllarda görülmeye başlanmıştır. İlk girişimler atölye boyutundadır ve ustalar marifetiyle faaliyet göstermiştir. 1960’lı yılların başından itibaren Türkiye planlı kalkınma dönemine geçmiş ve ısıtma işlemi talebi de genişlemeye başlamıştır. Bu dönemde ticari ısıtma işlemi alanında İstanbul’da ve diğer sanayilerin kurulduğu illerde yine ustaların ve Almanya’dan çalışarak dönenlerin girişimleri görülmektedir ve ölçekler halen küçük ve atölye boyutundadır. Sanayi üretiminin çeşitlendiği 1970’li yılların sonunda Türkiye çapında ticari ısıtma işlemi girişimleri kurulmaya başlamıştır [123].

Dünya ısıtma işlemi pazarında 2016-2020 yılları arasında yıllık ortalama yüzde 3,0-3,5 arasında bir büyüme beklenmektedir. Bu beklentilere bağlı olarak 2015 yılında 88,5 milyar dolar olan ısıtma işlemi pazar büyüklüğü 2020 yılında 102,6-105,7 milyar dolar arasındaki bir pazar büyüklüğüne ulaşabilecektir. Türkiye toplam ısıtma işlemi pazar büyüklüğüne ilişkin resmi bir veri bulunmamaktadır. Türkiye’deki ısıtma işlemi pazar büyüklüğü dünyada kullanılan metodoloji yardımı ile hesaplanmaktadır. Türkiye’nin 2020 yılı için ısıtma işlemi pazar büyüklüğü 1,3 milyar dolar olarak öngörülmektedir [123].

Türkiye’de ve Dünya’da ısıt işlemlerin sektör dağılımına ilişkin karşılaştırma aşağıda çizelge 3.2’de sunulmaktadır. Buna göre otomotiv sanayi Türkiye’deki işlerin yarısından çoğuna sahip bulunmaktadır. Dünya’da ise daha dengeli bir dağılım bulunmaktadır. Dünya’da makine sanayi, savunma-havacılık sanayi, altyapı ve inşaat malzemeleri sanayi ile ana metal ve metal eşya sanayi de önemli paylara sahip bulunmaktadır. Dünya’daki dağılım Türkiye’deki sanayinin gelişme dinamikleri açısından önemli bir gösterge oluşturmaktadır [123].

Çizelge 3.2. Türkiye ve Dünyada Isıl İşlem Hizmetlerinin Karşılaştırmalı Sektör Dağılımı [123].

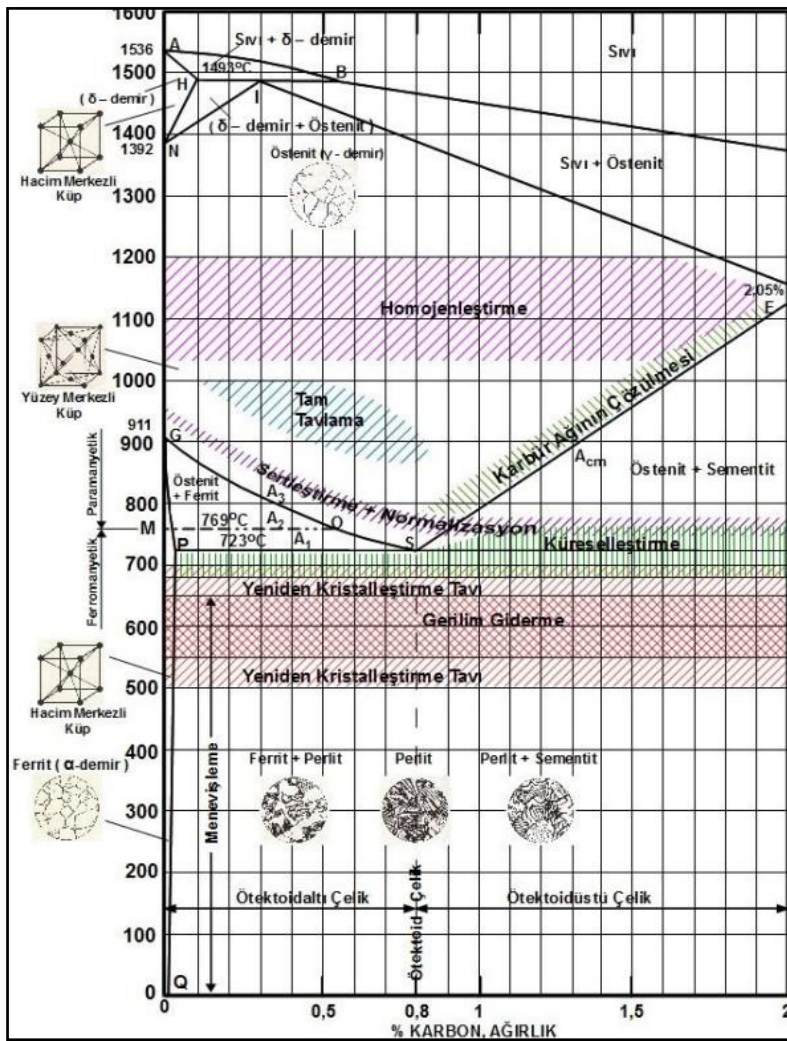
Sektörler	Türkiye’deki Dağılım (%)	Dünyadaki Dağılım (%)
Otomotiv Sanayi	60	33
Makine Sanayi	10	15
İnşaat ve Altyapı Malzemeleri Sanayi	5	13
Ana Metal ve Metal Eşya Sanayi	10	23
Beyaz Eşya Sanayi	5	2
Raylı Sistemler	2	2
Savunma ve Havacılık Sanayi	1	11
Diğer	7	1

Türkiye’nin genel ekonomiye, sanayiye ve sektörlerine ilişkin 2023 yılı hedefleri bulunmaktadır. Türkiye’nin bu hedeflerine ulaşılmasında uluslararası standartlarda ısıt işlem Uygulayabilme kabiliyeti önemli rol oynayacaktır. Uluslararası standartlardafaaliyet gösteren ve bu çerçevede desteklenen bir ticari ısıt işlem sanayinin gelişmesi halinde yerli ve milli üretim kapasitesi arttırılarakplanlanan hedeflerine ulaşılabilircektir.

Çelik alaşımlarına istenilen mekanik dayanımı kazandırmak amacıyla uygulanan ısıt işlemler Fe-Fe₃C faz diyagramındaki östenit fazının dönüşümü ile doğrudan ilgilidir. Çeliğin çoğu ısıt işleminde ilk işlem olarak östenitleme ile başlanır.

Ötektoid bileşime sahip (% 0,8 C) çelikler alt kritik sıcaklık çizgisinin (A_{c1}) üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtılırken, ötektoidaltı çelikler üst kritik sıcaklık çizgisinin (A_{c3}) 40-60°C üzerindeki sıcaklıklarda ve son olarak da ötektoidüstü çelikler ise bu çeliklere ait üst kritik sıcaklık çizgisi (A_{cm}) üzerindeki sıcaklıklarda östenitleştirme işlemine tabi tutulurlar.

Şekil 3.1'de Fe-Fe₃C faz diyagramında çeşitli ısı işlemlerin uygulama sıcaklık bölgeleri gösterilmiştir. Aşağıda bu temel ısı işlemlerin uygulaması ve çeliğe kazandırdıkları özellikleri açıklanmıştır.



Şekil 3.1. Alaşımsız çeliklere uygulanan temel ısı işlem tavlama sıcaklık aralıkları [28]

3.1.1. Su verme ve temperleme

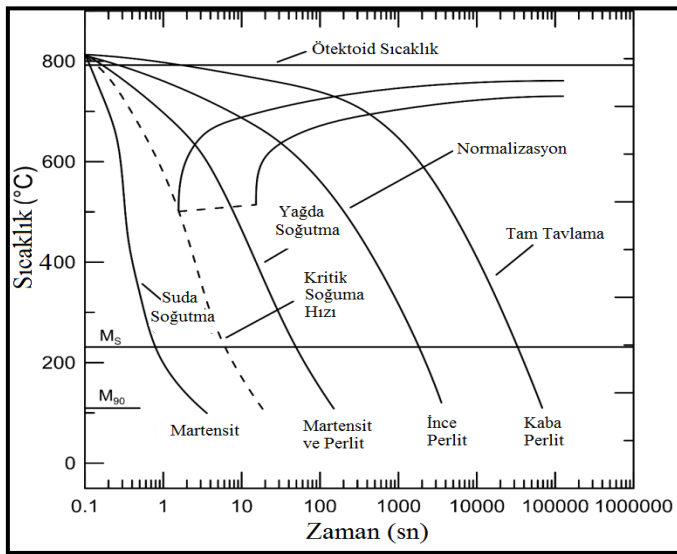
Su verme (sertleştirme) ısısal işlemi, tam östenit dönüşümü tamamlandıktan sonra, çeliğin östenitleme sıcaklığından, çelik için belirlenen kritik soğutma hızından daha hızlı M_s sıcaklığının altına soğutulmasıdır.

Şekil 3.2'deki sade karbonlu çeliğe ait CCT diyagramında görüldüğü gibi amaç Hacim Merkezli Tetragonal kristal kafes yapısına sahip aşırı doymuş kararsız martensit fazından oluşmuş çok sert ancak kırılgan bir yapı elde etmektir. Bu kırılganlığın giderilmesi için su verilmiş tüm çelikler temperlenmek zorundadır.

P.V. Sklyuev [20] tarafından sade karbonlu ve düşük alaşımlı çelikler için soğutma oranı hesaplamaları için denklemleri türetmiştir. Tam martensitik bir mikroyapı elde etmek için soğutma oranı aşağıdaki denklemde belirtildiği gibi açıklanmıştır:

$$\log V_m = 9.81 - (4.62C + 1.10Mn + 0.5Cr + 0.60Mo + 0.54Ni + 0.0018T) \quad (3.1)$$

Burada V_m , tam martensitik bir mikroyapı elde etmek için gerekli minimum soğutma oranıdır ($^{\circ}C/s$); C, Mn, Cr, Ni, Mo, ilgili alaşım elementlerinin ağırlıkça yüzdesidir ve T, $^{\circ}C$ 'deki östenitleme sıcaklığıdır.



Şekil 3.2. Farklı ısısal işlem soğutma süreleri kullanılarak sade karbonlu çeliğin nihai mikroyapısını gösteren bir CCT şeması örneği [21].

Temperleme, optimum mukavemet özellikleri sağlamak için yüksek sertliktekimartensitik mikroyapılara uygulanan bir ısıtma işlemidir. Bu ısıtma işlemi ile sertlik ve mekanik dayanım aynı anda etkilenir.

Martensitik kafesteki karbon atomlarının neden olduğu önemli çarpılma, martensitin düşük tokluğuna neden olan faktörlerden biridir. Martensitin tokluğunu etkileyebilecek diğer faktörler, karbür oluşumu ve su verme sırasında oluşan kalıntı gerilmeler; kalıntı östenit varlığı ve östenit tane sınırlarında segregasyon oluşumu şeklinde sıralanabilir [22].

Temperleme işlemi; kafes içindeki karbonun difüzyonu ile kontrollü karbür oluşumu ve martensitin yer değiştirme alt yapısındaki değişikliklerle düzenlenir [23].Tüm difüzyon süreçlerinde, tavlama süresi ve sıcaklığı, ısıtma işlemin sonunda özellikleri ve mikroyapıyı belirleyecektir. Düşük karbonlu çeliklerin sıcaklık ile temperlenmesi için dört ayrı aşama belirlenmiştir [24]:

- Aşama I (100 - 250 ° C): Geçiş karbürleri oluşur. Bunlar η (Fe_2C) veya ϵ ($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$) olabilir. Eta ve epsilon karbürler benzerdir ve bunları ayırmak için Transmisyon Elektron Mikroskobu (TEM) teknikleri kullanılabilir. Bununla beraber, martensitik matriks içindeki karbon içeriği azalır.
- Aşama II (200 - 300 ° C): Mevcut kalıntı östenit, yeterli zaman verildiğinde, ferrit ve sementite dönüşecektir.
- Aşama III (250 - 350 ° C): Geçiş karbürleri ve düşük karbonlu martensit, sementit ve ferrit ile dönüşür. Bu aşamada matrisin tetragonalitesi azalır veya kaybolur.
- Aşama IV (500 -650 ° C): Sementitin büyümesi ve küreselleşmesidir.

Su verme sırasında, martensit başlangıç sıcaklığı (M_s) yeterince yüksekse, karbon difüzyonuna bağlı olarak geçiş karbürlerinin oluşumu uygulanabilir ve bu durum oto-temperleme olarak adlandırılır [25]. Yüksek sıcaklıklarda dönüşüm, martensit yumuşamasına yol açar [26].

3.1.2. Tam tavlama

Tam tavlama özellikle yüksek C'lu çeliğin kimyasal bileşimine uygun östenitleme sıcaklığına ısıtılması ve faz dönüşümü için gerekli sürenin tanınarak tercihen fırın içerisinde yavaş soğutulmasından ibarettir. Soğutma işlemi fırın içerisinde oda sıcaklığına kadar devam etmektedir. Bu ısıtılma işleminin genel amacı, tane boyutunu ve perlit lamelleri arası mesafeleri artırmak, sertliği azaltarak işlenebilirliği arttırmak, elektrik ve manyetik özellikleri geliştirmektir [27].

3.1.3. Normalizasyon

Normalizasyon tavı çelik alaşımlarında tane küçültmek, homojen bir mikroyapı elde etmek ve çoğunlukla mekanik özellikleri iyileştirmek amacıyla ötektoid altı çelikleri Ac_3 ve ötektoid üstü çelikleri Ac_m dönüşüm sıcaklıklarının yaklaşık 40-50 °C üstündeki sıcaklıklara kadar ısıtıp, tavladıktan sonra fırın dışında havada soğutma işlemi olarak tanımlanmaktadır [15].

3.1.4. Gerilim giderme tavlaması

Çelik parçalarda mevcut olan iç gerilmeleri azaltacak seviyeye indirmek ya da tamamen yok etmek için yapılan ısıtılma işlemidir. İç gerilmeler yüzey ve çekirdek arasındaki sıcaklık farkından dolayı hızlı soğuma, eğme-bükme gibi plastik şekil verme, kaynakta veya ince yüzey tabakalarında talaşlı şekillendirme sonrası çok değişik nedenlerle meydana gelebilir [28]. Soğuk deformasyona uğrayan malzemelerin sertliği artan dislokasyon sayısına bağlı olarak artmakta ve böylece mekanik dayanımları azalmaktadır. Bu sebeple malzemenin iç gerilmelerini azaltarak mekanik dayanım artışı sağlamak için toparlanma, yeniden kristalleşme ve tane büyümesi aşamalarından meydana gelen gerilim giderme tavlaması uygulanmalıdır.

3.1.5. Küreselleştirme ısıtılma işlemi

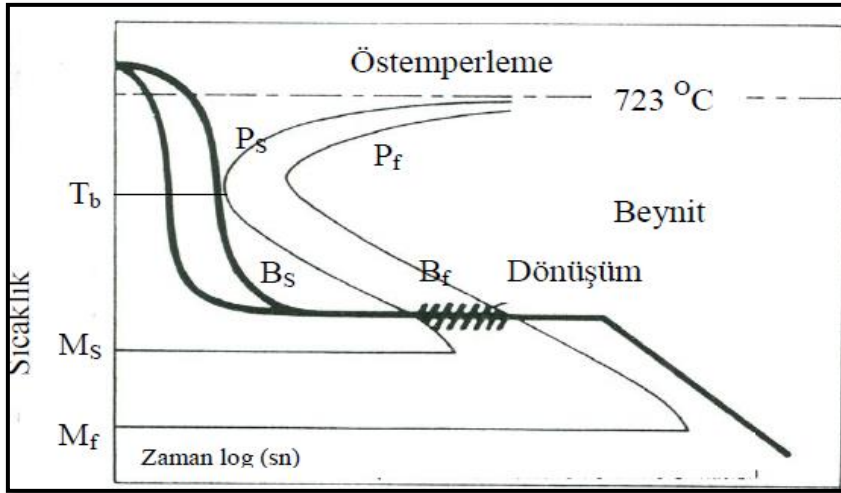
Özellikle yüksek karbonlu çeliklerin mekanik dayanımlarını geliştirerek hem daha sünek hem de daha kolay işlenir hale getirebilmek için uygulanan küreselleştirme ısıtılma işlemleri yaygın olarak kullanılmaktadır. Çeliklere uygulanan küreselleştirme tavı aşağıdaki

yöntemlerden biri ile gerçekleştirilir. Uygulanan yöntemlerden ilki çelik malzemenin Fe-C faz diyagramındaki Ac_1 sıcaklığının hemen altındaki bir sıcaklıkta (örneğin 700°C) uzun bir süre (15-20 saat) tavlama ile küresel sementitler elde edilirken, diğeri ise malzemenin düşük kritik sıcaklık çizgisinin (Ac_1) hemen altında ve hemen üstündeki sıcaklıklar arasında tekrarlı olarak ısıtılıp soğutulurak, başka bir ifade ile salınlı olarak tavlama ile ferritik matrikste küresel sementitlerin elde edilmesidir. Uygulanan bir diğeri yöntem ise; malzeme Ac_1 kritik sıcaklık çizgisinin üzerindeki bir sıcaklıkta tavlandıktan sonra çok yavaş soğutulur ya da Ac_1 çizgisinin altındaki bir sıcaklıkta uzunca bir süre tutulur. Küreselleştirme tavlama, daha çok yüksek karbonlu çeliklere uygulanır. Düşük karbonlu çelikler nadiren küreselleştirme tavlama tabi tutulurlar. Çünkü bu tür çelikler küreselleştirme tavlama sonunda çok yumuşarlar ve bu aşırı yumuşama talaşlı işlem sırasında bazı zorluklara neden olabilir. Orta karbonlu çelikler ise yeterli ölçüde süneklilik kazanmaları için plastik şekil verme işleminden önce, bazen küreselleştirme tavlama tabi tutulurlar. Küreselleştirme işlemi sırasında tavlama süresinin iyi ayarlanması gerekir. Eğer çelik, gereğinden daha uzun süre tavlarsa sementit parçacıkları birleşerek uzama gösterirler ve bu durum çeliğin işleme kabiliyetini olumsuz etkiler [15].

Ayrıca çelik alaşımlarına uygulanan su verme sonrası aşırı temperleme işlemi ile de ferritik matrikste küresel sementitlerin oluştuğu yapılan çalışmalarla belirtilmiştir [29-32,100].

3.1.6. Östemperleme ısıtma işlemi

Sade karbonlu ötektoid bileşime sahip bir çelik östenit bölgeden orta sıcaklıklara ($250-550^\circ\text{C}$) soğutulur ve izotermal olarak bekletilirse beynit olarak adlandırılan yapıya dönüşür. Beynit, perlitten farklı olarak ötektoid reaksiyonun lamelli olmayan ürünü olarak tanımlanabilir. Şekil 3.1’ de östemperleme ısıtma işlemi şematik olarak verilmiştir. Östemperleme ısıtma işleminde çelik önce östenit sıcaklığının (Ac_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 çeliğe su verilerek reaksiyon kesilerek istenmeyen fazların oluşumuna fırsat verilmez [33].



Şekil 3.3. Ötektoid C bileşimine sahip bir çelikte TTT diyagramında östempirleme ısı işleminin şematik gösterimi [33].

Şekil 3.3' 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 3.3' de görülebileceği gibi östempirleme ısı işleminde izotermal bekleme M_s sıcaklıklarının üzerinde yapılmakta ve bu sıcaklıklarda malzeme özel tuz banyolarında bekletilmektedir. Östempirleme ısı işleminde kullanılan tuz banyosunda kullanılan tuzların bazı özelliklerine dikkat edilmelidir. Bunlar; Tuzun ısı transferi dengeli, homojen olmalı. Tuzun viskozitesi 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 [34].

Östempirleme 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 östempirlenebilir. Çünkü sade karbonlu çelikler için T_b yakın östenitten beynite başlama zamanı çok kısadır. Bazı daha büyük hacimli alaşımlı çelikler östempirlenebilir. Çünkü beynitik dönüşüm başlama zamanı çok uzundur [33].

3.2. Beynitik Dönüşümlerin Yapısal ve Kristalografik Özellikleri

Çeliklerin izotermal dönüşümü ile ilgili yapılan öncü çalışmalar Davenport ve Bain tarafından [35], 1920'lerin sonlarındaki yeni bir yapı olarak beyniti belirlemişlerdir. TTT diyagramında ötektoid dönüşüm sıcaklıklarından östenitin; perlite ve martensite dönüşüm sıcaklıkları arasında eşsiz bir mikroyapı oluşmaktadır. Bu ara sıcaklık bölgesinde oluşan yapıyı ilk olarak Davenport ve Bain [31] optik mikroskopla görüntülemişlerdir. 1920'lerin sonlarında östenitin izotermal sıcaklıklarda dönüşümü araştırılırken, martensit ve ince perlit oluşumu bilinmekteydi. 1930 yılında Davenport ve Bain [37] yeni bir mikroyapı keşfetti. Keşfettikleri bu mikroyapı martensit ve perlite benzememekteydi. Araştırmacılar ilk başta bu yapıyı “asiküler koyu topluluk” (acicular dark aggregate) şeklinde tanımlandı. O yıllarda bu mikroyapıya “martensite-troostite” adı verildi. Çünkü bu yapının oluşumu temperlenmiş martensit’te karbür çökmesi ile oluşan yapıya çok benzemektedir [37]. Martensite göre bu yeni yapı daha hızlı dağlanıyordu fakat ince perlite göre dağlanma hızı düşüktü. Martensit başlama (M_s) sıcaklığının hemen üstünde oluşan bu yapının optik mikroskopta martensite göre görünüşü farklıydı. Yapı olağandışı ve gelecek vadeden mekanik özellikler sergiledi. Temperlenmiş martensitten daha fazla tokluk elde edildi [37]. Bu durum Amerikan Çelik Laboratuvarlarında (United States Steel Corporation Laboratory, Pittsburgh) büyük heyecan uyandırdı. Hem mikroyapısal hem de mekanik özellikleri bakımından perlit ve martensitten çok farklı olan bu yapı, Edgar C. Bain onuruna meslektaşları tarafından “beynit” olarak adlandırmıştır.

Beynit ismi hemen hafızalara ve literatüre yerleşmedi. Bu sebeple yapılan araştırmalarda ve basılan kitaplarda farklı terminolojiler kullanıldı. Çizelge 3.3’de beynitin keşfinden itibaren kullanılan adlandırmalar liste halinde sunulmuştur. 1936 yılında Vilella, Guellich ve Bain [37] beynitik yapıdan “isimsiz, koyu dağlanmış, martensite benzeyen asiküler topluluk” (unnamed, dark etching, acicular aggregate somewhat similar to martensite) şeklinde bahsedilmiştir. 1939 yılında Davenport [37] “hızlı dağlanan asiküler yapı” (a rapid etching acicular structure) şeklinde ifade etmiştir. 1940 yılında Greninger ve Trouin [37] “östemperlenmiş yapılar” şeklinde ifade etmişlerdir. 1942 ‘de basılan ve 1947 de yeni baskısı basılan Gregory ve Simmons kitaplarında “beynit” ifadesine hiç yer vermemişlerdir.

Üst mesafe ve alt mesafe olarak sınıflandırılan beynitik yapılar 1939 yılında Mehl [37] tarafından “üst beynit” ve “alt beynit” olarak adlandırılmıştır ve günümüzde halen bu

terimler kullanılmaktadır. 1942 yılında Smith ve Mehl [37] yüksek sıcaklıkta tane sınırlarında plaka demetleri şeklinde fazlaca oluşan üst beynit'e "tüy şeklinde beynit" (feathery bainite) tanımladı. Ancak bu tanım yaygın olarak kullanılmadı.

Çizelge 3.3. İlk araştırmalarda beynit için kullanılan farklı adlandırmalar [37]

No	Beynit keşfedildiğinde kullanılan adlandırmalar	İsimlendirenler (Yıl)
1	İsimsiz, koyu dağlanmış, martensite benzeyen asiküler topluluk (Unnamed, dark etching, acicular aggregate somewhat similar to martensite)	Vilella, Guellich ve Bain (1936)
2	Hızlı dağlanan iğnemsî yapı (A rapid etching acicular structure)	Davenport (1939)
3	Östemperlenmiş yapılar (Austempered structures)	Greninger ve Trouin (1940)
4	Üst Beynit (Feathery bainite)	Smith ve Mehl (1942)
5	Üst Beynit (High Range Bainite)	Bain ve Davenport (1937)
6	Alt Beynit (Low Range Bainite)	Bain ve Davenport (1937)

Beynit tanım olarak, ferrit ve lamelli olmayan sementitin (Fe_3C) karışımından oluşan oldukça tok ve sünek bir yapıdır [38]. Beynit, perlit burnunun altında izotermal sıcaklıkta östenitin dönüşümü sonucu oluşan bir yapıdır. Östenitin bozunması sırasında soğuma difüzyon kontrollüdür ve bu esnada perlitin oluşmasına imkân yoktur. Ayrıca soğuma yeterli miktarda yavaş olduğu için martensit oluşumunu da engellemektedir [39].

Östenitin beynite dönüşümü ferrit çekirdeklenmesinin iki farklı şekilde olduğuna dair bilimsel alanda görüş farklılıkları vardır. Görüşlerden bir tanesi, ilk oluşmuş ferrit difüzyonsuz kayma (diffusionless shear) veya martensit dönüşümü ile oluşmaktadır. Diğer görüş ise ilk oluşmuş ferrit çıkıntı tipinde (ledge-type) çekirdeklenir ve büyür bu esnada kısa mesafeli demir atomu ferrit östenit çıkıntıları arasında yeniden düzenlenir [36]. Fakat düşük sıcaklıklarda beynit oluşumu sırasında demir atomlarının difüzyonu sınırlandırılmaktadır. Alaşım elementlerinin beynit başlangıç sıcaklığını (B_s) önemli ölçüde etkilediği ampirik formül ile gösterilmiştir. Çeliklerin ısıtılmasında beynitik dönüşüm büyük önem teşkil etmektedir. Alaşımlı çeliklerde perlit ve beynitik dönüşümler birbirinden ayrılmaktadır. Bu durum TTT diyagramında körfez bölgesi (bay region) oluşumuna neden olmaktadır.

Alaşım elementleri ferrit veya ferrit-östenit ara yüzeylerini ayırarak beynitik ferrit oluşumunu yavaşlatmaktadır [40-41].

Eş. 3.2 ve 3.3’de beynit başlangıç sıcaklığının (Bs) alaşım elementlerine bağlı ampirik formülü verilmiştir [36]. Karbon östenit içinde yüksek çözünürlüğe sahiptir ve güçlü bir östenit dengeleyicidir ve buda reaksiyon kinetiğini yavaşlatmaktadır. Çelikte bulunan en son mikroyapıda karbon miktarının artması ile karbürlerinde arttığı tespit edilmiştir [42].

Sertleştirilebilir ve düşük alaşımlı 0,1 - 0,55 % C içeren çelikler için;

$$Bs(^{\circ}C) = 830 - 270 C - 90 Mn - 37 Ni - 70 Cr - 83 Mo \quad (3.2)$$

Düşük karbonlu ve alaşımlı 0,15 - 0,29 % C içeren çelikler için;

$$Bs(^{\circ}C) = 844 - 597 C - 63 Mn - 16 Ni - 78 Cr \quad (3.3)$$

3.2.1. Beyniti türleri

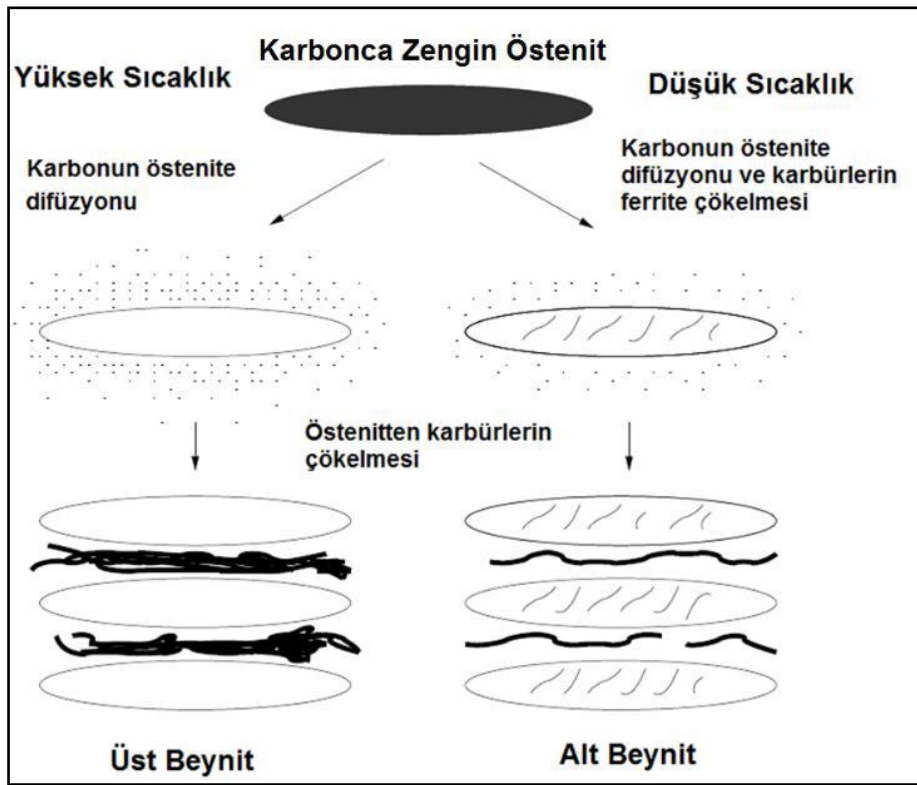
Üst Beynit

Ötektoid çeliklerde üst beynit (350°C - 550°C) arasında izotermal ısı işlem sonucu elde edilmektedir [42-43]. Üst beynit ortalama kalınlığı 0,2 µm ve uzunlukları yaklaşık 10 µm olan ince ferrit plakalarından oluşmaktadır. Plakalar kümeler halinde oluşmaktadır ve bu yapı demet olarak bilinmektedir. Her bir demette plakalar birbirine paraleldir ve her bir plakanın kendine has kristal dizilimi vardır. Demet içerisinde ayrı bulunan plakalara beynitin alt birimi olarak adlandırılır. Beynit alt birimleri genellikle sementit parçacıkları veya düşük düzensiz sınırlar tarafından ayrılır.

Üst beynit birbirinden farklı iki aşamada oluşur. İlk aşamada, karbon çözünürlüğünün çok düşük olduğu (ağırlıkça %0,02) beynitik ferrit oluşur. Ferrit oluşuktan sonra kalan östenit karbonca zenginleşir ve sonunda sementit parçacıkları geri kalan östenit katmanlarındaki ferrit alt birimlerine çökeliirler. Sementit miktarı alaşımdaki karbon miktarına bağlıdır. Yüksek karbon miktarı ile oluşan sementit tabakaları artar.

Yeterli miktarda alaşım elementleri eklenmesi sonucu (Si veya Al gibi), çelik içerisinde sementit oluşumu baskılanmaktadır.

Şekil 3.4’de alt ve üst beynitin karbonca zengin östenitten dönüşümü şematik olarak verilmiştir. Düşük izotermal sıcaklıklarda ferrit içerisinde ince karbürler çökelirken yüksek izotermal sıcaklıklarda ferrit içerisinde karbür gözlenmez. Yüksek östempereleme sıcaklıklarında üst beynit oluşmaktadır. İlk aşamada oluşan beynitik ferrit karbonca fakirdir. Ferrit oluşumu tamamlandıktan sonra karbon dönüşmemiş östenite difüze olur ve östenit karbonca zenginleşir ve karbür oluşturur. Karbürler ferrit katmanları arasında çökler. Düşük östempereleme sıcaklıklarında alt beynit oluşmaktadır. Her iki yapı arasındaki büyük ayrım, üst beynitten farklı olarak alt beynitte sementit parçacıklarının ferrit içine çökelmiş olmasıdır.



Şekil 3.4. Alt ve üst beynitik dönüşümün şematik gösterimi [37]

Alt Beynit

Ötektoid çelikte 250°C - 350°C'ler arasında izotermal bekletme sonucu oluşan alt beynit mikroyapı ve kristalografik olarak üst beynite çok benzemektedir. Her iki yapı arasındaki büyük ayrım, üst beynitten farklı olarak alt beynitte sementit parçacıkları ferrit içine çökelmiş olmasıdır. Bu nedenle iki farklı sementit çökmesi olmaktadır, beynitik ferrit plakalarını ayıran; karbonca zengin östenitten çökelen sementit ve aşırı doymuş ferritten çökelen sementit olarak çökeler [42].

Ferrit içerisinde oluşan karbürler her zaman sementit olmak zorunda değildir, kimyasal kompozisyon ve dönüşüm sıcaklıkları etki etmektedir. Örnek olarak silisyumca zengin ($Si > \%1,5$ ağırlıkça) yüksek karbonlu çeliklerde sementit çökmesi yüksek silisyumdan dolayı yavaşlamaktadır bu nedenle beynitik ferrit içinde epsilon karbür (ϵ) sıklıkla çökelebilmektedir.

Alt beynitteki karbürler aşırı incedirler, sadece birkaç nanometre kalınlığında ve yaklaşık 500nm uzunluğundadırlar. Üst beynitik mikroyapı ile kıyaslandığında, daha az ve daha ince sementit parçacıkları ferrit plakaları arasında çökeler. Sonuç olarak alt beynitik mikroyapı, üst beynitik mikroyapıya göre daha fazla tokluk sergilemektedir. Bunun nedeni; üst beynitteki kaba sementit parçacıkları yarıma (cleavage) çatlakları ve mikro boşluklara (micro voids) neden olmaktadır [42].

3.2.2. Beyninin mekanik özellikleri

Çeliklerde beynitik yapılar, geniş çapta dayanım ve süneklik sunmaktadırlar. Yüksek karbonlu alt beynitik mikroyapıya sahip bir çelik; 1400 MPa çekme dayanımına ve 55 HRC sertliğe ulaşabilmektedir. Bu dayanımlar, ince ferrit plakalarına, yüksek dislokasyon yoğunluğuna ve ince sementit dağılımları ile elde edilir. Dönüşüm sıcaklığı düştükçe, beynitik ferrit daha ince karbür dağılımına sahip olur. Bu durumda beynitik ferrit daha yüksek sertlik ve dayanım sağlamaktadır. Su verilmiş ve temperlenmiş çelikler ile kıyaslandığında, östemperlenmiş çelikler benzer sertlik ancak daha yüksek tokluk sergilemektedir (Çizelge 3.3). Su verme sonrası oluşan martensit oldukça sert ve kırılgandır. Bu nedenle su verilmiş ve temperlenmiş çeliklerin tokluğu östemper-lenmiş çeliklere göre oldukça düşüktür (Çizelge 3.3).

Çizelge 3.4. Farklı ısı işlemler uygulanmış AISI 1095 çeliğinin oda sıcaklığındaki mekanik özellikleri [44]

Isıl İşlem	Sertlik (Rockwell C)	Tokluk (J)	Toplam Uzama (%)
Su verme + temperleme	53,3	16,43	0
Su verme + temperleme	52,5	19,17	0
Martemperleme	53,0	31,50	0
Martemperleme	52,8	32,87	0
Östemperleme	52,0	61,64	11
Östemperleme	52,5	54,79	8

Beynitik çeliğin mikroyapısı, çeliğin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Araştırmacılar [36-38,40,42], üst beynitik mikroyapıya sahip bir çeliğin alt beynitik çelik ile kıyaslandığında daha düşük tokluk ve sünekliğe sahip olduğunu bildirmektedir [36].

3.3. Martensitik Dönüşümlerin Yapısal ve Kristalografik Özellikleri

İlk defa Fe ve Fe alaşımlarında gözlenen ve malzemelerin fiziksel özelliklerinde önemli değişikliklere yol açan difüzyonsuz faz dönüşümleri, YMK kristal kafes yapısındaki östenit ana fazın martensit faza dönüşümü ile oluşur ve katıhal fiziğinde oldukça önemli bir yere sahiptir. Bu dönüşümler ilk kez 19 yy. sonlarında Alman bilim adamı A. Martens tarafından incelendiği için bilim adamının onuruna martensitik faz dönüşümleri olarak adlandırılır [45].

Genelde, tüm metal ve alaşımları atomlarının difüzyonlu bir oluşumla yer değiştirmeyecekleri kadar hızlı bir şekilde soğutulduklarında (veya ısıtıldıklarında) difüzyonsuz faz dönüşümü gösterirler. Bu tür bir oluşum martensitik faz dönüşümü olarak tanımlanır. Difüzyonsuz özellikleri nedeni ile martensitik faz dönüşümleri, kristalografik olarak, atomların atomlar arası uzaklıklardan daha küçük uzaklıklarda yer değiştirdikleri dönüşümler şeklinde de tanımlanabilirler [46].

Martensitik faz dönüşümü; ana yapıdan (östenit) ürün yapıya (martensit) atomların komşuluklarını değiştirmeksizin gerçekleşen bir faz dönüşümü olup, dönüşüm sonucunda ana faz, ürün faza tümü ile dönüşmez. Martensit oluşumu ile ilgili çekirdeklenme ve dönüşüm modelleri, martensit kristal çekirdeklerinin ana (östenit) faz içerisindeki kristal

yapı bozukluklarında oluştuğunu varsaymış ve bu daha sonraki deneysel çalışmalarda da kanıtlanmıştır [47]. Her ne kadar, klasik teori bu tür bir çekirdeklenme olayının düzgün dağılımlı (homojen) ve gelişigüzel dağılımlı (heterojen) olarak ortaya çıkabileceğini ön görmüş ise de, özellikle dislokasyon türü çizgisel yapı kusurlarından oluştuğu bilinen martensit çekirdekleri için, ana kristal yapıda homojen bir dağılım düşünülmesi kristalografik açıdan mümkün değildir. Böylece östenit yapı içerisindeki aktif çekirdeklenme merkezleri, dönüşümün başlarında martensit çekirdekçisi olarak belirir ve dönüşüm ilerledikçe bu çekirdekçikler büyüyüp, üç boyutta genişleyerek, östenit yapı içerisinde faz dönüşümünü gerçekleştirir [48].

Martensitik faz dönüşümlerinin difuzyonsuz olması nedeni ile oldukça ilginç kristalografik bir oluşum gerçekleşir. Kristal yapının değişmesi ile östenit ve martensit yapı arasında kristalografik dönme bağıntısı (orientation relationship) ve iki kristal yapı arasında sınır özelliği taşıyacak olan ve alışım düzlemi (habit plane) olarak adlandırılan değişmemiş ve dönmemiş bir düzlemin varlığı ortaya çıkar. Dönüşümde atomların birlikte hareketleri sonucunda oluşan şekil bozulması, plastik bir deformasyonun varlığını kanıtlar. Plastik bozulmada çizgisel yapı kusuru olan dislokasyonların oluşumu ve hareketlerinin büyük rolü vardır. Bu şekilde, tam (perfect) dislokasyonların hareketi sonucu kayma türü, parçalı (partial) dislokasyonların hareketi ile de yığılım kusuru (stacking fault) veya içsel ikizlenme (internal twin) türü, yapısal bozukluklar ortaya çıkar [45].

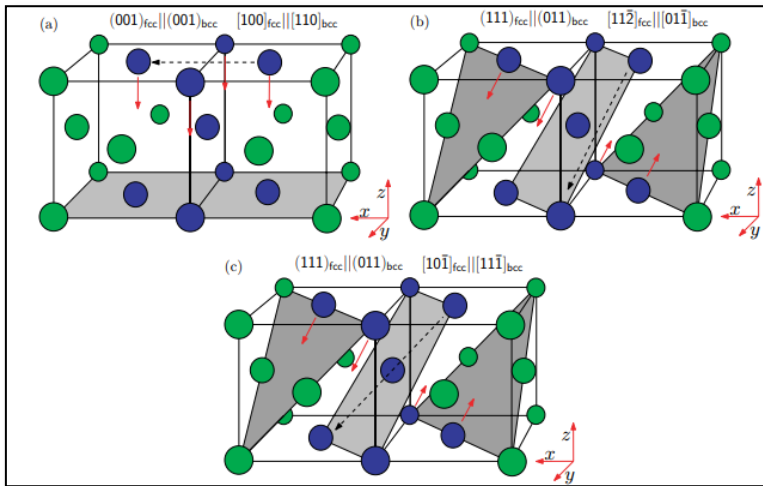
Martensitik dönüşümlerin, ymk yapıdan hmk yapıya dönüşüm şeklinde gerçekleşmesi durumunda, plastik deformasyon oldukça büyük olup, çok miktarda kayma türü yapısal kusur ile ortaya çıkar. Aynı şekilde kayma deformasyonu yerine ikizlenme deformasyonu da gözlenir. Özellikle, dönüşüm sıcaklığı düşük alaşımlarda, ikizlenme türü hacımsel yapı bozuklukları daha sık ortaya çıkmaktadır. Genellikle düşük sıcaklıkta rastlanan ikizlenme olayında kristalin bir kısmı bir düzlem boyunca makaslanarak ilk yapıya göre ayna görüntüsüne dönüşür. Bu tür kusurların yanı sıra dislokasyonların hareketi sonucu ortaya çıkan düzlemsel özellikli yığılım kusurları da söz konusudur [45].

Bir kristalografik yapıdan diğerine dönüşüm şeklinde gerçekleşen martensite faz dönüşümleri, genelde yüzey merkezli kübik (ymk) yapıdan hacım merkezli teragonal (hmt) yapıya, dönüşüm şeklinde gerçekleşir. Dönüşüm sonucunda ana ve ürün kristal yapıların

bazı düzlem ve doğrultuları arasında belirli açılar gözlenir ve bu ilişki kristalografik dönme bağıntısının ortaya çıkmasına sebep olur [45,49].

Martensitik dönüşümün oluşumu, deformasyon ikizlenmelerinin (deformation twinning) oluşumuna benzer, ancak bazı araştırmacıların [50] da ileri sürdükleri gibi, bozulmayla oluşan ikizlenme türü hacimsel yapı bozuklukları ile martensitik oluşum arasında görünüşte ortaya çıkan bu benzerliğe karşın, önemli bir farklılık vardır: Martensitik dönüşümlerde kristal yapılar arasındaki geçiş için kristal örgü bozulması gerekirken, bozulma ikizlenmesi, yalnızca, örgüyü değiştirmeyen basit bir kesme ile oluşabilir.

Martensitik dönüşümün gerçekleşmesi için, ymk yapının sıkı paketlenmiş düzlemlerine Şekil 3.5.' de görüldüğü gibi uygulanacak küçük bir kesme bu iş için yeterlidir. Kurdjumov-Sachs tarafından önerilen kristalografik dönme bağıntısına göre, östenit yapının $\{111\}$ γ düzleminde $\langle 110 \rangle$ γ doğrultusu boyunca bir kesme (ikizlenme veya kayma) ile, Nishiyama tarafından önerilen bağıntıya göre ise, $\{111\}$ γ düzleminde $\langle 112 \rangle$ γ doğrultusu boyunca bir kesme ile dönüşümün gerçekleşebileceği öngörülmüştür. Bu modeller her ne kadar tüm dönüşüm şekilleri için genelleştirilemedilerse de yine de olayın kristalografisini açıklamada kısmen başarı elde etmişlerdir [45].



Şekil 3.5. Ymk ve hmk kristal yapıları arasındaki; a) Bain, b) Nishiyama - Wassermann, c) Kurdjumov-Sachs ve kristalografik dönme bağıntıları [51-52].

Dönüşümün atermal veya izotermal olması alaşımın kimyasal bileşimine bağlıdır. Martensitik dönüşüm, zamana bağlı olmayıp sadece sıcaklığa bağlı olarak gerçekleşirse atermal dönüşüm, hem zamana hem de sıcaklığa bağlı olarak gerçekleşirse izotermal

dönüşüm olarak adlandırılır [53-54]. Östenit-Martensit faz dönüşümleri genellikle, çok kısa bir zaman aralığı içinde patlama şeklinde ve atermal olarak meydana gelir [55]. Martensitin oluşmaya başladığı sıcaklıktan daha aşağı sıcaklıklarda patlama şeklinde yeni martensitler oluşabilir, ancak bir kez oluşan martensitler düşük sıcaklıklarda hacimce bir büyüme göstermez. 1953 yılında Bunshah ve Mehl tarafından yapılan bir çalışmada, Fe ve Fe alaşımlarında ısısal etki ile oluşan atermal özellikli martensite kristallerinin 10^{-7} sn gibi bir zamanda ortaya çıktığı ölçülmüştür [56]. Gerçekte bu atermal davranış martensitik dönüşümün genel kavramlarından biri olarak düşünülür [57]. Az sayıda olmakla beraber bazı alaşımlarda da martensitlerin oluşumu izotermal ve gözle görülebilecek kadar yavaş olabilir. Örneğin, izotermal dönüşüm ilk defa Kurdujumov ve Maksimova [58-59] tarafından Fe-Mn-C ve Fe-Ni-Mn alaşımlarında gözlenmiştir. Bu araştırmacılar, her ne kadar çekirdeklenme tam olarak dönüşüm oranı ile kontrol edilse de izotermal martensitin çekirdeklenme ve büyüme ile meydana geldiğinden bahsetmişlerdir. Bu tür dönüşümlerde, Ms sıcaklığından aşağı sıcaklıklarda yeni martensit kristalleri zamana bağlı olarak hacimce bir büyüme gösterebilir [60].

Martensit faz dönüşümlerinin diğer bir özelliği ise tersinir olmasıdır. Oluşan martensit kristalleri, Ms sıcaklığından daha yüksek bir As sıcaklığında yeniden östenit'e dönüşebilir [61].

Östenit fazdan martensit faza dönüşüm olayı; kristalografik olarak ele alındığında bu olay, özelliği materyalin kompozisyonuna ve kristalografik özelliklerine göre değişen belirli fiziksel etkenler altında oluşur. Östenit ve martensit yapı arasındaki serbest enerji farkı ile oluşan martensitik faz dönüşümlerinin, genelde üç tür fiziksel etki ile oluştukları gözlenmiştir [62].

1. Soğutma ile oluşturulan martensitik dönüşümlerin oluşumu ilk kez Bain modeli ile açıklanmış olup, bu tür oluşumlarda yalnızca sıcaklığın etkisi vardır.
2. Martensitik fazın oluşmaya başladığı sıcaklık olan Ms sıcaklığının hemen altında uygulanan ve elastik sınırı aşmayan zorla etkilendirilerek, soğutma ile meydana getirilen martensitik dönüşümler
3. Ms sıcaklığının üzerinde zorlanma ile meydana getirilen martensitik dönüşümlerdir.

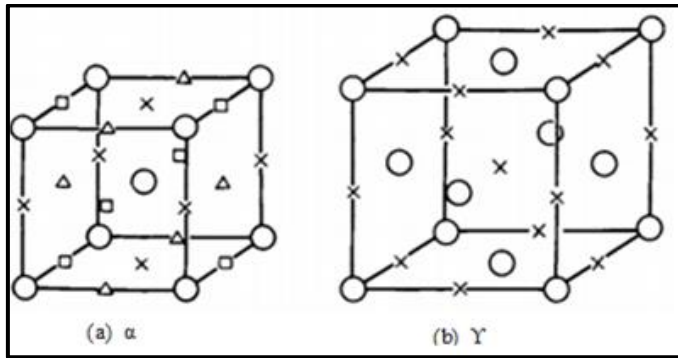
Östenit kristal yapıya dışarıdan uygulanan manyetik alan etkisi sonucunda da martensite oluşur [45]. Çelikler üzerine yapılan çalışmada uygulanan manyetik alan sonucu M_s sıcaklığının yükseldiği ve oluşan martensit miktarının arttığı bulunmuştur [45]. Bu etki martensit fazın (α') serbest enerjisinin manyetik alanda azalması ile açıklanır [63].

Sonuç olarak, martensitik faz dönüşümü olayı alaşım içerisinde sıcaklık ve deformasyon etkisi dışında, manyetik alan etkisi ile de martensit fazının oluşturulabileceği belirtilmektedir. Manyetik alan etkisi ile oluşturulan martensitik faz dönüşümü için yaklaşık 50 Gauss'luk bir manyetik alan uygulamak gerektiği Kakeshita ve arkadaşları [64] tarafından belirtilmiştir. Ayrıca Korenko [65] yapmış olduğu doktora çalışmasında yüksek manyetik alan etkisi ile paramanyetik östenitin ferromanyetik martensite dönüştüğünü göstermiştir.

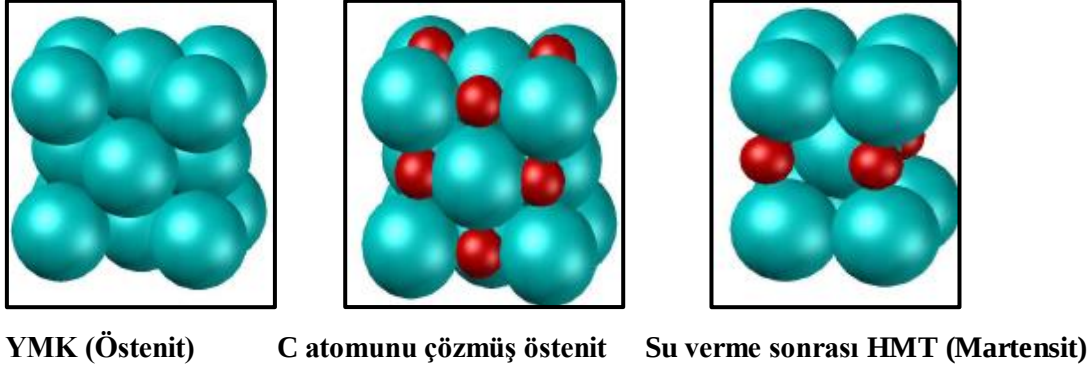
3.3.1. Çeliğin martensitik dönüşümü

Şekil 3.7’de kristal kafes yapıları şematik olarak gösterildiği gibi çelik alaşımının tek fazlı östenit bölgesinden ani soğutulmasıyla elde edilen martensit fazına ait, martensit dönüşüm başlama sıcaklığı M_s , martensit dönüşüm bitis sıcaklığı ise M_f ile gösterilir. Yapı M_s sıcaklığının altına inildiğinde tamamen martensit olmaz. Sıcaklık düşerken martensit hacim oranı artar. Yapının tamamen martensite dönüşümü için sıcaklığın M_f sıcaklığının altına inmesi gerekmektedir. M_s ve M_f her ikisi de çeliğin kimyasal bileşimine bağlı olarak değişir. M_s sıcaklığı için Andrews bağıntısı eşitlik (3.4)’te verilmiştir. M_f sıcaklığı ise özellikle karbon oranından etkilenmektedir. Karbon oranı % 0,5–0,6 civarında M_f sıcaklığı 0°C ’ye düşmektedir ve karbon oranı arttıkça da sıfırın altına da düşmektedir [66-68].

$$M_s = 539 - 423 \text{ C} - 30,4 \text{ Mn} - 17,7 \text{ Ni} - 12,1 \text{ Cr} - 11 \text{ Si} - 7,5 \text{ Mo} \quad (3.4)$$



Şekil 3.6. Atomik dizilimler, (a) ferrit (α) ve (b) östenit (γ) ; O, Fe atomu ve Δ , X, $\square$ Karbon atomu için pozisyonlar [45]



Şekil 3.7. Fe- C alaşımlarında östenit fazdan martensite dönüşüm [45]

Su verme sonucu oluşan sertlik, prensip olarak çeliğin karbon miktarına bağlıdır. Eğer soğuma hızı kritik soğuma hızından daha düşük ise nihai yapıdaki martensit miktarı ve buna bağlı olarak sertlik azalır. Bu tür etkilere neden olan, östenit içerisinde erimiş halde bulunan karbonun miktarıdır. Östenitleme işleminden sonra karbür olarak kalan karbon martensit reaksiyonunda yer almadığı için martensitin sertliğine hiç etki etmez [69].

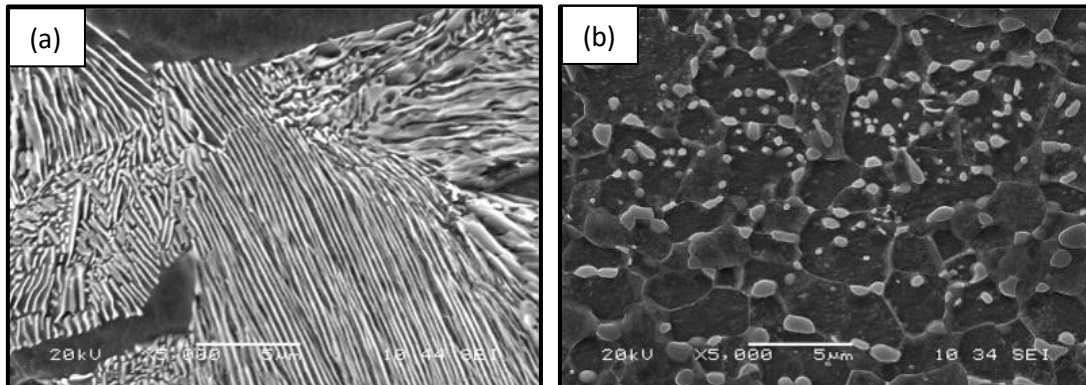
Malzemenin tüm kesitinde martensit oluşumunu sağlayan söz konusu soğutma hızı, üst kritik soğutma hızı olarak da adlandırılır. Martensitik yapı elde etmek için soğutma, en azından kritik soğutma hızını aşacak şekilde yapılmalıdır. Martensit oluşumunun ilk olarak görüldüğü soğutma hızı da alt kritik soğutma hızı olarak adlandırılır. Eğer soğutma hızı, üst ve alt kritik soğutma hızları arasında kalırsa martensitin yanı sıra ara kademe fazları beynit, perlit ve ferrit de oluşabilir [70-74]. Yapının tamamen martensite dönüşmesi arzu edildiğinde, sertliği önemli ölçüde düşürdüğü için bu yapıların oluşması istenmemekle birlikte alaşım durumuna da bağlı olarak özellikle kalın kesitlerde önlenmesi oldukça zordur [75].

Çeliklere su verilerek çok yüksek sertlikte mekanik özellik sergileyen malzeme üretimi binlerce yıldır bilinmektedir. Ancak, bugüne kadar yapılan çalışmalarla beraber çeliklere su verme süreci gerçekleşecek spesifik dönüşümlere ilişkin bir gizem oluşturmaya devam ediyor. Bu konuyla ilgili yayınlanmış literatür çalışması oldukça fazladır [76-81].

4. TEZ ÇALIŞMASININ LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Genellikle sade karbonlu çelikler olarak bilinen alaşımsız çelikler, otomotiv parçaları da dahil olmak üzere geniş endüstriyel uygulamalar için hayati öneme sahiptir. Bunun nedeni, alaşımlı çeliklere kıyasla düşük maliyetleridir. Ancak bazı uygulamalar için, düşük mekanik mukavemet göstermeleri nedeniyle kullanımları sınırlıdır [97]. Pek çok düşük alaşımlı TM çelikleri sinterlenmiş olarak kullanılamazlar. Bu sebepten dolayı, ısıt işlemler TM çeliklerini güçlendirmek için sinterlemeden sonra uygulanır. TM karbon çeliklerine uygulanan en yaygın ısıt işlem, su verme + temperleme işlemidir. Sertlik, çoğunlukla sürtünme ve aşınma davranışını kontrol etmek için kullanılan malzeme özelliklerinden biridir. Sertlik, temperleme sıcaklığına ve süresine bağlı olarak kontrol edilebilir [99-100]. Birçok durumda, malzeme sertliği arttıkça, malzeme aşınma direnci artar [98]. Su verme işlemi ile oluşan martensitin aşırı sertlik ve kırılganlığı temperlenerek giderilir. Isıt işlem sonunda mikroyapıda feritik matrikste küresel halde çökelmiş sementitler bulunur [99-100].

Hauserova ve arkadaşlarının C45 çeliğinin küreselleştirilmesinde yeni bir yöntem olarak uyguladıkları ASR (Hızlı küreselleştirme ve Tane inceltme) teknolojisine dayanan çelik iş parçasını Ac_1 sıcaklığından yüksek olmayan sıcaklıklara kadar ısıtılması ve sonra plastik deforme ettikleri çalışmada darbe tokluğu başlangıç durumuna göre 42 J/cm^2 'den 55 J/cm^2 'ye çıkarken, sertlik değeri 180 HV 30'dan 145 HV 30'a düşmüş ve numuneye ait mikroyapılar Resim 4.1'de verilmiştir [82].



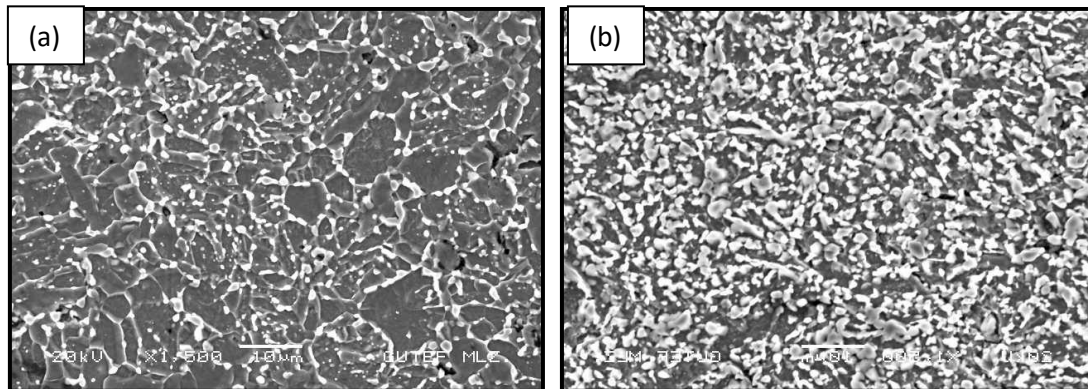
Resim 4.1. C45 numunesinin; (a) başlangıç, (b) termomekanik yöntem ile küreselleştirilmiş mikroyapı görüntüsü

Chao Huang ve arkadaşlarının [83], İsveç SKF5 çeliğine ve Alman X82WMoCrV6 çeliğine karşılık gelen ve 2012 yılında bir Çin şirketi tarafından geliştirilen ileri yüksek karbonlu kromlu yatak çeliği olan ZWZ12 çeliğinin [84], izotermal tavlama ile mekanik özelliklerinin geliştirilmesi amacıyla Martensit başlama sıcaklığının altında izotermal tavlama yapılmıştır. 880 °C'de 0.5 saat tam östenitlenen çeliğin 200 °C'de 6 saat boyunca izotermal tutularak, mükemmel mekanik özelliklerin kombinasyonuna ve aynı zamanda ince ve uniform mikroyapıya sahip olduğu gözlenmiştir. Optimum ısıtma işlem şartı altında darbe mukavemeti ve sertlik değeri sırasıyla %28,8 ve %5,2 artarken çekme mukavemeti geleneksel işlem ile karşılaştırıldığında, yalnızca % 3.7 düşüş göstermektedir.

Zuoren Xu [85,86], izotermal sıcaklığın Ms sıcaklığının altında olduğu bir izotermal su verme işleminin, dubleks (martensitik + beynitik) mikroyapıyı geliştirebildiğini ve mukavemeti azaltmadan tokluğu belirgin bir şekilde artırdığını bildirmiştir. Çünkü alt beynitin mukavemeti martensitinkine çok yakinken tokluğu daha iyidir.

Kim ve arkadaşları ötektoid üstü bir yüksek karbonlu yatak çeliklerinde artan silisyum takviye oranının sementitin küreselleşme zamanının geciktiğini belirlemişlerdir [87].

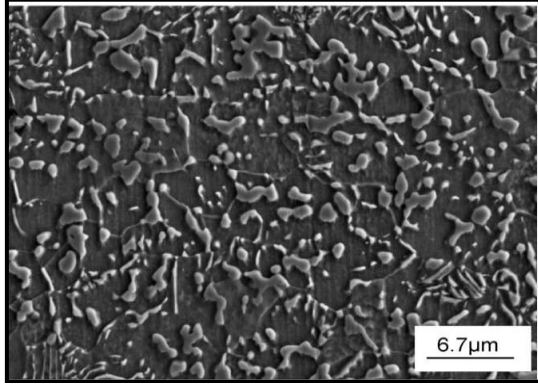
Başlangıç mikroyapısı birincil ferrit-perlit veya birincil sementit-perlit olan çeliklerde sementitlerin küreselleştirilmesi için oldukça uzun zaman almaktadır. Bununla beraber başlangıç mikroyapısı martensitik olan çeliklerde ise aşırı temperleme sonunda sementit parçacıklarının genellikle küre biçiminde çökelediği bilinmektedir [88,89].



Resim 4.2. (a) 0,9 C, (b) 1,4 C yüksek karbonlu bir çeliğin su verilip 705 °C'de 5 saat süre ile küreselleştirildikten sonraki SEM mikroyapı resmi [88]

Yapılan başka bir çalışmada ise ultra yüksek karbonlu çeliklerin küreselleştirilmesi üzerine deformasyonun etkisi araştırılmış ve en ideal küreselleşme sonucunun bu çeliklerde

1150° C’de 1 dk östenitlenip, 700 °C ye 20 °C/s hızla soğutulması ve bu sıcaklıkta, %60 oranında deformasyon sonrasında 0,2 °C/s hızla 550 °C ye soğutulduğu şartlarda oluştuğunu belirlemişlerdir. Bu çalışma sonucunda elde edilen küreselleştirme SEM mikroyapısı Resim 4.3’de verilmiştir [101].



Resim 4.3. 1150° C’de 1 dk östenitlenip, 700 °C ye 20 °C/s hızla soğutulup, % 60 deforme edilip daha sonra 0,2 °C/s hızla 550 °C’ye soğutulan ultra yüksek karbonlu çelik numunenin SEM görüntüsü [101]

Martensitin temperlenmesi aşağıdaki aşamalara bölünerek açıklanabilir: (1) Yaklaşık 200 °C’ ye kadar geçiş karbürlerinin oluşması (genellikle $Fe_{2-4}C$, ϵ karbür) ve düşük karbon bileşimli martensit yapısı. (2) 200 °C’nin üzerinde temperleme sıcaklıklarındaki kademeli artış ile ϵ karbürlerin çözünmesi ve M_3C semetitlerin çekirdeklenmesi. (3) Kalıntı östenitin alt beynite dönüşüm sıcaklık aralığında Fe_3C çökmesi. (4) 450 °C nin üzerindeki sıcaklıklarda Cr, V ve Mo gibi elementlerin olduğu M_7C_3 , MC ve M_2C gibi ikincil karbürler çökler. Bu karbürlerin çökmesinin ana nedeni ikincil karbürlerin sertleşme etkisindendir. (5) 600 °C nin üzerinde karbürler küreselleşmeye başlar [90-91].

Yapılan bir çalışma AISI W₁ soğuk iş takım çeliğini 850 °C’de 5 dakika östenitlenip su verilmesinin ardından, 120 °C’de 1- 11 saat sürelerde menevişlemişlerdir. Menevişlemenin ilk yedi saatlik bölümünde sertlikte birkaç Rc’lik düşmeye karşın en yüksek tokluk, süneklik ve çekme mukavemetlerine ulaşılmıştır. Dokuz saatten sonraki menevişleme sürelerinde numunelerde sertlik artarken, dayanım ve darbe direncinde ani düşüşler meydana geldiği tespit edilmiştir [92]. Emmy ve arkadaşları Fe-C-Mn alaşımında martensit dönüşümün yumuşama kinetiği üzerine yapmış oldukları çalışmada martensit sınırlarının martensit matristen önemli ölçüde yüksek sertliğe sahip olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca martensitin mikroyapı dönüşümünü yumuşama kinetiği ile ilgili 3 aşamada açıklamışlardır. Martensitin

makroskobik yumuşaması esas olarak şunlarla açıklanabilir; (i) Sınır bölgelerinin nano boyutta yumuşaması, (ii) Sınır bölgesi alanlarının kısmi olarak azalması ve (iii) Temperlenmeyen matris bölgelerinin alanının kısmi azalması [93]. Karbon atomlarınca aşırı doymuş hacim merkezli tetragonal kristal yapıya sahip kararsız martensit, yüksek temperleme sıcaklıklarında sementit oluşumu için itici kuvvet olmaktadır. Yoğun dislokasyon içeren çita ve plaka sınırları arasında kalan arayüzey enerjisi ferritin tane büyümesi veya çökelen sementitin boyut ve morfolojisine katkı sağlamaktadır [94,95]. Ancak yapılan çalışmalar [96], küreselleştirme işlemi uygulanan çeliklerin mekanik özelliklerinin ısıtma işlem çevrimleri sonundaki mikroyapı dönüşüm kinetiklerinden etkilendiği gibi, özellikle çökelen sementitin bulunduğu konum ve biçiminden de etkilendiğini göstermiştir.

Karbür içermeyen beynit (CFB) elde etmek için, östenit fazına getirme aşamasından sonra oda sıcaklığına sürekli soğutmada ya da M_s sıcaklığının üstünde 200 - 400° C aralığında izotermal bekletilmesi ile gerçekleştirilir [102]. CFB çeliklerinin gelişimi halen devam etmesine rağmen, ray çelikleri [103-105] ve zırh [106] gibi bazı uygulama alanları ile bilyeli rulmanlar [107,108] ve otomotiv endüstrisi için geniş kullanım alanları mevcuttur [109].

Xu ve arkadaşlarına göre aynı karbon oranına ve sertliğe sahip beynitik mikroyapıdaki numuneler en iyi aşınma direnci gösterirken bu mikroyapıyı sırasıyla su verilmiş ve temperlenmiş, tavlınmış ve son olarak da küreselleştirme ısıtma işlemi uygulanmış mikroyapılar takip etmektedir [110]. Ayrıca martensitik mikroyapının beynitik ve perlitik mikroyapılara göre daha iyi aşınma direnci sergilediği belirtilmiştir [111].

Meng Yin Tu ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada aynı sertliğe sahip temperlenmiş martensitik yapının ve alt beynitik yapının mekanik özellikleri karşılaştırılmış olup, alt beynitik yapının sünekliği ve tokluğu temperlenmiş martensite göre çok daha yüksek olduğu ortaya konmuştur. Aynı çalışmada gözlenen başka bir durum ise, alt beynitik yapıda hasarı oluşturan çatlak taneler arası ilerlerken, temperlenmiş martensitik yapıda ise tane içinden ilerlediğidir. Nedeni ise temperleme sırasında karbürlerin tane sınırlarında çökmesi olarak gösterilmiştir [115].

Chakraborty ve arkadaşlarının yapmış oldukları çalışmada ise SAE 52100 çeliğinin uygun östemperleme sıcaklığında tutulup daha sonra su verilmesiyle beynitik ve martensitik olmak

üzere karışık iç yapıya sahip çeliklerin sadece temperlenmiş martensitik yapıyla karşılaştırıldığında mekanik özellikleri olan çekme ve darbe dayanımında iyileşme görülmüş olup, yapıdaki bileşim oranları iyi ayarlandığında en yüksek çekme ve darbe dayanımlarına ulaşmak mümkündür [116].

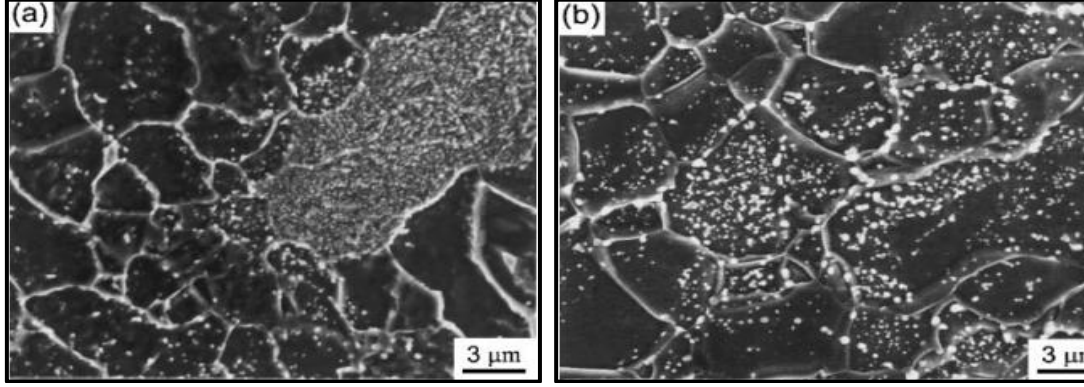
Balart ve Knott' un çalışmaları da nükleer reaktörlerde kullanılan 22 NiMoCr37 çeliği üzerine olup, sünekliğin ve tokluğun, temperlenmiş martensitik yapıli çeliklerle beynitik yapıli çelikler kıyaslandığında düşük olduğu, fakat beraberinde akma dayanımının ise daha yüksek olduğunu ortaya koymuştur [117].

W. Song ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada 100Cr6 yatak çeliğinde beynit içerisindeki Θ (Fe_3C) ve Ξ ($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$) çökeltileri TEM ve Atom Probe Tomografisi kullanılarak karakterize edilmiştir. 850°C'de 5dk östenitlenmesinden sonra, 260 °C sıcaklıkta izotermal bekletme ile alt beynitte hem Ξ hem de Θ çökeltileri ortaya çıkarken 500°C izotermal bekletme ile üst beynitte sadece Θ (Fe_3C) çökeltilerinin ortaya çıktığı sonucuna ulaşılmıştır [118].

Mondal yapmış olduğu çalışmada [119] yüksek silisyumlu çelikte dayanım ve şekillendirilebilirliğin en iyi kombinasyonunun 400°C de 10-30 dk östemperlenmesinden sonra elde etmiştir. Ayrıca alt ve üst beynit dönüşüm sıcaklık aralığında yaklaşık 350 °C de östemperlemenin optimum mekanik özellikleri gösterdiği belirlenmiştir [119].

Monia ve arkadaşları tarafından EN 45 yay çeliğine uygulanan % 5 ve % 10 oranlarında soğuk deformasyon sonrası 770 °C'deki kritik sıcaklık aralığında 5-20 dk değışen sürelerde kısmi östenitlenmiş ardından 350°C de muhafaza edilen tuz banyosunda 10dk östemperlenerek beynitik mikroyapı elde edilmiştir. Artan ön deformasyon miktarıyla ısıl işlem sonucunda mikroyapıda oluşan kalıntı östenit miktarının %11,96'dan %10,86'ya gerilediğini belirlemiştir [120].

Dong ve arkadaşları tarafından yapılan düşük karbonlu bir çeliğin eşit kanallı açısallı presleme yöntemi sonrası küreselleştirilmesi çalışmasında %0.15 karbon bileşimine sahip çeliğin 4 paso ekap uygulayarak 600°C ve 700°C’de 1 saat süre küreselleştirme ısıllı işlemi sonrası mikroyapıları Resim 4.4’de verilmiştir [121].



Resim 4.4. %0.15C’lu 4 paso ekap işlemi uygulanmış çeliğin; (a) 600°C , (b) 700°C’de 1 saat küreselleştirme sonrası SEM görüntüleri

Genel olarak, belirli bir malzemenin mekanik özellikleri, mikroyapısı ve ısıllı işlem süreci ile yakın ilişkilidir. Mikroyapının veya ısıllı işlem parametrelerinin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri üzerine yapılan araştırmalar önemli bir mühendislik değeri taşımaktadır [88,100,112].

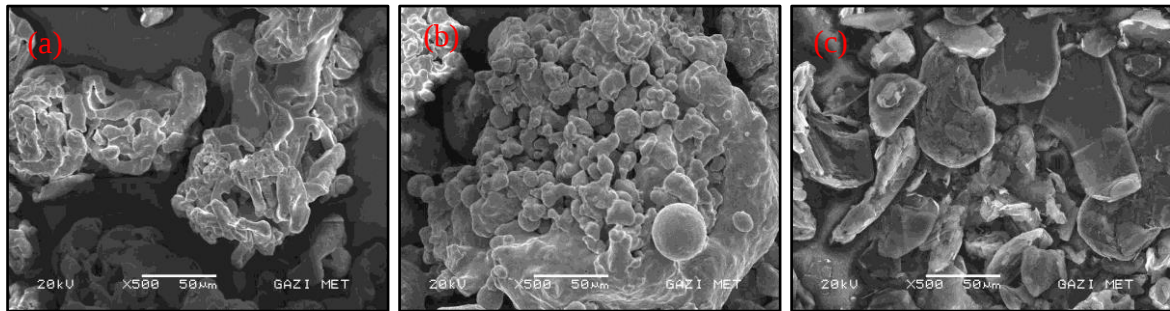
5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

5.1. Malzeme

Deneysel çalışmalarda Çizelge 5.1’de özellikleri verilen iki farklı saf demir tozuna grafit ilavesi yapılarak toz metal çelik numuneler üretilmiştir. Elektroliz yöntemi ile üretilmiş ticari NC100.24 saf demir tozları yüksek saflıkta ve sünger yapılı (Resim 5.1a) ve yüksek saflıkta su atomize ATOMET 1001 demir tozları küresel morfolojiye sahip olup (Resim 5.1b) bu tozlara karbon (C) kaynağı olarak ağırlıkça % 1,5 doğal grafit tozları ilave edilerek sade yüksek C’lu toz metal çelikleri üretilmiştir. Karbon kaynağı olarak kullanılan toz grafit Alfa Aesar marka olup %99,9995 saflıkta ve ortalama 200 mesh boyutundadır. Çalışmalarda kullanılan numunelerin yukarıda belirtildiği gibi kimyasal bileşimde hazırlanmasında 1×10^{-4} hassasiyetine sahip elektronik hassas terazide hazırlanmıştır. Ayrıca bu karışım tozlarda preslemeyi kolaylaştırmak amacıyla yağlayıcı olarak ağırlıkça % 0,5 Zn stearat kullanılmıştır.

Çizelge 5.1. Saf demir tozlarının kimyasal analiz değerleri

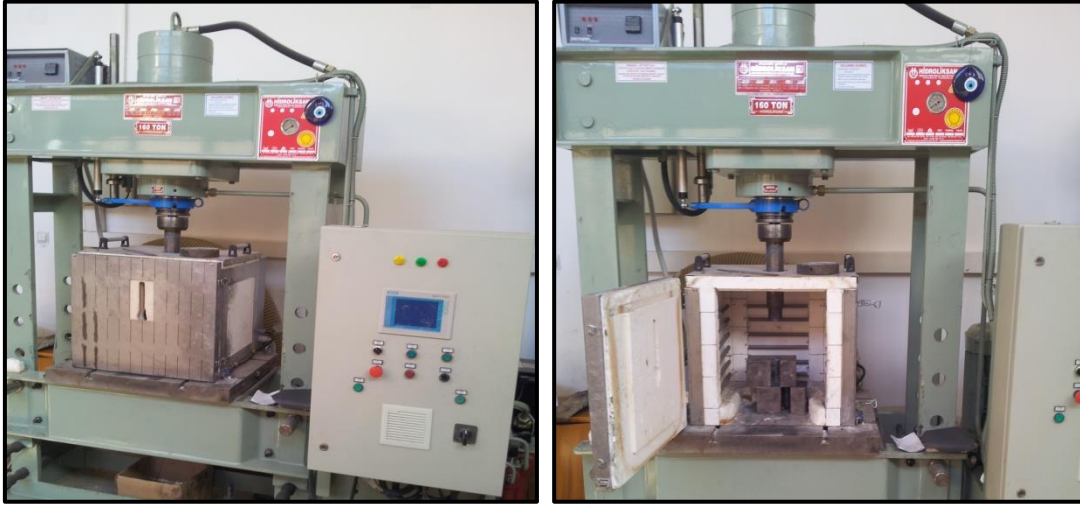
Bileşim	C	Mn	S	H ₂	Fe
Atomet 1001	0.004	0.18	0.01	-	99.4+
NC100.24	0.001	-	-	0,14	99.8+



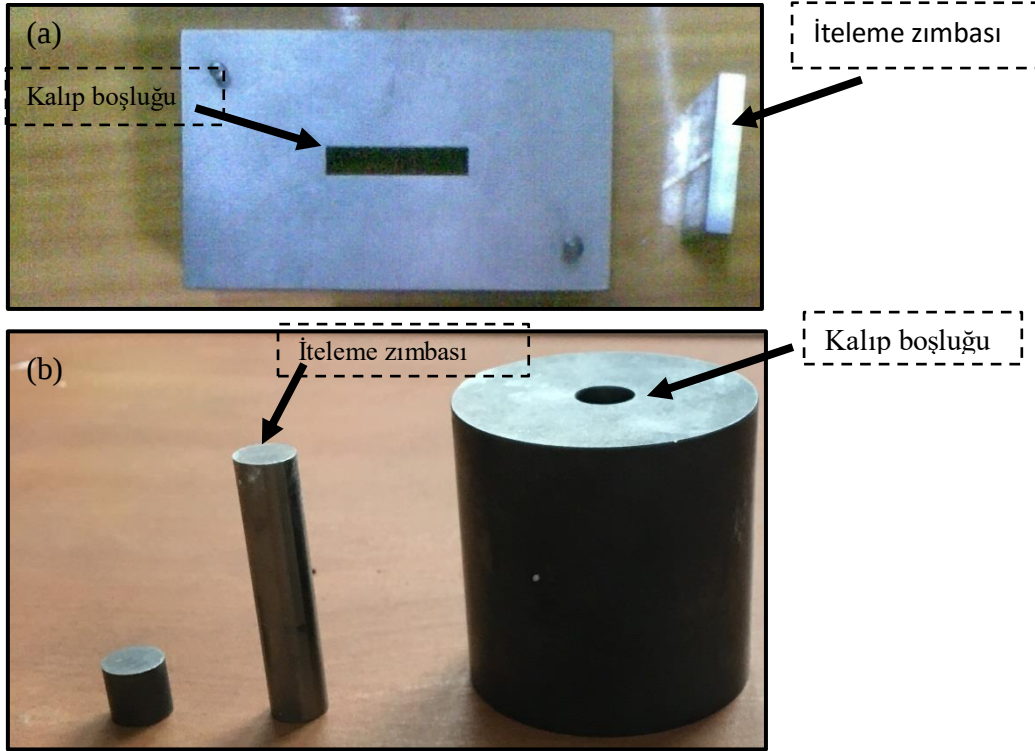
Resim 5.1.TM malzeme üretmek için kullanılan tozların SEM görüntüleri (a) NC100.24, (b) Atomet 1001, (c) Alfa Aesar grafit tozu

5.2. Presleme

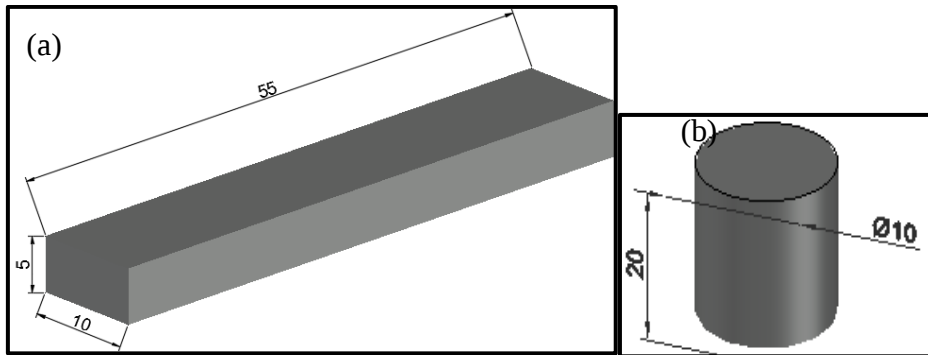
Hazırlanan tozlar, Resim 5.2’de gösterilen 160t kapasiteli tek yönlü presleme cihazında oda sıcaklığında 700MPa basınçta preslenmiştir. Mikroyapı çalışmaları ile aşınma ve darbe deneylerinde kullanılan numunelerin tozlarının ham şekillendirmek için Resim 5.3’de gösterilen kalıplar kullanılmıştır. BMKS mikroyapıları elde edilen toz metal numunelerin mekanik özellikleri ASTM E 23 ve ASTM G 99 standartlarına uygun olarak hazırlanan numunelerde test edilmiştir. Şekil 5.1’ de bu standartlara göre hazırlanan darbe ve aşınma numunesi boyutları verilmiştir. Dikkat edilirse darbe testi için bu boyutlar, 5x10 mm² kesite sahiptir ve bu ölçülere bu standart izin vermektedir. Bu çalışmada da numune kalınlığının 5 mm olarak düşük tercih edilmesinin temel nedeni, tek etkili presleme kalıplarında karışım tozlarına şekil verildiğinde daha homojen şekilde yoğunluk kazandırılması için seçilmiştir. Aksi takdirde kalınlık daha da artırılsa, bu çalışmada olduğu gibi, preslenen numunenin yoğunluklarının her yerinde homojen olamayacağı bilinen bir durumdur [20].



Resim 5.2. Şekillendirme işlemi yapılan tek etkili presleme cihazı



Resim 5.3. Mikroyapı incelemeleri ve darbe deneyleri için kullanılan numunelerin şekillendirme kalıpları; (a) darbe, (b) aşınma kalıbı



Şekil 5.1. (a) ASTM E 23 ve (b) ASTM G 99 standardına göre darbe ve aşınma deney numunelerinin boyutları

Tozlar kalıp içerisinde düzgün bir şekilde yerleştirilmiştir. Bunun için öncelikle iteleme zımbası kalıp içerisine belli bir mesafede sabit tutulmuştur. Kalıp bu pozisyonda ters çevrilerek tozlar kalıbın açıkta kalan alt boşluğundan doldurulmuştur. Bu pozisyonda tozlar kalıp içerisine doldurulduktan sonra iteleme zımbası tozların kalıbın alt yüzeyinden yüzeye çıkışına kadar dikkatle itelenmiştir. Yüzeye çıkan (kalıbın alt tarafından) tozlar dikkatle düzeltilmiştir. Daha sonra altlık kapatılarak presleme cihazına yerleştirilmiş ve iteleme zımbasına 700 MPa presleme basıncı uygulanmıştır.

Presleme işlemi, iteleme zımbasına tek yönlü basınç kuvveti uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Presleme işlemi sonrası altlık kalıptan alındı. Sonra kalıplanan numunenin çıkışına izin verilecek kadar kalıbın altında bir boşluk oluşturuldu. İtici zımbaya tekrar kuvvet uygulanarak preslenmiş numuneler itelenerek çıkarıldı. Tozlar kalıp içerisine doldurulmadan önce kalıp duvarlarına etanol içerisinde % 10 oranında çözündürülmüş Zn stearat uygulanmıştır. Bu işlemle presleme sonrası numunelerin kalıptan daha kolay çıkartılması ve numunelerde elastik geri salınımdan kaynaklı çatlama oluşturulmaması amaçlanmıştır.

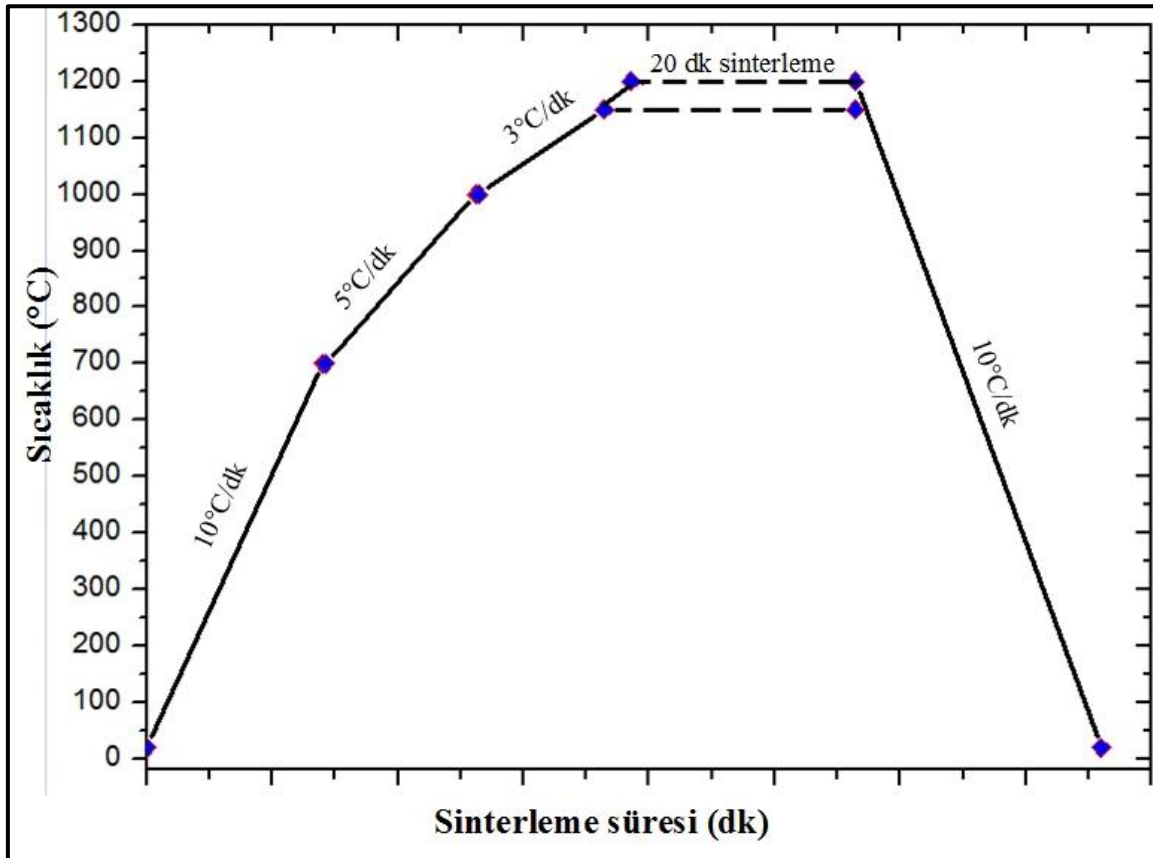
5.3. Sinterleme İşlemleri

Preslenmiş numunelerin sinterleme işlemleri, G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ve Resim 5.4' de görülen SFL (sc 1206 model) marka yatay yüksek sıcaklık fırınında gerçekleştirilmiştir. Preslenen numunelerin sinterleme işlemi, fırına ait 60 x 2.5 x 900 mm ebadındaki kuvars tüp içerisinde homojen sıcaklık bölgesinde, 1150 ve 1200 °C sıcaklıklarda ayrı ayrı 20 dakika bekletilerek gerçekleştirilmiştir. 1150°C'de sinterlenen numuneler Argon gazı korumalı ortamda, 1200 °C sıcaklıktaki sinterleme işlemi vakum ortamında gerçekleştirilmiştir. Vakum ortamında gerçekleştirilen işlemler için maksimum 5×10^{-2} Pa vakum yapabilen Rotary Vane VRD-4 marka vakum pompası kullanılmıştır. Sinterleme işlemleri öncesi numunelerin yerleştirileceği sinterleme bölgesi ısı ile belirlenmiştir. Kuvars tüpün ortasında kalan toplam 20 cm' lik bölgenin gerçek ve homojen sıcaklık bölgesi olduğu ve 1150 - 1200 °C sıcaklıklarında homojen sıcaklık bölgesindeki sıcaklık farkının ± 1 °C olduğu tespit edilmiştir.

Sinterleme programı olarak 700 °C'ye kadar 10 °C.dk⁻¹ ısıtma hızı, 700 °C' de 1 dakika bekletme, 700 °C'den 1000 °C' ye kadar 5 °C.dk⁻¹ ısıtma hızı, 1000°C' de 1 dakika bekletme, 1000 °C' den 1150-1200 °C' ye kadar 3 °C.dk⁻¹ ısıtma hızı, 1150 ve 1200°C sıcaklıklarda 20 dakika bekletme ve 10 °C.dk⁻¹ lik soğutma hızı seçilmiştir ve tüm sinterleme işlemleri her numune için aynı şartlarda gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.2 'de sinterleme ısı işleminin şematik özeti verilmiştir.



Resim 5.4. Sinterleme ve ısıl işlemlerde kullanılan yüksek sıcaklık fırını ve vakum ünitesi



Şekil 5.2. Sinterleme işlemi için ısıl çevrimi grafiği

Sinterleme esnasında numunelerin karbonca fakirleşme ve oksitlenmelerine karşı koruyucu atmosfer olarak % 99,99 saflıktaki Ar gazı kullanılmış ve kuvars kayıkçık içerisindeki numunelerin üzerleri sünger titanyum ile örtülmüştür. Sinterlenen numuneler S ile kodlanmıştır.

5.4. Kimyasal Element Analizi

Sinterleme sırasında numunede meydana gelebilecek başta dekarburizasyon gibi kimyasal kompozisyonu değiştirebilecek durumlardan dolayı tüm numunelerin sinterleme işlemi sonrası bileşik karbon oranını belirlemek amacıyla Resim 5.5’de gösterilen Q4 TASMAN - Advanced CCD Based Optical Emission Spectrometer for Metal Analysis cihazıyla element analizi gerçekleştirilerek toplam % karbon oranları belirlenmiştir.



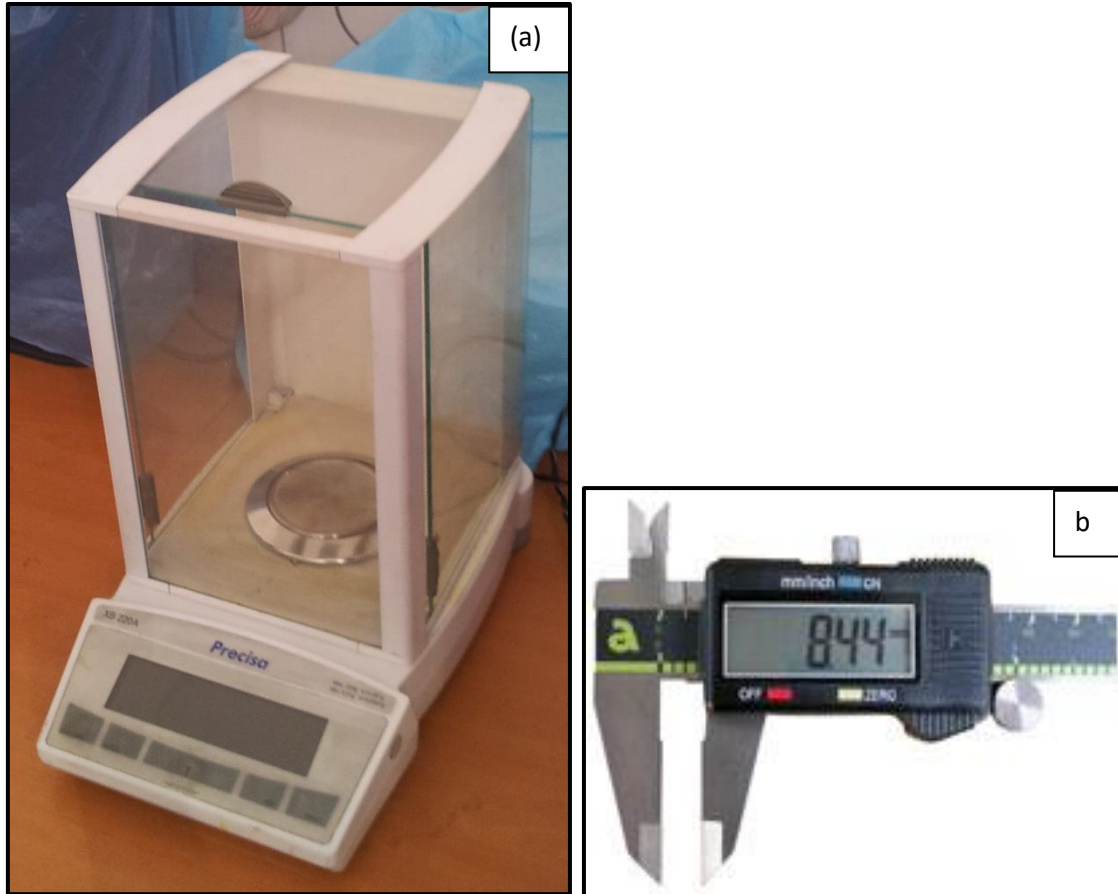
Resim 5.5. Element Analizi için kullanılan Optik Emisyon Spektrometresi

5.5. Yoğunluk Ölçümleri

Presleme işlemi uygulanan deney numunelerine bir sonraki aşamada yoğunluk ölçümü yapılmıştır. Bu yoğunluk, numunenin sinterleme öncesi yoğunluğu (ham yoğunluğu) olarak alınmıştır. Sinterleme öncesi yoğunluğu belirlenmiş olan numunelere daha sonra sinterleme işlemi uygulanmıştır. Bu aşamadan sonra elde edilen yoğunluk ise sinterleme sonrası

yoğunluk olarak tespit edilmiştir. Yoğunluk ölçümleri G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü laboratuvarlarında yapılmıştır. Kullanılan cihaz ve ekipmanlar Resim 5.6'da görülmektedir.

Deney numunelerinin sinterleme öncesi ve sonrasındaki yoğunluk ölçümleri iki şekilde yapılmıştır. Bunlardan birincisi Arşiment prensibine göre çalışan, 0,001 g hassasiyetteki üzerinde yoğunluk kiti bulunan hassas terazide ölçülmüştür. Bir diğeri ise hassasiyeti 0,1 mg olan olan dijital terazi ile kütle tespiti ve dijital kumpas kullanılarak kütle/hacim hesabı üzerinden yapılmıştır. İki ölçüm sonrasındaki sonuçlar kıyaslandığında değerler farklılık göstermediğinden dolayı ölçümler dijital kumpas ve dijital terazi kullanılarak kütle/ hacim hesabı üzerinden yapılmıştır.

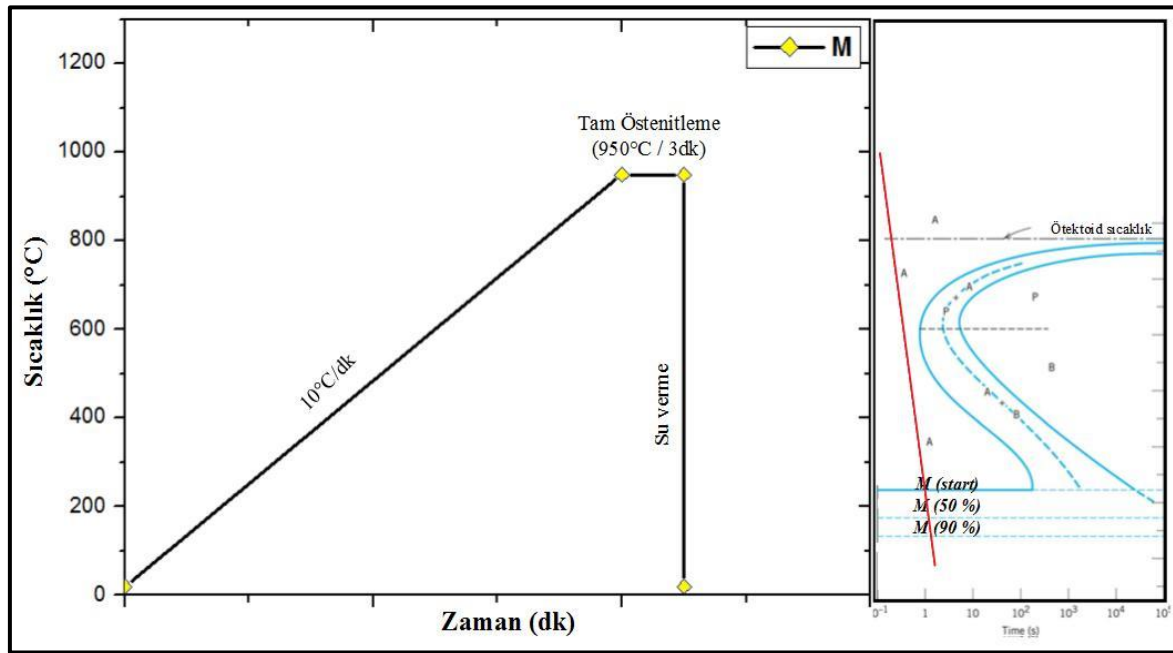


Resim 5.6. Yoğunluk ölçümünde kullanılan cihazlar;
(a) dijital hassas terazi (b) elektronik kumpas

5.6. Isıl İşlemler

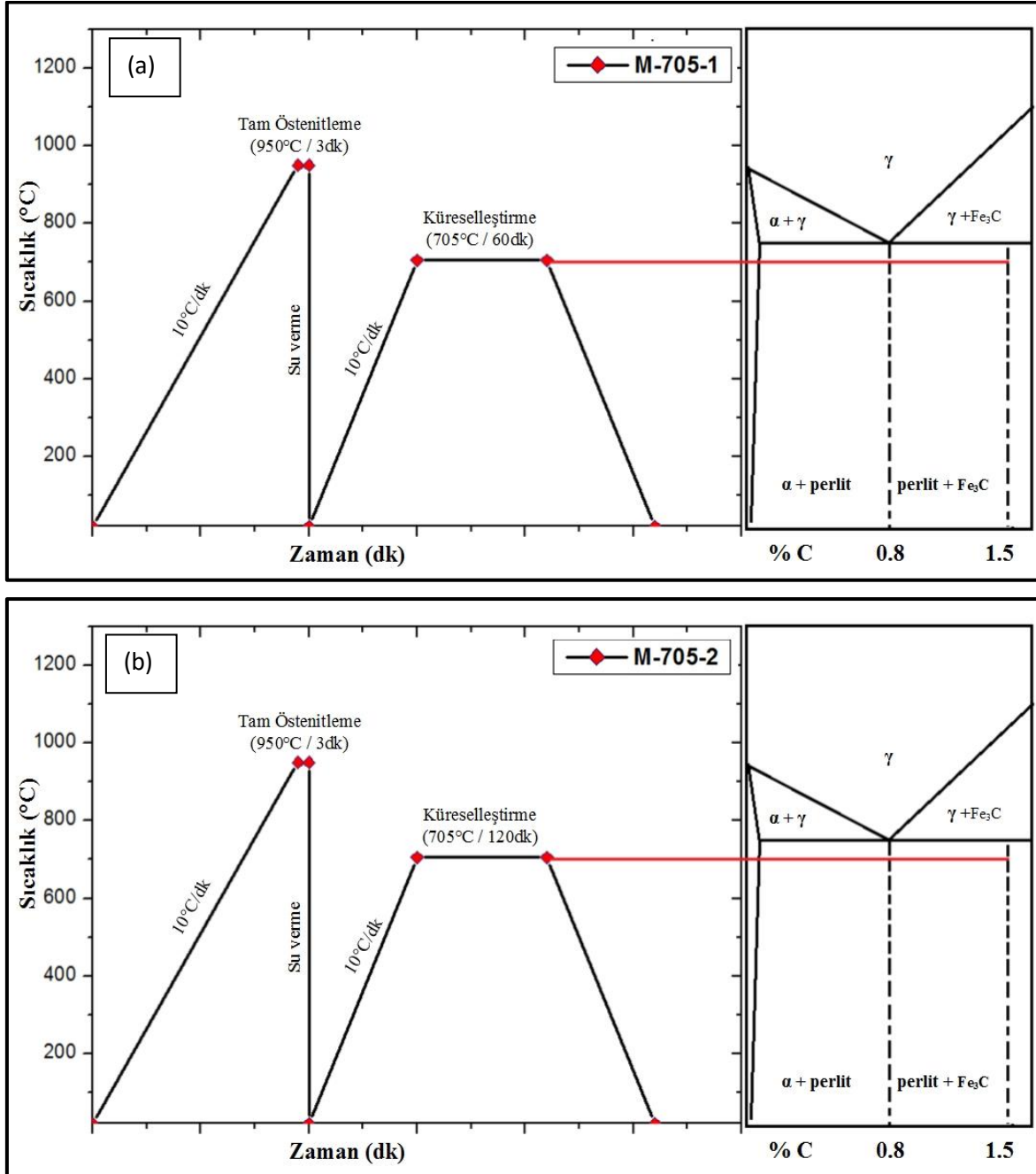
Sinterlenmiş toz metal numunelerin ısıtıl işlemleri, Resim 4.4’de görülen koruyucu gazatmosferli/vakumlu SFL (sc 1206 model) marka yatay yüksek sıcaklık fırını kullanılarak yapılmıştır. Isıl işlem uygulanacaknumuneler daha önceden belirlenen yüksek sıcaklık fırınının homojen sıcaklıkbölgesine kuvars kayıkçık içerisine yerleştirilerek konulmuştur. Su verme işlemleri hızlı soğutma amacıyla fırın altına yerleştirilen oda sıcaklığındaki su içerisinde gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem çalışmalarında atmosfer kontrolü için alınan önlemler sinterleme çalışmaları esnasında alınan önlemlerde olduğu gibidir.

S numunesinin full östenit bölgesinden 950°C de 3dk süre östenitlenerek su verilmesi ile elde edilen martensitik numuneler *M* ile kodlanarak Şekil 5.3’de ısıt çevrimi şematik olarak gösterilmiştir.



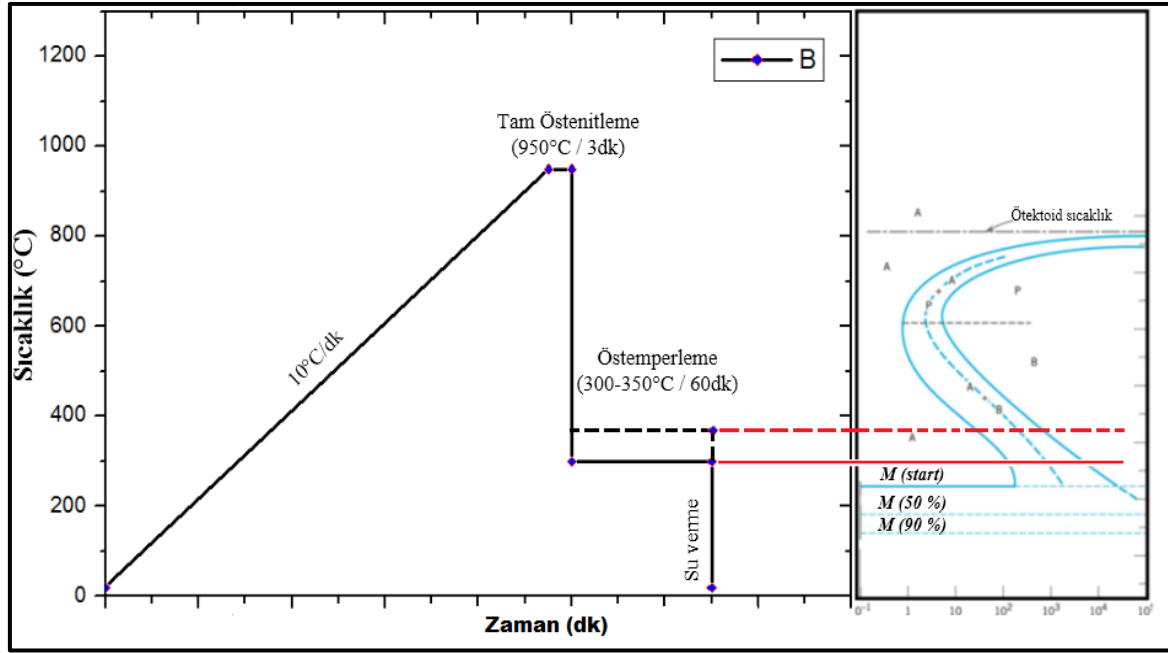
Şekil 5.3. Tam Martensit üretimi için ısıtıl işlem çevrimi şematik gösterimi

Ferritik matrikste küresel sementit üretimi için martensitik matriksteki numuneler 705°C de 1-2 saat süre ile tavlınarak sırasıyla *M-705-1* ve *M-705-2* olarak kodlanmışlardır. Numunelere ait küreselleştirme ısıtım işlem grafikleri Şekil 5.4 'de verilmiştir.



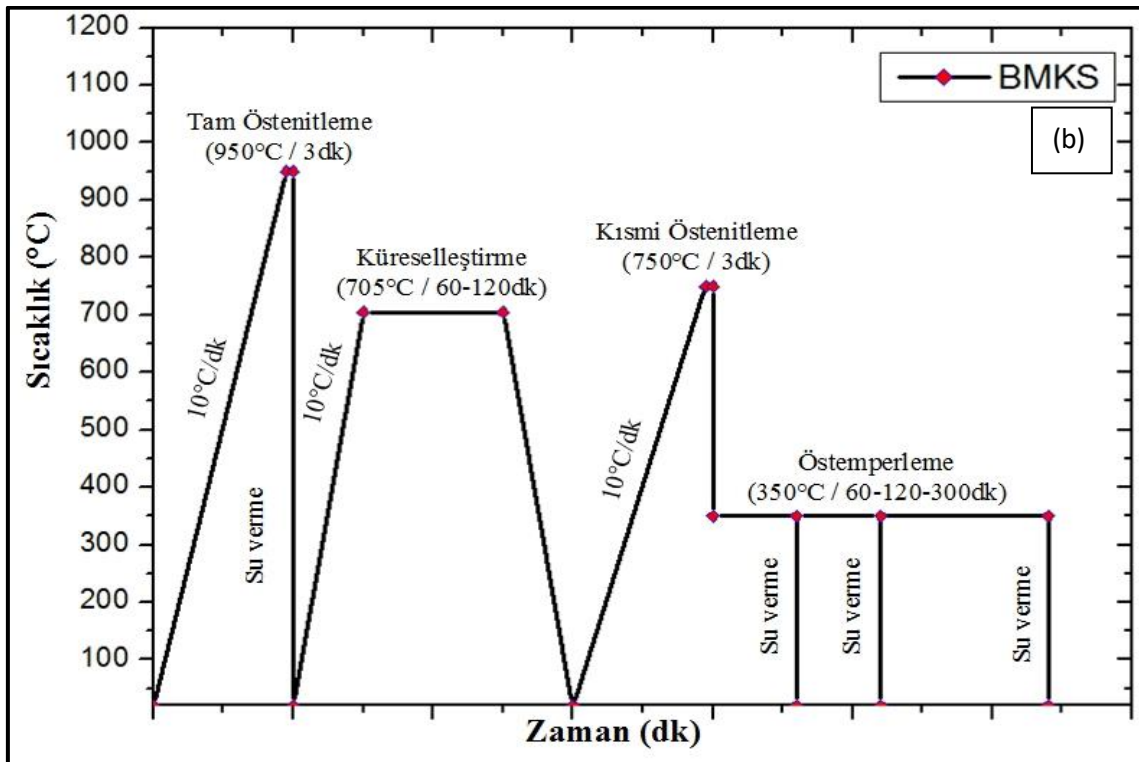
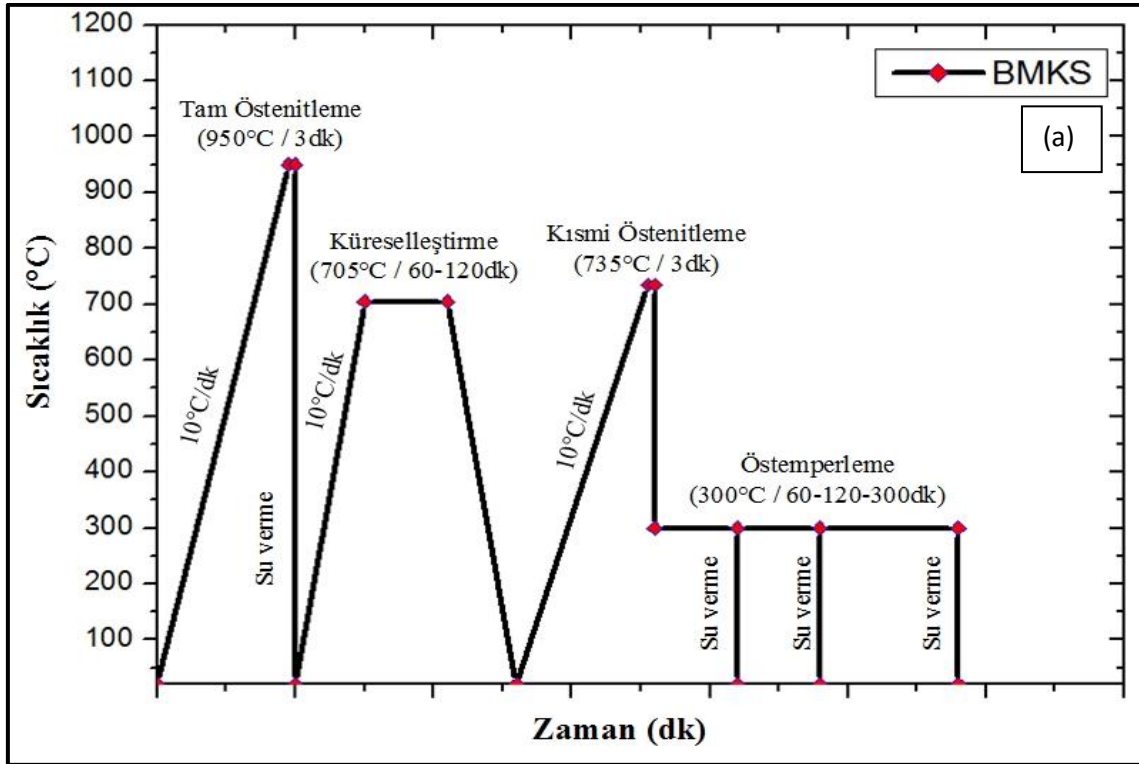
Şekil 5.4. (a) M-705-1, (b) M-705-2 numunelerinin üretimi için ısıtım işlem çevriminin şematik grafikleri

Tam beynitik bir mikroyapı elde etmek için numuneler 950°C sıcaklıkta 3 dakika tutularak yapının tam östenite dönüşümü sağlandıktan sonra Ar serisi numuneleri 300°C deki tuz banyosunda, V-serisi numuneleri ise 350°C deki tuz banyosunda 60 dakika izotermal bekletilmiş ve B ile kodlanmışlardır. Östemperleme ısıt işleminin grafiksel özeti Şekil 5.5’de verilmiştir



Şekil 5.5. Beynitik dönüşüm için östemperleme ısıt işlem çevrimini şematik grafiği

Beynitik matrikste küresel sementit üretimi için ATOMET 1001 ve NC100.24 saf demir tozlarının inert ortamda sinterlenerek sonrasında küreselleştirilen M-705 serisi numuneleri 735°C de 3 dk kısmi östenitlenitlendikten sonra ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$), 1-2-5 saat süre ile 300 °C tuz banyosunda östemperlenmişlerdir. Ayrıca ATOMET 1001 saf demir tozları kullanılarak vakum ortamında sinterlenmesi ve küreselleştirilmesiyle elde edilen M-705 serisi numuneleri 750°C de 3 dk kısmi östenitlenitlendikten sonra ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$), 1-2-5 saat süre ile 350 °C tuz banyosunda östemperlenmişlerdir. Elde edilen beynitik matrikste küresel sementit mikroyapıya sahip numuneler BMKS olarak kodlanmışlar ve ısıt işlem çevrimleri Şekil 5.6’da gösterilmiştir. Sinterleme ve daha sonra sırasıyla uygulanan ısıt işlem çevrimlerinde kullanılan vakum ortamı olası dekarbürizasyonu engellemek ve yüksek yoğunluğa erişebilmek amacıyla tercih edilmiştir.



Şekil 5.6. BMKS ısıtım işlem çevrimleri; (a) İnert Ar gaz ortamında, (b) vakum ortamında üretilen numuneler

5.7. Mikroyapı Analizleri

Sinterleme ve ısıt işlemler sonrası mikroyapı çalışmaları darbe ve aşınma test numunelerinin metalografik süreçlere göre hazırlanmaları ile gerçekleştirilmiştir. Ardından Resim 5.7’de gösterilen cihazlarda zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Zımparalama işlemi en kaba zımparadan en ince zımparaya doğru 120-2000’gridlik SiC zımparalarda yapılmıştır. Nihai polisaj işlemi ile tamamen çiziksiz, net bir mikroyapı elde etmek amacıyla zımparalama işleminden sonra 3-1 μ m’lik elmas pasta ile parlatılarak tamamlanmıştır.



Resim 5.7. Metalografik çalışmalarda kullanılan Zımparalama-Parlatma cihazı

5.7.1. Taramalı elektron mikroskopu (SEM)

Mikroyapı incelemelerinde G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü’nde bulunan JEOL JSM-6060LV marka Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılmıştır (Resim 5.8). SEM incelemeleri için tüm numuneler zımparalama ve parlatma işlemleri sonrası % 4’lik nital çözeltisi (4ml HNO₃- 100ml ethanol) ile dağlanmıştır. Dağlama süresi bütün numunelerde yaklaşık 10 sn olarak belirlenmiş ve bu süreler sonunda numuneler dağlayıcının yüzeyden uzaklaştırılması için su ile yıkanmış ardından etil alkolle kurutulmuştur.



Resim 5.8. JOEL JSM-6060LV model taramalı elektron mikroskobu ve EDSaparatu

5.7.2. Electron backscatter kırınımı (EBSD)

EBSD incelemelerinde Orta Doğu Teknik Üniversitesi Merkez Laboratuvarında bulunan Philips- FEI Quanta 400F marka Elektron Backscatter Kırınım cihazı kullanılmıştır (Resim 5.9). EBSD analizi için final polisaj işleminden sonra $0,2\ \mu\text{m}$ fumed silika ile parlatılmış ve son olarak da $0,05\ \mu\text{m}$ colloidal silika ile parlatılarak ardından Resim 5.10'da gösterilen ultrasonik temizleyicide 20 dk süre temizlenmiştir. 20 kV voltaj değerindeki cihazla yapılan EBSD analizlerinde her tarama mesafesinde $40 \times 40\ \mu\text{m}^2$ 'lık alanda 15mm çalışma mesafesi kullanılmıştır.



Resim 5.9. Philips- FEI Quanta 400F marka EBSD cihazı



Resim 5.10. Ultrasonik Temizleyici

5.8. XRD Analizleri

Isıl işlem sonrası numunelerde Fe_3C ve diğer olası karbür fazlarını tespit etmek amacıyla numunelere X-ışınları kırınımı analizi yapılmıştır. Bu analizler, G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan ve Resim 5.11'de gösterilen Bruker Marka D8 Advanced marka cihaz yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Prob olarak $CuK\alpha, \lambda=1.5406$ ve tarama hızı da $1^\circ/dak.$ 'dır. Kütle halindeki numuneler metalografik olarak hazırlandıktan sonra X ışınları analizi uygulanmıştır.



Resim 5.11. Bruker Marka D8 Advanced XRD cihazı

5.9. Mekanik Özellikler

5.9.1.Sertlik ölçümleri

Sinterlenmiş ve ısıt işlemler uygulanmış numunelere metalografi işlemleri uygulanarak sertlik ölçümleri yapılmıştır. Bu çalışmada beynitik matrikste küresel sementit mikroyapısı elde etme sürecinde oluşan diğer ısıt işlemlerinin sertlik değışimleri araştırılmıştır. Numunelerin sertlik ölçümlerinde mikrosertlik ölçüm metodu kullanılmıştır. Bu ölçümler, G.Ü.T.F. Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan HMV2 SHIMADZU Sertlik cihazında; 1 kg yük kullanılarak (HV1) makro sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

Numunelerde sertlik ölçümlerinde en az beş noktadan ölçüm yapılmıştır. Sertlik ölçümleri numunelere presleme işleminin uygulandığı yüzeyinden yapılmak suretiyle, sertlik sonuçları açısından preslemeden dolayı ortaya çıkabilecek farklılıklar giderilmeye çalışılmıştır.



Resim 5.12. HMV2 SHIMADZU marka mikrosertlik cihazı

5.9.2. Darbe deneyleri

Standartlara göre hazırlanmış darbe numunelerin testleri, G.Ü.T.F. Metalurjive Malzeme Mühendisliği Bölümü'ndeki Instron – Wolpert marka darbe cihazındaçentik açılmadan gerçekleştirilmiştir. Darbe test numunelerini kırmak için 150 J kapasiteli çekiç kullanılmıştır. Tüm testler aynı şartlarda ve oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir.

Darbe deneyi için her ısıt işlem için en az 3 numune kullanılmıştır ve elde edilen verilerin ortalaması hesaplanarak test sonuçları elde edilmiştir.



Resim 5.13. Instron –Wolpert marka darbe test cihazı

5.9.3. Aşınma deneyleri

ASTM G99-05' e uygun olarak üretilen ve hazırlanan aşınma test numuneleri pin-on-disk yoluyla abrsaif aşınma testine tabi tutulmuştur. Kuru ortam aşınma testlerinde TRIBOMETER T10/20 cihazı kullanılmıştır (Resim 5.14). Aşındırıcı karşı yüzey olarak ise Hardox 500 çeliğinden hazırlanmış ve ortalama sertliği 55 HRC olan çelik diskler kullanılmıştır. Aşındırma testi öncesi numune ağırlıkları ile aşınmaya bağlı numunelerde meydana gelen ağırlık kayıpları 0.0001 g hassasiyetinde SARTORIUS marka terazide yapılmıştır. Numunelerin kuru ortam aşınma testleri; 10N sabit yük altında, 2,5 m/s kayma

hızında ve 500-1500m kayma mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Aşınma testi sonucunda ortalama ağırlık kayıpları ve Eş. 5.1’de verilen Archard prensibine [113] göre aşınma katsayıları hesaplanmıştır. Ayrıca sürtünme katsayıları da sistemin bağlı bulunduğu yazılım tarafından otomatik olarak kaydedilmiştir.

$$\frac{v}{s} = KN \quad (5.1)$$

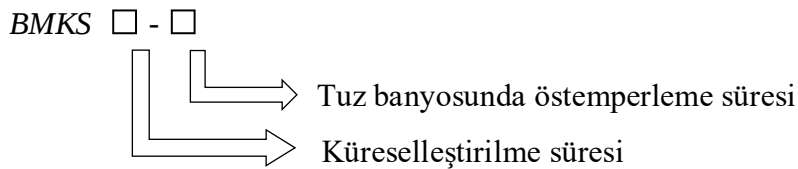
V, temas yüzeyindeki m³’teki hacim kaybı, s, m cinsinden kayma mesafesidir, K, spesifik aşınma katsayısıdır (m³ / Nm) ve N, normal yüküdür.

$$\frac{v}{Ns} = K \quad (5.2)$$



Resim 5.14. TRIBOMETER T10/20 kuru ortam aşınma test cihazı

Mikroyapı kodlamalarının ayrıntılı ifadesi;



Örnek: BMKS 2-5 = M705 2 sa + kısmi östenitleme ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) + Tuz banyosunda 5 saat izotermal tavlama

Deneysel çalışmalarda üretim yöntemine göre 2 farklı saf demir kullanılmış olup 3 farklı seride numune üretilerek mikroyapı ve mekanik özellikleri karşılaştırılmıştır. Bu bağlamda ilk olarak NC 100.24 ve ATOMET 1001 saf Fe tozları içeren TM çelik numuneler Argon atmosferli ortamda aynı ısıtım işlem parametreleri içeren reçetede birbirleriyle mukayese edilirken, son olarak ATOMET 1001 saf Fe tozlarından ayrıca üretilen TM çelik numuneler vakum ortamında üretilerek, ısıtım işlemleri de vakum korumalı ortamda gerçekleştirilmiştir. Isıtım işlemlerde sağlanan ortamın Argon ya da Vakum atmosferi olmasından kaynaklı numune kodlamalarının önüne “Ar” ya da “V” kısaltmaları eklenmiştir. Deneysel sonuçlar ve Tartışma kısmında numuneler ısıtım işlemin gerçekleştirildiği ortama bağlı olarak ilk olarak “Ar” kodlamalı daha sonra “V” olarak kodlanan numuneler olmak üzere ayrı ayrı tartışılmıştır.

6. DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. Ar- Serisi Numunelere Ait Bulgular ve Tartışma

6.1.1. Yoğunluk

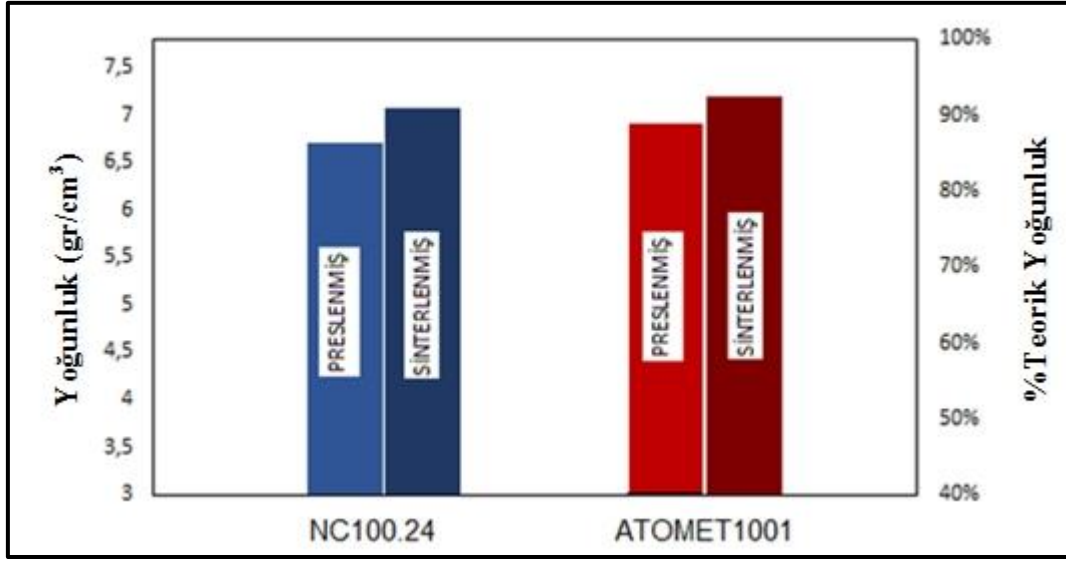
Bu bölümde deneysel yöntemlerde belirtildiği gibi hazırlanan numunelerin presleme sonrası (ham) ve sinterleme sonrası yoğunlukları çizelge 6,1’de verilmiştir.

Oda sıcaklığında tek yönlü olarak 700 MPa basınç altında şekillendirilen elektroliz yöntemi ile üretilen NC serisi numuneler ortalama 6,7 gr/cm³ yoğunluğa sahipken, sinterleme işlemi sonrası ortalama 7,1 gr/cm³ yoğunluk değerine ulaşmıştır. Sinterleme işlemi sonrası % 91 teorik yoğunluğa ulaşılmıştır. Aynı şartlarda preslenip sinterlenmiş su atomizasyon tekniği ile üretilen ATOMET serisi numuneleri ise ortalama 6,9 gr/cm³ ham yoğunluğa sahipken, sinterleme sonrası 7,2 gr/cm³ yoğunluk değerine ulaşarak % 92 teorik yoğunluk belirlenmiştir.

Çizelge 6.1. Numunelerin yoğunluk değerleri tablosu

Kullanılan saf Fe tozu	Presleme Yoğunluğu (g.cm ⁻³)	Sinterleme Yoğunluğu (g.cm ⁻³)	Nispi Yoğunluk (%)
NC100.24	6,7	7,1	91
ATOMET 1001	6,9	7,2	92

Genel olarak tüm numunelerde elde edilen bu yoğunluk değerlerinin alaşımın teorik yoğunluğu göz önüne alındığında düşük olduğu açıkça görülmektedir. Bu çalışmada olduğu gibi geleneksel toz metalurji üretim yöntemlerinde numunelerde ciddi oranda kapalı ve açık gözenekler (boşluklar) bulunmaktadır. Bu nedenle toz metal malzemelerin yoğunlukları düşük olmaktadır. Ancak günümüz ileri teknolojileri ile toz metal malzemelerin nihai yoğunlukları neredeyse teorik yoğunluklara ulaşılabilir. Bunu sağlayabilmek için sıcak izostatik presleme, lazer sinterleme, spark plazma gibi teknikler kullanılmaktadır [3].



Şekil 6.1. Farklı tozlardan üretilen TM çelik numunelerin presleme ve sinterleme sonrası yoğunluk değişim grafiği

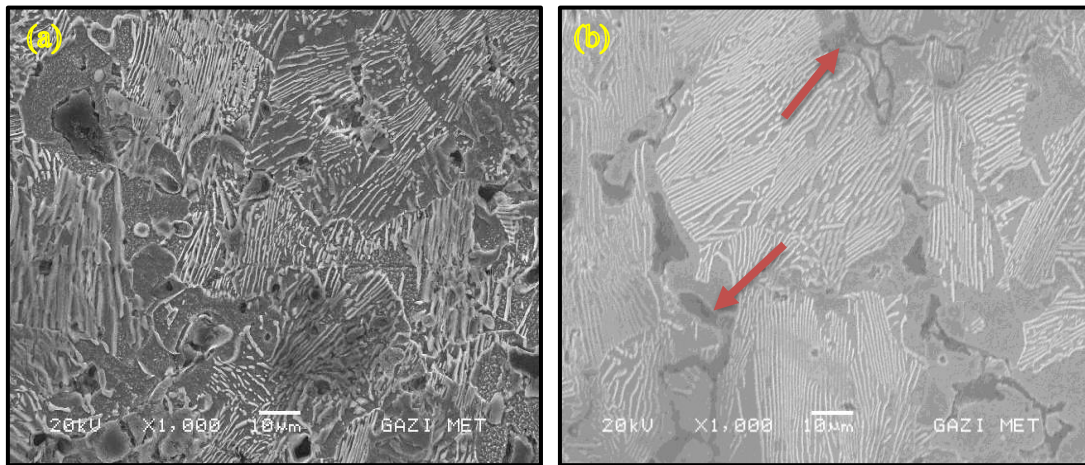
Bu çalışmada numune üretimi için tek etkili soğuk presleme yöntemi kullanılmıştır. Uygulanan presleme basıncı 700 MPa olup bu presleme basıncında numunelerde ham yoğunluk değerleri 6,7- 6,9 g.cm⁻³ aralığına ulaşmıştır. Diğer taraftan yoğunluğun artırılması için presleme basıncının daha da artırılması gerekliliği düşünülebilir. Ancak bunun, bu yöntemle daha fazla etkili olamayacağı bilinmektedir. Şöyle ki; daha yüksek presleme basıncı ile kalıp içerisinde sıkıştırılan tozların plastik deformasyonla şekil değiştirerek aralarında bir mekanik kilitlenme ile bir bağ oluşmaktadır. Bu esnada tozlar arasında boşluklar da kalmaktadır. Bu boşlukları gidermek için presleme basıncının daha da artırılması, plastik deformasyonla pekleşmiş metalik tozların daha fazla şekil değiştirmesi beklenemez ve bu gözenekler ham presleme ile kapanamaz, aksine pekleşen tozlarda çatlamlar veya kırılmalar gerçekleşebilir ki bu da kalıplanan numunelerin de hasara uğramasına neden olur. Ayrıca gereğinden daha fazla oranda presleme basıncı ile tozlar üzerinde bir elastik deformasyon enerjisi artışı söz konusudur. Bu da numunenin kalıptan çıkartılması esnasında (numunenin bir kısmının kalıptan çıkarıldığı an) spring back olayına neden olabilecektir. Diğer yandan presleme esnasında tozlar arasında oluşan gözenekler de, artırılan basıncın gözeneklerin daha da kapanmasına imkân vermeyecektir.

Karışım tozlarının preslendiği ortamın önceden ısıtılarak sıcak preslenmesi ile ham sıkıştırma yoğunluğunun artması beklenilebilir. Çünkü artan sıcaklıkla beraber metal tozlarının düşen akma dayanımı ile sertliklerinde bir miktar düşüş meydana gelecek ve sertlikteki bu azalış sıkıştırılabilirliği artıracaktır. Böylelikle daha yoğun malzeme üretimi gerçekleştirilebileceği düşünülmektedir.

6.1.2. SEM mikroyapı sonuçları

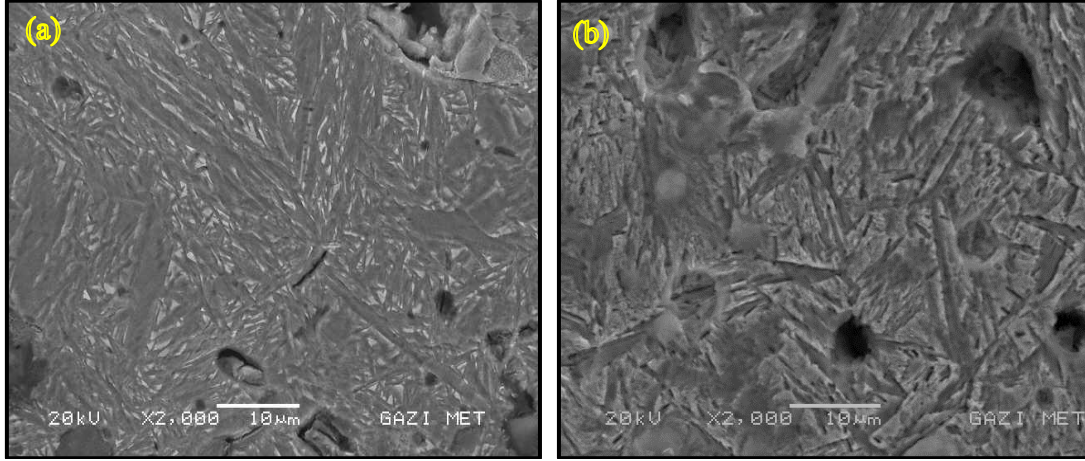
Aynı şartlarda preslenmiş tüm numunelere, deneysel çalışmalar bölümünde açıklandığı gibi Ar atmosferinde 1150°C sıcaklıkta 20 dakika süre ile sinterleme işlemi uygulanmıştır. Bu amaçla saf demir tozuna ilave edilen grafit (ağ.%1.5) oranı sayesinde sinterlenmiş numunelerin mikroyapıları Resim 6.1’de görüldüğü gibi tipik yoğun lamelli perlit kolonileri üretilmiştir. Ancak birincil sementitler daha yüksek yoğunluğa sahip Ar-ATOMET serisi numunelerde kısmen görülmüş ve ok ile gösterilmiştir. Ayrıca her iki numunede de perlit kolonileri ve gözeneklerin haricinde dekarbürizasyon sonucu oluştuğu düşünülen ferritik alanlar görülmektedir. Bu durum ise sinterlemenin yapıldığı ortamın tam anlamıyla izole edilemediğini göstermektedir.

Başlangıç mikroyapılarının her ikisinde de toz metal numunelerin tabii özelliği olan gözenekler bulunmaktadır. Tüm ısıt işlemlerin uygulandığı sinterlenmiş numunelerin spektral analizleri yapıldığında yaklaşık bileşik karbon oranının ağırlığı hem Ar-NC serisi hem de Ar-ATOMET serisi numunelerde % 1,47 olduğu tespit edilmiştir.



Resim 6.1. (a) Ar-NC100.24, (b) Ar-ATOMET 1001 saf Fe tozlarının sinterlenmesiyle başlangıç numunesi olarak üretilen S- numunelerine ait perlitik ve birincil sementit SEM mikroyapıları

Resim 6.2’de ferritik ve beynitik matrikste küresel sementit parçacıkların üretilebilmesi için östenit fazından su verilerek elde edilen mikroyapıda plaka şeklinde iğnemi martensit yapıları görülmektedir.

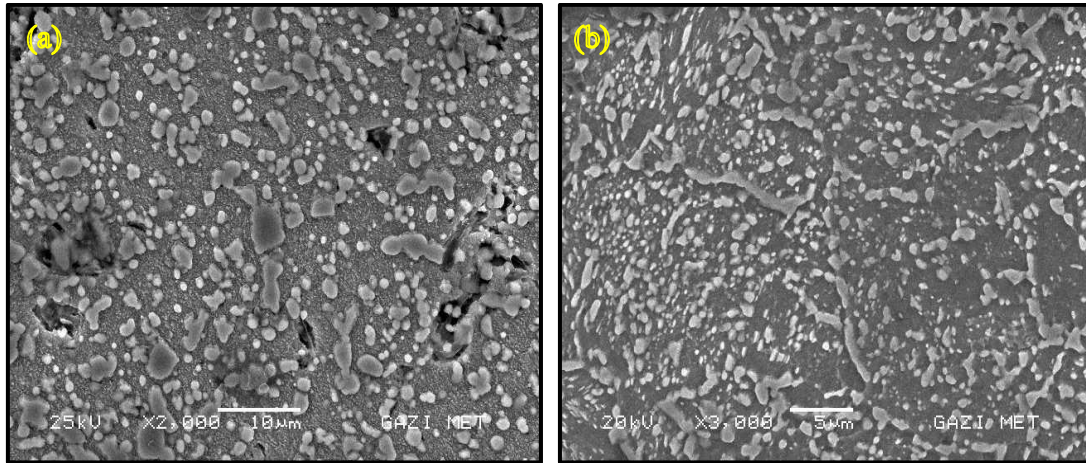


Resim 6.2. (a) Ar-NC100.24, (b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin östenitlenip su verilmesiyle üretilen M- numunelerine ait tam martensitik SEM mikroyapıları

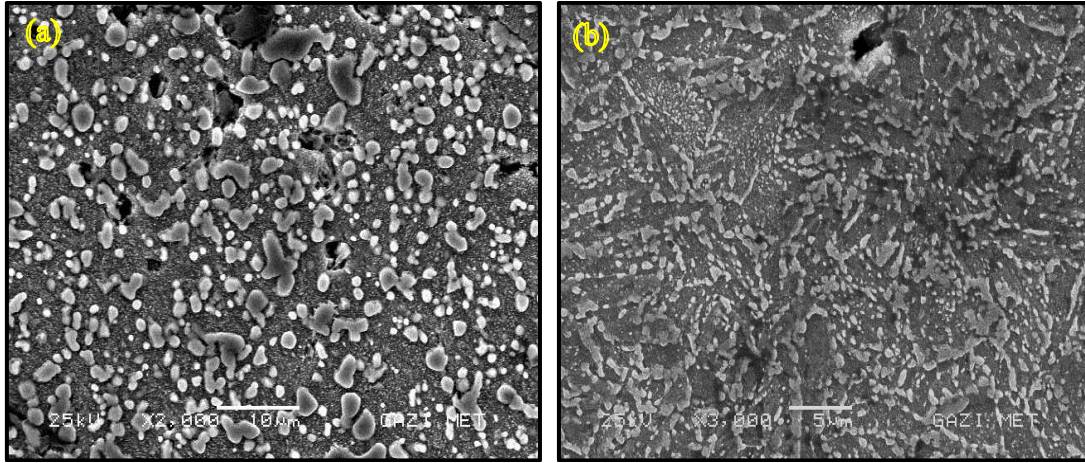
Resim 6.3 ve 6.4’de östenitleme sıcaklığından su verme işlemi uygulandıktan sonra 705 °C’de küreselleştirme uygulanmış ve ferritik matrikste çökelen küresel sementit mikroyapıları verilmiştir. Bu yöntemde, küreselleştirme zamanı 1 ve 2 saat olarak seçilmiştir. Küreselleştirme ısı işlemleri 1930 lardan önce çalışılmaya başlanmış ve o zamandan itibaren konuyla ilgili çalışmalar yapılmaktadır [114]. Bu ısı işlemle özellikle lamelli veya sürekli çökelmiş sementit fazlarının matriks yapıda küreselleştirilmesi amaçlanmaktadır. Küreselleştirme ısı işlemi, çelikleri A_{c1} sıcaklık çizgisi civarında uzun süre tuttuktan veya bu sıcaklığın hem altında ve hemen üstünde salınımlı olarak tavladıktan sonra, yavaş soğutma ile karbürlerin küresel şekle dönüştürülmesi işlemidir [14]. Başlangıç mikroyapısı birincil ferrit-perlit veya birincil sementit-perlit olan çeliklerde sementitlerin küreselleştirilmesi için oldukça uzun zaman almaktadır. Bununla beraber başlangıç mikroyapısı martensitik olan çeliklerde ise aşırı temperleme sonunda sementit parçacıklarının genellikle küre biçiminde çökelediği bilinmektedir [32,100].

Bu numunelerin 705 °C sıcaklıkta tavlınmasıyla su verme sonrası oluşan martensit plakalarının tamamen kaybolduğu, ferritik matriste çok ince ve oldukça küre biçimli sementit parçacıklarının oluşumu görülmektedir. Bu kadar kısa sürede ince ve tam küresel olmasının temel nedeni şu şekilde açıklanabilir. Küreselleştirme öncesi su verilen numunede

tamamen martensitik yapılar elde edildi. Özellikle bu denli yüksek C'lu çelikte oluşan martensitik biçimi yoğun plakalar halindedir. Yüzey merkezli kübik östenitten tetragonal martensite dönüşüm sırasında kristal kafes yapının çok hızlı çarpılmasından kaynaklanan plakalar arasında çok yoğun dislokasyon varlığı ve yoğun kristal düzensizliği söz konusudur [14]. Bu nedenle, bu numuneler küreselleştirme sıcaklığında tavlandığında bahsi geçen martensit plakalarında sementitlerin çekirdeklenme sayısının artması ve oluşum kinetiği ve büyümesinde çok etkili olması, bu ısıtma işlem süresini azaltmıştır. Ayrıca artan küreselleştirme süresine bağlı olarak küresel sementitlerin ince taneli yapısını yitirerek irileştiği görülmektedir. Martensit fazının aşırı temperlenmesi ile üretilen küresel sementitlerin çekirdeklenme ve büyüme mekanizmasının klasik küreselleştirme ısıtma işlemleri uygulanmış malzemelerden farklı olduğu düşünülebilir. Geleneksel olarak doğrudan lamelli sementitlerin küreselleştirilmesi çekirdeklenme olmaksızın sadece ferrit/sementit arayüzey geriliminin düşürülmesi için daha uzun zamana ihtiyaç vardır. Böylece, martensit fazından sementitin oluşumunu hızlandırdığı düşünülmüştür [100]. Martensit fazının aşırı temperlenmesiyle elde edilen ferritik matrikste çökelen küresel sementitlerin klasik küreselleştirme ısıtma işlemleriyle elde edilen sementitlerde olduğu gibi ortorombik kristal kafes yapısına sahip oldukları X-RD analizleri bölümünde ayrıca tartışılmıştır.

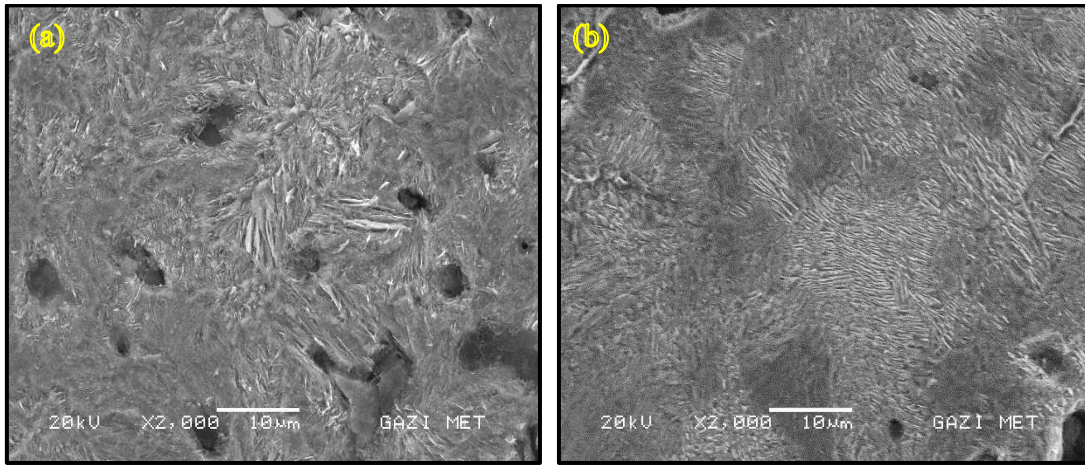


Resim 6.3. (a) Ar-NC100.24, (b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin M-705-1 serilerine ait SEM mikroyapıları



Resim 6.4. (a) Ar-NC100.24, (b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin M-705-2 serilerine ait SEM mikroyapıları

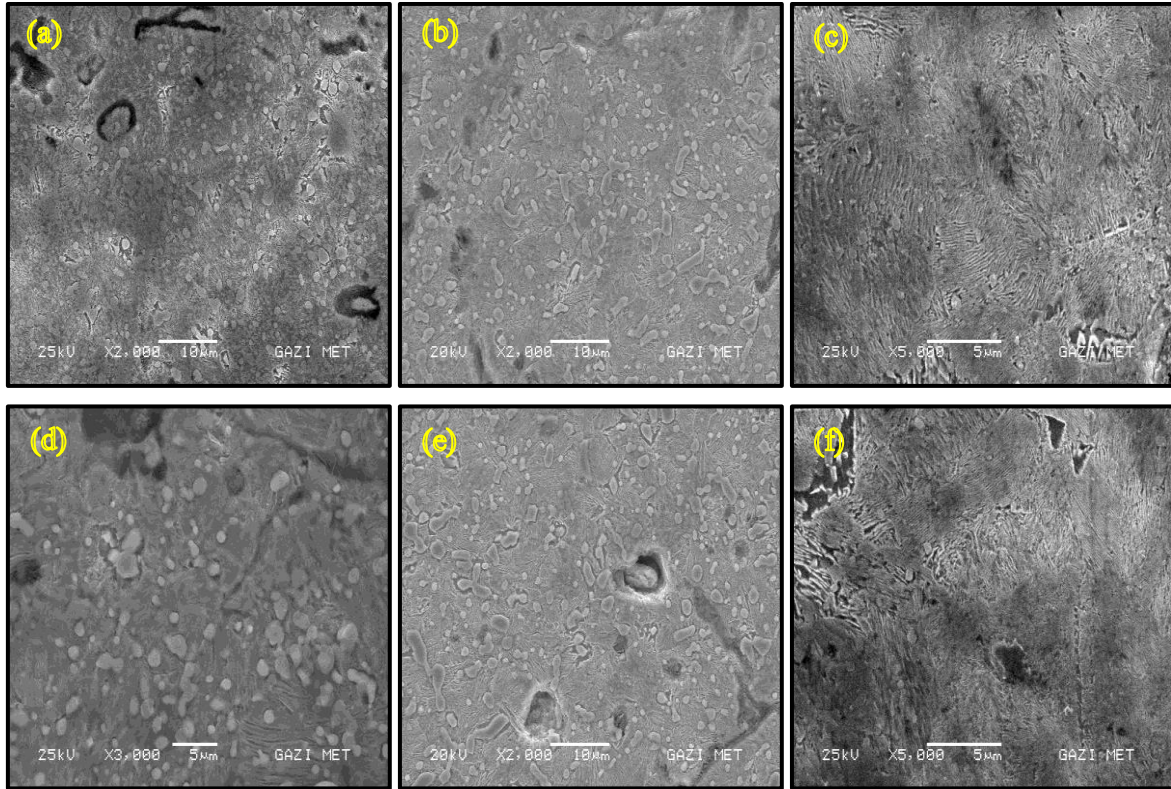
Resim 6.5’de B- numunelerinin 950°C’de tam östenitlemenin ardından 300°C’ye soğutularak bu sıcaklıkta izotermal tavlama ile nötr tuz banyosunda östemperlenerek elde edilmiş alt beynit mikroyapısı görülmektedir.



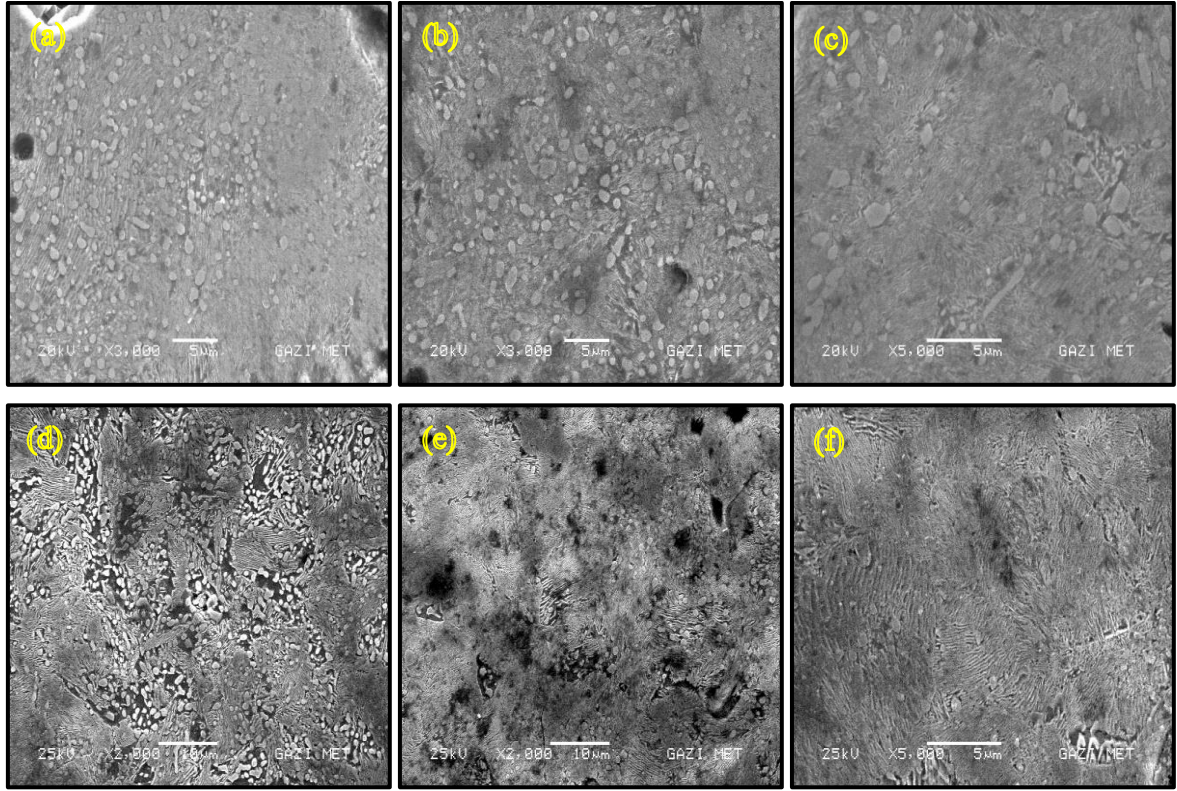
Resim 6.5. (a) Ar-NC100.24, (b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin B- serilerine ait tam beynitik SEM mikroyapıları

Resim 6.6-6.7’de ilk defa beynitik matrikste küresel sementit mikroyapıları üretilmiştir. Bu amaçla martensit numunelerinin aşırı temperlenmesiyle elde edilen ferritik matrikste küresel sementit numuneleri Ac_1 sıcaklığının üzerinde 735 °C’de ($\gamma + Fe_3C$) 3dk süre ile kısmi östenitlenip, 300°C’deki ergiyik nötr tuz banyosunda 1-2-5 saat sürelerde izotermal olarak tavlannmıştır. Bu mikroyapının tasarımıdaki amaç tokluğu geliştiren beynitik ve özellikle aşınma direncini geliştiren küresel sementitlerin kombinasyonları ile daha üstün özellikte toz metalurjisi parçalar üretmektir. Bu numunelerde deneysel çalışmalar bölümünde ifade

edildiği gibi farklı ısı işlem çevrimi ile beynitik matrikste küresel sementitlerin üretimi başarılmıştır. Her iki mikroyapıda Çizelge 6.2’de verildiği gibi küreselleştirilen tüm numunelerde sementit parçacık boyutları yaklaşık 1 μm iken küresel sementit hacim oranı *M-705* numunelerine göre azalmıştır. Çünkü *M-705* numunelerinde yapıda bulunan hem birincil hem de ikincil sementitler küreselleşirken, *BMKS* numunesinde 735°C sıcaklıkta küreselleşen yalnızca birincil sementitlerdir. Östemperleme süresinin artması ile küresel sementitlerin irileşerek daha belirgin bir hal aldıkları görülmektedir. 5 saatlik östemperleme ısı işlemi sonucunda beynitik alanların da belirginleştiği söylenebilir.

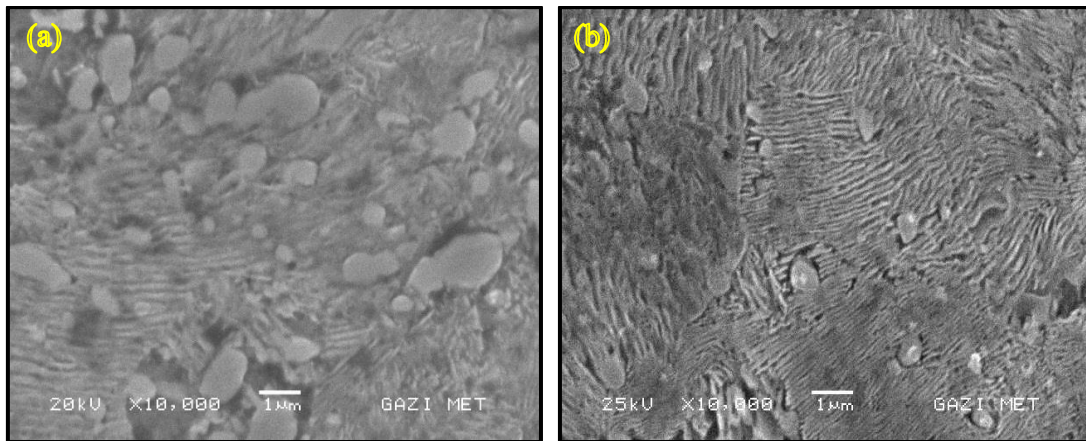


Resim 6.6. Ar-NC 100.24 tozlarından üretilen BMKS mikroyapısına ait SEM görüntüleri;
a) BMKS 1-1, b) BMKS 1-2, c) BMKS 1-5, d) BMKS 2-1, e) BMKS 2-2,
f) BMKS 2-5



Resim 6.7. Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen BMKS mikroyapısına ait SEM görüntüleri; a) BMKS 1-1, b) BMKS 1-2, c) BMKS 1-5, d) BMKS 2-1, e) BMKS 2-2, f) BMKS 2-5

Resim 6.8 a-b’de ise sırasıyla Ar- NC100.24 ve Ar- ATOMET 1001 tozlarından üretilen *BMKS 2-5* numunelerindeki beynitik matrikste çökelen küresel sementitlerin detaylı görülebilmeleri amacıyla yüksek büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. X10.000 büyütmede yapı içerisinde bulunan küresel sementitler net bir şekilde görülebilmektedir. Ancak daha küçük büyütme SEM görüntülerinde bu küresel sementitler tüylü beynitik yapının içerisinde izole durumda görülmekteydi.



Resim 6.8. BMKS 2-5 numunelerine ait yüksek büyütme SEM mikroyapı görüntüleri; a) Ar- NC100.24, b) Ar- ATOMET 1001 tozlarından üretilmiş

Çizelge 6.2. Küreselleştirme ısıt işleminin sonucu numunelerin ortalama küresel sementit boyut ve hacim oranlarının dağılımı

	Küresel sementit hacim oranı		Ortalama Küresel Sementit boyutu (μm)	
	NC100.24	ATOMET 1001	NC100.24	ATOMET 1001
M-705-1	0,42	0,40	1,46	1,10
M-705-2	0,46	0,42	1,52	1,15
BMKS 1-1	0,2	0,23	1,25	1,24
BMKS 1-2	0,17	0,2	1,2	1,17
BMKS 1-5	0,09	0,12	1,15	1,2
BMKS 2-1	0,24	0,25	1,2	1,21
BMKS 2-2	0,2	0,18	1,15	1,1
BMKS 2-5	0,09	0,08	1,0	1,1

Küreselleştirme ısıt işlemleri sonrası metalografik yöntemler kullanılarak matriks içerisinde çökelen küresel sementit hacim oranları ile ortalama küresel sementit parçacık boyutları hesaplamaları sonucunda ferritik matrikste çökelen küresel sementitlerin artan küreselleştirme zamanı sonucunda mikroyapıdaki hacim oranlarının % 42'den %46'ya yükseldiği, ortalama parçacık boyutları ise aynı şekilde 1,46 μm 'dan 1,52 μm 'a yükseldiği NC100.24 tozlarından üretilen *M-705* serisi numunelerinde belirlenmiştir. Benzer durum Atomet1001 tozlarından üretilen *M-705* serisi numunelerde de gözlemlenmiştir.

BMKS serisi numunelerde ise artan östemperleme süresine bağlı olarak küresel sementit hacim oranlarında azalma görülmektedir. Bu durum SEM incelemelerinde de küresel sementitlerin tüylü beynitik yapı içerisinde sayıca azalmasıyla dikkat çekmektedir. Atomet1001 tozlarından üretilen *BMKS 2-1* numunesindeki küresel sementitler mikroyapıda hacimce %25 yer kaplıyorken artan östemperleme süresine bağlı olarak *BMKS 2-5* numunesinde bu oran % 8'e düşmektedir.

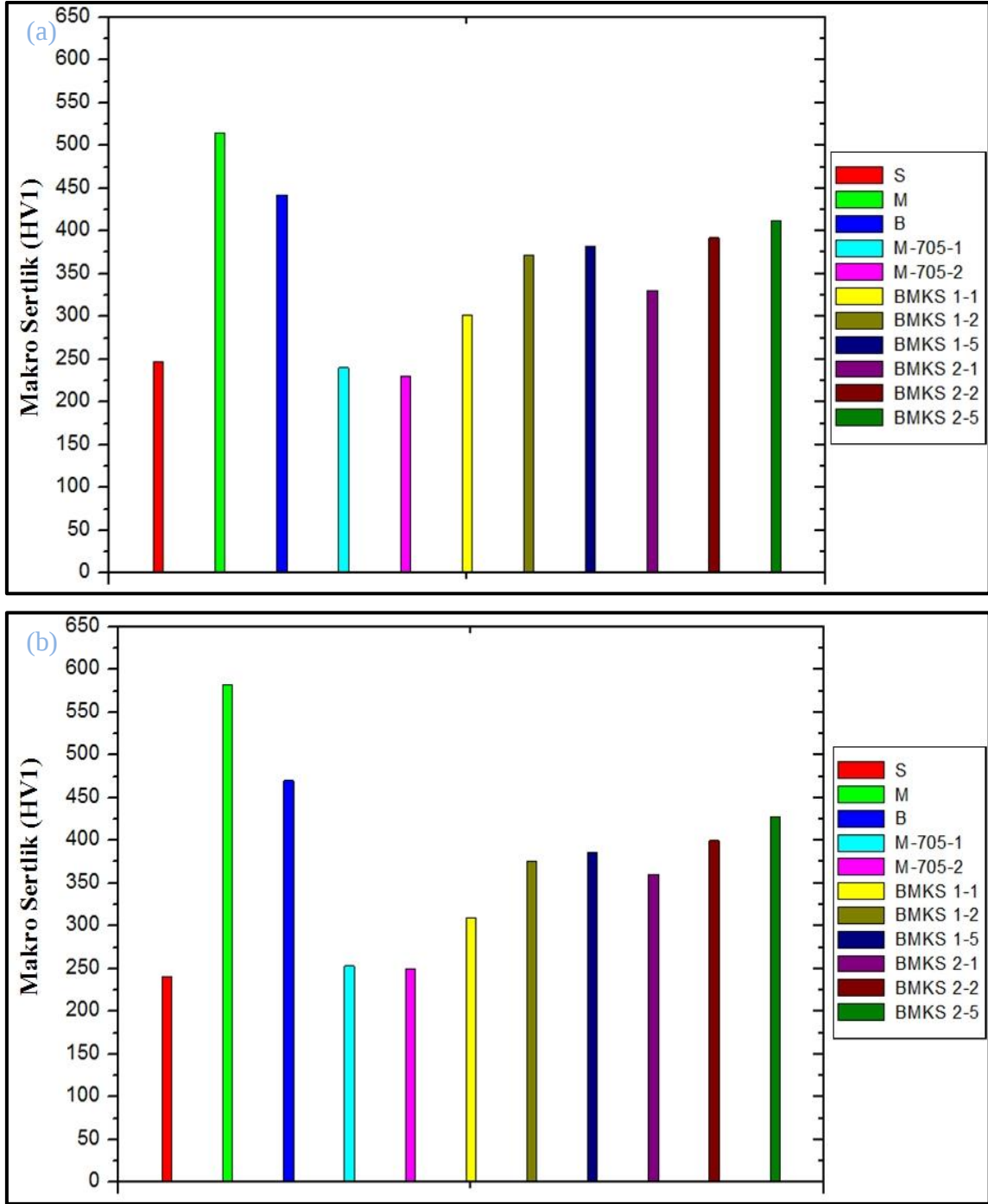
6.1.3. Sertlik test sonuçları

Numunelerin ısıtıl işlem öncesi ve sonrası HV1 ile makrosertlik değerleri ölçülmüştür. Üretilen toz metal çelik numunelerin makro sertlik ölçümlerinde rastgele 5 farklı noktadan yapılmış ve elde edilen değerlerin ortalamaları alınmıştır.

Sinterleme sonrası farklı ısıtıl işlem parametrelerine bağlı olarak numunelerin makro sertlik ölçüm değerleri Çizelge 6.3’de ve değişim grafikleri Şekil 6.2-6.3’de verilmiştir.

Çizelge 6.3. Numunelerin makrosertlik değerleri tablosu

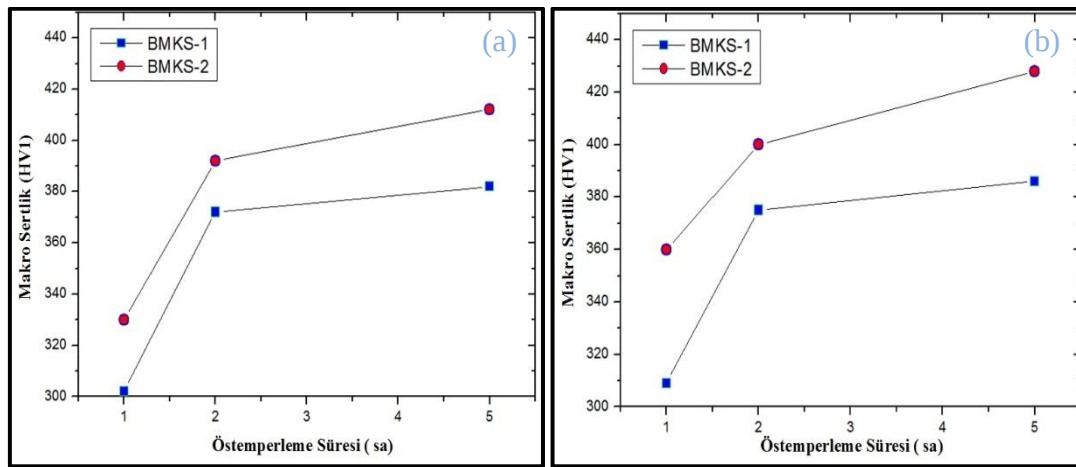
	Makrosertlik (HV1)	
	NC100.24	ATOMET 1001
S-	247	240
M-	515	582
B-	442	470
M-705-1	240	253
M-705-2	230	250
BMKS 1-1	302	309
BMKS 1-2	372	375
BMKS 1-5	382	386
BMKS 2-1	330	360
BMKS 2-2	392	400
BMKS 2-5	412	428



Şekil 6.2. a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin makrosertlik (HV1) grafikleri

Çizelge 6.3 ve Şekil 6.2 - 6.3’de görüldüğü gibi sinterlenmiş TM numunelerin sertliği gerilimsiz bir yapı oluşturması ve herhangi bir faz dönüşümüne uğramamış olduğundan ayrıca mikroyapıdaki yoğun perlitik yapısından dolayı makrosertlik değeri 240-247 HV1 dolaylarında olup diğer numunelere göre beklenildiği üzere düşük çıkmıştır. Diğer ısıtıl işlem görmüş numunelerde ise en yüksek sertlik değeri su verilerek tam martensitik yapıya

dönüştürülen *M*- serisi numunelerde yaklaşık 515-582 HV1 makrosertlik değerlerinde olduğu belirlenmiştir. Nötr tuz banyosunda izotermal bekletilerek elde edilen tam beynitik *B*- serisi numunelerde ortalama 442-470 HV1 değerindedir. Bunun haricinde *M*-705 serisi ferritik matrikste küresel sementit mikroyapıya sahip numunelerin sertlik değerleri ilginç bir şekilde sinterlenmiş başlangıç numunesinden bile düşüktür. Bunun nedeni sinterlenmiş numunenin ferritik matriks yapısında bulunan lamelli ve birincil sert sementit fazlarının bir arada bulunuyor iken *M*-705 serisi numunelerde bulunan tamamen yumuşak ve sünek ferritik matrikste küresel sementit fazlarından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 6.3. BMKS numunelerine ait a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin makrosertlik (HV1) grafikleri

Bu tezin esas çalışması olan *BMKS* mikroyapısına sahip numunelerin östemperlenme sürelerine bağlı sertlik değişimleri dikkat çekmektedir. *BMKS 1-1* numunelerinin sertlik değeri 302-309 HV1 değerlerinden *BMKS 2-5* numunelerinde 412-428 HV1 değerlerine çıktığı görülmektedir. Bunun nedeni ise Çizelge 6.3’de verildiği üzere metalografik yöntemlerle hesaplanan azalan küresel sementit hacim oranı ile ilgili olduğu ve mikroyapıda sertliği arttıran beynitik alanların artışı ile açıklanabilir.

Bu tez çalışmasında elektroliz yöntemi ile üretilmiş sünger şekilli NC100.24 ve atomizasyon tekniği ile üretilmiş küresel Atomet1001 saf demir tozları olmak üzere iki farklı toz kullanılmış ve mikroyapısal ve mekanik davranışları karşılaştırılmıştır. Sinterlenmiş durumdaki S- numunesi hariç olmak üzere diğer tüm numunelerde Atomet1001 tozlarından üretilen numunelerin sertliği yüksek değerlerde ölçülmüştür. Bu duruma ise tozların

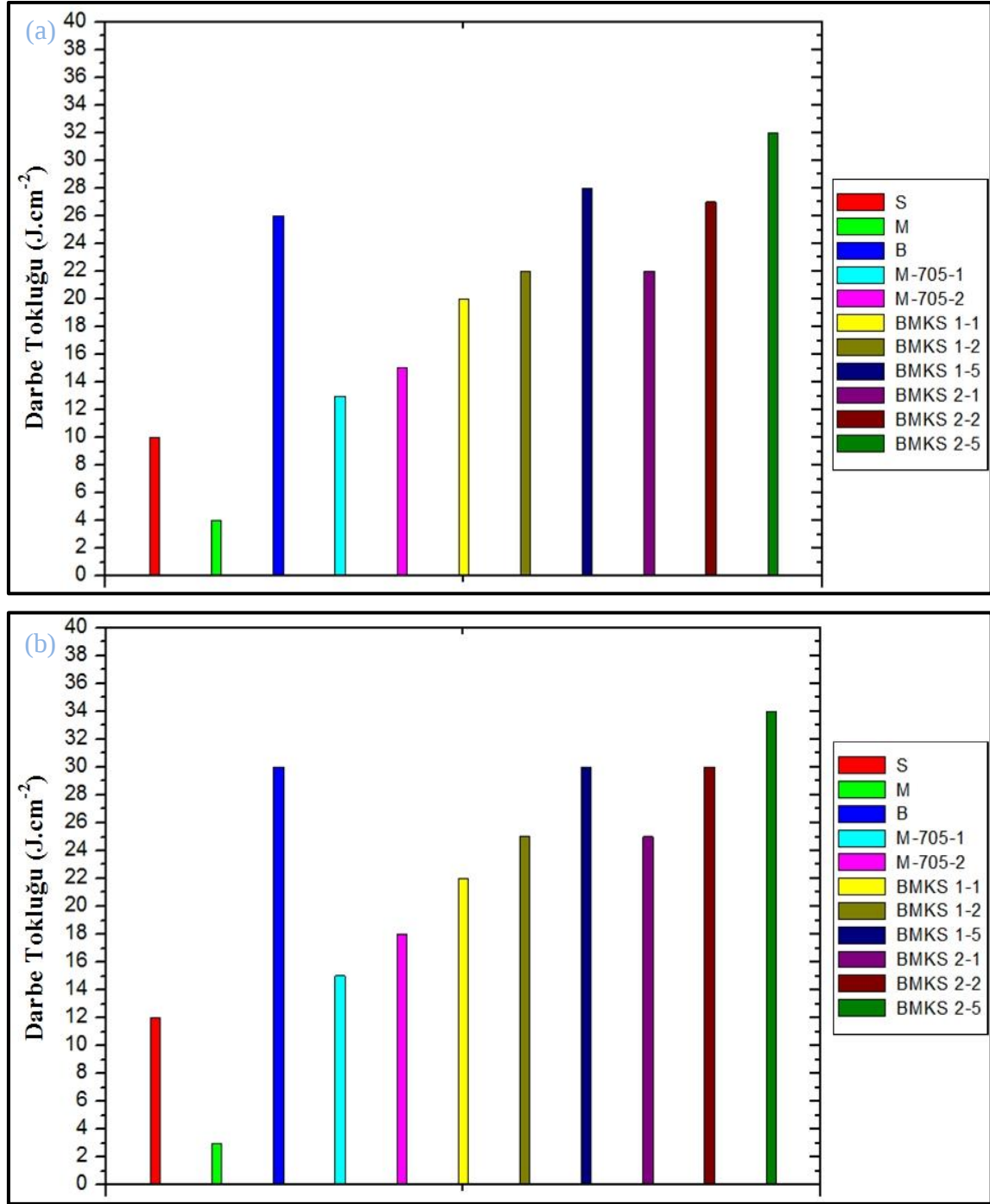
presleme ve sinterleme sonrası yoğunluk ölçümlerinde Atomet 1001 tozlarının daha yüksek yoğunluk değerlerine sahip olması ve ayrıca tozların üretim yöntemlerine bağlı olarak toz şekillerindeki farklılıkların neden olduğu düşünülmektedir. Küresel şekilli tozların presleme sırasında daha iyi bir sıkıştırılabilirlik ve sinterleme sırasında ise daha iyi bir difüzyon bağı oluşturduğu düşünülmektedir. Sünger şekilli yani düzensiz şekle sahip tozların mevcut yapılarında bulunan gözeneklerin tek etkili presleme ile minimize edilemediği görülmektedir.

6.1.4. Darbe test sonuçları

Toz metal numunelerin ısıtma işlem öncesi ve sonrası darbe tokluk değerleri deneysel çalışmalar bölümünde anlatılan standartlara uygun olarak ölçülmüş ve Çizelge 6.4 ile Şekil 6.4 – 6.5’de sunulmuştur.

Çizelge 6.4. Numunelerin darbe tokluk değerleri tablosu

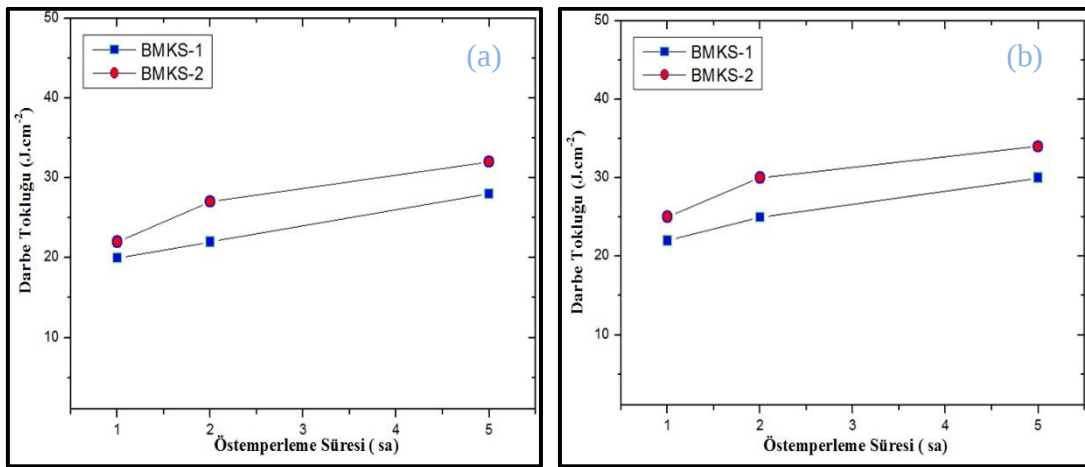
	Darbe Tokluğu (j.cm ⁻²)	
	NC100.24	ATOMET 1001
S-	10	12
M-	4	3
B-	26	30
M-705-1	13	15
M-705-2	15	18
BMKS 1-1	20	22
BMKS 1-2	22	25
BMKS 1-5	28	30
BMKS 2-1	22	25
BMKS 2-2	27	30
BMKS 2-5	32	34



Şekil 6.4. a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin darbe tokluk değerleri (j.cm⁻²) grafikleri

Sinterlenmiş numunelerde darbe tokluğu 10-12 j.cm⁻² değerlerinde görülürken, su verilmiş çeliklerin sertlik ve kırılganlıklarının da artmasından dolayı M- serisi numunelerde darbe tokluk değerleri beklenildiği üzere ciddi bir düşüş göstererek 3-4 j.cm⁻² değerlerine gerilemiştir. Bu çalışmada olduğu gibi çeliklerin darbe tokluğunu geliştirmek için en yaygın

olarak kullanılan ısıtma işlemi B- serisi numunelerde olduğu gibi tam beynitik mikroyapıya sahip çelik elde etmemizi sağlayan östempereleme ısıtma işlemidir. B- serisi numunelerin darbe toklukları $26-30 \text{ j.cm}^{-2}$ değerinde olup, su verilmiş M- serisi numunelerinin yaklaşık 7-8 katı seviyelerindedir. Daha önce yapılan çalışmalarda [32,100] olduğu gibi ferritik matrikste küresel sementit içeren M-705 serisi numunelerin darbe toklukları S- numunelerine göre artış göstererek $13-18 \text{ j.cm}^{-2}$ değerlerine ulaşmış ancak M-705 serisi numunelerinin bir önceki bölümde de bahsedildiği gibi makrosertlik değerleri azalırken darbe tokluk değerleri çok büyük bir artış göstermemiştir.



Şekil 6.5. BMKS numunelerine ait; a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin darbe tokluk değerleri (j.cm^{-2}) grafikleri

Bu çalışmada dikkati çeken en önemli noktalardan bir tanesi de BMKS mikroyapılarına sahip numunelerde yüksek sertlikle beraber yüksek darbe tokluk değerlerinin elde edilmiş olmasıdır. Çelik alaşımlarında kabul gören sertlik artışı ile beraber artan kırılabilirlik yaklaşımı M- numunelerinde karşılık bulurken B- numunelerinde geçerli olmamaktadır. Tam beynitik mikroyapıdaki B- serisi numunelere yaklaşan sertlik değerlerine rağmen küreselleştirme sonrası özellikle 5 saat östemperelenen BMKS 1-5 ve BMKS 2-5 numunelerinin darbe tokluklarının bu numuneye göre yüksek çıkmış ve $32-34 \text{ j.cm}^{-2}$ değerlerine ulaşmıştır. BMKS numunelerini kendi aralarında değerlendirilecek olursak küreselleştirme ısıtma işlemi sonrası artan östempereleme işlemi ile darbe tokluklarının arttığı görülmektedir.

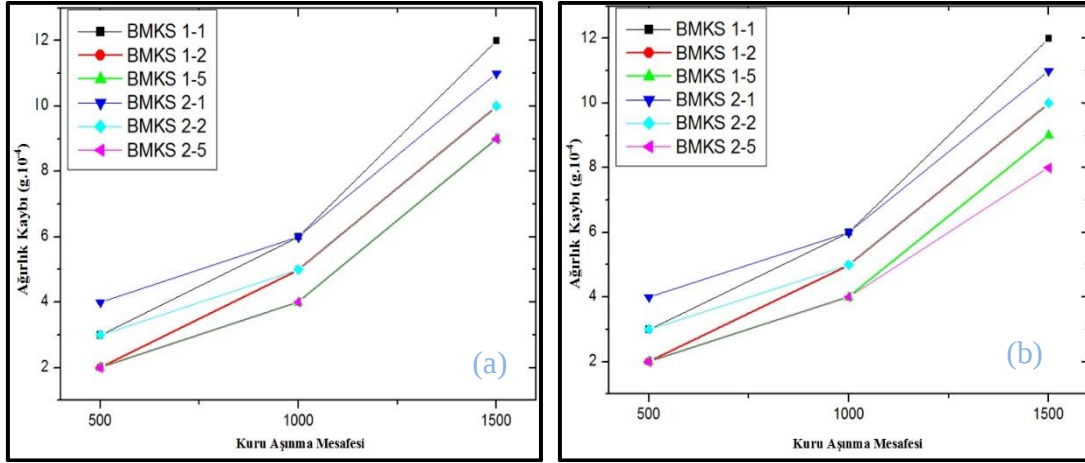
6.1.5. Aşınma test sonuçları

Üretilen TM çelik numunelerin deneysel çalışmalar bölümünde anlatıldığı gibi aynı şartlar altında kuru ortam aşınma testleri yapılmıştır. Aşınma testi sonucunda ortalama ağırlık kayıpları ve Archard prensibine [113] göre aşınma katsayıları hesaplanmış, sürtünme katsayıları ise aşınma test cihazına entegre bilgisayar yazılımı ile otomatik kaydedilmiş ve Çizelge 6.5 - 6.7 ile Şekil 6.6’de sunulmuştur.

Çizelge 6.5. Numunelerin ortalama ağırlık kaybı değerleri tablosu

	Ağırlık Kaybı ($\text{g} \cdot 10^{-4}$)					
	NC100.24			ATOMET 1001		
	500m	1000m	1500m	500m	1000m	1500m
S-	21	34	40	20	32	39
B-	7	14	24	7	14	21
M-705-1	12	22	30	11	23	33
M-705-2	10	21	27	10	21	25
BMKS 1-1	3	6	12	3	6	12
BMKS 1-2	2	5	10	2	5	10
BMKS 1-5	2	4	9	2	4	9
BMKS 2-1	4	6	11	4	6	11
BMKS 2-2	3	5	10	3	5	10
BMKS 2-5	2	4	9	3	4	8

Tüm numunelerin aşınma testi sonrası ağırlık kayıpları sürtünme mesafesine göre incelendiğinde beklendiği gibi sinterlenmiş S- numunesinin ağırlık kaybı perlitik mikroyapının getirdiği düşük sertlikten dolayı 1500m mesafe sonucunda $40 \times 10^{-4} \text{g}$ ile en yüksek çıkmıştır. Isıl işlemlili numuneler arasında tokluğu yüksek olan tam beynitlik B- numunesindeki ağırlık kaybının 500m’den 1500m’ye ilerleyen aşınma mesafelerinde ciddi artış göstererek $24 \times 10^{-4} \text{g}$ olarak belirlenmiştir. Ferritik matrikste küresel sementit içeren M-705 serisi numunelerde ise ağırlık kayıpları 500m aşınma mesafesinde $10 \times 10^{-4} \text{g}$ iken 1500m aşınma testi sonucunda $30 \times 10^{-4} \text{g}$ hesaplanmıştır. M-705 serisi numuneler sinterlenmiş haldeki S- numunelerinden daha az sertlikte olmalarına rağmen aşınma testleri sonucu daha az ağırlık kaybına uğramışlardır.

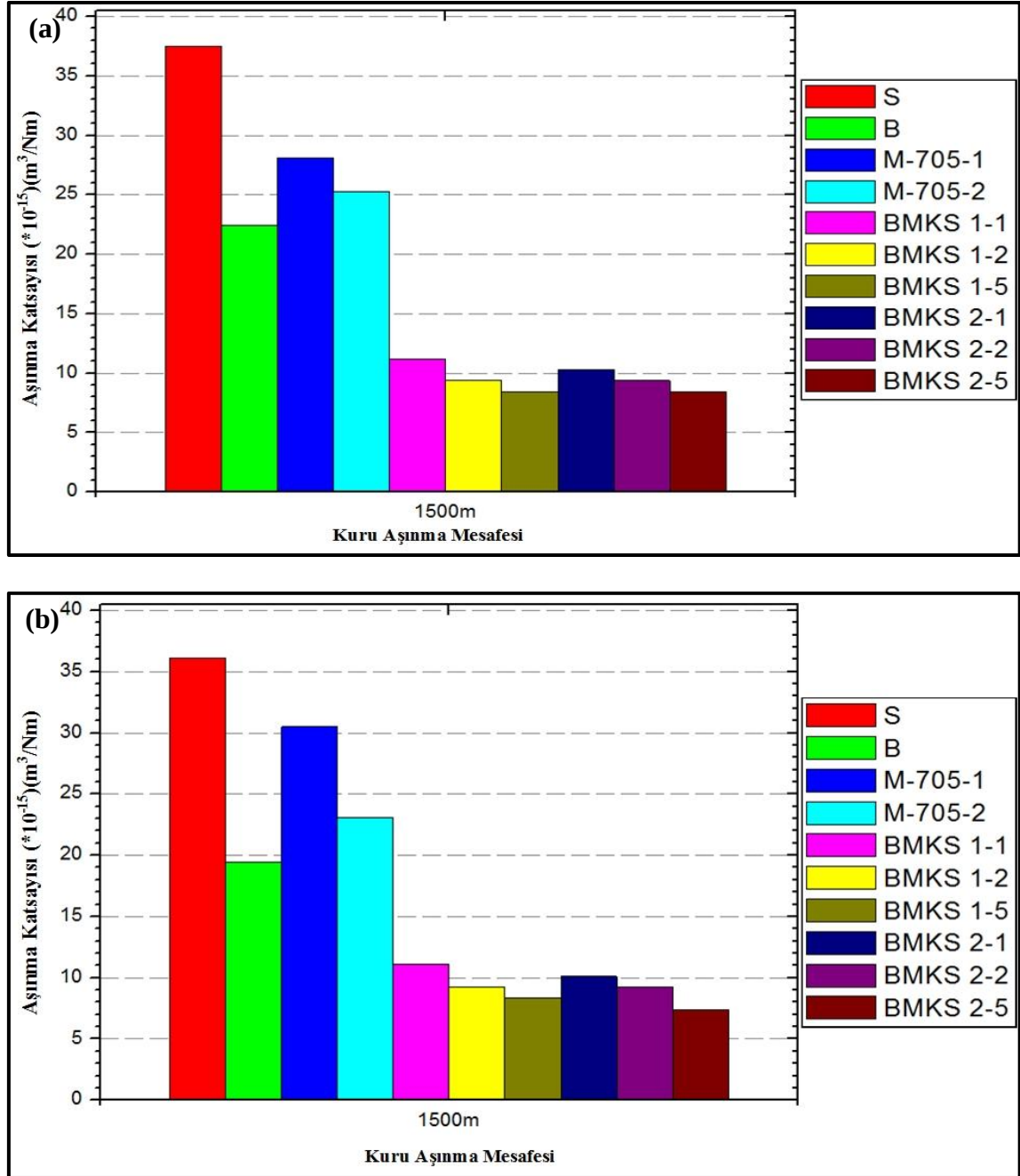


Şekil 6.6. BMKS numunelerine ait; a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin aşınma testi sonrası ağırlık kaybı ($\text{g} \cdot 10^{-4}$) grafikleri

BMKS mikroyapısına sahip numunelerin darbe tokluk değerleri *B-* serisi numunelerle rekabet edebilecek düzeyde hatta 5 saat östemperlenen numunelerinki fazla iken, sertlik değerleri *B-* serisinin altında görülmektedir. Bu bağlamda *BMKS* numuneleri daha düşük sertlikte olmalarına rağmen *B-* serisi numunelerin her aşınma mesafesinde neredeyse $1/3$ ' ü oranında ağırlık kaybı göstermişlerdir.

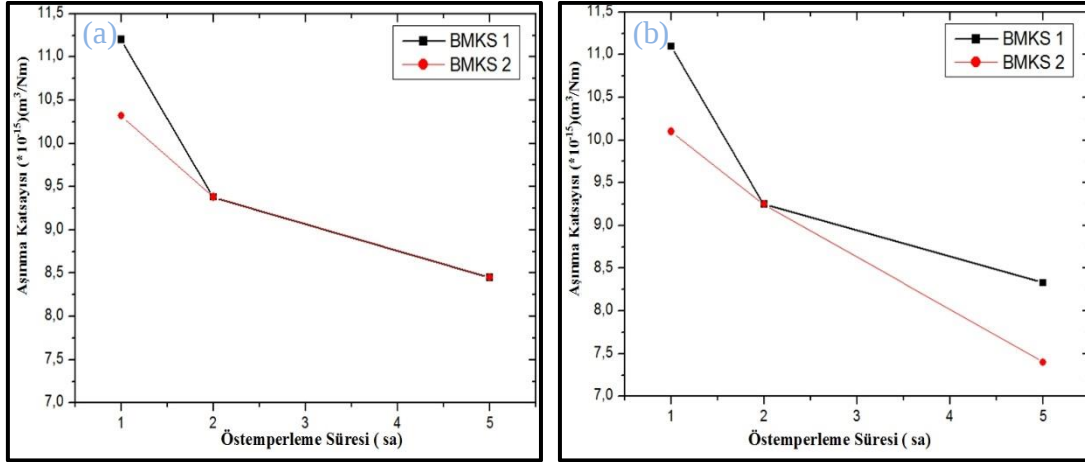
Çizelge 6.6. Numunelerin aşınma katsayısı değerleri tablosu

	Aşınma Katsayısı ($\text{m}^3 \cdot (\text{Nm})^{-1}$) $\times 10^{-15}$					
	NC100.24			ATOMET 1001		
	500m	1000m	1500m	500m	1000m	1500m
S-	59,1	47,8	37,5	55,5	44,4	36,1
B-	19,7	19,7	22,4	19,4	19,4	19,4
M-705-1	33,8	30,9	28,1	30,5	31,9	30,5
M-705-2	28,1	29,5	25,3	27,7	29,1	23,1
BMKS 1-1	8,45	8,45	11,2	8,3	8,3	11,1
BMKS 1-2	5,63	7,05	9,38	5,5	6,9	9,25
BMKS 1-5	5,63	7,05	8,45	5,5	5,5	8,33
BMKS 2-1	11,2	8,45	10,32	11,1	8,3	10,1
BMKS 2-2	8,45	7,04	9,38	8,3	6,9	9,25
BMKS 2-5	5,63	5,63	8,45	8,3	5,5	7,4



Şekil 6.7. a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin aşınma katsayısı değerleri ($\text{m}^3 \cdot (\text{Nm})^{-1}$) grafikleri

Çizelge 6.6 ve Şekil 6.7’de verildiği üzere numunelerin farklı mesafelerdeki aşınma testleri sonrası meydana gelen ağırlık kayıpları ile başlangıçtaki yoğunluklarının kullanılarak Archard prensibine [113] göre hesaplandığı aşınma katsayıları verilmiştir. 1500m kuru ortam aşınma mesafesinde sabit 10N yük altında gerçekleştirilen test sonucu yapılan hesaplamalara göre en az ağırlık kaybına uğrayan *BMKS 2-5* serisi numuneler genellikle düşük aşınma katsayılarına sahiptirler.



Şekil 6.8. BMKS numunelerine ait; a) Ar-NC 100.24 b) Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin 1500m mesafede aşınma katsayısı ($\text{m}^3 \cdot (\text{Nm})^{-1}$) grafikleri

Şekil 6.8’de görüldüğü üzere *BMKS* mikroyapısına sahip numunelerin aşınma katsayıları grafik olarak sunulmuştur. Atomet1001 serisi numunelerin NC100.24 serisi numunelere göre hem daha yüksek yoğunluk değerine sahip olmaları hem de 1500m aşınma mesafesinde daha az kütle kaybına uğramalarından ötürü *BMKS* 2-5 numunesi $7,4 (\text{m}^3 \cdot (\text{Nm})^{-1})$ aşınma katsayısı değeri ile en düşük aşınma katsayısı değerine sahip olduğu belirlenmiştir.

Çizelge 6.7. Numunelerin 1500m mesafe sonrası sürtünme katsayısı değerleri tablosu

	Sürtünme Katsayısı (μ)	
	NC100.24	ATOMET 1001
S-	0,61	0,60
B-	0,69	0,66
M-705-1	0,62	0,61
M-705-2	0,62	0,62
BMKS 1-1	0,74	0,73
BMKS 1-2	0,71	0,72
BMKS 1-5	0,72	0,72
BMKS 2-1	0,73	0,71
BMKS 2-2	0,72	0,72
BMKS 2-5	0,71	0,71

6.2. “V” Serisi Numunelere Ait Bulgular ve Tartışma

Deneysel çalışmaların ilerleyen bölümündeki sinterleme ve ısıt işlemler 07/2018-05 kodlu Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projesinin destekleriyle kurulumu sağlanan vakum ünitesinde Atomet1001 demir tozlarından üretilen TM numuneler ile gerçekleştirilmiştir.

6.2.1. Yoğunluk

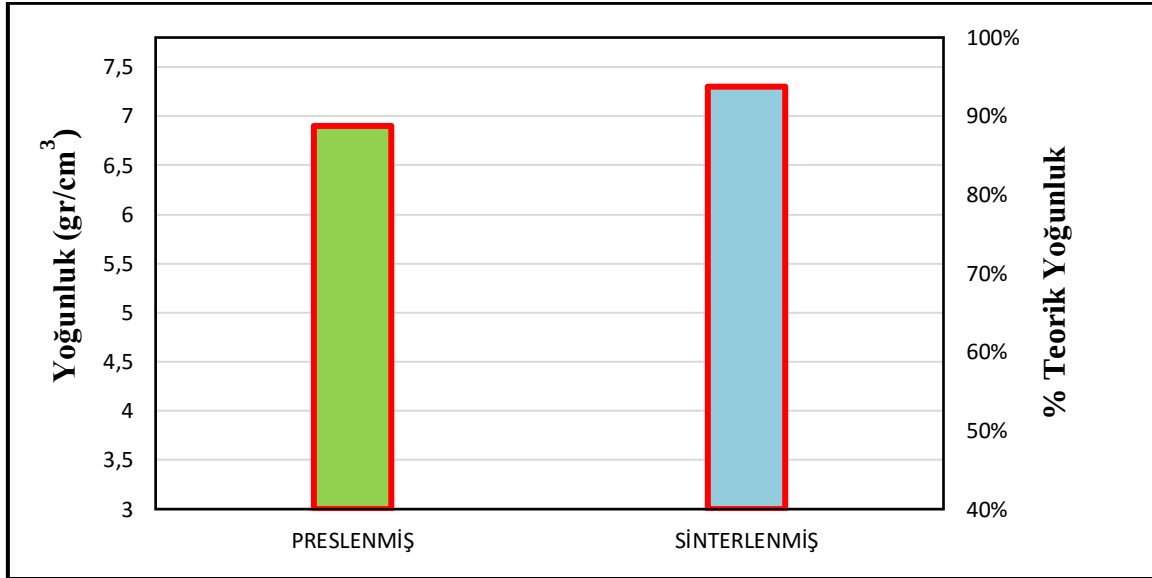
Bu bölümde deneysel yöntemlerde belirtildiği gibi hazırlanan numunelerin presleme sonrası ve vakum ortamında sinterleme sonrası yoğunlukları Çizelge 6,8’de verilmiştir.

Oda sıcaklığında tek yönlü olarak 700 MPa basınç altında preslenip maksimum 5×10^{-2} Pa vakum ortamında sinterlenmiş su atomize ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çelik numuneleri ortalama $6,9 \text{ gr/cm}^3$ ham yoğunluğa sahipken, sinterleme sonrası $7,3 \text{ gr/cm}^3$ yoğunluk değerine ulaşarak % 93 teorik yoğunluk belirlenmiştir.

Rio Tinto firması tarafından üretimi yapılan ATOMET 1001 tozlarının katalog değeri olarak sinterleme sonrası maksimum yoğunluğu $7,4 \text{ g.cm}^{-3}$ olarak bildirilmiştir.

Çizelge 6.8. V- Atomet tozlarının presleme ve sinterleme sonrası yoğunluk değişimleri

Kullanılan saf	Presleme Yoğunluğu	Sinterleme Yoğunluğu	Nispi Yoğunluk
Fe tozu	(g.cm^{-3})	(g.cm^{-3})	(%)
ATOMET 1001	6,9	7,3	%93



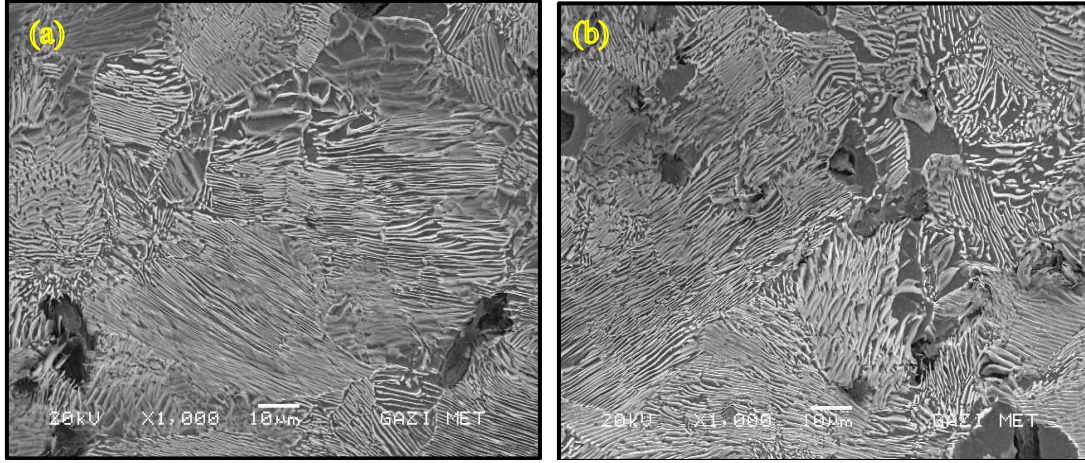
Şekil 6.9. V- Atomet tozlarının presleme ve sinterleme sonrası yoğunluk değişim grafiği

6.2.2. Mikroyapı Sonuçları

SEM analizleri

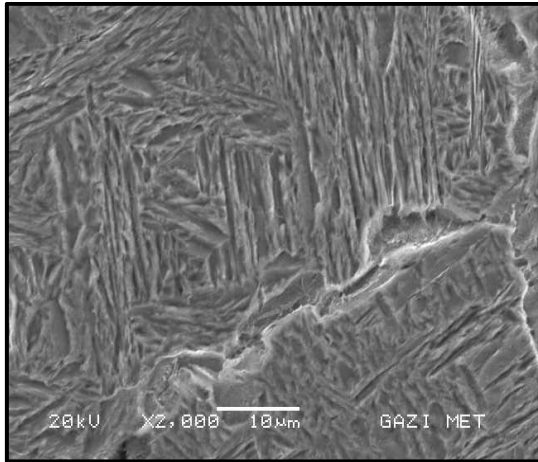
Aynı şartlarda preslenmiş tüm numunelere, deneysel çalışmalar bölümünde açıklandığı gibi vakum atmosferinde 1200°C sıcaklıkta 20 dakika süre ile sinterleme işlemi uygulanmıştır. Bu amaçla saf demir tozuna ilave edilen grafit (ağ. %1.5) oranı sayesinde sinterlenmiş numunelerin mikroyapıları Resim 6.9’da görüldüğü gibi tipik yoğun lamelli perlit kolonileri üretilmiştir.

Vakum ortamında sinterlenen numunelerin mikroyapıları incelendiğinde Ar- serisi numunelerde dekarburizasyon sonucu ortaya çıkan ferritik alanların yapıda bulunmadığı görülmektedir. Sinterlemenin yapıldığı ortamın tam anlamıyla izole edildiğini göstermektedir. Ayrıca vakum ortamında sinterlenen numunelerin mikroyapılarının argon ortamında sinterlenen numunelere göre daha az gözenek içermesi bu numunelerin tam yoğunluk değerinin yüksek oluşunun göstergesidir. Tüm ısıt işlemlerin uygulandığı sinterlenmiş numunelerin spektral analizleri yapıldığında yaklaşık kombine karbon oranının ağırlığı V- serisi numunelerde % 1.49 olduğu tespit edilmiştir.



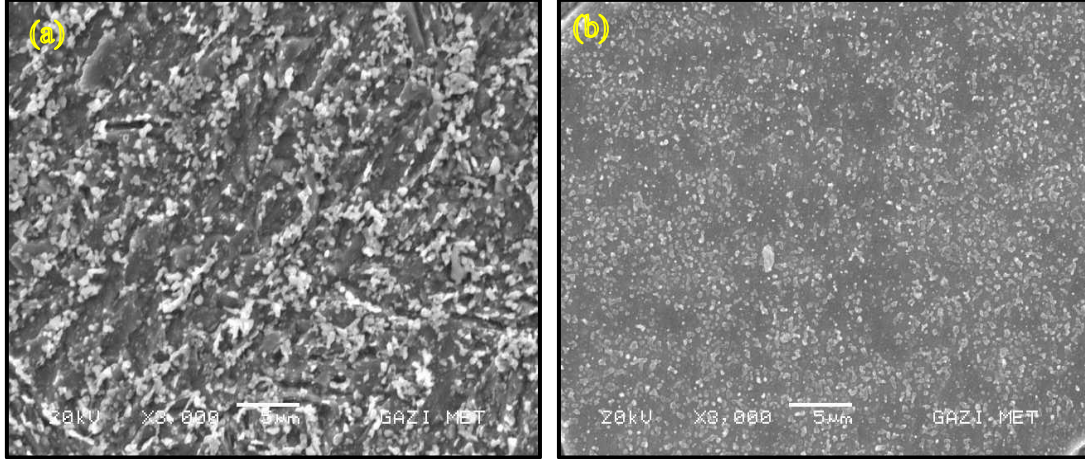
Resim 6.9. V- Atomet 1001 saf Fe tozlarının sinterlenmesiyle başlangıç numunesi olarak üretilen S- numunelerine ait SEM mikroyapıları (a) 1000X, (b) 2000X

Resim 6.10’de ferritik ve beynitik matrikste küresel sementit parçıcıkların üretilebilmesi için östenit fazından su verilerek elde edilen mikroyapıda plaka şeklinde iğnemsî martensit yapıları görülmektedir.



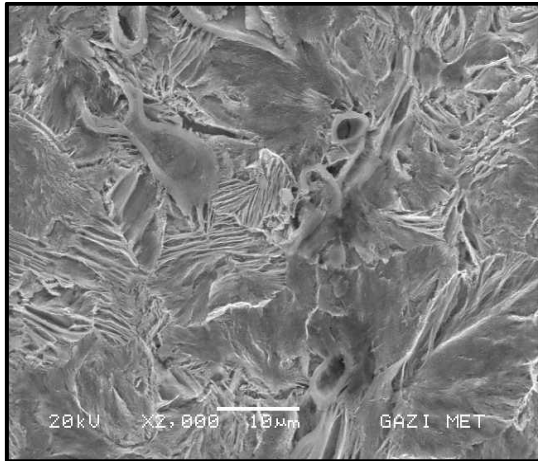
Resim 6.10. V-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin östenitlenip su verilmesiyle üretilen M- numunelerine ait SEM mikroyapısı

Resim 6.11 (a) ve (b)'de östenitleme sıcaklığından su verme işlemi uygulandıktan sonra 705 °C'de küreselleştirme uygulanmış ve ferritik matrikste çökelen küresel sementit mikroyapıları verilmiştir. Bu yöntemde, küreselleştirme Ar- serisinde olduğu gibi 1 ve 2 saat olarak aynı seçilmiştir.



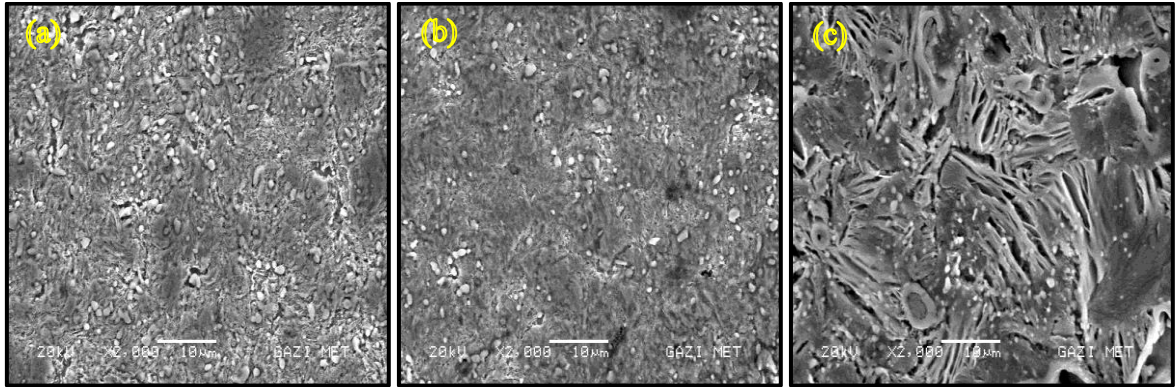
Resim 6.11. V-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin ;
(a) M-705-1, (b) M-705-2 serilerine ait SEM mikroyapıları

Resim 6.12'de B- numunelerinin 950°C'de tam östenitlemenin ardından 350°C'ye soğutularak bu sıcaklıkta izotermal tavlama ile nötr tuz banyosunda östemperlenerek elde edilmiş alt beynit mikroyapısı görülmektedir.

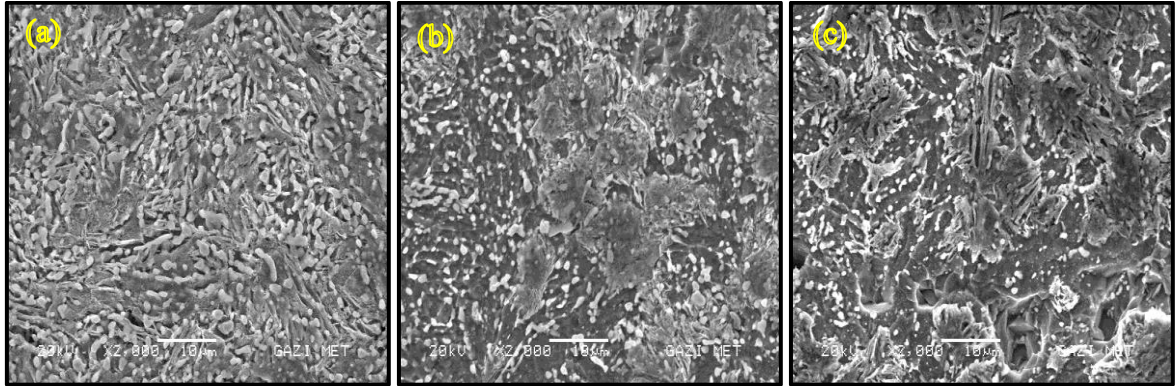


Resim 6.12. V-Ar-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM çeliklerin B- serilerine ait SEM mikroyapısı

Resim 6.13 - 6.14'de bölüm 6.2'de anlatıldığı gibi ilk defa beyaz matrisde küresel sementit mikroyapıları üretilmiştir. Bu amaçla Ar- serisi numunelerden farklı olarak martensit numunelerinin aşırı temperlenmesiyle elde edilen ferritik matrisde küresel sementit numuneleri Ac1 sıcaklığının üzerinde 750 °C'de ($\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$) 3dk süre ile kısmi östenitlenip, 350 °C'deki ergiyik nötr tuz banyosunda 1-2-5 saat sürelerde izotermal olarak tavlansmıştır.

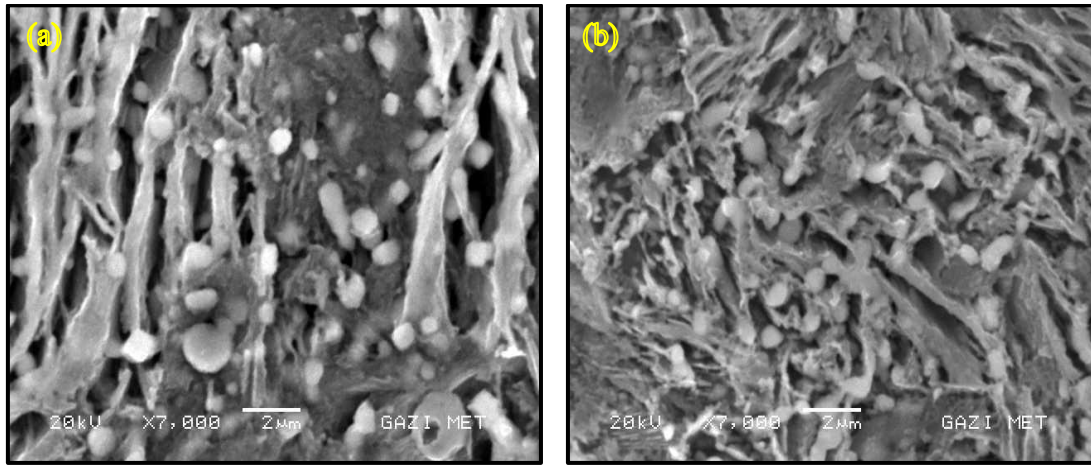


Resim 6.13. V-ATOMET tozlarından üretilen BMKS mikroyapısına ait SEM görüntüleri;
a) BMKS 1-1, b) BMKS 1-2, c) BMKS 1-5



Resim 6.14 V-ATOMET tozlarından üretilen BMKS mikroyapısına ait SEM görüntüleri;
a) BMKS 2-1, b) BMKS 2-2, c) BMKS 2-5

Resim 6.15 a-b’de ise sırasıyla V- ATOMET 1001 tozlarından üretilen *BMKS 1-5* ve *BMKS 2-5* numunelerindeki beynitik matrikste çökelen küresel sementitlerin detaylı görülebilmeleri amacıyla yüksek büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. X7.000 büyütmede yapı içerisinde bulunan küresel sementitler sayıca daha çok ve net bir şekilde görülebilmektedir. Ancak daha küçük büyütmeli SEM görüntülerinde bu küresel sementitler tüylü beynitik yapının içerisinde izole durumda görülmekteydi.



Resim 6.15. V-ATOMET tozlarından üretilen BMKS (a) 1-5 ve (b) 2-5 numunelerine ait yüksek büyütme SEM mikroyapı görüntüleri

Çizelge 6.9. Küreselleştirme ısı işlemi sonucu V-ATOMET serisi numunelerin ortalama küresel sementit boyut ve hacim oranlarının dağılımı

	Küresel sementit hacim oranı	Ortalama Küresel Sementit boyutu (μm)
M-705-1	0,38	1,01
M-705-2	0,41	1,1
BMKS 1-1	0,25	1,25
BMKS 1-2	0,18	1,15
BMKS 1-5	0,11	1,11
BMKS 2-1	0,23	1,28
BMKS 2-2	0,2	1,11
BMKS 2-5	0,11	1,12

“Ar” serisi numunelerde olduğu gibi küreselleştirme ısı işlemleri sonrası metalografik yöntemler kullanılarak matriks içerisinde çökelen küresel sementit hacim oranları ile ortalama küresel sementit parçacık boyutları hesaplamaları sonucunda ferritik matrikste çökelen küresel sementitlerin artan küreselleştirme zamanı sonucunda mikroyapıdaki hacim oranlarının % 38’den % 41’e yükseldiği, ortalama parçacık boyutları ise aynı şekilde 1,01 μm ’dan 1,1 μm ’a yükseldiği M-705 serisi numunelerde de gözlemlenmiştir.

BMKS serisi numunelerde ise artan östemperleme süresine bağlı olarak küresel sementit hacim oranlarında azalma görülmektedir. Bu durum SEM incelemelerinde de küresel sementitlerin tüylü beynitik yapı içerisinde sayıca azalmasıyla dikkat çekmektedir. Atomet1001 tozlarından üretilen *BMKS 2-1* numunesindeki küresel sementitler mikroyapıda hacimce %23 yer kaplıyorken artan östemperleme süresine bağlı olarak *BMKS 2-5* numunesinde bu oran % 11’e düşmektedir. Benzer şekilde *BMKS 1-1* numunesinde de bu oran %25’den, % 11’ e düşüş göstermektedir. *BMKS* numunelerinde ortalama küresel sementit boyutu ise 1,1-1,2 μm ölçülmüştür.

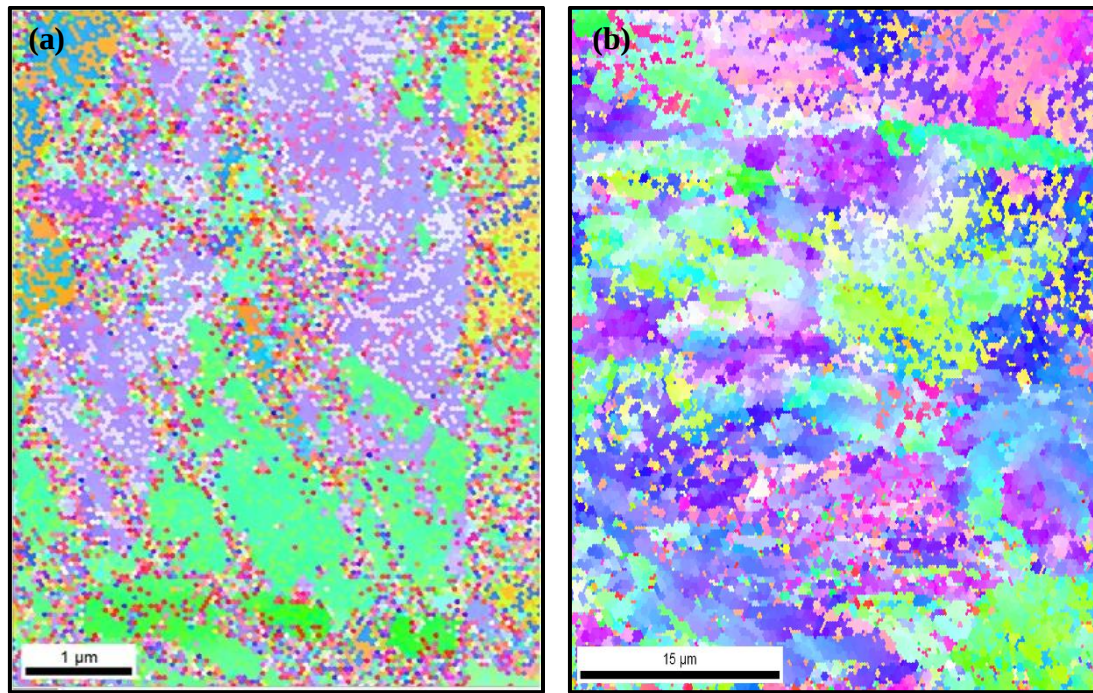
BMKS numunelerinde östemperleme süresinin artışına bağlı olarak küresel sementit hacim oranının azalması, sementit parçacıklarının izotermal sıcaklıkta (300-350 °C) çözündüğünü göstermektedir. Bu çözüne bağlı olarak da kararsız östenitin ferrit + ince karbürlere yeniden çökmesi şeklinde devam ettiği düşünülmektedir. Bu nedenle de *BMKS* numunelerinde izotermal östenimperleme süresinin daha da artırılması bu çalışmanın temel amacı olan beynitik matriste küresel sementitlerin zaman içerisinde ortadan kaybolmasına neden olacağından 5 saat östemperleme zamanından daha uzun süre uygulanmasının uygun olamayacağını göstermektedir.

Mandal ve diğerleri [124] Fe–1.5Si–1.5Mn–V ingot çeliğinde östemperleme çalışmalarında daha kısa süreli östemperleme zamanında (10 dk) beynit çıtalrı arasında C’ca zengin kalıntı östenitin varlığını, daha uzun östemperleme zamanı ile östenit fazının ferrit + karbürlere çökeldiğini bildirmişlerdir. Söz konusu dönüşmemiş östenit fazlarının dayanımı ve beraberinde sünekliği geliştirdiğini işaret etmektedirler.

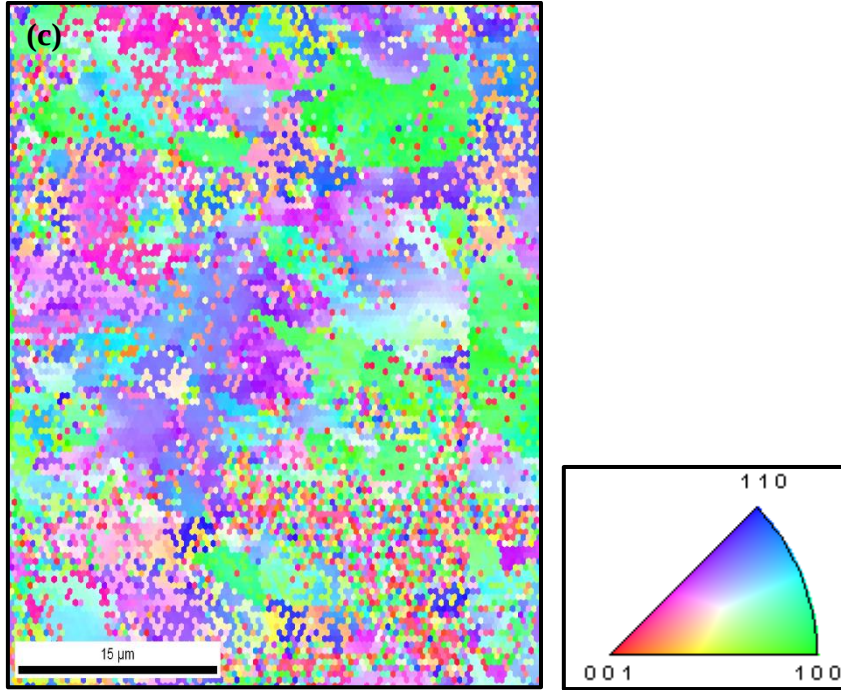
BMKS numunelerinde küresel sementitlerin izotermal östemperleme süresine bağlı olarak azalmasının diğer bir nedeni ise semenit fazının her ne kadar östenit fazında çözünüm hızı yavaş olsa da küreleşme eğilimi olan sementitlerin östenit fazında çözündüğü de bildirilmiştir [125]. Bu durumda kararsız östenit fazının sementitin çözünümünden açığa çıkan karbonların öncelikle yüksek karbonlu östenite dönüşümünün gerçekleştiği düşünülmektedir. Bu durumda bu östenit fazının serbest enersinin arttığı ve daha sonra beklenen ferrit ve dengeli ince karbürlere çökmesi için itici güç olduğu sanılmaktadır.

EBSD Analizleri

V-ATOMET 1001 serisi numunelerin deneysel çalışmalar bölümünde açıklandığı gibi hazırlanan *M*-, *B*- ve *BMKS* 2-5 numunelerine EBSD analizi yapılmıştır. Bu test sonucunda ortalama tane boyutu, tane sınırı açıları ve kristalografik oryantasyonları incelenmiştir.



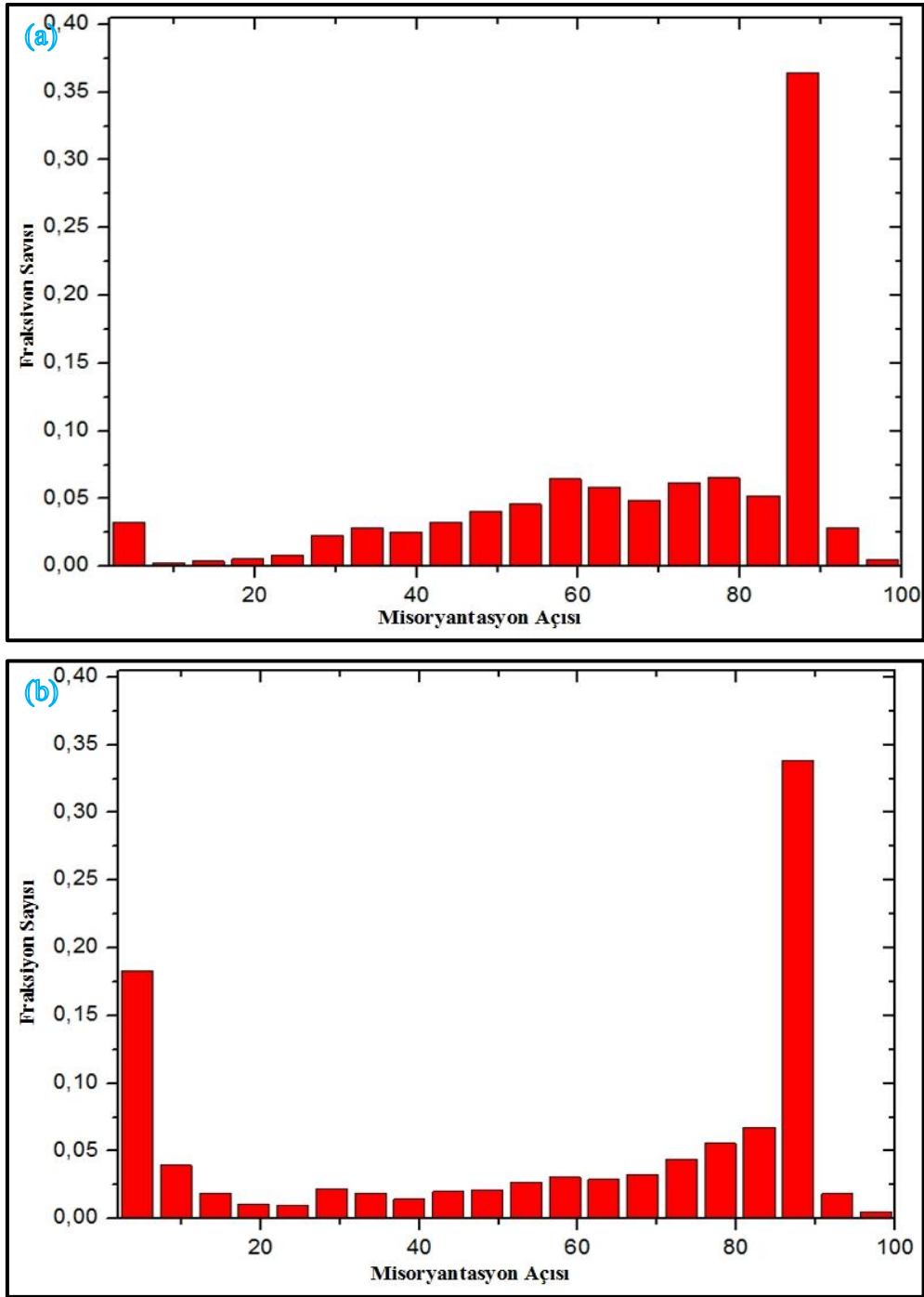
Şekil 6.10. V-Atomet 1001 tozlarından üretilen ;a) *M*-, b) *B*-,c) *BMKS* 2-5 numunelerinin EBSD haritaları



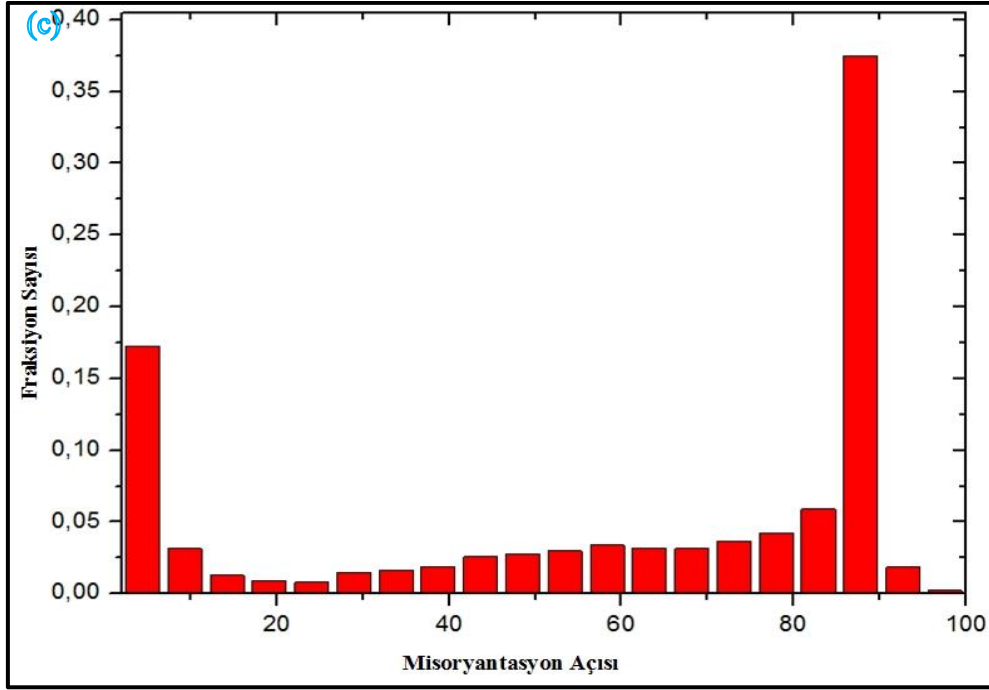
Şekil 6.10. (Devamı) V-Atomet 1001 tozlarından üretilen ;a) M-, b) B-,c) BMKS 2-5 numunelerinin EBSD haritaları

Isıl işlem sonrası EBSD analizi ile tanelerin yönlenme haritaları incelendiğinde sırasıyla; Tam östenit bölgesinden ani su verilerek kararsız dengeli martensit fazına ait EBSD haritası Şekil 6.10 (a)'da görüldüğü üzere $\{111\}$ östenit düzleminden yoğun olarak $[110]$ ve kısmen $[100]$ kristalografik doğrultularında büyümeler gerçekleşmiştir. Şekil 6.10 (b)'de ise tam östenit bölgesinden nötr tuz banyosunda izotermal bekletilen tam beynitik mikroyapıdaki numunede ise aynı şekilde $\{111\}$ östenit düzleminden $[110]$ doğrultusuna büyümeler görülürken az sayıda $[001]$ ve $[100]$ kristalografik doğrultusunda büyüme belirlenmiştir. Kısmi östenit bölgesinden nötr tuz banyosuna alınarak BMKS mikroyapısına sahip Şekil 6.10 (c)'de verilen haritaya göre ise tanelerin $[110]$ ve $[100]$ doğrultularında büyüdüğü gözlemlenmiştir.

Yapılan EBSD analizleri sonucu tüm numunelerin kristalografik büyüme haritalarında görüldüğü üzere benekli alan sayısı oldukça fazladır. Bu durum numunelerin TM yöntemiyle hazırlanmaları ve yapılarında bulundurdıkları gözeneklilikten meydana gelmektedir.

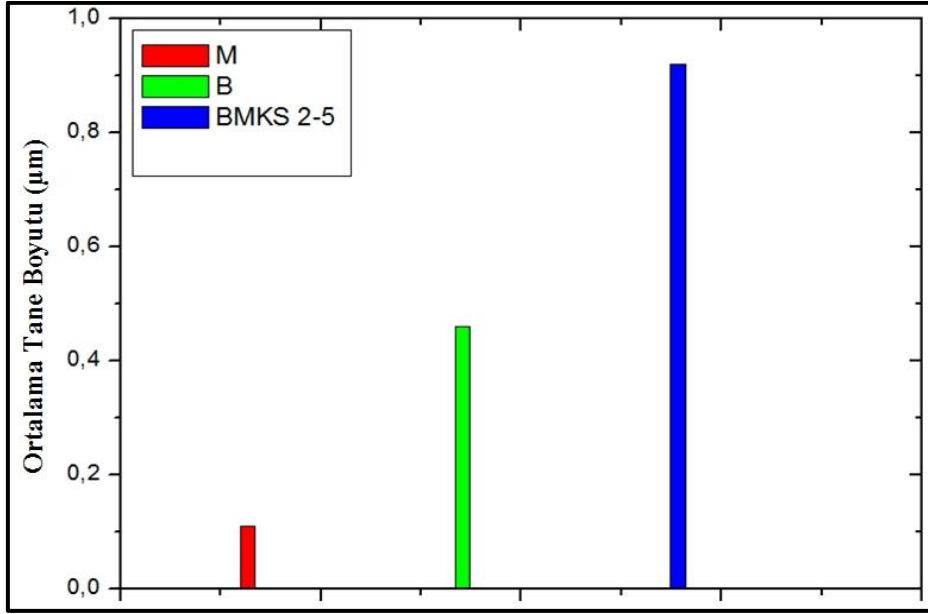


Şekil 6.11. V-Atomet 1001 tozlarından üretilen ;a) M-, b) B-,c) BMKS 2-5 numunelerinin fraksiyon sayısı – uyumsuzluk açısı grafiksel gösterimi



Şekil 6.11. (Devamı) V-Atomet 1001 tozlarından üretilen ;a) M-, b) B-,c) BMKS 2-5 numunelerinin fraksiyon sayısı – uyumsuzluk açısı grafiksel gösterimi

Isıl işlem sonrası EBSD analizi ile numunelerin ortalama tane sınırı açıları incelendiğinde martensit fazının denge dışı şartlarda oluştuğundan dolayı yüksek karbonlu çeliklerde beklenildiği gibi düşük açılı tanelerin sayıca fazla olduğu Şekil 6.11 (a)' da görülmektedir. Tam beynitik numunede ise düşük açılı tane sınırlarının *M* serisi numunelere göre daha fazla olması östenit fazından gerçekleşen beynitik dönüşüm sonucunda matriks arayüzey uyumluluğunun göstergesi olabilir. Benzer şekilde *B* numunesinde olduğu gibi *BMKS 2-5* numunesinde de düşük açılı tane sınırlarının varlığı ile küreselleştirme sonrası uygulanan östemperleme ısısal işlemi ile termodinamik olarak daha dengeli çökeltilerin oluştuğu düşünülmektedir. Ayrıca tüm numunelerde yaklaşık 90° açılı tane sınırı sayısının fazla olduğu görülmektedir. Burada tozların ana tane sınırlarından kaynaklandığı düşünülmektedir. TM ile parça üretim sürecinde presleme ile sağlanan mekanik kilitleme sonrası uygulanan sinterleme işleminde birbiriyle tamamen uyumsuz iki tozun difüzyonunun tam anlamıyla gerçekleşmediği söylenebilir.



Şekil 6.12. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen ;a) M-, b) B-,c) BMKS 2-5 numunelerinin EBSD analizi sonucu ortalama tane boyutu grafiksel gösterimi

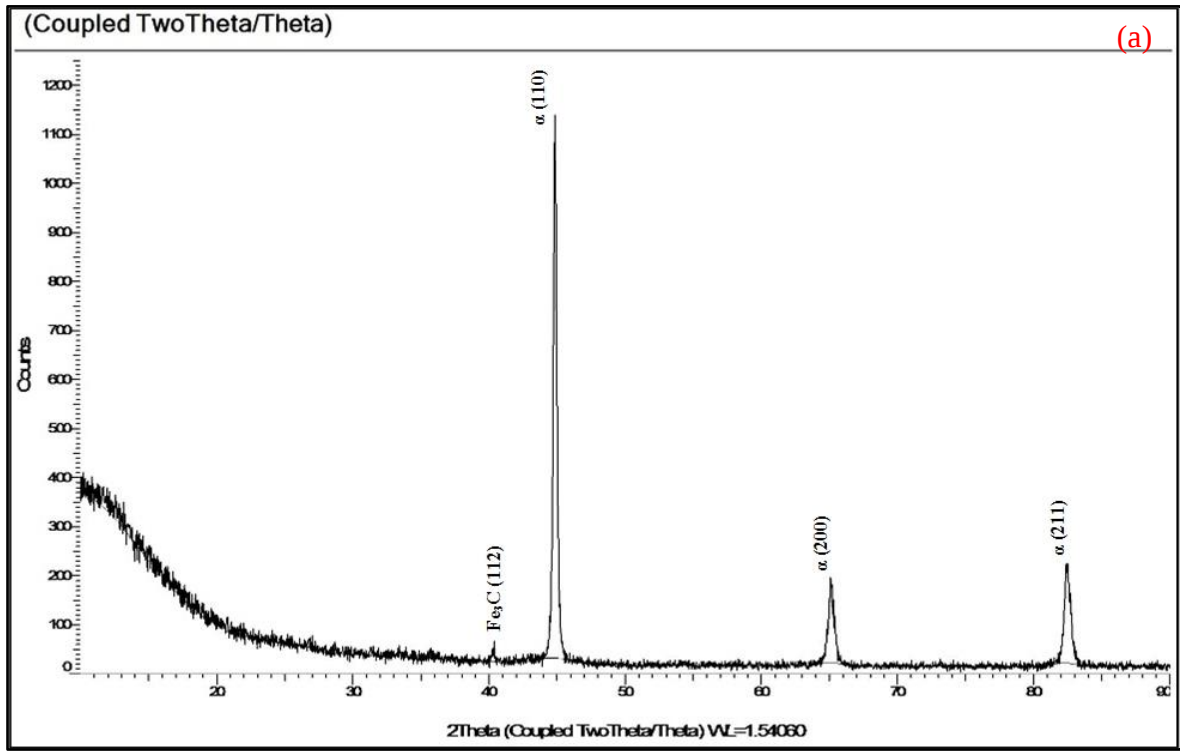
Şekil 6.12’de numunelerin EBSD analizi ile ortalama tane boyutları belirlenmiştir. Grafikten de görülebileceği üzere tam östenit bölgesinden ani su verilen *M* numunesinin ortalama 0,11μ tane büyüklüğünde olduğu görülmektedir. Tam östenit bölgesinden nötr tuz banyosunda 1 saat süre izotermal tavlanaarak tam beynitik *B* numunesi ortalama 0,46 μ tane büyüklüğündedir. Küreselleştirme sonrası östemperlenen *BMKS* numunesi ise 0,92 μ ile en büyük tane boyutununa sahip numunedir.

B numunesinde bulunan ferrit ve lamelli olmayan sementitlerden farklı olarak *BMKS* numunesinde bunlarla beraber bulunan küresel sementitlerin numunenin ortalama tane boyutunu artırdığı düşünülmektedir.

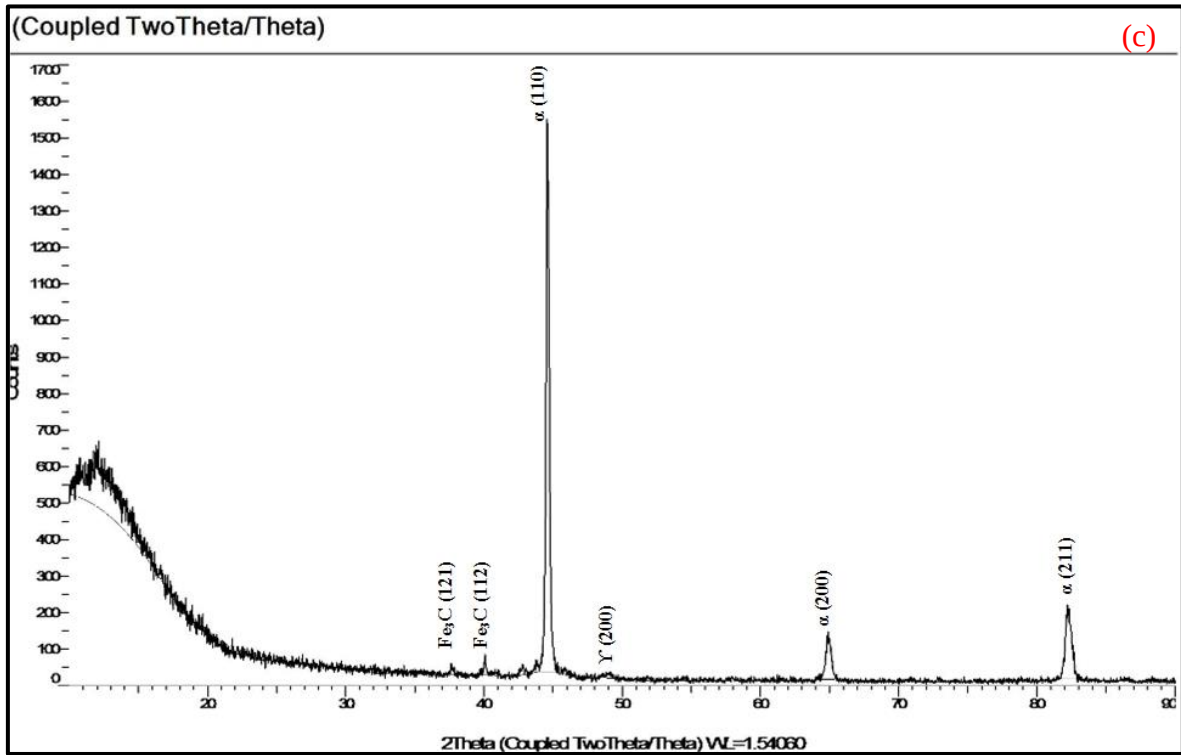
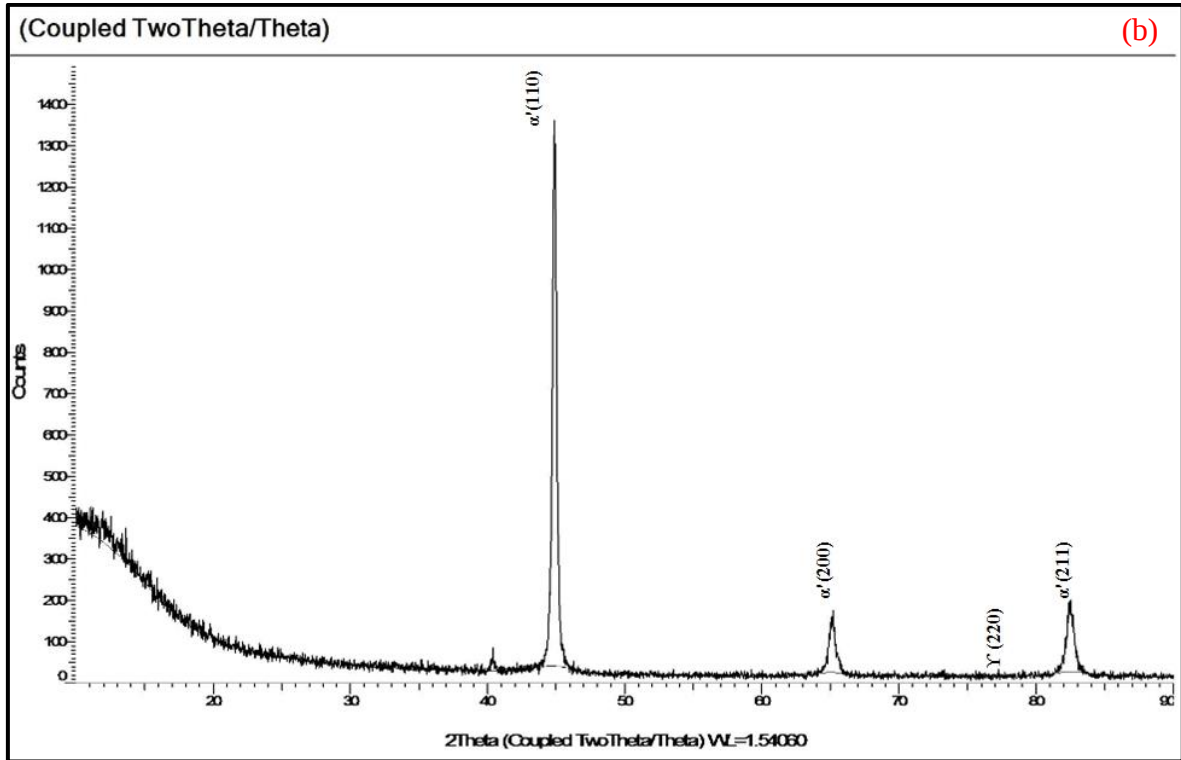
6.2.3. X-RD analizleri

V-Atommet 1001 tozlarından sinterleme sonrası uygulanan ısı işlemler ile üretilen *B*, *M*, *M 705-2*, *BMKS 2-5* mikroyapısına sahip TM numunelere yapılan X-RD çalışmaları ile Fe ile C arasındaki kimyasal etkileşimlere bağlı olarak oluşan muhtemel fazların cinsi ve yoğunlukları incelenmiştir. Yapılan bu çalışmalarda uygulanan ısı işlem türüne bağlı olarak başta Fe₃C (sementit) oluşumu ve oluşması muhtemel geçiş demir karbür fazlarının tespiti ile kalıntı östenit fazını tespit etmek amaçlanmıştır.

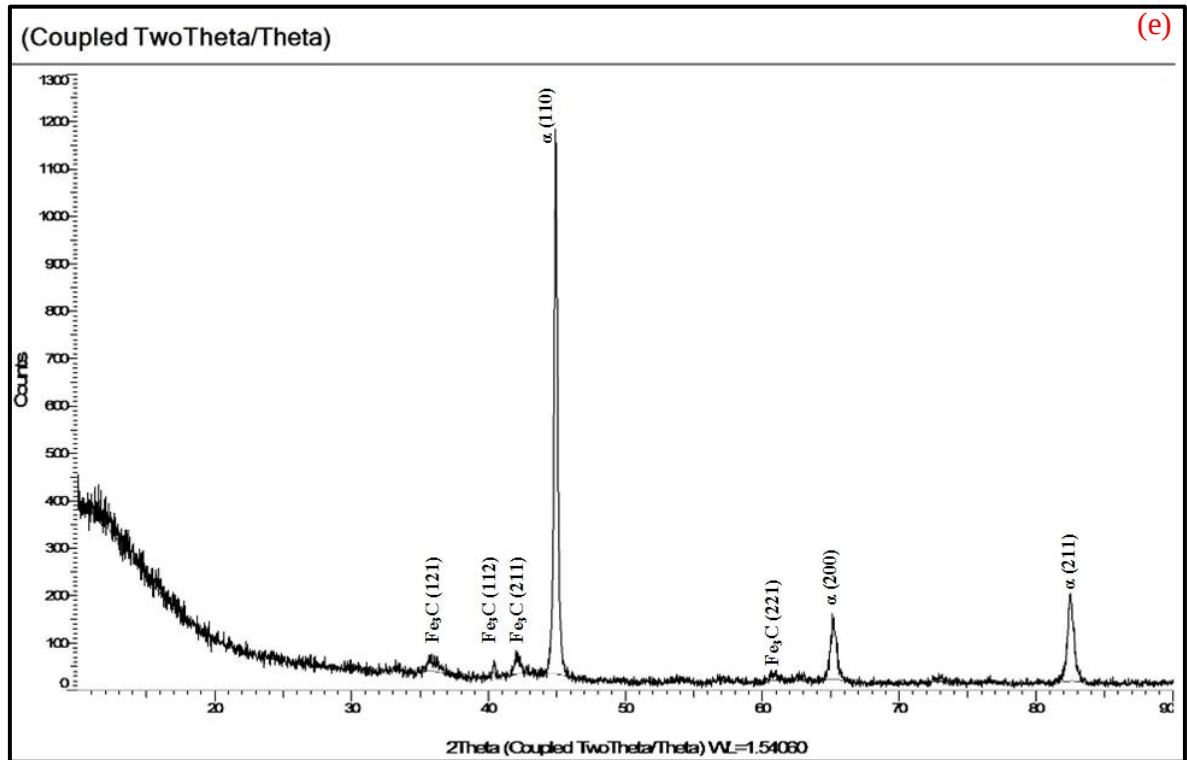
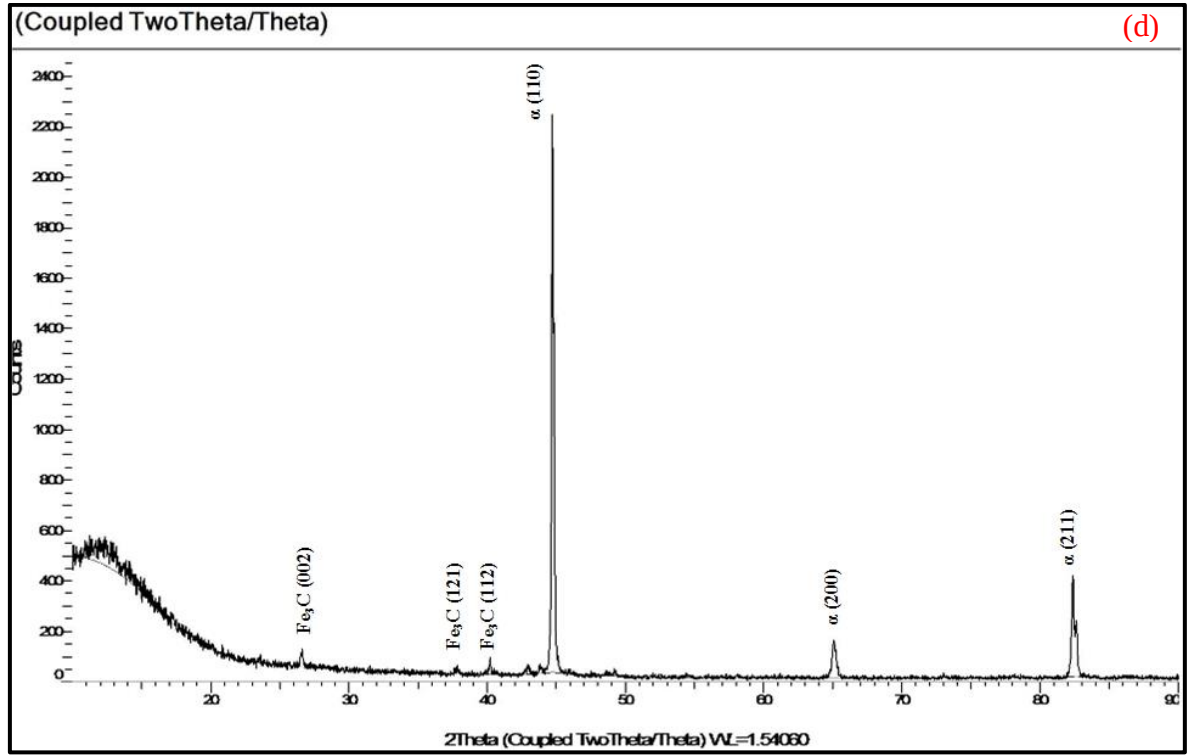
Yapılan XRD incelemeleri ile ilerleme hızına ve uygulanan akımın şiddetine bağlı olarak piklerin boyutunda farklılıklar oluşabilmektedir. Şayet uygulanan akım oranı az ise ve ilerleme miktarı hızlı ise gerekli piklerin tepelikleri yeterli seviyede oluşmamaktadır. Bu oluşumlar gerçekleşmediği takdirde farklı sonuçlar çıkabilmektedir. Bu sebeplerden dolayı ilerleme miktarı ve uygulanan akımın şiddeti uygun değerde olmalıdır. İlerleme miktarı ne kadar yavaş olursa numune içerisindeki tepeliklerin boyutunda da buna bağlı olarak bir artış gözlenebilmektedir. Çünkü cihazın saniyedeki sinyal sayısına bağlı olarak bir nokta için daha fazla sinyal alınabilmektedir.



Şekil 6.13. V-Atomet 1001 tozlarından üretilen ;a) S-, b) M-, c) B-,d)M 705-2, e) BMKS 2-5 numunelerinin X-Rd grafikleri



Şekil 6.13. (Devamı) V-Atomet 1001 tozlarından üretilen ;a) S-, b) M-, c) B-,d)M 705-2, e) BMKS 2-5 numunelerinin X-Rd grafikleri



Şekil 6.13. (Devamı) V-Atomet 1001 tozlarından üretilen ;a) S-, b) M-, c) B-,d)M 705-2, e) BMKS 2-5 numunelerinin X-Rd grafikleri

Şekil 6.13 (a-d)'de farklı ısı işlemler ile farklı mikroyapı dönüşümlerinin sağlandığı numunelerin kristalografik yapılarının analizi için X-Rd pikleri verilmiştir.

Şekil 6.13 a'da tipik yüksek karbonlu çelik malzemeye ait keskin ferrit ve düşük şiddetli sementit piki görülmektedir. Sinterleme işleminde uygulanan sıcaklık ve sürenin, çökmesi muhtemel fazların oluşması için yeterli olduğu pikler yardımıyla söylenebilir.

Şekil 6.13 b'de ise tam östenitleme sıcaklığından oda sıcaklığındaki su banyosunda ani soğutularak elde edilen martensitik numunenin pikleri görülmektedir. Yapının tam olarak HMT kristal kafes yapısına sahip martensite dönüşmediği, (220) düzleminde çökelen kalıntı östenitin varlığı ile açıklanabilir.

Şekil 6.13 c'de tam östenitleme sıcaklığından izotermal tavlama ile 350 °C'deki nötr tuz banyosunda bekletilen ferrit ve lamelli olmayan sementit karışımı karmaşık kristalografik bir yapıya sahip olan beynit numunesinin pikleri görülmektedir. Burada da belirgin ferrit piklerinin yanında, sementit pikleri ve izotermal tavlama ile dönüşmemiş düşük şiddetli östenit piki görülmektedir.

Şekil 6.13 d'de martensit fazının aşırı temperlenmesiyle elde edilen ferritik matrikste küresel sementit numunesine ait pikler görülmektedir. Bu numunede sementitin küresel olarak çökmesine kadar oluşması muhtemel högg ve epsilon gibi ara karbürlerin yapıda bulunmadığı görülmektedir.

Şekil 6.13 e'de beynitik matrikste küresel sementit yapısına sahip numunenin X-Rd pikleri görülmektedir. Burada sayıca fazla olan sementit pikleri göze çarpmaktadır. Bu durumun hâlihazırda hem beynitin içerisinde bulunan hem de küresel olarak çökelen sementitlerden kaynaklandığı söylenebilir.

Şekil 6.13 d ve Şekil 6.13 e'de çökelen küresel sementitlerin ortorombik kristal kafes yapısında ve $a = 4.51 \text{ Å}$, $b = 5.04 \text{ Å}$, $c = 6.73 \text{ Å}$ kafes parametresine sahip oldukları belirlenmiştir.

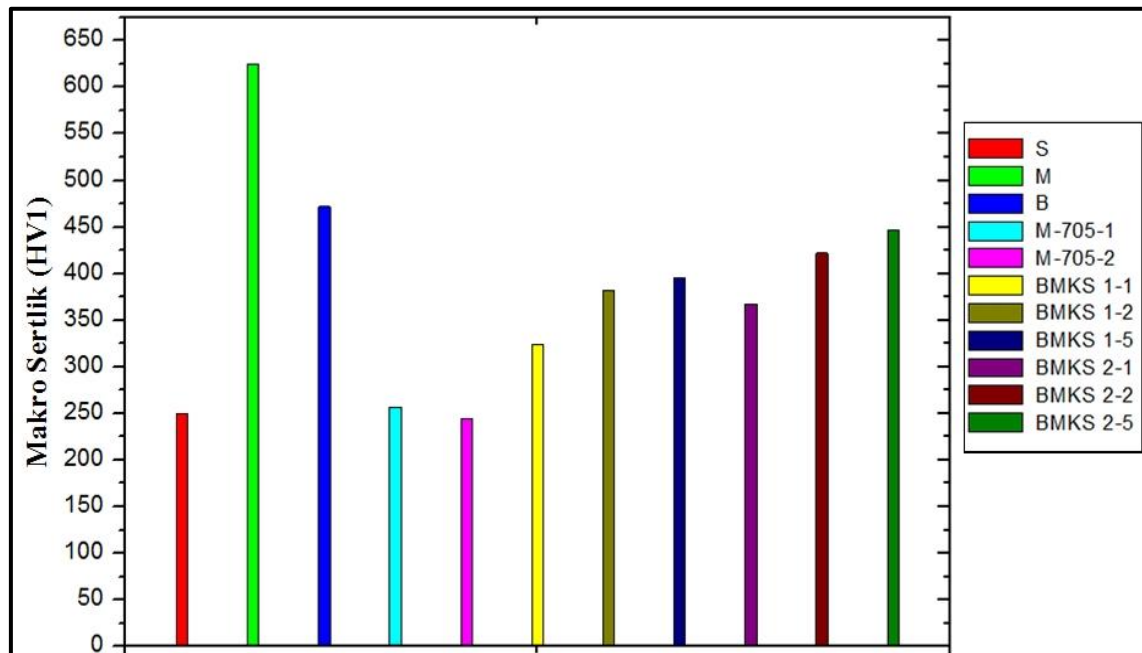
6.2.4. Sertlik test sonuçları

Toz metal numunelerin ısıtıl işlem öncesi ve sonrası makro sertlik değerleri bölüm 6.3’de bahsedildiği gibi aynı koşullar altında ölçülmüştür.

Sinterleme sonrası farklı ısıtıl işlem parametrelerine bağlı olarak numunelerin makro sertlik ölçüm değerleri Çizelge 6.10’da ve değişim grafikleri Şekil 6.14’da verilmiştir.

Çizelge 6.10. “V” serisi Numunelerin makrosertlik değerleri tablosu

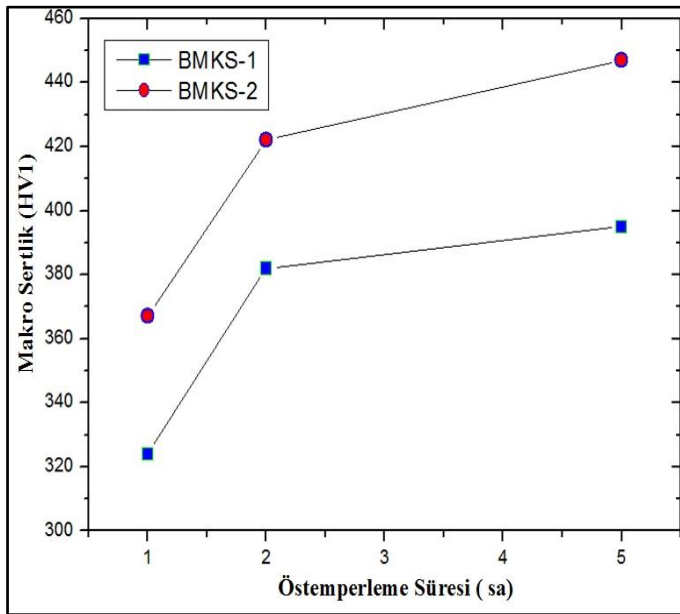
Makrosertlik (HV1)	
S-	250
M-	625
B-	472
M-705-1	257
M-705-2	245
BMKS 1-1	324
BMKS 1-2	382
BMKS 1-5	395
BMKS 2-1	367
BMKS 2-2	422
BMKS 2-5	447



Şekil 6.14. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin makrosertlik (HV1) grafiği

“V” serisi numunelerde de “Ar” serisi numunelerinde olduğu gibi başlangıç mikroyapısı olan sinterlenmiş haldeki S- numunesi gerilimsiz durumda olması ve herhangi bir faz dönüşümü içermediğinden yüksek sertliğe sahip değildir. Ferritik matrikste küresel sementit fazlarını içeren M-705 serisi numunelerde ise artan küreselleştirme süresine bağlı olarak sertliklerinde 257 HV1’den 245 HV1’e düşüş gözlemlenmektedir.

Bu durum artan küreselleştirme süresi ile numunenin termodinamik olarak daha dengeli konumda bulunması yani benzer mikroyapıda daha gerilimsiz olarak bulunduğu şeklinde açıklanabilir. Tam östenit bölgesinden oda sıcaklığındaki suda ani soğutularak yüksek dislokasyon içeren gerilimli kristalografik kafes yapısındaki martensitik mikroyapı içeren M- numunesi 625 HV1 makrosertlik değeri ile en yüksek sertliğe sahiptir. Tam östenit bölgesinden 350°C’deki nötr tuz banyosunda 1 saat süre ile izotermal bekletilerek östempirlenen B – numunesi 472 HV1 makrosertlik değerine sahiptir. TTT diyagramında alt beyrit oluşum sıcaklık aralığına denk gelen 350 °C’deki izotermal tavlama ile sementit parçacıklarının ferrit içerisine çökelmiş olduğundan dolayı oluşan yapı yüksek sertlik ve tokluğa sahiptir.



Şekil 6.15. V-Atomet 1001 tozlarından üretilen BMKS numunelerine ait HV1 makrosertlik grafiği

BMKS numunelerin makrosertlik değerlerinde “Ar” serisi numunelerde olduğu gibi küreselleştirme sonrası artan östemperleme süresine bağlı olarak sertlik artışı görülmektedir. SEM mikroyapı fotoğraflarında görüldüğü üzere artan östemperleme süresi ile yumuşak küresel sementit bileşik hacim oranlarının doğrusal şekilde azalma eğiliminde olduğu sertlik artışını destekler boyuttadır. Bu numunelerin makrosertlikleri 324-447 HV1 aralığındadır. En yüksek sertlik *BMKS* 2-5 numunesinde 447 HV1 ile ölçülmüştür.

Bu durum yine daha önce açıklandığı üzere östemperleme süresinin artışına bağlı olarak yüksek C’li kalıntı östenitin ince karbürlere çökmesinin bir sonucu olarak düşünülmektedir. Çünkü bu çalışmada olduğu gibi yüksek C’li çeliklerin izotermal östemperleme zamanına bağlı olarak beynitik dönüşüm Eş. 6.1 ve 6.2’de ki gibi iki aşamada gerçekleştiği bildirilmektedir [124].



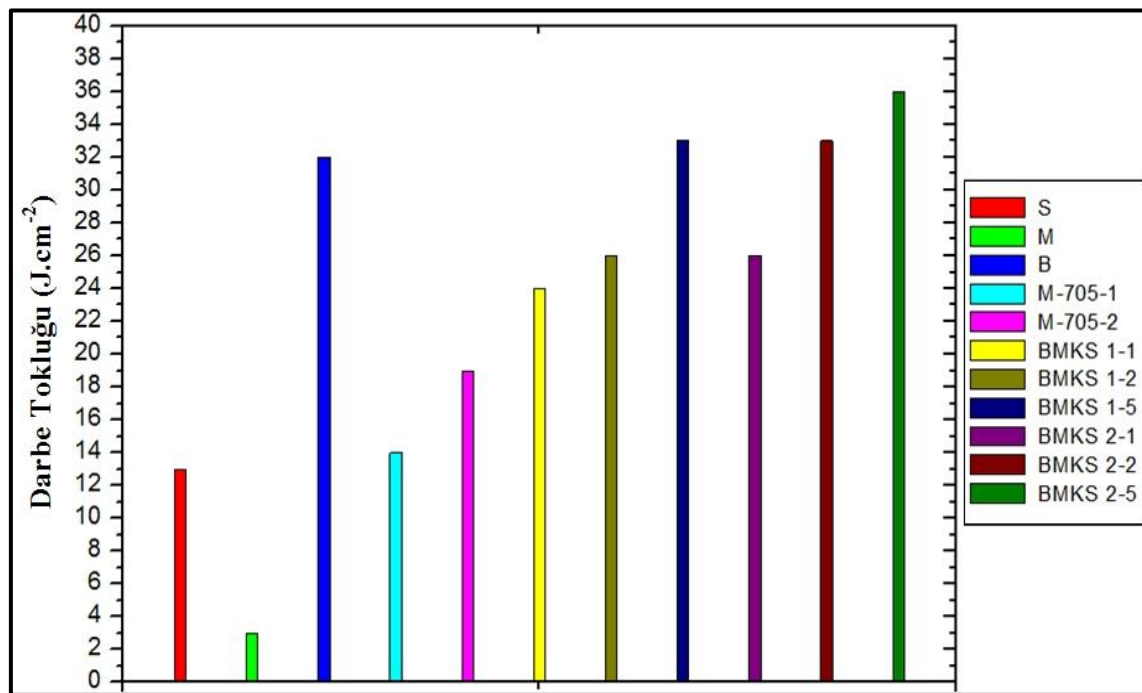
Burada; γ , α ve γ_{yk} sırasıyla karasız östenit, ferrit ve yüksek karbonlu kalıntı östenittir. Buradan anlaşılacağı üzere östemleme süresinin artışıyla γ_{yk} fazının α ve Karbür çökmesine bağlı olarak sertlik değerlerinin artıran temel unsur olarak görülmektedir ki bu da aşınma özelliklerini ciddi oranda geliştirmektedir.

6.2.5. Darbe test sonuçları

Toz metal numunelerin ısıtıl işlem öncesi ve sonrası darbe tokluk değerleri deneysel çalışmalar bölümünde anlatılan standartlara uygun olarak ölçülmüş ve Çizelge 6.11 ile Şekil 6.16 - 6.17’de sunulmuştur.

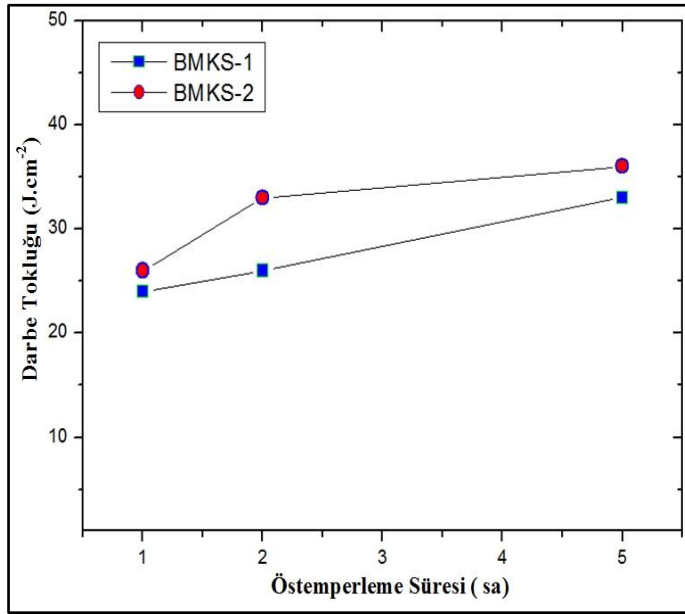
Çizelge 6.11. “V” serisi Numunelerin darbe tokluk değerleri tablosu

Darbe Tokluğu (j.cm^{-2})	
ATOMET 1001	
S-	13
M-	3
B-	32
M-705-1	14
M-705-2	19
BMKS 1-1	24
BMKS 1-2	26
BMKS 1-5	33
BMKS 2-1	26
BMKS 2-2	33
BMKS 2-5	36

Şekil 6.16. V-ATOMET 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin darbe tokluk değerleri (j.cm^{-2}) grafiği

Numunelerin darbe tokluk değerleri incelendiğinde birincil sementit ve yoğun perlit kolonileri içeren sinterlenmiş haldeki S- numuneleri ortalama 13 j.cm^{-2} darbe tokluğuna sahiptir. Ferritik matrikste küresel sementit fazlarını içeren M-705 numunelerinin ise artan

küreselleştirme süresine bağlı olarak sertliklerindeki azalmanın numunelerin darbe tokluklarında artışa sebep olduğu ve sırasıyla ortalama 14-19 j.cm⁻² değerinde oldukları belirlenmiştir. Isıl işlem görmüş numuneler arasında en düşük darbe tokluğuna sahip numune ise 3 j.cm⁻² değeri ile kafes yapısı aşırı derecede distorsiyona uğramış *M*-numuneleridir. Tam östenit bölgesinden izotermal tavlama ile östenit-beynit dönüşümü içeren *B*- serisi numuneler ise beklenildiği gibi 32 j.cm⁻² ile yüksek darbe enerjisine sahiptirler.



Şekil 6.17. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen BMKS numunelerine ait darbe tokluk değerleri (j.cm⁻²) grafiği

BMKS numuneleri ise küreselleştirme ısıl işlemi sonrası artan östemperleme süresine bağlı olarak artan darbe tokluk değerlerine sahiptir. Bu numunelerin darbe toklukları 24-36 j.cm⁻² aralığında ölçülmüştür. Tam beynitik mikroyapıdan bile daha yüksek darbe tokluğuna sahip olan *BMKS* mikroyapılı çeliklerin bu mekanik davranışı dikkat çekicidir. Tam beynitik mikroyapıyı oluşturan ferrit ve lamelli olmayan sementit bileşiklerinin yanı sıra mikroyapıda küresel olarak çökelmiş sementitlerin varlıklarının darbe tokluğunu arttırıcı bir etken olduğu düşünülmektedir.

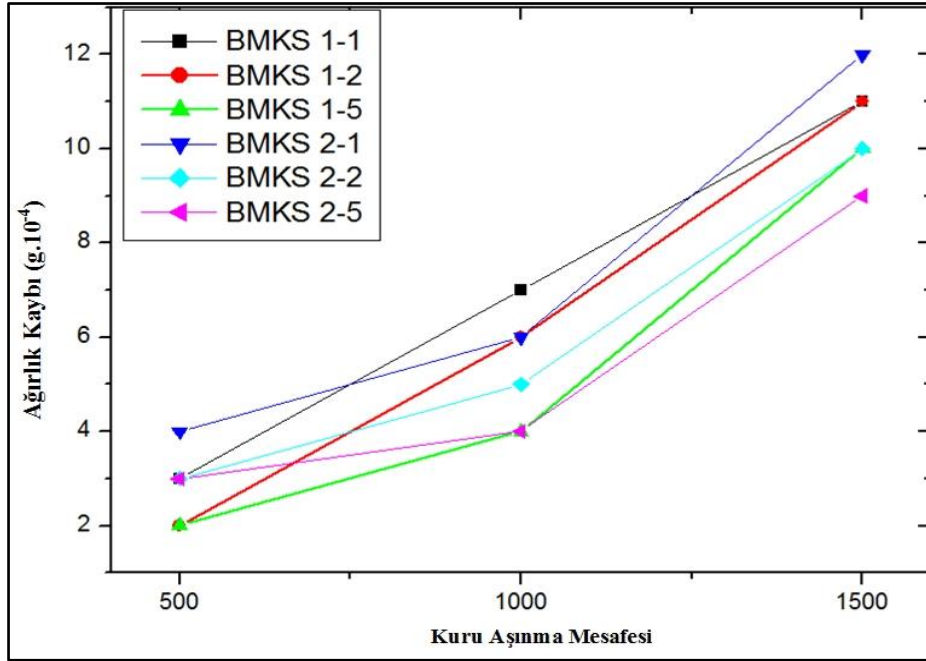
6.2.6. Aşınma test sonuçları

Üretilen TM çelik numunelerin bölüm 6.5’de anlatıldığı gibi aynı şartlar altında kuru ortam aşınma testleri yapılmıştır. Aşınma testi sonucunda ortalama ağırlık kayıpları ve Archard prensibine [113] göre aşınma katsayıları hesaplanmış, sürtünme katsayıları ise aşınma test cihazına entegre bilgisayar yazılımı ile otomatik kaydedilmiş ve Çizelge 6.12-6.13 ile Şekil 6.18-6.19’da sunulmuştur.

Çizelge 6.12. “V” serisi Numunelerin ortalama ağırlık kaybı değerleri tablosu

	Ağırlık Kaybı (g.10 ⁻⁴)		
	500m	1000m	1500m
S-	21	32	38
M-	-	-	-
B-	7	14	20
M-705-1	11	25	33
M-705-2	10	22	24
BMKS 1-1	3	7	11
BMKS 1-2	2	6	11
BMKS 1-5	2	4	10
BMKS 2-1	4	6	12
BMKS 2-2	3	5	10
BMKS 2-5	3	4	9

Tüm numunelerin aşınma testi sonrası ağırlık kayıpları sürtünme mesafesine göre incelendiğinde “Ar” serisi numunelerde olduğu gibi sinterlenmiş S- numunesinin ağırlık kaybı perlitik mikroyapının getirdiği düşük sertlikten dolayı 1500m mesafe sonucunda 38×10^{-4} g ile en yüksek çıkmıştır. Isıl işlemli numuneler arasında tokluğu yüksek olan tam beynitlik B- numunesindeki ağırlık kaybının 500m’den 1500m’ye ilerleyen aşınma mesafelerinde ciddi artış göstererek 20×10^{-4} g olarak belirlenmiştir. Ferritik matrikste küresel sementit içeren M-705 serisi numunelerde ise ağırlık kayıpları 500m aşınma mesafesinde 10×10^{-4} g iken 1500m aşınma testi sonucunda 33×10^{-4} g hesaplanmıştır. Sinterlenmiş haldeki S- numunesi ile benzer sertliğe sahip M-705 serisi numuneleri, aşınma testleri sonucu daha az ağırlık kaybına uğramışlardır.

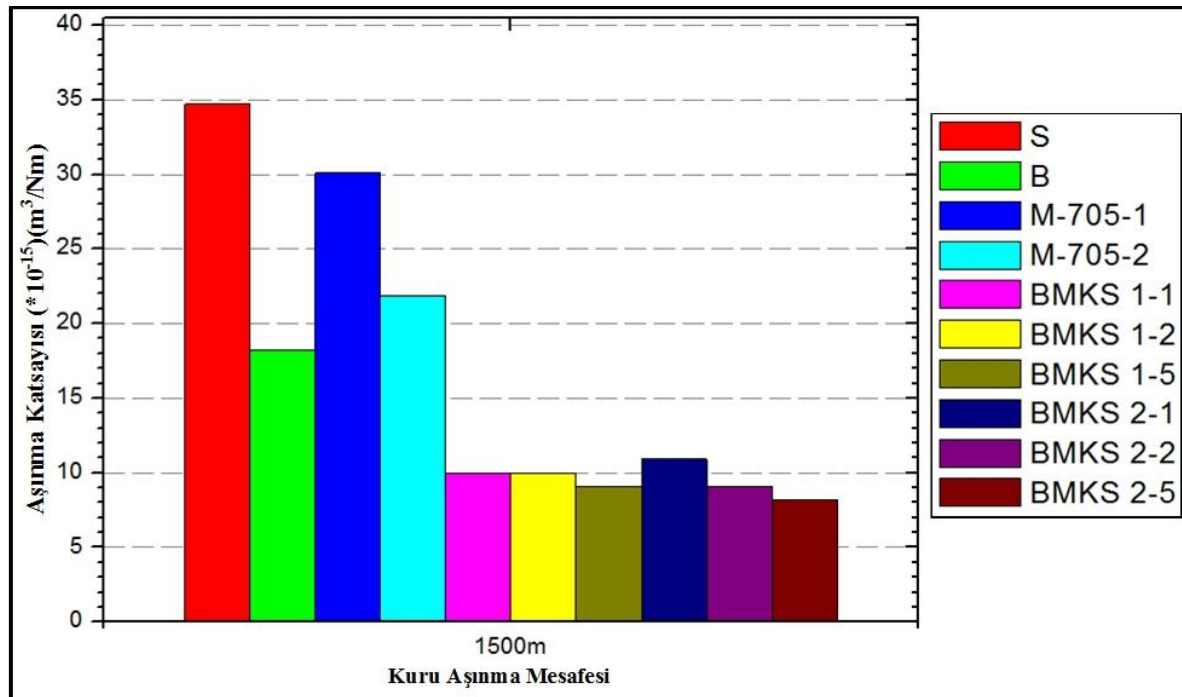


Şekil 6.18. V-Atomet 1001 tozlarından üretilen BMKS numunelerine ait ağırlık kaybı değerleri ($\text{g} \cdot 10^{-4}$) grafiği

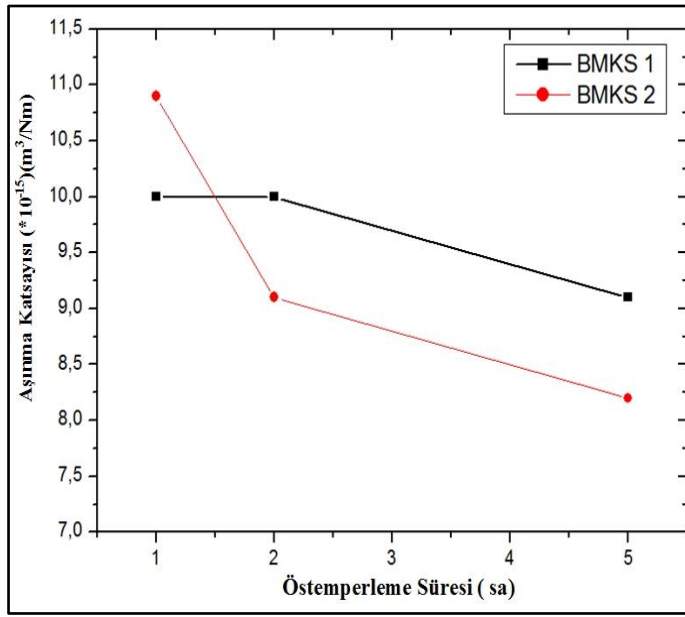
BMKS mikroyapısına sahip numunelerin darbe tokluk değerleri “Ar” serisi numunelerde olduğu gibi B- serisi numunelerle rekabet edebilecek düzeyde hatta 2 ve 5 saat östemperlenen numunelerin darbe toklukları fazla iken, sertlik değerleri B- serisinin altında görülmektedir. Bu bağlamda BMKS numuneleri daha düşük sertlikte olmalarına rağmen B- serisi numunelerin her aşınma mesafesinde neredeyse 1/2’ si oranında ağırlık kaybı göstermişlerdir.

Çizelge 6.13. “V” serisi numunelerin aşınma katsayısı değerleri tablosu

	Aşınma Katsayısı ($\text{m}^3 \cdot (\text{Nm})^{-1} \times 10^{-15}$)		
	500m	1000m	1500m
S-	57,5	43,8	34,7
B-	19,1	19,1	18,2
M-705-1	30,1	34,2	30,1
M-705-2	27,3	30,1	21,9
BMKS 1-1	8,2	9,5	10,0
BMKS 1-2	5,4	8,2	10,0
BMKS 1-5	5,4	5,4	9,1
BMKS 2-1	10,9	8,2	10,9
BMKS 2-2	8,2	6,8	9,1
BMKS 2-5	8,2	5,4	8,2

Şekil 6.19. V-Atommet 1001 tozlarından üretilen TM numunelerin aşınma katsayısı değerleri ($\text{m}^3 \cdot (\text{Nm})^{-1}$) grafiği

Çizelge 6.13 ve Şekil 6.19’de verildiği üzere numunelerin farklı mesafelerdeki aşınma testleri sonrası meydana gelen ağırlık kayıpları ile başlangıçtaki yoğunluklarının kullanılarak Archard prensibine [113] göre hesaplandığı aşınma katsayıları verilmiştir. 500 - 1500m kuru aşınma mesafesinde sabit 10N yük altında gerçekleştirilen test sonucu yapılan hesaplamalara göre en az ağırlık kaybına uğrayan *BMKS 2-5* serisi numuneler genellikle düşük aşınma katsayılarına sahiptirler.



Şekil 6.20. V-Atomet 1001 tozlarından üretilen BMKS numunelerine ait 1500m mesafede aşınma katsayısı ($\text{m}^3.(\text{Nm})^{-1}$) grafikleri

Şekil 6.20’da görüldüğü üzere *BMKS* mikroyapısına sahip numunelerin aşınma katsayıları grafik olarak sunulmuştur.”Ar” serisi numunelerde olduğu gibi Archard tarafından önerilen aşınma katsayısı hesaplamaya yönelik formül ile yapılan hesaplamalar ile *BMKS 2-5* numunesi $8,2 (\text{m}^3.(\text{Nm})^{-1})$ aşınma katsayısı değeri ile en düşük aşınma katsayısı değerine sahip olduğu belirlenmiştir. Ancak Bölüm 6.1.5’de tartışıldığı üzere Ar-Atomet 1001 tozlarından üretilen TM numunenin 1500 m mesafedeki aşınma katsayısı $7,4(\text{m}^3.(\text{Nm})^{-1})$ değerinde olup daha düşük aşınma katsayısına sahiptir. Bu durum Ar-Atomet tozlarının daha düşük yoğunluğa ($7,2 \text{ g/cm}^3$) sahip olmasının belirtilen formüldeki matematiksel işleme olan etkisinden kaynaklıdır.

Çizelge 6.14. “V” serisi numunelerin 1500m mesafe sonrası sürtünme katsayısı değerleri tablosu

	Sürtünme Katsayısı (μ)
S-	0,61
M-	-
B-	0,66
M-705-1	0,61
M-705-2	0,62
BMKS 1-1	0,73
BMKS 1-2	0,72
BMKS 1-5	0,72
BMKS 2-1	0,71
BMKS 2-2	0,72
BMKS 2-5	0,71

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

7.1. Sonuçlar

Bu çalışmada çelik alaşımlarında ilk defa beynitik matrikste küresel sementit (BMKS) mikroyapısı üretilmiş olup hâlihazırda literatürde bilinen ve endüstride yaygın olarak kullanılan küreselleştirme ve östemperleme ısıtma işlemi yapılan numunelerle mukayese edilmiş ve aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

1. ASTM G 99 ve E 23 standartlarına uygun presleme kalıplarında 700 MPa'da oda sıcaklığında, %1,5 grafit ilave edilerek tek etkili olarak şekillendirilmiştir. Bunun sonunda Ar-NC100.24, Ar-ATOMET 1001 ve V- ATOMET 1001 numunelerin ham yoğunluk değerleri sırasıyla 6.7, 6,9 ve 6,9 g/cm³, sinterleme sonrası yoğunluk değerleri sırasıyla 7.1, 7.2 ve 7.3 g/cm³ olarak tespit edilmiştir.
2. Uygulanan BMKS mikroyapısı üretimi için uygulanan ısıtma işlem çevrimleri sonucunda tüm seri numunelerde ortalama 1 µm boyutunda küresel sementit bileşikler üretilmiştir.
3. BMKS mikroyapısının üretim sürecinde artan östemperleme süresi sonucunda mikroyapıdaki beynitik alanların artarak küresel sementit hacim oranının azaldığı ve en düşük küresel sementit hacim oranının yaklaşık % 5 ile Ar-NC.100.24 tozundan üretilen BMKS 1-5 numunesinde görülmüştür.
4. BMKS mikroyapısına sahip tüm numunelerde XRD analiz sonuçlarına göre, ısıtma işlemleri sonrası küreleşen fazların tamamen sementit (Fe₃C) fazları olduğu anlaşılmıştır.
5. BMKS mikroyapısına sahip numunelerin küreselleştirme ısıtma işlemi sonrası artan östemperleme süresi ile beraber makro sertliklerinin arttığı ve en yüksek sertlik 447 HV1 ile V-ATOMET 1001 serisi BMKS 2-5 numunesinde görülmüştür.
6. Genel olarak tüm numunelerde küreselleştirme sonrası östemperleme süresinin artışı ile darbe dirençlerinde etkili bir artış olmuştur. BMKS numuneleri arasında en düşük darbe tokluğu Ar-NC100.24 serisi BMKS 1-1 numunesinde 20 j.cm⁻² iken, en yüksek darbe tokluğu V-ATOMET 1001 serisi BMKS 2-5 numunesinde 36 j.cm⁻² olarak belirlenmiştir. Tüm numuneler arasında ise en düşük darbe tokluğu Atomet 1001 serisi Martensit numunelerinde 3 j.cm⁻² olarak belirlenmiştir.

7. Numunelere uygulanan kuru ortam aşınma testi sonuçlarında da genel olarak artan ısıtım işlem süresine bağlı olarak ağırlık kayplarında meydana gelen azalma miktarı üzerinde etkili olduğu ve bu veriler kullanılarak hesaplanan aşınma katsayılarının da minimum değerlere ulaştığı belirlenmiştir. Bu bağlamda 1500m mesafede BMKS numuneleri arasında en düşük aşınma katsayısı Ar-ATOMET 1001 serisi BMKS 2-5 numunesinde $7,4 \times 10^{-15} (\text{m}^3 \cdot (\text{Nm})^{-1})$ olarak hesaplanmıştır.

7.2. Öneriler

1. Sinterleme sonrası gözenek oranının azaltılıp yoğunluğun artırılması ile mekanik özellikler geliştirilebilir. Bunun için daha yüksek presleme yoğunluğu, sıcak izostatik presleme gibi yöntemler uygulanabilir.
2. BMKS ısıtım işlemi sade karbonlu TM çeliklere uygulanmış olup çeşitli alaşım elementleri ilave edilerek mikroyapı ve mekanik özelliklere etkileri incelenebilir.
3. Bu çalışmada TM yöntemi ile çelik numuneler üretilmiş olup, endüstride daha yaygın uygulanabilirliği için ingot malzemelere de aynı ısıtım işlem döngüsü uygulanabilir.
4. Sementitin küreselleşme sürecinin termodinamik açıdan incelenmesi ve beynitik dönüşümün kinetiğinin açıklanabilmesi amacıyla daha ileri karakterizasyon teknikleri (TEM vs.) uygulanabilir.

KAYNAKLAR

1. German, R.M. (1998). Powder Metallurgy of Iron and Steel, *Joyn Wiley & Sons. Inc. USA.*
2. Lawley, A. (1992). Atomization The Production of Metal Powders, *Metal Powder Industries Federation.*
3. German, R. M. (2007). Toz metalurjisi ve parçacıklı malzeme işlemleri, (Çev. Ed: Sarıtaş S. Türker M., Durlu N.), *Türk Toz Metalurjisi Derneği Yayınları*, Ankara.
4. Demir. A., Sarıtaş, S. (1993). “Toz Metal Çeliklerin Mekanik Özellikleri” Isparta A.Ü. Müh. Fak. *Mak. Müh. Dergisi*, sayı 7, s 1-13.
5. Sarıtaş, S. (1996). Bir Titreşimli Öğütücü İmalatı ve Metal Tozlarının Öğütmeye Bağlı Özelliklerinin Araştırılması, *1. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı*, Gazi Üniversitesi, Ankara, 387-395.
6. Hatman, A. Karagöz, Ş. (1993). *7. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Kongresi* “Su atomize CuZn42 alaşımı tozu üretimi ve su basıncının toz özelliklerine etkileri”, Ankara. 553-565.
7. Höganäs, A. B. (1996). “Production of Iron and Steel Powders”, , *Höganäs PM School*, chapter 2, 3-21.
8. Sarıtaş, S. (1999). Bilyalı Dövmenin Fe+%2Cu+%0,5C T/M Çeliğin Yorulma Dayanımına Etkisinin Araştırılması. Bildiri Kitabı. *2. Ulusal Toz Metalurjisi Konferansı*, Ankara, 519-527.
9. Roll, K.H. (1984). History of Powder Metallurgy, *Metals Handbook*, 9th edition, ASM. Metal park, Ohio, 7: 1–110.
10. İnternet: *Cipeç*. URL: <http://www.webcitation.org/query?url=http%3A%2F%2Fgoasintered.com%2Fmanufacturing%2F&date>. Son Erişim Tarihi 27.11. 2018.
11. Ataş, A. (2003). “Alaşımli Demir Tozu Peletlerinin Sinterleme Sonrası Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi.” Yüksek Lisans Tezi, İ.T.Ü, Fen Bilimleri Enstitüsü. İstanbul.
12. Powder Metallurgy Review. (2017). Published by Inovar Communications Ltd Vol. 6 no. 3.
13. Ashrafizadeh F. (2003). Influence of plasma and gas nitriding on fatigue resistance of plain carbon (Ck45) steel, *Surf. Coat. Technol.* 174, 1196-1200.
14. Smith, W.F. (2000). Mühendislik Alaşımlarının Yapı ve Özellikleri, Erdoğan, M. *Nobel Yayıncılık*, Ankara, 30-150.

15. Savaşkan, T. (2009). Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, *Celepler Yayıncılık*, Trabzon, 193-199.
16. Stefanescu, D.M. (1991). ASM Metals Handbook Volume 1 - Properties and Selection Irons, Steels and High-Performance Alloy, 329-330.
17. Nür Board of Consultants & Engineers. (2010). The Complete Technology Book on Hot Rolling of Steel, s. 60-61.
18. Türkiye Çelik Üreticileri Derneği. (2018). *Çelik Dergisi*. Eylül 2018 (92), 56-58.
19. TS 1112.(2010). Demir ve Çelikler Isıl İşlem, Türk Standartları Enstitüsü, Ankara.
20. Sklyuev, P. V. (1981). Methods of calculating critical hardening rates and the hardness of intermediate productions of constructional steels. *Metal Science and Heat Treatment*, 23(4), 229-235.
21. Reed-Hill R. E. and Abbaschian R., (1991). Physical Metallurgy Principles, 3rd ed. PWS Publishing Company.
22. Vieira, I. (2018). Tempering Response of Mixed Martensitic/Bainitic Microstructures in Quench and Tempered Plate Steels Colorado School of Mines, ProQuest Dissertations Publishing, 10788553.
23. Reti T. and Horvath C., (1999). Prediction of the Hardness Decrease Occurring During Non- Isothermal Tempering, in *17th ASM Heat Treating Conference*, p. 895.
24. Krauss G., (2005). *Steels - Processing, Structure, and Performance*. Materials Park, OH: ASM International,
25. Bhadeshia H. K. D. H., (2001). “Tempering of Bainite,” in *Bainite in Steels Transformations, Microstructure and Properties*, The University Press, Cambridge, pp. 91–115.
26. Matsuda, H., Mizuno, R., Funakawa, Y., Seto, K., Matsuoka, S., & Tanaka, Y. (2013). Effects of auto-tempering behaviour of martensite on mechanical properties of ultra high strength steel sheets. *Journal of alloys and compounds*, 577, S661-S667.
27. Weissbach W. (1998). (Çev. Anık S, Anık E, Vural M,) Malzeme Bilgisi ve Muayenesi, *Birsen Yayınevi*, İstanbul.
28. Topbaş M. A. (1998). Çelik Ve Isıl İşlem El Kitabı, Prestij Yayıncılık. İstanbul.
29. Barrow, A. T. W., & Rivera-Díaz-del-Castillo, P. E. J. (2011). Nanoprecipitation in bearing steels. *Acta materialia*, 59(19), 7155-7167.
30. Sauvage, N. Guelton, D. Blavette (2002). Microstructure Evolutions During Drawing of a Pearlitic Steel Containing 0.7 at.% Copper, *Scripta Materialia*, 46, 459–464.

31. Sauvage, W. Lefebvre, C. Genevois, S. Ohsaki, K. Hono. (2009). Complementary use of transmission electron microscopy and atom probe tomography for the investigation of steels nanostructured by severe plastic deformation”, *Scripta Materialia*, 60, 1056 – 1061.
32. Altuntaş, O. (2013). Yüksek Karbonlu Toz Metal Çeliklerin Mikroyapı ve Darbe Tokluğu Özelliklerine Küreselleştirme Isıl İşlemleri Etkilerinin Araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
33. Askeland, D. R. (1998). Malzeme bilimi ve mühendislik malzemeleri, (Çev: Erdoğan, M.), *Nobel Yayın Dağıtım*, 1: 1-348.
34. Mehrkam, Q. D., Foreman, R. W., Gaylord, D. E., Heyer W. E., Lahr G. M. (1981). Austempering of steels, *Metals Handbook*, 9th ed. ASM, Ohio, USA, 4, 104-116.
35. Davenport, E. S., & Bain, E. C. (2010). Transformation of austenite at constant subcritical temperatures. *Metallurgical and materials transactions. A*, Physical metallurgy and materials science, 41(6), 1353-1390.
36. Kimura, Y., Inoue, T., Yin, F., & Tsuzaki, K. (2008). Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel. *Science*, 320(5879), 1057-1060.
37. Bhadeshia, H.K.D.H. (1992). Bainite in Steels, *Institute of Metals*, UK.
38. Campbell, F. C. (Ed.). (2008). Elements of metallurgy and engineering alloys. *ASM International*.
39. Caballero, F.G., Bhadeshia, H.K.D.H., Mawella, K.J.A., Jones, D.G., & Brown, P. (2002). Very Strong Low Temperature Bainite, *Materials Science and Technology*, 18(3): 279-284.
40. Callister, W.D., & Rethwisch, D.G. (2007). *Materials Science and Engineering: An Introduction*, Wiley, New York, USA.
41. Murathan, Ö. F., & Kılıçlı, V. (2016). Nano Beynitik Çelikler. *Politeknik Dergisi*, 19(2), 115-128.
42. Bhadeshia, H.K.D.H. & Honeycombe, R. (2006). *Steels: Microstructure and Properties*, 3rd edition, Butterworth-Heinemann, USA.
43. DeArdo, A. J. (1988). Accelerated cooling: a physical metallurgy perspective. *In Proceedings of the Metallurgical Society of the Canadian Institute of Mining and Metallurgy* (pp. 3-27). Pergamon.
44. Davis, J. R., Mills, K. M., & Lampman, S. R. (1990). *Metals Handbook*. vol. 1. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International, Materials Park, Ohio, USA.
45. Shimizu, K. I., & Tanaka, Y. (1978). The $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ martensitic transformations in an Fe–Mn–C alloy. *Transactions of the Japan Institute of Metals*, 19(12), 685-693.

46. Ünver, H., Zengı, D. M., & Durlu, T. N. (2001). Crystal structure of 1-[N-(4-fluorophenyl)] naphthalimine. *Analytical sciences*, 17(8), 1021-1022.
47. Wakasa, K., & Wayman, C. M. (1981). Crystallography and morphology of ferrous lath martensite. *Metallography*, 14(1), 49-60.
48. Porter, D. A., Easterling, K. E., & Sherif, M. (2009). *Phase Transformations in Metals and Alloys*, (Revised Reprint). CRC press.
49. Olson, G. B., & Cohen, M. (1976). A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC→ HCP transformation. *Metallurgical Transactions A*, 7(12), 1897-1904.
50. Christian, J. W., & Mahajan, S. (1995). Deformation twinning. *Progress in materials science*, 39(1-2), 1-157.
51. Kurdjumov, G. V., & Sachs, G. (1930). Crystallographic orientation relationship between α - and γ -Fe. *Ann Phys*, 64, 325.
52. Nishiyama, Z. (1934). X-ray investigation of the mechanism of the transformation from face centered cubic lattice to body centered cubic. *Sci. Rep. Tohoku Univ.*, 23, 637.
53. Kakeshita, T., Kuroiwa, K., Shimizu, K., Ikeda, T., Yamagishi, A., & Date, M. (1993). A new model explainable for both the athermal and isothermal natures of martensitic transformations in Fe–Ni–Mn alloys. *Materials Transactions, JIM*, 34(5), 423-428.
54. Wayman, C. M. (1964). Introduction to the crystallography of martensitic transformation *Macmillan Series in Materials Science*.
55. Bowles, J. S., & Mackenzie, J. K. (1954). The crystallography of martensite transformations I. *Acta metallurgica*, 2(1), 129-137.
56. Bunshah, R. F., & Mehl, R. F. (1953). Rate of propagation of martensite. *Trans. Aime*, 197, 1251-1258.
57. Troiano, A. R., & Greninger, A. B. (1946). The martensite transformation. *Metal Progress*, 50, 303-307.
58. Kurdjumov, G. V., & Maksimova, O. P. (1948). Kinetics of austenite to martensite transformation at low temperatures. *Doklady Akademii Nauk SSSR*, 61(1), 83-86.
59. Kurdjumov, G. V., & Maksimova, O. P. (1950). On the Energy of Formation of Martensite Nuclei. *Doklady Akademii Nauk SSSR*, 73, 95.
60. Durlu, T. N. (1979). Fe-Ni-C Alaşımlarının Tek ve İnce Östenit Kristallerindeki Martensitik Evre Dönüşümleri Üzerinde Çalışmalar, Doçentlik tezi, Ankara.
61. Kaufman, L., & Cohen, M. (1956). The martensitic transformation in the iron-nickel system. *JOM*, 8(10), 1393-1401.

62. Christian, J. W. (1975). *The Theory of Transformations in Metals and Alloys. I. Equilibrium and general kinetic theory*, 586.
63. Güngüneş H.. (2005). fe-%24.5ni-%4.5si alaşımında östenit-martensite faz dönüşümleri üzerinde çalışmalar, Doktora Tezi, Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Fizik Anabilim Dalı, Kırıkkale.
64. Olson, G. B. and Cohen, M. (1982). Stress-assisted isothermal martensitic transformation: application to TRIP steels. *Metallurgical Transactions A*, 13(11), 1907-1914.
65. Korenko, M. K. (1973). *Martensitic transformations in high magnetic fields* (Doctoral dissertation, Massachusetts Institute of Technology).
66. Andrews, K.W. (1965). Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 203, Part 7; 59. 721-727.
67. Mediratta, S. R. and Ramaswamy, V. (1990). Dependence of strain hardening exponent on the volume fraction and carbon content of martensite in dual-phase steels during multistage work hardening, *Jour. of Mat. Sci, Let.* 18: 205-206.
68. Kunio, T. Shimizu, M., Yamada, K. and Suzuki, H. (1975). An effect of the second phase morphology on the tensile fracture characteristics of carbon steels, *Engineering Fracture Mechanics*, 7: 411-432.
69. Tekin, A. (1987). Çelik ve Isıl İşlemi. İstanbul, Flak Matbaacılık, İstanbul.
70. Demir, B. (2003). “Ereğli demir ve çelik fabrikaları sürekli tavlama hatlarında çift-fazlı çelik üretilebilirliğinin incelenmesi”, Doktora Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.
71. Cimenoglu, H. ve Kayali, E. S. (1985). Otomotiv endüstrisinde kullanılan çift fazlı çelikler, *Metalurji Dergisi*, 40: 10-14.
72. Hayat, F. (2005). Çift-fazlı çeliklerin nokta direnç kaynağında mho ile kaynak süresinin mekanik özelliklere etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Zonguldak.
73. Dağasan, E. (2007). “Çift fazlı çeliklerin eroziv aşınma davranışı”,Yüksek Lisans Tezi, Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Kayseri.
74. Topbas, M. A. (1993). *Isıl İşlemler*, Yıldız Teknik Üniversitesi, İstanbul, 156- 171.
75. Erdoğan, M. (2002). Effect of östenit dispersion on phase transformation in dual phase steel, *Scripta Materialia*, 48: 501-506.
76. Mackenzie, D. S. (2006). Design of quench systems for aluminum heat treating Part I- quenchant selection. *Industrial Heating*, 73(6), 53-58.

77. Wadsworth, J., Oyama, T., Sherby, O. D., & LeMay, I. (1980). Advances in Materials Technology in The Americas-1980. Volume, 2, 29-30.
78. Cohen. M. (1951). Phase Transformations in Solids, *Wiley & Sons, N.Y*, pp. 588–660.
79. Cohen.M. (1962). Trans. The Metallurgical Society *TMS of AIME*. 224, 638–657.
80. Zhang, C. S., Zhao, L. C., Duerig, T. W., & Wayman, C. M. (1990). Effects of deformation on the transformation hysteresis and shape memory effect in a Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ alloy. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24(9), 1807-1812.
81. Krauss, G. (2015). Steels: processing, structure, and performance. Asm International.
82. Hauserová, D. (2011). Forming of C45 Steel at Critical Temperature. *Procedia Engineering* 10: 2955-2960.
83. Huang, Chao. (2016). Isothermal heat treatment of a bearing steel for improved mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds* (660), 131-135.
84. Huang, C., Zhang, C., Jiang, L., Yang, Y., & Liu, Y. (2016). Isothermal heat treatment of a bearing steel for improved mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 660, 131-135.
85. Shah, M., & Bakshi, S. D. (2018). Three-body abrasive wear of carbide-free bainite, martensite and bainite-martensite structure of similar hardness. *Wear*, 402, 207-215.
86. Peng, F., Xu, Y., Li, J., Gu, X., & Wang, X. (2019). Interaction of martensite and bainite transformations and its dependence on quenching temperature in intercritical quenching and partitioning steels. *Materials & Design*, 107921.
87. Kim, K. H., Lee, J. S., & Lee, D. L. (2010). Effect of silicon on the spheroidization of cementite in hypereutectoid high carbon chromium bearing steels. *Metals and Materials International*, 16(6), 871-876.
88. Altuntaş, O. & Güral, A. (2019). Designing spherical cementite in bainitic matrix (SCBM) microstructures in high carbon powder metal steels to improve dry sliding wear resistance. *Materials Letters*, 249, 185-188.
89. Barrow A.T.W., Rivera-Dí'az-del-Castillo. P.E.J. (2011). Nanoprecipitation in Bearing Steels. *Acta Materialia* 59, 7155–7167.
90. Zurnadzhy, V. I., Efremenko, V. G., Wu, K. M., Azarkhov, A. Y., Chabak, Y. G., Gresha, V. L., & Pomazkov, M. V. (2019). Effects of stress relief tempering on microstructure and tensile/impact behavior of quenched and partitioned commercial spring steel. *Materials Science and Engineering: A*, 745, 307-318.
91. Porter D. A. and Easterling K. E. (1992). Tempering of Ferrous Martensite. *Phase Transformations in Metals and Alloys*. pp. 417–427.

92. Onur, C. ve İnem, B. (2003). AISI W1 ve L2 Soğuk İş Takım Çeliklerinin Düşük Sıcaklıklarda (120 °C) Menevişlenmesi ile Optimum Tokluğun Geliştirilmesi. *Journal of The Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 18, (1), 109-124.
93. Emmy C., Ohlund C., Schlangen E., S. Offerman E. (2013). The Kinetics of Softening and Microstructure Evolution of Martensite in Fe–C–Mn Steel During Tempering at 300 °C. *Materials Science & Engineering A*, 560, 351–357.
94. Sauvage, N. Guelton, D. Blavette. (2002). Microstructure Evolutions During Drawing of a Pearlitic Steel Containing 0.7 at.% Copper. *Scripta Materialia*, (46), 459–464.
95. Sauvage, W. Lefebvre, C. Genevois, S. Ohsaki, K. Hono.(2009). Complementary use of transmission electron microscopy and atom probe tomography for the investigation of steels nanostructured by severe plastic deformation. *Scripta Materialia*, 60, 1056–1061.
96. J.-H. Kang 1, P.E.J. Rivera-Diaz-del-Castillo. (2013). Carbide dissolution in bearing steels. *Computational Materials Science* 67, 364–372.
97. Wray, P. J. (1982). Effect of carbon content on the plastic flow of plain carbon steels at elevated temperatures. *Metallurgical Transactions A*, 13(1), 125-134.
98. Khrushchov, M.M. (1974). Principles of abrasive wear. *Wear* 28 (1) 69–88.
99. S. Tekeli, A. Güral. (2007). Dry sliding wear behaviour of heat treated iron based powder metallurgy steels with 0.3% Graphite + 2% Ni additions. *Materials and Design* (28), 1923–1927.
100. Altuntas, O. & Güral, A. (2017). Effect of spheroidizing heat treatment on the microstructure, hardness and toughness of high carbon powder metallurgy steel. *Kovove Materialy-Metallic Materials*, 55(5), 303-310.
101. Zhang, S.L.,Sun, X.J.,Dong, H. (2006). Effect of deformation on the evolution of spheroidization for the ultra high carbon steel. *Materials Science and Engineering A*, 432(1-2), 324-332.
102. Caballero, F. G., Miller, M. K., Garcia-Mateo, C., Cornide, J., & Santofimia, M. J. (2012). Temperature dependence of carbon supersaturation of ferrite in bainitic steels. *Scripta Materialia*, 67(10), 846-849.
103. Bhadeshia, H. K. D. H. (1998). New bainitic steels by design. *Modelling and simulation for materials design*, 227-232.
104. Pitt, C. (1999). *Wear and microstructure relationships in carbide-free bainitic rail steels*, (Ph.D. thesis),University of Cambridge.
105. Feng, X. Y., Zhang, F. C., Kang, J., Yang, Z. N., & Long, X. Y. (2014). Sliding wear and low cycle fatigue properties of new carbide free bainitic rail steel. *Materials Science and technology*, 30(12), 1410-1418.

106. Bakshi, S. D., Shipway, P. H., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2013). Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite. *Wear*, 308(1-2), 46-53.
107. Suh, D. W., Ryu, J. H., Joo, M. S., Yang, H. S., Lee, K., & Bhadeshia, H. K. D. H. (2013). Medium-alloy manganese-rich transformation-induced plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44(1), 286-293.
108. Kang, J. (2014). Mechanisms of microstructural damage during rolling contact fatigue of bearing steels (Doctoral dissertation, University of Cambridge)
109. Garcia-Mateo, C, Caballero, F. (2014). Advanced high strength bainitic steels. *Compr. Mater. Process.* (1), 165–190.
110. Xu, L., & Kennon, N. F. (1991). A study of the abrasive wear of carbon steels. *Wear*, 148(1), 101-112.
111. Wei, M. X., Wang, S. Q., Wang, L., Cui, X. H., & Chen, K. M. (2011). Effect of tempering conditions on wear resistance in various wear mechanisms of H13 steel. *Tribology International*, 44(7-8), 898-905.
112. Sawa M, Rigney DA. (1987). Sliding behavior of dual-phase steels in vacuum and air. *Wear*, 119, 369–90.
113. Archard, J. (1953). Contact and rubbing of flat surfaces. *Journal of applied physics*, 24(8), 981-988.
114. Whiteley, J. H. (1922). The formation of globular pearlite. *J. Iron Steel Inst*, 105, 339-357.
115. Tu, M. Y., Hsu, C. A., Wang, W. H., & Hsu, Y. F. (2008). Comparison of microstructure and mechanical behavior of lower bainite and tempered martensite in JIS SK5 steel. *Materials Chemistry and Physics*, 107(2-3), 418-425.
116. Chakraborty, J., Bhattacharjee, D. and Manna, I., (1999). Scientific Services and Research and Development, *Tata Steel*, Jamshedpur 831 001, Jharkhand, India
117. Balart, M. J., & Knott, J. F. (2008). Low temperature fracture properties of DIN 22NiMoCr37 steel in fine-grained bainite and coarse-grained tempered embrittled martensite microstructures. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(8), 2480-2513.
118. Song, W., Von Appen, J., Choi, P., Dronskowski, R., Raabe, D., & Bleck, W. (2013). Atomic-scale investigation of ϵ and θ precipitates in bainite in 100Cr6 bearing steel by atom probe tomography and ab initio calculations. *Acta Materialia*, 61(20), 7582-7590.
119. Sharma, S., Sangal, S., & Mondal, K. (2011). Development of new high-strength carbide-free bainitic steels. *Metallurgical and Materials transactions A*, 42(13), 3921-3933.

120. Monia, S., Varshney, A., Sangal, S., Kundu, S., Samanta, S., & Mondal, K. (2015). Development of Highly Ductile Spheroidized Steel from High C (0.61 wt.% C) Low-Alloy Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24(11), 4527-4542.
121. Shin, D. H., Han, S. Y., Park, K. T., Kim, Y. S., & Paik, Y. N. (2003). Spheroidization of low carbon steel processed by equal channel angular pressing. *Materials transactions*, 44(8), 1630-1635.
122. İnternetCipeç.
URL:<http://www.webcitation.org/query?url=https%3A%2F%2Fesnaf.ticaret.gov.tr%2Fduyurular%2Fguncel-nace-faaliyet-kodlari&date=2019-05-31>.
Son erişim tarihi 31.05.2019.
123. İstanbul Sanayi Odası.(2017). *İsil İşlem Sanayi*. İstanbul: İstanbul Sanayi Odası.
124. Mandal, D., Ghosh, M., Pal, J., Chowdhury, S. G., Das, G., Das, S. K., & Ghosh, S. (2014). Evolution of microstructure and mechanical properties under different austempering holding time of cast Fe–1.5 Si–1.5 Mn–V steels. *Materials & Design* (1980-2015), 54, 831-837.
125. Wang, B., Wang, Z. H., Sun, S. H., & Fu, W. T. (2013). Effect of cyclic heat treatments on spheroidizing behavior of cementite in high carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 574, 143-148.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı :ALTUNTAŞ, Onur
 Uyruğu :T.C.
 Doğum tarihi ve yeri :26.06.1988, Kırıkkale
 Medeni hali :Evli
 Telefon :0 (312) 354 84 01
 Faks :0 (312) 354 38 35
 e-mail :onuraltuntas@gazi.edu.tr



Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet Tarihi
Doktora	Gazi Üniversitesi/ Metalurji ve Malzeme Mühendisliği	Devam ediyor
Yüksek Lisans	Gazi Üniversitesi/Metal Eğitimi	2013
Lisans	Gazi Üniversitesi/Döküm Öğretmenliği	2010
Lise	Sokullu Mehmet Paşa Lisesi	2005

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2014-Halen	Gazi Üniversitesi Teknik Bilimler MYO	Öğretim Görevlisi
2010-2014	Gazi Üniversitesi Atatürk MYO	Öğretim Görevlisi

Yabancı Dil

İngilizce

Yayınlar

SCI, SCI–EXP İndekslerde Taranan Dergilerde Yayımlanan Makaleler:

1. Altuntaş Onur, and Ahmet Güral. "Designing spherical cementite in bainitic matrix (SCBM) microstructures in high carbon powder metal steels to improve dry sliding wear resistance" Materials Letters 249 (2019): 185-188.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.04.095>
2. O. Altuntaş, A. Güral, Effects Of Spheroidization Heat Treatments On The Microstructure, Hardness And Toughness İn High Carbon Powder Metallurgy Steel, Kovove Mater. (55) 2017 303–310 DOI: 10.4149/km 2017 5 303

Patentler

1. TPE 2017/19242 Başvuru Numaralı Ulusal Patent Başvurusu
2. TPE 2019/07323 Başvuru Numaralı Ulusal Patent Başvurusu

Diğer Hakemli Ulusal Ve Uluslararası Dergilerde Yayımlanan Makaleler:

1. Onur ALTUNTAŞ , Ahmet GÜRAL (2017). A Study on Austempering a High Carbon Powder Metal Steel. International Journal of Engineering Research and Development <https://doi.org/10.29137/umagd.371057>, vol 9, no 3, (6-11)
2. “Onur ALTUNTAŞ, Ahmet GÜRAL, Yüksek Karbonlu Sinterlenmiş Çeliklerin Darbe Tokluklarına Küreselleştirme Isıl İşlemlerinin Etkisinin İncelenmesi”, Journal of Polytechnic, 2015; 18 (3)

Uluslararası Kitapta Bölüm

1. Düşük Karbonlu Toz Metal Bir Çeliğin Statik Deformasyon Yaşlanması Davranışına Tavlama Sıcaklığının Etkisi Üzerine Bir Çalışma / E.K. Özer - O. Altuntaş - A. Güral / Mühendislik Bilimlerinde Güncel Akademik Çalışmalar-2018, ISBN • 978-9940-540-51-7 Volume/Cilt: II, 1255-1261.
2. Çelik Alaşımlarında Yeni Bir Mikroyapı Tasarımı / O. Altuntaş - A. Güral / Mühendislik Bilimlerinde Güncel Akademik Çalışmalar-2018, ISBN • 978-9940-540-51-7 Volume/Cilt: II, 1269-1275.

Ödül

1. ICMME 2019: 21. Uluslararası Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Konferansında “Production of Spherical Cementite within Bainitic Matrix Microstructures in High Carbon Powder Metallurgy Steels” en iyi sözlü sunum ödülü. Londra (2019).
2. 1.Ulusal Üniversiteler Patent Yarışmasında (Patentle Türkiye) T.C. Bilim Sanayi Ve Teknoloji Bakanı Sn. Dr. Faruk ÖZLÜ tarafından "Toz Metal Çeliklerde Beynitik Matrikste Küresel Sementit Üretimi" Türkiye 8.'lik Ödülü (T.C.BİLİM SANAYİ VE TEKNOLOJİ BAKANLIĞI - Türk Patent ve Marka Kurumu) (2018).

Fuar

1. Onur ALTUNTAŞ, Ahmet GÜRAL, ISIF’18 (3. İstanbul Uluslararası Buluş Fuarı), “Yüksek Karbonlu Toz Metal Çeliklerde Beynitik Matrikste Küresel Sementit Üretim Yöntemi” 27-29 Eylül 2018 İstanbul Lütfi Kırdar Kongre ve Sergi Sarayı

Yarışma

1. Onur ALTUNTAŞ, Ahmet GÜRAL, “Yüksek Karbonlu Toz Metal Çeliklerde Beynitik Matrikste Küresel Sementit Üretim Yöntemi” projemiz 30.03.2018 tarihinde İstanbul Dış Ticaret Kompleksi’nde düzenlenen 5. Metalik Fikirler Ar-Ge Proje Pazarı yarışmasında finale kalarak sergilenmiştir.

Bilimsel Toplantı Kongre- Konferans, Sempozyum, Kongre, Panel vb. Görev

1. Onur ALTUNTAŞ, Ahmet GÜRAL “Production of Spherical Cementite within Bainitic Matrix Microstructures in High Carbon Powder Metallurgy Steels” , ICMME 2019 (21.International Conference on Metallurgical and Materials Engineering) ,Londra, (2019) *Sözlü Sunum*
2. Gözde Altuntaş, Onur Altuntaş, Ahmet Güral, B.Bostan"Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen AA2014-Al4C3 Metal Matriksli Kompozitlerin Mikroyapı-Sertlik İlişkisine Yaşlandırma Isıl İşleminin Etkilerinin Araştırılması"IV. International Symposium on Multidisciplinary Studies, Paris (2018) *Sözlü Sunum*
3. Onur Altuntaş, Ahmet Güral"Yüksek Karbonlu Toz Metal Bir Çeliğin Kuru Aşınma Davranışına Farklı Matriks Yapılarının Etikisi Üzerine Bir Çalışma"IV. International Symposium on Multidisciplinary Studies. Paris (2018) *Sözlü Sunum*
4. “Onur ALTUNTAŞ, Ahmet GÜRAL, “Ötektoid Üstü Toz Metal Bir Çeliğin Mikroyapı-Sertlik İlişkisine Farklı Matriks Yapılarının Etikisi Üzerine Bir Çalışma” 1st International Turkish World Engineering and Science Congress in Antalya, (2017) *Sözlü Sunum*
5. “Onur ALTUNTAŞ, Ahmet GÜRAL, Bir Yüksek Karbonlu Toz Metal Çeliğin Östemperlenmesi Üzerine Bir Çalışma” 2. Uluslararası Savunma Sanayi Sempozyumu, Kırıkkale.(2017) *Sözlü Sunum*

6. "Onur ALTUNTAŞ, Ahmet GÜRAL, Toz Metal Bir Çeliğin Yoğunluk/Gözeneklilik İlişkisine Presleme Sıcaklığının Etkisi Üzerine Bir Çalışma" 2. Uluslararası Savunma Sanayi Sempozyumu, Kırıkkale.(2017) *Poster*
7. "Onur ALTUNTAŞ, Ahmet GÜRAL, Küreselleştirilmiş Yüksek Karbonlu T/M Çeliğin Mikroyapı, Sertlik ve Darbe Tokluk Özellikleri" 8. Mühendislik ve Teknoloji Sempozyumu Çankaya Üniversitesi, Ankara. (2015) *Sözlü Sunum*
8. "Onur ALTUNTAŞ, T. Alper YILMAZ, Ahmet GÜRAL, Bülent BOSTAN, Küresel Grafitli Dökme Demirin Mikroyapı ve Çekme Davranışlarına Östemperleme Süresinin Etkileri Üzerine Bir Çalışma" 8. Mühendislik ve Teknoloji Sempozyumu Çankaya Üniversitesi Ankara. (2015) *Sözlü Sunum*
9. "Ahmet GÜRAL, Mustafa TÜRKAN, Onur ALTUNTAŞ, Hüdayim BAŞAK, Çift Faz Oluşturucu Isıl İşlemler Uygulanmış Ni-Cu-Mo Ön Alaşımlı Toz Metal Çeliklerin Mikroyapı Karakterizasyonu" 8. Mühendislik ve Teknoloji Sempozyumu Çankaya Üniversitesi, Ankara. (2015) *Sözlü Sunum*
10. "Onur ALTUNTAŞ, Uğur GÖKMEN, Ahmet GÜRAL, Hanifi ÇİNİCİ, Mehmet TÜRKER, 2014. %5 B₄C Parçacık Takviyeli 316L Matrisli Kompozit Üretiminde Presleme Sıcaklığının Kompozit Özelliklerine Etkisi" 7. Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı ve Sergisi Ankara, Türkiye.(2014) *Sözlü Sunum*
11. "Onur ALTUNTAŞ, Ahmet GÜRAL, M.Kemal ÖZTÜRK, Su Verilmiş Bir Yüksek Karbonlu Toz Metal Çeliğin Temperleme Sıcaklıklarına Bağlı Olarak Kristalografik Analizi" 7. Uluslararası Toz Metalurjisi Konferansı ve Sergisi Ankara, Türkiye. (2014) *Poster*
12. "Onur ALTUNTAŞ ve Ahmet GÜRAL, Investigating the Effect of Spheroidization Heat Treatments on the Microstructure of High Carbon Powder Metal Steels" 7th International Powder Metallurgy Conference and Exhibition Ankara, Türkiye.(2014) *Sözlü Sunum*

Hobiler

Avcılık, Tarihi geziler, Fitness yapmak

A

Abstract · 25, 66, 68
 Alıntılar · 14
 Alt Bölümler · 10
 APA · 35, 45
 Araştırma · 30
 Arial · 6

B

Bakınız · 23
 Baskı · 36, 42
 başlık · 10, 15, 20, 29, 31, 34, 40, 47
 bölüm · 6, 31, 47

C

CD · 3
 Cilt · 8

Ç

çizelge · 4, 19, 20, 21, 23, 25, 28, 47, 81
 Çizelge · 9, 27, 70, 71, 72, 73, 74, 75, 76, 77

D

Dipnot · 18
 Dizin · 50
 Doğrudan aktarma · 15
 Dolaylı aktarma · 16

E

EKLER · 6, 20, 47, 49, 51, 69
 Eşitlik · 20, 21
 Etik · 9, 25

F

Format · 4, 5
 formül · 20, 25

G

Giriş · 2, 4, 5, 9, 29, 31, 80
 Görüntü · 4
 grafik · 4, 20, 25

H

Harita · 9
 Haritalar · 27

İ

İlkkontrol · 3
 indis · 6
 İspat · 11

K

Kabul ve Onay · 25
 Kaynak · 11
 Kenar Boşlukları · 7
 KeyWords · 25, 65, 66
 Kılavuz · 1

L

Lemma · 11
 literatür · 11, 14, 29

N

Numaralandırılma · 9, 11, 20

O

Onay · 2, 9
 Ondalık Sayılar · 19

Ö

Özet · 10, 25, 64, 68
 Özgeçmiş · 10, 49, 69, 76

P

patent · 5
 pdf · 1, 3, 4
 program · 4, 47
 punto · 6, 9, 10, 18, 24, 25, 26

R

Referans · 5, 18
 resim · 2, 4, 20, 21, 28, 47
 Resimle · 27
 Resimlemelerin Açıklamaları · 21

S

savunma · 1
sembol · 25, 40
simge · 6, 25, 28
Simgeler ve kısaltmalar · 28, 75
Simgeler ve Kısaltmalar · 9, 19
Sonuç ve öneriler · 31

Ş

şekil · 4, 20, 21, 23, 25, 28, 47

Şekil · 27, 68, 71
Şekille · 9, 27

T

Tanım · 11, 19
Teşekkür · 9, 10, 26, 67, 68, 70,
71, 73, 74
Tetkik · 75
TimesNewRoman · 6

U

Unvan · 34

Y

yazar · 13, 14, 15, 16, 34, 38, 42



GAZİ GELECEKTİR..