

**ARA KRİTİK TAVLAMA ISIL İŞLEMLERİNİN DÜŞÜK ALAŞIMLI SADE
KARBONLU TOZ METAL ÇELİKLERE UYGULANABİLİRLİĞİ VE
MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

Ahmet GÜRAL

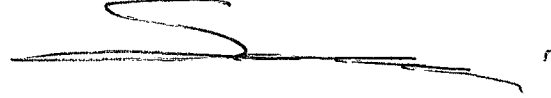
**DOKTORA TEZİ
(METAL EĞİTİMİ)**

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

155715

**Mayıs 2004
ANKARA**

Ahmet GÜRAL tarafından hazırlanan ARA KRİTİK TAVLAMA ISIL İŞLEMLERİNİN DÜŞÜK ALAŞIMLI SADE KARBONLU TOZ METAL ÇELİKLERE UYGULANABİLİRLİĞİ VE MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI adlı bu tezin doktora tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.



Doç. Dr. Süleyman TEKELİ

Tez Yöneticisi

Bu çalışma, jürimiz tarafından Metal Eğitimi Anabilim Dalında doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Prof. Dr. Mehmet TÜRKER



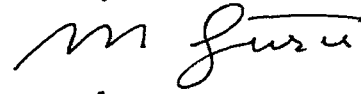
Üye : Doç. Dr. Süleyman TEKELİ



Üye : Doç. Dr. Mehmet ERDOĞAN



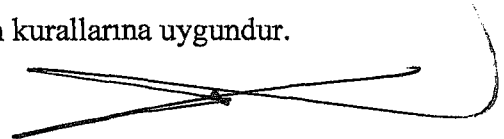
Üye : Doç. Dr. Metin GÜRÜ



Üye : Yrd. Doç. Dr. Elmas SALAMCI



Bu tez, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygundur.



İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET.....	i
ABSTRACT.....	iii
TEŞEKKÜR.....	v
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	vi
ŞEKİLLERİN LİSTESİ.....	vii
RESİMLERİN LİSTESİ.....	xi
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	xiii
1.GİRİŞ.....	1
2. TOZ METALURJİSİ.....	4
2.1. Toz ve Üretim Teknikleri.....	4
2.1.1. Kimyasal indirgeme ile toz üretim tekniği.....	5
2.1.2. Elektrolitik toz üretim tekniği.....	5
2.1.3. Mekanik olarak toz üretim tekniği.....	6
2.1.4. Atomizasyon toz üretim tekniği.....	7
2.2. Tozların Karıştırılması.....	9
2.2.1. Kuru toz karıştırma.....	9
2.2.2. Yağlayıcılarla karıştırma.....	10
2.3. Tozların Paketlemesi ve Şekillendirilmesi.....	11
2.3.1. Paketleme.....	11
2.3.2. Presleme.....	14
2.3.3. Ham halde partiküllerin bağlanması.....	18

2.4. Tozların Sinterlemesi.....	19
2.5. TM Çeliklerde Mekanik Özelliklere Etki Eden Faktörler.....	23
2.6. Alaşım Elementlerinin Etkileri.....	27
2.7. Temel Isıl İşlemler.....	32
3. ÇİFT FAZLI ÇELİKLER.....	39
3.1. Çift Fazlı Çeliklerin Genel Üretim Yöntemleri.....	39
3.2. Ara Kritik Tavlama (AKT) Sıcaklıklarında Östenit Oluşumu.....	41
3.3. Östenitin Martenzite Dönüşümü	45
3.4. Martensit Şekli.....	46
3.5. Alaşım elementlerinin etkileri.....	47
3.6. Çift Fazlı Çeliklerde Oluşabilen Diğer Mikro Fazlar.....	49
3.7. Çift Fazlı Çeliklerin Yapı-Özellik İlişkileri.....	50
3.7.1. Pekleşme ve akma dayanımları.....	50
3.6.2. Çekme dayanımları.....	52
3.6.3. Süneklik.....	53
3.6.4. Kopma.....	54
3.6.5. Sertlik.....	55
3.7. Çift Fazlı Yapıların Kazandırdığı Diğer Özellikler.....	56
4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR.....	57
4.1. Malzeme.....	57
4.2. Presleme.....	58
4.3. Sinterleme İşlemleri.....	60
4.4. Isıl İşlemler.....	61

4.5. Mikroyapı Analizleri.....	65
4.6. Mekanik Özellikler.....	66
4.6.1. Çekme deneyleri	66
4.6.2. Darbe deneyleri.....	66
4.7. Kırık yüzey incelemeleri.....	66
5. DENEYSEL SONUÇLAR ve TARTIŞMA.....	67
5.1. Presleme.....	67
5.2. Sinterleme.....	68
5.2.1. Sinterleme sonrası gözenek dağılımı ve yoğunluk ilişkisi.....	68
5.2.2. Sinterleme Sonrası (Başlangıç) Mikroyapılar.....	70
5.3. Ara Kritik Tavlama (AKT) Isıl işlemleri.....	76
5.3.1 Mikroyapı.....	76
5.3.2. Martensit hacim oranı.....	83
5.3.3. Martensit parçacık boyutu.....	85
5.3.4. Martensit parçacıkları arası mesafe (MPAM).....	86
5.3.5. Ferrit tane boyutu.....	87
5.3.6. Alaşım elementlerinin dağılımı.....	88
5.4. Mekanik Özellikler.....	101
5.4.1. Çekme özellikleri.....	102
5.4.2. Darbe Özellikleri.....	114
5.4.3. Sertlik.....	122
6. SONUÇLAR ve ÖNERİLER.....	129
6.1. Sonuçlar.....	129

6.2. Öneriler.....	134
KAYNAKLAR.....	136
ÖZGEÇMİŞ.....	148



**ARA KRİTİK TAVLAMA ISIL İŞLEMLERİNİN DÜŞÜK ALAŞIMLI SADE
KARBONLU TOZ METAL ÇELİKLERE UYGULANABİLİRLİĞİ VE
MEKANİK ÖZELLİKLERE ETKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

(Doktora Tezi)

Ahmet GÜRAL

**GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

Mayıs 2004

ÖZET

Bu çalışmada, düşük alaşımlı toz metal (TM) çeliklerde ferrit+martensit mikroyapıların üretilebilirliği araştırılmıştır. Bunun için, Ancorsteel 1000 demir esash tozlara farklı oranlarda grafit (% 0,3 ve 0,5) ve ayrıca % 0,3 sabit grafit oranında %0.5 Ni ve Mn alaşım tozlarının ayrı ayrı ilaveleri yapılarak TM numuneleri üretilmiştir. Karışım tozlar, 700 MPa presleme basıncında soğuk olarak preslenmiş ve 1120 °C sıcaklıkta 30 dakika süre ile sinterlenmiştir. Sinterlenmiş numunelere farklı sıcaklıklarda (724, 735, 760 °C) ara kritik tavlama+su verme ısıl işlemleri uygulanmıştır. Sinterleme işlemi sonrası tüm numunelerde gözenekler ve ferrit + perlit mikroyapıları oluşmuştur. En düşük gözenek oranı % 0,5 grafit ve % 0,3 grafit + % 0,5 Ni ilavesi yapılmış numunelerde elde edilmiştir. Ara kritik tavlama + su verme ısıl işlemleri sonrasında % 0,3, % 0,5 grafit ve % 0,3 + % 0,5 Mn'lı numunelerde ferrit + martensit ve % 0,3 + % 0,5 Ni'li numunelerde ise ferrit + Ni'ce zengin martensit mikroyapıları üretilmiştir. Ayrıca, % 0,3 ve % 0,5 grafit içeren numuneler 890 °C' de östenitlenip tamamen martensit yapıya dönüştürmek için su verilmiştir. Martensit mikroyapısına sahip bu numunelere daha sonra tekrar ara kritik tavlama+su verme ısıl işlemleri uygulanmıştır. Bu işlem sonrası, daha ince taneli ferrit+martensit mikroyapıları üretilmiştir. Tüm numunelerde ara kritik tavlama sıcaklıklarının artışıyla martensit hacim oranı artmıştır. Mekanik

özellikler % 0,3 ve % 0,5 grafitli numunelerde araştırılmıştır. Numunelerde martensit hacim oranındaki artışla akma, çekme ve darbe dayanımları artarken süneklik değerleri düşmüştür. İnce martensit tane boyutuna sahip numunelerde daha iyi mekanik özellikler edilmiştir.

Bilim Kodu : 626.19.01
Anahtar Kelimeler : T/M, Sinterleme, Çift fazlı çelik, Gözeneklilik, Mekanik özellikler
Sayfa Adedi : 148
Tez Yöneticisi : Doç. Dr. Süleyman TEKELİ



**APPLICABILITY OF INTERCRITICAL ANNEALING HEAT TREATMENTS
TO LOW ALLOYED PURE CARBON POWDER METAL STEELS AND
INVESTIGATION OF THEIR MECHANICAL PROPERTIES**

(Ph.D. Thesis)

Ahmet GÜRAL

**GAZI UNIVERSITY
INSTITUTE OF SCIENCE AND TECHNOLOGY**

May 2004

ABSTRACT

In this study, the producibility of ferrite + martensite microstructures in low alloyed PM steels was investigated. For this purpose, PM specimens were prepared from iron-based powders (Ancorsteel 1000), admixed with different graphite contents (0.3 and 0.5 wt %) and also with 0.5 wt% Ni and 0.5 wt% Mn separately at a constant graphite content of 0.3 wt %. The mixed powders were cold pressed under a pressure of 700 MPa and sintered at 1120 °C for 30 minutes. The sintered specimens were then intercritically annealed at different temperatures (724, 735, 760 °C) and water-quenched. After sintering, porosities ferrite + pearlite microstructures formed in all specimens. The lowest porosity level was obtained in 0.5 % graphite and 0.3 % graphite + 0.5 % Mn-added specimens. Following intercritical annealing + water quenching heat treatments, ferrite + martensite were produced in 0.3 % graphite, 0.5 % graphite and 0.3 % graphite + 0.5 % Mn-added specimens but ferrite + Ni-rich martensite microstructures were obtained in 0.3 % graphite + 0.5 % Ni-added specimens. In addition, in order to produce fully martensite microstructure, specimens with 0.3 % and 0.5 % graphite content were austenitised at 890 °C and water-quenched. These specimens with fully martensite microstructure were then, again intercritically annealed and water-quenched. Following these heat treatments, fine grained ferrite + martensite microstructures were produced. In

all specimens, martensite volume fraction increased with increasing intercritical annealing temperatures. Mechanical properties of 0.3 % and 0.5 % graphite added specimens were investigated. With increasing martensite volume fraction, strength and impact energy increased but elongation values decreased. It was seen that better mechanical properties were achieved in specimens with fine-grained martensite microstructures.

Science Code : 626.19.01

Key Words : P/M, Sintering, Dual phase steel, Porosity, Mechanical properties

Page Number: 148

Adviser : Assoc. Prof. Dr. Süleyman TEKELİ



TEŞEKKÜR

Bu çalışmanın yapılmasında emeği geçen danışmanım Doç. Dr. Süleyman Tekeli'ye, çalışmam için gerekli olan malzemelerin temininde yardımcı olan Sintek A.Ş.'ye, Çelik Granül A.Ş.'ye, Eczacıbaşı Doğa Madencilik San. ve Tic. A.Ş.'ye, Amerikan Hoeganaes Firması'na ve Prof. Dr. Süleyman Sarıtaş'a, çalışmalarında yardımlarına ve fikirlerine baş vurduğum G.Ü.T.E.F. Malzeme Bilimi Eğt. Anabilim Dalı Öğretim Üyelerine, Prof. Dr. Teiichi Ando ve ekibine, deneylerimin analizlerinde yardımlarını ve imkanlarını esirgemeyen Yrd. Doç. Dr. Selçuk Aktürk'e, bazı çalışmalarında kapılarını ardına kadar açan G.Ü.T.E.F. Otomotiv Bölümü ve 2001K120590 nolu "Gazi Üniversitesi İleri Araştırma ve Eğitim Programları" isimli DPT projesi desteği ile kurulan Gazi Üniversitesi İleri Malzeme ve Boya Araştırma Merkezine (GİMBAM'a), bu çalışmaya 2002K120250-16 No'lu proje kapsamında destek veren DPT'ye ve 07/2002-10 No'lu proje kapsamında destek veren Gazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projesi Başkanlığı'na, her zaman yanımda olan kıymetli arkadaşım Dr. Bülent Bostan'a ve zamanını benim için feda etmekten hiçbir zaman çekinmeyen sevgili yeğenim Erkan'a çok teşekkür ederim. Ve, hiç bir zaman moral desteğini esirgemeyen sevgili eşim Melike'ye teşekkürlerimi bir borç bilirim.

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 4.1. Deneylerde kullanılan tozların genel özellikleri.....	57
Çizelge 4.2. Deneylerde kullanılan numunelere ilave edilen alaşım elementi oranları ve numune kodları.....	57



ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Endüstriyel alanda kullanılan toz karıştırma metotları.....	9
Şekil 2.2. Toz partiküllerin nispi küresellik ve yüzey pürüzlülüklerinin yoğunluk kesri üzerine etkisi.....	13
Şekil 2.3. Presleme basıncının gözenek oranı, partiküller arası temas noktası sayısı ve temas alanı üzerine etkisi.....	15
Şekil 2.4. Yoğunluk kesri ile koordinasyon sayısı arasındaki ilişki.....	16
Şekil 2.5. Preslenen bireysel partikülün tetrakaidekahedron yapısı.....	17
Şekil 2.6. Geleneksel tek yönlü sıkıştırma tertibatı.....	18
Şekil 2.7. Sinterleme sırasında difüzyon yolları.....	20
Şekil 2.8. Mn'lı TM çeliklerde alaşım element oranı ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak boyutsal değişim.....	22
Şekil 2.9. Oksitlerin darbe özellikleri üzerine etkisi.....	23
Şekil 2.10. Yoğunluğun sertleşebilirlik üzerine etkisi.....	24
Şekil 2.11. Sinterlenmiş TM yoğunluğunun mekanik özellikler üzerine etkisi.....	26
Şekil 2.12. Alaşım elementlerinin sertliğe etkisi.....	27
Şekil 2.13. Farklı faz yada yapılarda C oranının sertlik üzerine etkisi.....	28
Şekil 2.14. Fe-C-Cu-Ni sisteminde sinterleme yoğunluna bağlı olarak darbe özellik değişimi.....	32
Şekil 2.15. Bazı alaşım elementlerinin ve oranlarının ötektoid dönüşüm sıcaklığına ve ötektoid C içeriği üzerine etkileri	34
Şekil 2.16. C oranının Ms ve Mf sıcaklıkları üzerine etkisi.....	34
Şekil 2.17. TM çeliklerde bazı alaşım elementlerinin çekme dayanımı üzerine etkileri.....	35
Şekil 2.18. Sinterleme boyunlarına uygulanan yük dağılımı.....	38

Şekil 3.1. Fe-C-Mn denge diyagramında ara kritik tavlama (AKT) sıcaklık bölgesi.....	40
Şekil 3.2. Ferrit + perlit mikro yapısına sahip bir çelikte kritik tavlama sırasında östenit oluşumu.....	42
Şekil 3.3. AKT esnasında oluşan östenit çevresindeki Mn halkası.....	43
Şekil 3.4. Karbür oluşturuç alaşım elementlerin ve AKT sıcaklığının östenit (martenit) hacim kesri üzerine etkileri.....	48
Şekil 3.5. MHO'nun ve C içeriğinin fonksiyonu olarak çekme dayanımları.....	52
Şekil 4.1. Toz metaller için ASTM E 8M standardına göre çekme ve ASTM E 23 standardına göre darbe deney numunelerinin boyutları.....	59
Şekil 4.2. Sinterleme test düzeneği ısı çevrimi.....	61
Şekil 4.3. Isıl işlem fırınında gerçek sıcaklık çizgisi.....	63
Şekil 4.4. TM çeliklere uygulanan farklı AKT ve su verme+temperleme ısıl işlemleri.....	64
Şekil 5.1. Sinterleme sonrası TM numunelerde oluşan perlit hacim oranları.....	72
Şekil 5.2. Sinterleme sonrası TM numunelerde perlit kolonileri üzerinden alınan EDS analizleri.....	74
Şekil 5.3. Sinterleme sonrası TM numunelerde perlit kolonilerinde bulunan Mn oranları.....	75
Şekil 5.4. Sinterleme sonrası TM çeliklerde perlit koloni boyutları.....	75
Şekil 5.5. TM3 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası martensit merkezindeki Ni oranı için EDS analizleri.....	81
Şekil 5.6. Farklı alaşım elementi içeren TM çeliklerde AKT sıcaklıklarından su verme sonrası elde edilen martensit hacim oranları.....	84
Şekil 5.7. AKT sıcaklığına bağlı olarak TM çeliklerde elde edilen martensit parçacık boyutu.....	85
Şekil 5.8. TM numunelerde AKT sıcaklığına bağlı olarak martensit parçacıkları arası mesafe.....	86
Şekil 5.9. TM numunelerde AKT sıcaklıklarına bağlı olarak ferrit tane boyutundaki değişim.....	88

Şekil 5.10. TM1 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası martensitteki Mn oranı için EDS analizleri.....	89
Şekil 5.11. TM4 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası martensitteki Mn oranı için EDS analizleri.....	90
Şekil 5.12. TM1 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası ferritteki Mn oranı için EDS analizleri.....	91
Şekil 5.13. TM4 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası ferritteki Mn oranı için EDS analizleri.....	92
Şekil 5.14. TM3 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası martensitteki Ni oranı için EDS analizleri.....	93
Şekil 5.15. TM3 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası ferritteki Ni oranı için EDS analizleri.....	94
Şekil 5.16. TM1 ve TM4 numunelerinde ferrit+martensit mikroyapılarındaki Mn dağılımı.....	96
Şekil 5.17. Fe-C-Mn üçlü faz diyagramının demirce zengin köşesi.....	97
Şekil 5.18. TM3 numunesinde Ni dağılım oranı.....	100
Şekil 5.19. TM1 numunesinin farklı MHO'daki gerçek gerilim - gerinim değerleri.....	103
Şekil 5.20. TMS1 numunesinin farklı MHO'daki gerçek gerilim-gerinim değerleri.....	103
Şekil 5.21. TM1 numunesinde MHO'na bağlı olarak değişen çekme ve akma dayanımları.....	109
Şekil 5.22. TMS1 numunesinde MHO'na bağlı olarak değişen çekme ve akma dayanımları.....	110
Şekil 5.23. MHO'na bağlı olarak Charpy darbe enerjisi (CDE).....	115
Şekil 5.24. Sinterlenmiş TM numunelerin sertlik değerleri.....	124
Şekil 5.25. MHO'na bağlı olarak TM numunelerdeki makro sertlik değerleri.....	124
Şekil 5.26. TM numunelerde AKT sıcaklığına bağlı olarak martensit parçacıklarının mikro sertlik değerleri.....	126

- Şekil 5.27. TM numunelerde MHO'na bağlı olarak martensit parçacıklarının
Mikro sertlik değerleri.....127
- Şekil 5.28. AKT sıcaklıklarına bağlı olarak TM numunelerde ferrit fazının
Mikro sertlik değerleri.....128



RESİMLERİN LİSTESİ

Resim	Sayfa
Resim 2.1. Farklı yöntemlerle üretilmiş bazı metal tozlara ait örnekler.....	8
Resim 2.2. Sinterleme sırasında oluşan ikincil gözenekler.....	22
Resim 2.3. Fe-C sisteminin sinterleme sonrası mikro yapısı.....	31
Resim 4.1. Deneylerde kullanılan tek etkili presleme kalıpları.....	58
Resim 4.2. Isıl işlem fırını ve düzeneği.....	62
Resim 5.1. Sinterleme sonrası TM çeliklerde ilave edilen alaşım elementlerine bağlı olarak gözenek dağılımı.....	69
Resim 5.2. Sinterleme sonrası TM numunelerde ferrit+perlit mikroyapısı.....	72
Resim 5.3. Sinterleme sonrası farklı AKT sıcaklıklarından su verme sonrası TM1 çelik numunelerde elde edilen ferrit + martensit mikroyapılar.....	76
Resim 5.4. Sinterleme sonrası 890 °C'den su verilmiş ve farklı AKT sıcaklıklarından su verme sonrası TMS1 çelik numunelerde elde edilen ferrit + martensit mikroyapılar	78
Resim 5.5. TM2 ve TMS2 numunelerinde 724 °C AKT sıcaklığından su verme sonrası mikroyapıları.....	79
Resim 5.6. TM3 numunelerde farklı AKT sıcaklıklarından su verme sonrası elde edilen ferrit+ Ni'ce zengin martensit mikroyapılar.....	80
Resim 5.7. TM4 numunelerde farklı AKT sıcaklıklarından su verme sonrası elde edilen ferrit+martensit mikroyapılar.....	82
Resim 5.8. Temperlenmiş martensit mikroyapısına sahip STTM1 numunesi.....	83
Resim 5.9. Farklı AKT sıcaklıklardan su verilmiş TM1 numunesindeki kırılma yüzeyleri.....	112
Resim 5.10. Farklı AKT sıcaklıklardan su verilmiş TMS1 numunesindeki kırılma yüzeyleri.....	113
Resim 5.11. Farklı AKT sıcaklıklarından su verilmiş TM1 numunelerinin kırılma yüzeyleri.....	119

Resim 5.12. Farklı AKT sıcaklıklarından su verilmiş TMS1 numunelerinin kırılma yüzeyleri.....	120
Resim 5.13. 724 °C'den su verilmiş TM2 numunesinin kırılma yüzeyi.....	121
Resim 5.14. 724 °C'den su verilmiş TMS2 numunesinin kırılma yüzeyi.....	121
Resim 5.15. STTM numunesinin kırılma yüzeyi.....	121



SİMGELER VE KISALTMALAR

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

Simgeler Açıklama

ϵ	Yoğunluk kesri
M_s	Martensit başlama
M_f	Martensit bitiş
α	Ferit
γ	Östenit
$\sim$	Yaklaşık
σ_m	Martensitin dayanımı
σ_{MCD}	Maksimum çekme dayanımı
σ_{akma}	Akma dayanımı
J	Joule

Kısaltmalar Açıklama

TM	Toz Metal
AKT	Ara Kritik Tavlama
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
EDS	Enerji Saçınım Analizi
MHO	Martensit Hacim Oranı
MPAM	Martensit Parçacıkları Arası Mesafe
CDE	Charpy Darbe Enerjisi

1.GİRİŞ

Toz metal (TM) parçalar sahip oldukları yoğunluklara göre farklı alanlarda işlev görmektedirler. Yüksek gözenekli parçalar metal esaslı fitre olarak, hava, su, yağ ve yakıt devrelerinde ve ayrıca yağ emdirilerek kendinden yağlamalı yataklar olarak kullanılırlar. Orta yoğunluktaki TM parçaların kullanıldığı yerler, otomobil amortisör pistonları, mil klavuzları, yağ pompa rotor ve dişlilerdir. Yüksek mukavemet gerektiren dişliler, kavramalar ve kamalar ise gözenek oranı %10'un altındaki yüksek yoğunluklu (düşük gözenekli) parçalardan üretilirler. Genelde yüksek yoğunluk ve mukavemetteki TM parçaların üretiminde yüksek sinterleme sıcaklığı, çift presleme, çift sinterleme ve sıcak dövme gibi işlemler uygulanmaktadır.

Toz metalurjisi ile üretilen malzemeler özellikle otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmakta ve bu kullanım dünyadaki otomobil üretimindeki artış ile daha da artmaktadır. Dünyada 1998 yılında yıllık araç üretimi yaklaşık 55 milyon iken bu rakam bugün 65 milyona ulaşmıştır. Araç başına Avrupa ve Japonya'da 8-10 kg, Amerika'da ise 16 kg TM parça kullanılmaktadır. Toz metalurjisinin, otomotiv endüstrisi dışındaki diğer alanlarda da ilgi çekiciliği giderek artmaktadır (1).

TM parçalar yoğunluk, bileşim ve mikroyapılarıyla karakterize edilir. Elde edilen parçalara, bu üç parametrenin kontrolü ile optimum özellikler kazandırılır (1). TM yöntemiyle geniş bir kimyasal kompozisyon toleransına sahip parçalar üretilebilir. Böylece, istenilen fiziksel ve kimyasal özelliklerde parçalar elde edilebilir. Bu yöntemle çok hassas toleranslarda ve yüzey kalitesi yüksek olan karmaşık ve net şekil parçalar üretilebilir. Aynı zamanda malzeme kaybı yok denecek kadar az olduğu için maliyet ve zaman açısından tasarruf sağlanır (2,3). İngot metalurji yöntemi ile karşılaştırıldığında ilave işlemler (talaş kaldırma, döverek şekillendirme gibi) en aza indirilir (4,5).

Düşük alaşımlı TM çeliklerin çoğu sinterlenmiş halleriyle kullanılmazlar. Bu nedenle, TM çeliklere mukavemet kazandırmak amacıyla sinterleme sonrası ısıtıl işlemler uygulanır. Bazı TM çeliklere sinterleme sıcaklıklarından yavaş soğuma ile

dahi mukavemet kazandırılabilir. Ancak bunun için yüksek oranlarda alaşım elementi (Cr, Mo, Ni, Mn, Cu, P vb) ilavesi gerekmektedir. Bu ilavelerle, TM çeliklerin mikroyapısında sinterleme sonrası beynit ve/veya temperlenmiş martensit gibi mukavemetli fazlar üretilebilmektedir. TM çeliklerin yapısında bulunan gözenekler, özellikleri etkilemektedir. Sinterlenmiş malzemeler, gözenekli yapılarından dolayı genellikle, düşük süneklik ve tokluk özelliği sergiler. TM malzemelerin mekanik özellikleri bileşim, yoğunluk ve ısıtma işlem türüne bağlı olarak değişir. Düşük alaşımlı TM çeliklere mukavemet kazandırmak için mikroyapıda martensit, beynit gibi sert fazların bulunması gereklidir. Diğer taraftan, TM çelikteki ferrit ve perlitik alanlar süneklik özelliklerinin artırılmasına katkı sağlamaktadır.

TM çeliklere ilave edilen alaşım elementleri sertleşebilirliği artırdığından su verme hızını düşürmektedir. Bu da, ısıtma işlem sonrası boyutsal dengeyi korur. Alaşım elementleri ilavesiyle birlikte TM çeliklere uygulanan en yaygın ısıtma işlem su verme ve ardından temperlemedir. Bu durumda, mikroyapıda bulunan ve özelliklerin gelişimine yardım eden faz ya da yapıların dağılımı önem kazanmaktadır. İlave edilen alaşım elementleri TM çeliğinde sertleşebilirliği artırdığı gibi aynı zamanda katı eriyik mukavemetlenmesini de sağlar. Ancak TM çeliklerde elementel olarak ilave edilen alaşım elementlerin sinterleme esnasında matriste homojen bir şekilde çözünümü her zaman mümkün olmayabilir. Homojen çözündürme mümkün olmasa bile yine de bazı alaşım elementlerinin özelliklere etkisi ihmal edilemez. Örneğin Ni ilavesi yapılan TM çeliklerin mikroyapısında Ni'ce zengin ferrit, perlit ve martensit gibi alanlar, TM çeliklerin özellikle yorulma dayanımı başta olmak üzere diğer özelliklerin gelişimine katkı sağlamaktadır.

Diğer taraftan TM çeliklere alaşım elementi olarak grafit de katılmaktadır. Bunun temelde iki amacı vardır. İlki karıştırma ve presleme esnasında yağlayıcı görevi yaparak işlemleri kolaylaştırır. İkinci amacı ise diğer alaşım elementlerinin yanı sıra mukavemetin artırılmasına katkısıdır. TM çeliklerde yüksek oranlardaki alaşım elementi ilavesiyle dayanım artırılırken süneklik ihmal edilebilir düzeyde kalır. Bu nedenle, tokluk özellikleri ingot çelikleri kadar yüksek değildir. Fakat TM çeliklerde dayanımın artırılması için yüksek oranlarda alaşım elementi ilavesi maliyeti artırır.

Yüksek tokluk değerleri sağlamak için TM çelik ürünlerinde gözeneklilik oranının düşürülmesi yani yoğunluklarının artırılması gerekir. Bu nedenle ya sıvı faz sinterleme ya da enjeksiyon kalıplama gibi işlemler yapılır.

Diğer taraftan özellikle ağırlıkta önemli tasarruf sağlayan ferrit+martensit mikroyapılı çift fazlı çelikler de özellikle otomotiv endüstrisinde ilgi çekmektedir. Bu yöntemle üretilen parçalara örnek, takviye direkleri, gövde panelleri ve kampanalar verilebilir. Bir çift fazlı çelik ötektoid altı bir kompozisyona sahip düşük alaşımlı çeliğin Ac_1 - Ac_3 sıcaklıkları arasına ısıtılmasıyla yapısında oluşturulan ferrit+östenit fazlarının hızla soğutulup östenitin martensite dönüştürülmesiyle elde edilmektedir. Çift fazlı çeliklerin esas yapısını oluşturan ferrit matriste parçacık olarak dağılımı sağlanmış martensitin şekli, boyutu, oranı ve dağılımları kontrol edilerek istenilen dayanım-süneklik (tokluk) özellikleri sağlanabilmektedir (6-10). Çift fazlı çeliğin matris yapısında bulunan martensit hacim oranı artırıldığında akma ve çekme dayanımları artarken süneklikleri azalmaktadır. Aynı zamanda sabit bir C bileşimine sahip bir çelikte martensit hacim oranı azaltılırken martensit parçacıklarının sertlikleri de artmaktadır. Bu da, çift fazlı çeliklerin aşınma dirençlerini geliştirir (11). Çift fazlı çelikler ilk keşfedildiğinde, daha çok kazandırdığı şekillendirilebilirlik özelliği üzerine çalışmalar yapılmıştır. Ancak günümüzde, ferrit matristeki martensitin şekli, boyutu, miktarı ve içerdiği kimyasal bileşim kontrol edilmesiyle darbe, yorulma ve burulma gibi bir çok mekanik özelliğin geliştirilebileceği de görülmektedir (6-10). Çift fazlı çeliklerin yapısında martensitin şekil, boyut ve hacim oranları, Ara kritik tavlama (AKT) ısıl işlemi öncesi çeliğin başlangıç mikroyapısıyla ve Ac_1 - Ac_3 sıcaklıkları arasında kalan AKT sıcaklıklarıyla belirlenmektedir.

Bu çalışmadaki temel amaç, düşük alaşımlı TM çeliklere uygulanan klasik ısıl işlemlere (su verme+temperleme) alternatif olabilecek AKT ısıl işlemleri ile çift fazlı yapıların üretilebilirliğini göstermektir. Ayrıca AKT ısıl işlemi ile elde edilen mikroyapıdaki martensit partiküllerinin dağılım ve oranının kontrolü ile optimum mekanik özelliklerin elde edilmesidir.

2. TOZ METALURJİSİ

Toz metalurjisi, metal tozların üretiminden bu tozların kullanışlı mühendislik parçalar üretimine kadar olan işlemler sürecidir (12). Toz metalurjisi, diğer metal işleme teknolojilerine göre daha farklı bir üretim tekniğidir. Toz metalurjisi ile farklı boyut, şekil ve paketlenme özelliğine sahip metal tozlar, sağlam, hassas ve yüksek performanslı parçalara dönüştürülebilmektedir. Toz metalurjisi yöntemiyle yüksek kaliteli ve karmaşık şekilli parçaların ekonomik olarak üretilebilmesi, bu tekniği ilgi çekici hale getirmektedir.

2.1. Toz ve Üretim Teknikleri

Toz, ortalama boyutu 200 μm 'den daha küçük teknolojik katı partikülleri olarak tanımlanmaktadır. Çoğunlukla tozlar, seramik ve metalik esastır (13). Tozun kimyasal bileşimi nihai ürünün özelliği için önemli bir faktördür. Aynı zamanda toz partikül şekli ve boyutu da önemlidir. Yüksek gözenekli (sünger yapılı) ve karmaşık şekilli tozlarla düşük paketlenme yoğunluğu¹ elde edilir. Ayrıca sünger tozlar, sinterleme esnasında sıkıştırılmış kütlenin kabarma etkisinin en aza indirilmesi için kullanılır. Bu nedenle özellikle Fe-Cu alaşımlarında bu tür tozlar tercih edilmektedir (12).

Genellikle yüksek saflıktaki demir tozları ön alaşımlı tozlara göre daha fazla sıkıştırılabilirlik sergiler. Diğer taraftan düzensiz şekilli su ile atomize edilmiş demir tozları yüksek yoğunlukta paketlenemezler, ancak presleme sonrası ham dayanımları² yüksektir. Gaz veya dönel disk yöntemiyle atomize edilmiş tozlar küresel şekillerinden dolayı yüksek paketlenme yoğunlukları sergiler, fakat sıkıştırılabilirlikleri düşüktür. Ham dayanımları da ihmal edilebilir düzeydedir. Küresel tozlar paketlenme yoğunluğunun önemli olduğu yerlerde kullanılır. Toz özelliklerindeki bu gibi farklılıklar doğru tozun seçimini güçleştirir (12).

¹ Paketlenme yoğunluğu: Tozların birim hacimde işgal edebileceği maksimum hacimdir.

² Ham dayanım: Presleme sonrası, sinterleme öncesi preslenen toz kütlesinin sahip olduğu dayanımdır.

Enjeksiyon kalıplamada küresel ve küçük boyutlu tozların kullanılması tercih edilmektedir (14-19). Diğer taraftan, kalıp presleme ve döverek şekillendirme uygulamalarında sıkıştırılabilirliği iyi olan düzensiz şekilli ve daha büyük partikül boyutlu tozların kullanımı tercih edilir (12,13).

Hemen hemen tüm malzemelerin toz haline getirilmesi mümkündür. Ancak malzeme özelliklerine bağlı olarak tozların üretimi için seçilen yöntemler de farklıdır. Genel olarak toz üretim teknikleri, mekanik olarak kimyasal indirgeme, elektroliz, öğütme ve atomizasyondur. Bunların dışında, bazı özel malzemeler için özel toz üretim teknikleri de kullanılmaktadır (12,13).

2.1.1. Kimyasal indirgeme ile toz üretim tekniği

Bu yöntemle toz üretilecek malzeme önce öğütülür, daha sonra indirgeme için fırından geçirilir ve sünger yapılı malzeme elde edilir. Sünger malzeme daha sonra toz haline getirilmek için tekrar öğütülür. Ardından metalik olmayan malzemelerden ayrılır ve elenir. Resim 2.1(a)' da bu teknikle üretilmiş düzensiz şekilli ve sünger yapılı Fe tozunun görüntüsü verilmiştir. Hemen hemen bütün metallardan bu teknikle toz üretilmesi mümkündür. Toz partikül boyut ve şekli reaksiyonun türüne bağlı olarak belirlenmektedir. Bu teknikle katı, sıvı veya gaz gibi çeşitli kimyasal sentezleme yöntemleri kullanılarak tozlar elde edilir (13).

Saf demir toz üretiminde öncelikle demir oksit, ince toz durumuna getirilene kadar öğütülür. Daha sonra hidrojen gibi bir indirgeyici ile bir termokimyasal reaksiyon sonucu oksit indirgenmesi yapılarak saflaştırılır. Bu metotla üretilen toz partiküller genellikle düşük akıcılığa ve paketlenme özelliklerine sahiptirler (13).

2.1.2. Elektrolitik toz üretim tekniği

Bu teknik için uygun bir elektroliz hücresi kullanılır. Elektroliz hücresindeki ortamın kimyasal bileşimi, sıcaklığı ve akım yoğunluğu uygun şartlara getirilerek sünger yapılı metaller katot üzerinde biriktirilir. Daha sonra katot üzerinde elde edilen

metaller yıkanır, kurutulur, indirgenir, öğütülür ve deformasyon sertleşmesini gidermek için tavlansak nihai tozlar elde edilir. Bu yöntemle elde edilen metaller kırılgandır ve elektroliz işlemler sonrası öğütölmeleri daha kolaydır. Elektrolit yöntemi ile üretilen tozlar çoğunlukla dentiritik ve/veya sünger yapılıdır. Bu yöntemle en yaygın olarak üretilen metal tozları Cu, Fe, Cr ve Mg'dur. Elektrolitik yolla çok saf tozlar elde edilebilir. Resim 2.1(b)'de bu teknikle elde edilmiş Cu tozunun görüntüsü verilmiştir.

Bu yöntemle saf tozlar elde edilebilmesinin yanı sıra bu tekniğin bazı zorlukları da vardır. Örneğin, elektrolit hücrelerindeki kirlenmeler, katot üzerinde malzemenin birikimini ve ayrışmasını geciktirebilir. Bu nedenle, elektrolit işleminden sonra ürünün öğütölüp temizlenmesi gerekebilir. Bu ilave bir maliyete neden olmaktadır. Bu nedenler ve diğer çevresel problemler, elektrolitik toz üretim tekniklerinin kullanımını kısıtlamaktadır.

2.1.3. Mekanik olarak toz üretim tekniğı

Bu teknikle malzeme doğrudan mekanik olarak, kırma, çarpma ve öğütme yapılarak toz haline getirilir. Metallerarası bileşikler, Fe-Cr, Fe-Si vb. gibi kırılgan malzemeler mekanik olarak bilyalı değirmenlerde öğütölerek toz haline getirilmeleri kolaydır. Bu işlemle kaba taneli talaşlardan daha ince ve düzensiz şekilli tozlar elde edilir (13). Resim 2.1(c)' de mekanik öğütme yapılarak elde edilmiş toz görüntüsü verilmiştir. Bu yöntem, toz üretimi sırasındaki oksidasyon, yağ ve diğer metallerden kaynaklanan kimyasal kirlenmeden dolayı pek avantajlı değildir.

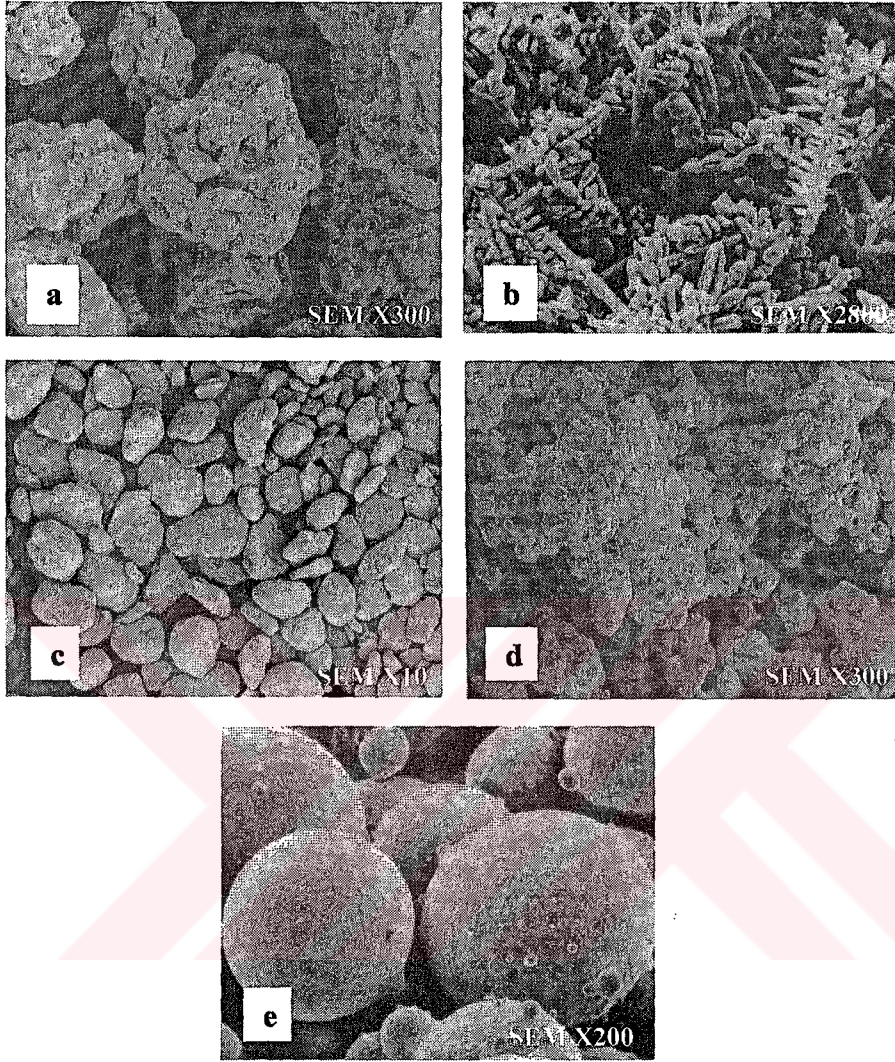
Diğer taraftan öğütme işlemi sünek metaller için uygun değildir. Ancak sünek malzemeler, sıvı azotla soğutularak gevrek hale getirilir ve böylece öğütölebilir. Sünek tanecikler kırılma yerine birbirleri ile daha çok soğuk olarak kaynaklanma eğilimindedirler. Günümüzde öğütme işlemi ile, Al gibi sünek metallerden pul toz üretimi gerçekleştirilir. Bu durumda, soğuk kaynaklanmayı ve yapışmayı engellemek için yağlayıcılar kullanılır.

2.1.4. Atomizasyon toz üretim tekniği

Bu işlemdeki temel prensip, ergimiş metalin küçük damlacıklara parçalanıp daha sonra damlacıkların birbirleriyle temasa geçmeden hızla katılaştırılmasıdır. Ergimiş metale yüksek enerjili gaz veya sıvı bir nozul vasıtasıyla çarptırılarak sıvı metaller küçük ergiyik damlacıklara parçalanır. Bunun için hava, azot ve argon en çok kullanılan gazlardır. Su ise sıvılar içinde en çok kullanılandır. Nozulun geometrisi, atomize olan sıvının basıncı ve hacmi, sıvı metalin akış çapı ve hızı gibi birçok parametreye bağlı olarak toz boyut dağılımı kontrol altına alınabilir. Toz tane şekli ise katılma hızıyla belirlenir.

Düşük soğutma kapasiteli gazlar vasıtasıyla küresel şekilli, yüksek soğutma kapasiteli su ile nispeten karmaşık şekilli tozlar elde edilebilir. Resim 2.1(d) ve (e)'de su ile atomize edilmiş demir tozu ve gaz ile atomize edilmiş Ni esaslı alaşım tozunun görüntüleri verilmiştir. Genelde bu toz üretim metodu ergitilebilen tüm metaller için uygundur. Oksitlenme tavrı yüksek olan metallerde atomizasyon, argon gibi asal gazlarla gerçekleştirilir. Atomizasyon yöntemi ile aynı kimyasal bileşime sahip toz tanecikleri üretilebilir.

Diğer bir atomizasyon yöntemi ise merkezkaç kuvvetinin etkisiyle toz üretimini sağlayan santrifüj atomizasyonudur. Ergimiş metalin damlacıkları yüksek hızda dönen bir disk üzerine bırakılır ve damlacıklar katılaştırılarak tozlar üretilir. İki çeşit santrifüj atomizasyonu vardır. İlk yöntemde, bir kap içindeki ergiyik metal, damlacıklara ayrıştırılacak şekilde uygun bir hızda düşey eksen etrafında döndürülür veya eriyik metal demeti dönen bir disk veya koni üzerine düşürülerek diskin savurma etkisiyle toz üretimi sağlanır. Diğerinde ise, bir metal çubuk yüksek hızda döndürülür ve bu dönen uç elektron ışını veya plazma arkı vb. ile ergitilerek ince parçacıklara ayrılır. Bu ikinci tip işlem dönel elektrot atomizasyonu olarak bilinir. Bu uygulamanın önemli bir üstünlüğü, atmosfer kontrollü bir ortamda hatta vakumda bile çalışılabilir olmasıdır. Böylece oksitlenmeye çok reaktif olan metallerden çok saf tozlar üretilmektedir.



Resim 2.1. Farklı yöntemlerle üretilmiş metal tozlarına ait örnekler: a) Kimyasal indirgeme ile üretilmiş sünger yapılı demir tozu; b) Elektrolitik yöntemle üretilmiş dentiritik bakır tozu; c) Mekanik olarak üretilmiş pulsu alüminyum tozu; d) Su atomizasyonu ile üretilmiş karmaşık şekilli demir tozu; e) Gaz atomizasyonu ile üretilmiş küresel nikel bazlı alaşım tozu (20)

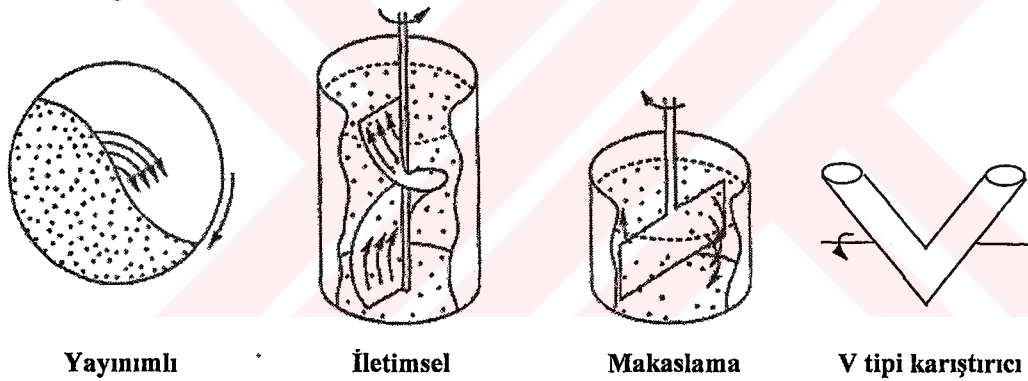
Atomizasyon yöntemleri çoğunlukla demir ve çelik tozu üretmek için kullanılır. Demirin atomizasyonu için su, çelik için su veya alaşımın içeriğine göre asal gazlar kullanılır. Su ile atomize edilmiş demir ve çelik tozları yüzeylerindeki oksidi indirgemek ve preslenebilme kabiliyetini geliştirmek için 900 °C'de indirgeyici gaz altında tavlantırlar.

2.2. Tozların Karıştırılması

Karıştırma, kimyasal bileşimi ve ebadı farklı olan tozların birbirleri içerisinde homojen olarak dağıtılmasıdır. Genel olarak tozlar, kuru veya yağlayıcılarla karıştırılmaktadır (13).

2.2.1. Kuru toz karıştırma

Toz karıştırma metotları Şekil 2.1.'de gösterildiği gibi yayınımlı (difüzyon), iletimli ve makaslama'dır. Bunlardan başka laboratuvar amaçlı çeşitli toz karıştırma metotları da vardır. En çok tercih edilen V tipte karıştırıcıdır. Karışım tankındaki toz hacmi, karışımın etkinliğini belirler. Karıştırıcıdaki toz kütlesi aşırı olduğunda tozun karışım hızını engellenir.



Şekil 2.1. Endüstriyel alanda kullanılan toz karıştırma metotları (13)

Karıştırıcının kapasitesine göre toz hacmi % 20-40 oranında olduğunda optimum karışım sağlanabilir. Aynı zamanda karıştırıcının dönüş hızı da tozun, karışım etkinliğini belirlemektedir. Karıştırıcının yavaş dönüşüyle yeterli karışım elde etmek için gerekli zaman uzar. Ancak hızlı dönüşü tozların merkezkaç kuvvetiyle çeperlere yapışmasına neden olacağından karışım etkinliği düşer. En iyi karışım merkezkaç kuvvetleri düşük olduğunda gerçekleşir. Arzu edilen dönüş hızı yer çekimi ve merkezkaç kuvvetler dengesinin sağlandığı hız olarak kabul edilebilir. Silindirik bir karıştırıcı için dakikadaki optimum dönüş hızı (N_0), Eşitlik 2.1.'de verildiği gibi hesaplanabilir. Ancak bunlar genellikle yüksek kapasiteli TM üretimleri için uygulanmaktadır.

$$N_0 = 32.d^{-0.5} \quad [2.1]$$

Burada d; tambur çapı (m) dır. Daha küçük tambur çapında daha hızlı dönüş gerekmektedir. Metalik partiküller daha uzun karıştırma sürelerinde deformasyon pekleşmesine maruz kalabilir ve bu nedenle de preslenebilme kabiliyetleri düşer. Uygun olarak tasarlanmamış karıştırma düzeneği farklı iki toz arasında boyut, şekil ve yoğunluk gibi pek çok problemlere neden olarak partikül segregasyonuna¹ neden olabilir. Karıştırma esnasında tozların ufalanması mümkün olabilir. Daha uzun süren dönüş hareketiyle daha küçük ve küresel tozlar ortaya çıkabilir. Karıştırmada yumuşak ve sert partiküller kullanıldığında yumuşak partiküller sert partikül yüzeyine sıvanabilir (13).

2.2.2. Yağlayıcılarla karıştırma

Karıştırma, şekillendirme öncesi ilk basamaktır. Karışımın kalitesi çok önemlidir. Çünkü karışımın yetersizliği daha sonraki işlemlerle giderilemeyebilir. Diğer taraftan homojen karışım oluşturmak için çeşitli problemlerle karşılaşılabilir. Yağlayıcılar, TM şekillendirmeyi kolaylaştırmak için gerekebilir (13).

Karışımında heterojenlik bir kaç nedenle gerçekleşebilir. Bu nedenler, tozdan yağlayıcıların ayrışması, tozların özelliklerine göre bölgesel olarak biraraya toplanması ve segregasyondur. Bu durumlar, düzgün olmayan paketleme yoğunluklarına neden olur ve nihai üründe çarpılma meydana gelebilir. Küçük veya düzensiz şekilli partiküllerde homojenliği sağlamak için daha uzun karıştırma zamanlarına ihtiyaç vardır. Küçük toz partiküllerde homojen karışım için gerekli zaman artırıldığında topaklaşma (aglomerasyon) olabilir. Topaklaşma, karıştırılan tozların bir araya toplanmasıdır. Topaklaşmanın gerçekleşmesi ise homojen karışımı güçleştirir. Partiküller üzerinde kutupsal çekim kuvvetlerinin, topaklaşmanın ve partiküller arası sürtünmenin düşürülmesi ile karışımın etkinliği artırılabilir. Böylece paketleme özelliği artırılır. Bu, mikron altı partiküllerde daha da önem kazanır (13).

¹ Segregasyon: Karışım için kullanılan kimyasal bileşimleri farklı olan partiküllerin ve/veya yağlayıcıların karışım ortamında heterojen bir dağılım göstermesidir.

Yukarıda belirtilen problemlerin en aza indirilmesi amacıyla toz karışımlarına yağlayıcıların ilave edilmesi gerekmektedir. Yağlayıcılar, toz karıştırma esnasında tozların topaklaşmasını engeller ve tozların akıcılığını artırır. Ayrıca presleme esnasında tozların daha iyi preslenmesine yardım ederek ham yoğunluğun artmasına katkı sağlar. Bunların yanı sıra, presleme kalıbının çeperleri ile toz kütlesi ara yüzeyinde sürtünme kuvvetini azaltarak hem kalıp aşınması engellenir hem de presleme sonrası numunelerin kalıptan çıkarılması kolaylaşır. Toz karışımlarında sıklıkla kullanılan yağlayıcılardan bazıları kalsiyum stearat, akravaks C etilenbistearamid, teflon, çinko stearat, parafin wax ve lityum stearattır. Bunlardan en fazla tercih edilen yağlayıcı çinko stearattır. Bunlar aynı zamanda yüzey aktif elementleri olarak da bilinir. Yağlayıcıların ortalama partikül boyutu 5-30 μm 'dir. Bu yağlayıcılar, karıştırılan toplam toz ağırlıklarına % 0,5-2 oranında ilave edilir. Yağlayıcılar, daha sonra preslenmiş toz kütlesinin bünyesinden sinterleme esnasında buharlaşarak uzaklaşırlar (12,13).

2.3. Tozların Paketlenmesi ve Şekillendirilmesi

2.3.1. Paketleme

Paketleme toz partiküllerinin bir kaptaki serbest halde en düzenli halde bir araya gelebilme özelliğidir. Partikül paketleme özelliklerinin iyi bilinmesi TM teknolojisinin her alanında önemlidir. Preslenen toz kütlenin pekiştirilmesi üzerine partikülün paketlenebilme özelliklerinin etkisi oldukça önemlidir (21).

2.3.1.1. Partikül paketlenmesini etkileyen faktörler

Partikül boyutu; partiküller arası sürtünmeyi, paketleme yoğunluğunu ve sinterleme sonrası gözenek boyutunu etkiler. Küçük boyutlu partikülleri preslemek daha güçtür. Çünkü partiküller arasında kalan küçük gözeneklerin dış basınçlar altında giderilmesi daha zordur. Aynı zamanda presleme esnasında, daha küçük boyutlu partiküllerde dislokasyon kayma mesafesi daha az olduğundan toz partikülün deformasyon gelişmesi daha erken olur ve bu nedenle preslenebilme kabiliyetleri düşer. İç yapısı

gözenekli sünger ve karmaşık şekilli toz partiküllerin paketlenebilme kabiliyeti düşüktür (13). Toz partiküllerinde karbonun ön alaşım olmasının sertliği artırmakta ve böylece önemli oranda sıkıştırılabilirliği düşürmektedir (22). Bununla beraber, paketleme yoğunluklarında farklılıklara neden olan bazı faktörler vardır. Bu faktörlerden bazıları, partikül boyutu ve şekli, partikülün yüzey durumu, topaklaşma, yüzey aktif etkenleri ve tozun iç yapısıdır (21).

2.3.1.1.1. Partikül boyutu

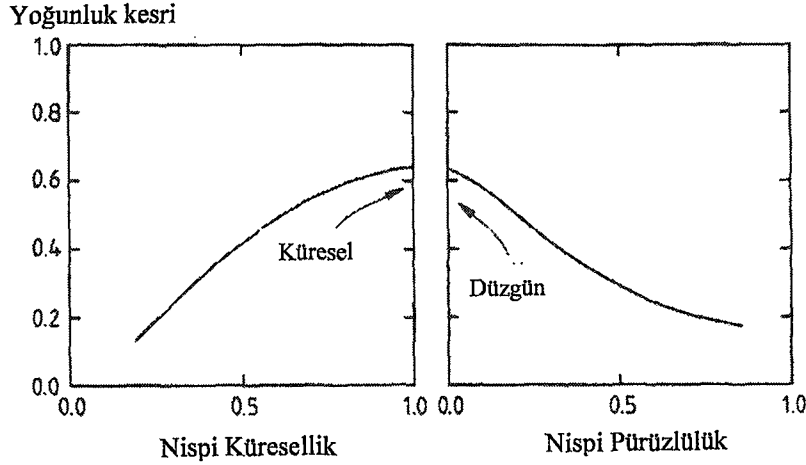
Ortalama partikül boyutu yaklaşık 100 μm 'den daha az olduğunda, partiküller arası sürtünme etkisi daha da etkindir. Daha küçük boyutlu partiküllerle paketleme yoğunluğunun azalması, partikülün yüzey alanındaki artıştan dolayıdır. Daha küçük boyutlarda partiküller arasında elektrostatik çekim kuvvetlerin etkisiyle yapışkanlık arttığından daha fazla topaklaşma olmakta ve paketleme özelliği düşmektedir. Partikül boyutu 1 μm 'nin altında olduğunda, paketleme yoğunlukları oldukça düşmektedir (21).

2.3.1.1.2. Partikül şekli ve yüzey durumu

Partiküller arası sürtünmeye diğer bir neden ise partikül yüzey pürüzlülüğünün artışıdır. Daha fazla yüzey pürüzlülüğü paketleme yoğunluğunu düşürür. Şekil 2.2.'de yoğunluk kesri üzerine toz partikülün yüzey pürüzlülüğü ve genel partikül şeklinin etkisi şematik olarak gösterilmiştir (23). Şekilden de anlaşıldığı gibi paketleme yoğunluğu partiküller küresele yaklaştığında artmaktadır. Şeklin sağ tarafındaki diyagrama göre de nispi pürüzlülük paketlemeyi düşürmektedir. Sarsma veya yağlama paketleme yoğunluğunun artırılmasına yardım edebilir. Ancak topaklaşma ve/veya segregasyon ihtimali artar.

Aynı boyutlu ancak farklı şekilli tozlarda paketleme yoğunluğu, tozların şekilleri küreselden uzaklaştıkça düşer (24,25). Boy/çap oranı daha fazla olan fiber şekilli tozların paketleme yoğunluğu düşüktür. Yoğunluk, farklı boyutlardaki tozların karıştırılmasıyla artırılabilir. Ayrıca karmaşık şekilli tozlarda paketleme yoğunluğu,

titreşimlerle ve düzensiz partiküllerin aynı yöne yönlendirilmesi ile artırılabilir. Bu şekilde yüksek paketlenme yoğunluğu daha çok eş eksenli partiküllerde gerçekleştirilir (21).



Şekil 2.2. Toz partiküllerin nispi küresellik ve yüzey pürüzlülüğünün yoğunluk kesri üzerine etkisi (23)

2.3.1.1.3. Topaklaşma (Agglomerasyon)

Küçük partiküller yapışkanlıklarından ve aralarındaki elektrostatik çekim kuvvetlerinden dolayı topaklaşabilirler. Bu nedenle yüksek paketlenme yoğunluklarına sahip olamazlar. Topaklaşma, karıştırmayı güçleştirir. Partiküller arası çekim kuvveti, partikül yüzey alanı arttığında daha fazla olur (26). Buna ilave olarak, küçük partiküllerin birbirleri ile temas ettiği noktalardaki gaz basıncı daha fazladır. Topaklaşma aynı zamanda tozda homojen dağılım göstermeyen ıslatma sıvısından (nem, yağlayıcı vb.) da kaynaklanabilir.

Partiküller arasında zayıf bağlar bulunabilir. Bu bağlar, partikül kümelerini güçlendirir ve paketlemeyi engeller (27,28). Bu, nemli havaya maruz kalan mikron altı tozlarda daha etkili bir problemdir. Topaklaşma büyük yüzey alanına ve kuvvetli bağlara sahip olan küçük partiküllerde gerçekleşmektedir. Genel olarak bu zayıf bağlar van der Waals, elektrostatik, kimyasal olabilir (29). Van der Waals çekim kuvveti, boyutu $0,05 \mu\text{m}$ 'in altında olan partiküllerde daha etkilidir (30). Aynı zamanda topaklaşma, karıştırma esnasında partiküller arasında temas noktalarında

soğuk kaynaklaşmadan dolayı da gerçekleşebilir (21). Topaklaşma paketleme yoğunluğunun yanı sıra, karıştırma, sıkıştırma ve sinterleme esnasında da problemlere neden olur. Bu, özellikle geniş partikül boyut dağılımı gösteren sistemlerde daha etkindir (31,32).

2.3.1.1.4. Yüzey aktif elementleri

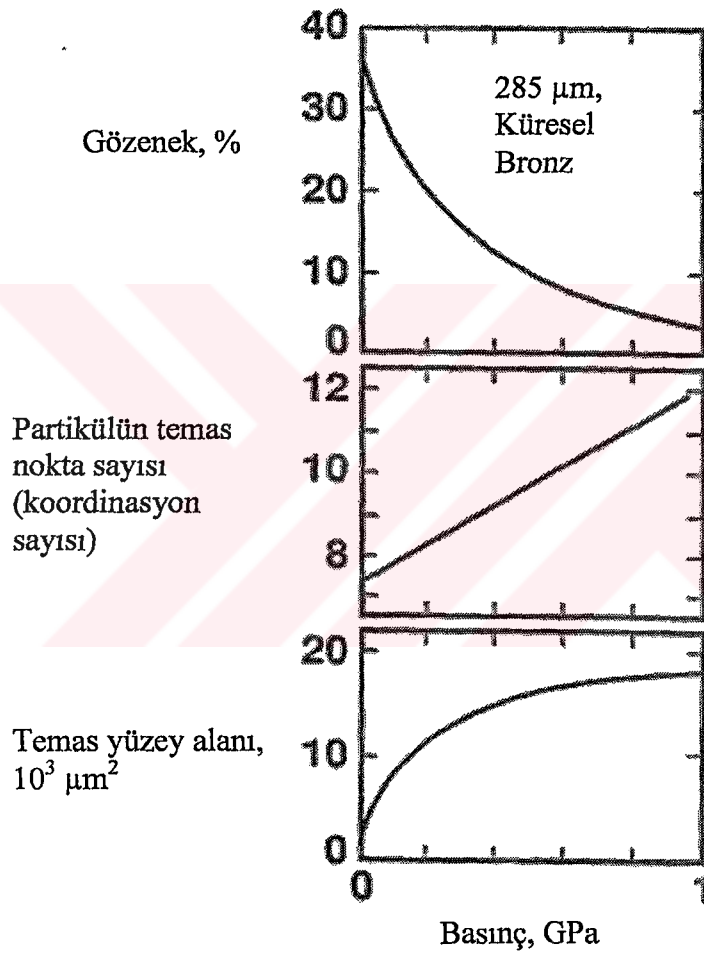
Az miktarlarda yüzey aktif elementleri paketlemeyi ya da karıştırma özelliklerini geliştirmek için katılır. Bu ilaveler kısa mesafeli itici kuvvetlerle yüzeyleri yağlayarak partiküller arası sürtünmeyi azaltır. Partiküllerin akma ve paketlenilme kabiliyeti uygun yüzey aktif elementleriyle geliştirilir. Bu gelişim, ilavelerin moleküler boyutuna, kutupsal karakteristiklerine, kaplama kalınlığına, partikül boyutuna ve sıcaklığa bağlıdır. İlavelerin viskozitesi ve yüzey enerjileri, kutupsallık ve ıslatabilme kabiliyeti kadar önemli değildir (21).

2.3.2. Presleme

Toz kütlelerine daha fazla yoğunluk kazandırmak için bir dış basınç gerekmektedir. Basıncın uygulanmasıyla kütlenin yoğunluğu artar. Deformasyonun artmasıyla yoğunluğun artış hızı partikülün pekleşmesiyle giderek azalmaktadır. Partiküller arasında boşluk titreşimle bile giderilemeyebilir. Ancak daha yüksek presleme yoğunluğu tozların presleme öncesi sarsma yoğunluğu ile sağlanır. Gevşek toz kütlelerinde düşük koordinasyon sayısı ve daha fazla boşluk yerleri vardır. Basınç uygulandığında, partiküller ilk önce büyük boşlukları doldurarak yeniden düzene girer ve partiküller daha fazla koordinasyon sayısı sağlar. Fazla koordinasyon sayısı sinterleme esnasında partiküller arasında daha güçlü difüzyon bağı oluşturur.

Basıncın artmasıyla daha iyi paketlenme gerçekleşir ve Şekil 2.3'de gösterildiği gibi partiküller arasında temas noktalarının artmasıyla gözenek miktarı azalır. Şekildeki grafik, küresel bronz partikülleri için verilmiş ve partiküller arasındaki temas alanların artmasıyla beraber gözenek miktarındaki azalmayı göstermektedir. Temas noktalarında bölgesel olarak elastik deformasyon gerçekleşir ve sıkıştırma esnasında

her temas noktasında kalıntı iç enerji toz kütlelerinde depolanır. Yüksek basınçlarda plastik deformasyonla temas alanları büyüyerek yoğunluk artar. Presleme basıncıyla, toz partiküllerde deformasyon sertleşmesi gerçekleşir. Deformasyon esnasında partikül temas noktaları arasında soğuk kaynak, toz kütlelerinde dayanımın artmasına neden olur. Presleme işleminden sonra sinterleme öncesi dayanım ham dayanım olarak tanımlanır (13).



Şekil 2.3. Presleme basıncının gözenek oranı, partiküller arası temas noktası sayısı ve temas alanı üzerine etkisi (13)

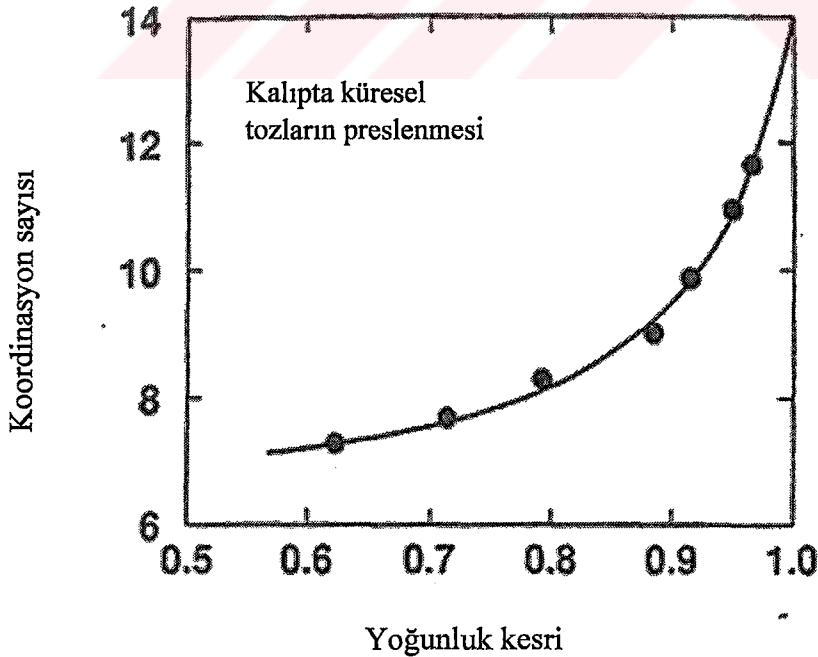
Presleme basıncı artırıldığında, plastik deformasyon altına giren her bir partikülün nispi hacmi de artar. Düşük basınçlarda partikülün temas noktalarındaki plastik şekil değiştirme bölgeseldir. Basınç arttığında, homojen plastik şekil değiştirme temas noktalarından yayılarak partiküllerin içlerine doğru ilerler ve deformasyon

pekleşmesi gerçekleşir. Presleme esnasında gözenek kesri ϵ ile koordinasyon sayısı N_c arasındaki ilişki aşağıdaki eşitlikle ifade edilmiştir (13).

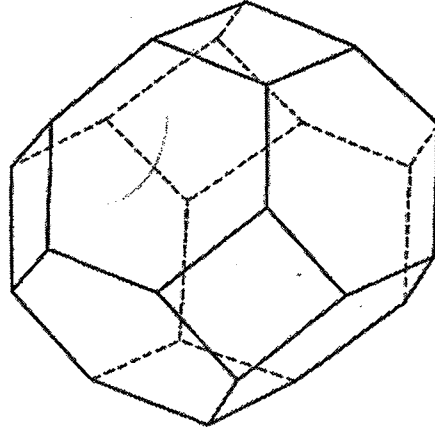
$$N_c = 14 - 10,4 \epsilon^{0,38} \quad [2.2]$$

Şekil 2.4’de gösterildiği gibi yüksek yoğunluklarda partiküller arasında koordinasyon sayısı 14’e kadar çıkar. Partikül ondörtüzlü (tetraikaidecahedron) formunu alır. Şekil 2.5’de küresel tozların yüksek oranda preslenmesi sonucu ondörtüzlü formu gösterilmiştir (13).

Deformasyon pekleşmesi partikülün kırılmasına neden olabilir. Böylece partiküllerin toplam yüzey alanı kırıldıklarında artar. Sertlik ve deformasyon sertleşmesi yoğunlaşmayı olumsuz etkiler. Aynı zamanda, küçük partikül boyutuna sahip partiküller arasında daha fazla sürtünme ve deformasyon pekleşmesi oranından dolayı preslenebilmeyi ve dolayısıyla yoğunlaşmayı düşürür. Partikül şekil, boyut ve dağılımı preslenebilmeyi etkileyen en önemli faktörlerdendir (13).



Şekil 2.4. Yoğunluk kesri ile koordinasyon sayısı arasındaki ilişki (13)

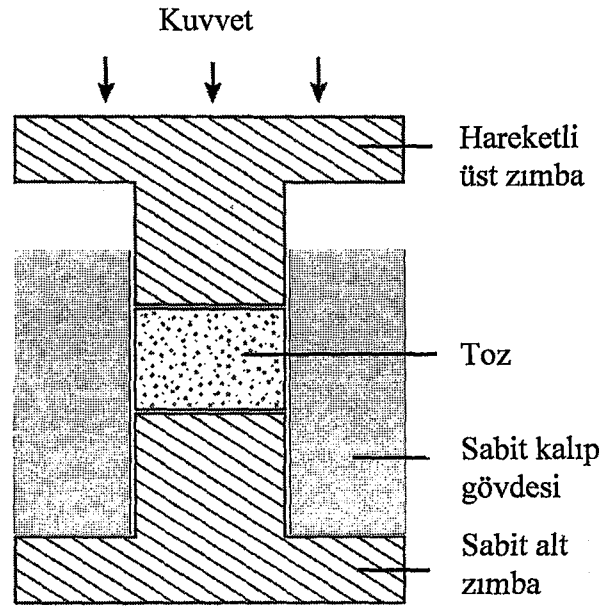


Şekil 2.5. Preslenen bir partikülün ondört yüzüzlü yapısı (13)

2.3.2.1. Geleneksel presleme

Geleneksel olarak tek yönlü toz sıkıştırma tertibatı Şekil 2.6' da şematik olarak gösterilmiştir (12). Çoğu sıkıştırma alt ve üst kuvvet zımbası kullanılarak yapılmaktadır. Üst zimba tozun kalıp boşluğuna dolum esnasında geri çekilir. Toz dolumu esnasında alt zımbanın pozisyonu dolum pozisyonu olarak adlandırılır. Alt zımbaya önceden belirlenen toz miktarına göre pozisyon verilir. Toz, bir dış besleme kabından kalıp içine şarj edilir. Dolum ve paketlenmedeki her titreşim, preslenen parçada yoğunluk değişimlerine neden olur. Alt zımbanın pozisyonu, tozun dolumu esnasında değiştirilebilir. Dolum işleminden sonra presleme pozisyonu için alt zımbanın pozisyonu sabitleştirilir ve üst zimba kalıp içine itilir. Her iki zımbayla toz kütlesi üzerine stres oluşturmak üzere yük uygulanır. Sonunda üst zimba geri çekilir ve alt zımbanın itelenmesi ile kütle çıkarılır. Bu tip kalıplarda genel problem yüksek basınçlardaki aşınmadır. Bu nedenle toza yağlayıcı katılmasıyla bu problem en aza indirilir (13).

Basınç alt ve üst zımbalardan itelendiğinde bu işlem çift etkili presleme olarak adlandırılır. Bunun alternatif olarak bu zımbalardan biri ile itelendiğinde bu tek etkili presleme olarak adlandırılır. Presleme sonrası kütleler hemen çıkarılmalıdır. Çünkü, tozlardaki birikmiş elastik enerji kalıp duvarlarına zarar verebilir (13).



Şekil 2.6. Geleneksel tek yönlü sıkıştırma tertibatı (12)

2.3.3. Ham halde partiküllerin bağlanması

Preslemeden dolayı oluşturulan partiküller arası mekanik bağlar ham dayanımı gerçekleştirir. Katı ara yüzeyler, partiküller arasındaki temas noktalarında deformasyon sonucu meydana gelir. Başlangıçta yüksek paketleme yoğunluğu ve temiz toz yüzeyi partiküller arası bağın oluşumuna yardımcı olur. Presleme kuvvetleri kafi derecede yüksek olduğunda, yüzey filmlerinin bozulmasına sebep olur. Mekanik olarak kenetlenme ham dayanımın artmasına katkı sağlar. Mekanik olarak kenetlenmenin neden olduğu ham dayanım, düzensiz şekilli partiküllerde daha fazladır (13).

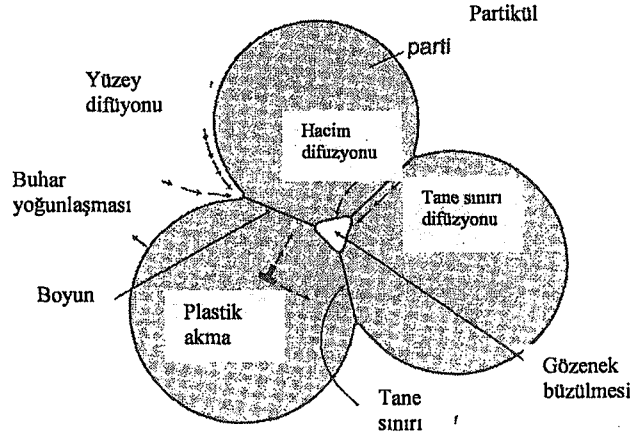
Demir bazlı tozlar da yüksek yoğunluk elde etmek için preslenmektedir. Presleme işlemleri uygun bir kalıpta tek yönlü soğuk veya sıcak yapıldığı gibi daha yüksek yoğunluk işlemleri için soğuk izostatik presleme (CIP) ya da sıcak izostatik presleme (HIP) kullanılmaktadır. Soğuk preslemelerde toz taneleri temas yüzeylerinde yüksek deformasyon oranlarından dolayı sertlik artmakta mekanik kilitlenme azalmaktadır. Bu nedenlerden dolayı soğuk presleme ile elde edilen yoğunluk sınırlı kalmaktadır (12).

2.4. Tozların Sinterlemesi

Sinterleme, preslenen toz partiküllerinin birbirleri arasında atomik sağlanarak yüksek sıcaklıklarda difüzyon bağlı kaynaklanma işlemidir. Toz parçacıkları arasında difüzyon bağları atomların hareketiyle gerçekleşir. Bu aşamada elde edilen tane boyutu, başlangıç toz partikül boyutuna oranla büyümeye başlar. Ayrıca bu aşamada, gözenek şeklinde ve boyutunda değişimler meydana gelir. Sinterleme sıcaklıklarında yüksek atomik hareketliliğe bağlı olarak partiküller arasında bağların gelişimi devam eder. Böylece partiküller arası boyunlar oluşur. Temas eden parçacıklar arasında bağların gelişimi ile beraber iç gerilmelerde bir azalma olur. Bu, çeşitli yollarla atomların hareketi ile sağlanır. Atomların hareketiyle gerçekleşen yüzey difüzyonu partiküller arasında, hacim difüzyonu da iç gözeneklerden sağlanır. Bu iki difüzyon olayı, sinterleme esnasında TM'de büzülme veya negatif yönde boyutsal değişime neden olur. Özellikle hacim difüzyonu ile sinterlenen TM malzemesinde büzülme gerçekleşirken, yüzey difüzyonunun boyutsal değişime hiçbir etkisi yoktur. Şekil 2.7'de sinter boyunu oluşturan farklı atomik hareket yolları gösterilmiştir (12).

Gerçekte sinterleme mekanizması, atomların gözeneğe bitişik yüzeylerden zıplamasını, partikül tane sınırları boyunca geçişi ve hatta gözeneklerdeki buharlaşmayı kapsamaktadır. Boyun gelişimi yüksek sıcaklıklarda daha hızlıdır. Çoğu atomik hareket difüzyonla olmaktadır. Sinterleme, difüzyon hızına, bileşim konsantrasyonuna veya gerilim gradyanına bağlıdır. Sinterlemede daha çok hacim transferi gerçekleştiğinden yüksek sıcaklıklarda daha fazla boyutsal değişim olmaktadır (12). Birim hacimde toz partiküllerin ara yüzey enerjisi yüksek olursa sinterleme çok hızlı olmaktadır (13).

Toz kütlelerde her bir partikül üzerinde böyle pek çok temas yerleri vardır. Temas eden partiküller arasında bağlar sinterleme işlemi ile büyür ve gelişir. Her bir temas bölgelerinde tane sınırı şeklinde büyür.



Şekil 2.7. Sinterleme sırasında difüzyon yolları (12)

Sinterleme sonrası iki toz partikül orijinal çaplarının 1,26 katı kadar olacak şekilde tek bir tane şeklinde büyür. Sinterlemenin ilk safhasında partiküller arası boyun, hızlı bir şekilde gelişir. Orta safhasında, gözenek yapısı daha düzgün ve partiküllerin birleşme özelliklerini geliştirecek şekilde silindirik bir yapıya sahip olur. Ortalama tane boyutunun artışı, sinterlemenin orta safhasının sonunda daha hızlıdır. Bununla nihai gözenek izolasyonu gerçekleşmektedir (13).

TM yapısında izole olmuş gözeneklerin ortaya çıkması sinterlemenin son safhasını ve nihai sinterleme yoğunlaşmasını göstermektedir. Gözeneklerdeki gaz basıncı yoğunluğu bir süre sonra belli bir limitte kalacaktır. Vakum sinterleme ile yüksek oranda nihai yoğunluklar üretilebilir. Sinterleme safhaları arasındaki farklılıklar açık değildir. Sinterlemenin ilk safhasında hem boyunlaşma hem de büzülme oranı küçüktür. Tane boyutu başlangıç partikül boyutundan büyük değildir. Orta safhada yoğunluk, % 70-92 arasındadır. Tane büyümesi orta safhanın sonunda gerçekleşir, öyle ki tane boyutu başlangıç partikül boyutundan daha fazladır. Sinterlemenin son safhasında, gözenekler küresel ve kapalıdır. Aynı zamanda tane büyümesi devam eder (13).

TM çeliklerde, sinterleme sırasında gözeneklerin yapıdan uzaklaştırılması ile kütlenin boyutunda büzülme olur. Dayanım, sinterleme ile güçlü temas noktalarının oluşumuyla ve gözenek şeklinin küreselleşmesiyle artırılmaktadır. Sinterlenen

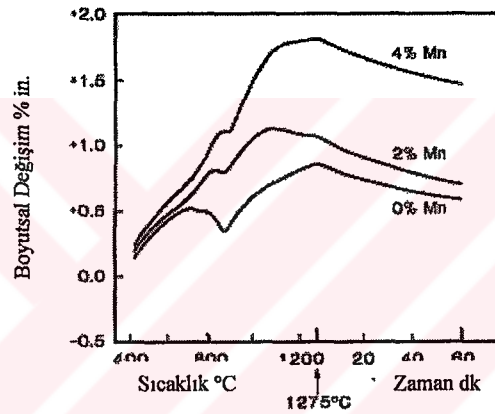
karbonlu TM çeliklerde mekanik özelliklerin gelişimi katı partiküller arasında bağın oluşumuyla ve 900 °C'nin üzerindeki sıcaklıklarda grafit tabakalarının tamamen çözünmesiyle sağlanır. Bu durum, genellikle grafit ilave edilen TM çeliklerin sinterlenmesi esnasında grafit partiküllerinin çözünmesiyle katı-metalik bağ alanlarının oluşumuyla gerçekleşir. Bu nedenle, karbonlu TM çelikler, karbonun en iyi şekilde çözünebildiği γ bölgesinde ve yüksek sıcaklıklarda sinterlenmektedir (33).

0,8 karbonlu TM çeliğinde daha düşük sıcaklıklarda karbon önemli oranlarda çözünmektedir. Örneğin östenit faz dönüşümü 780 °C'de 60 dakikalık izotermal sinterleme sonrası hemen hemen tamamlanmaktadır (34). Grafitin östenitte tamamen çözünmesi için 1000 °C'de en az 60 dakikalık bir sinterleme gerekmektedir (33). Ölçümlere göre serbest grafitin tamamen çözünmesi, östenit bölgesi sıcaklıklarda gerçekleşmektedir. Metalik alaşım elementlerinden genellikle Mo ve kısmen Cr ön alaşımlı şekilde kullanılmaktadır. Bununla beraber, Cu ve Ni alaşım elementleri ile ve hatta Mn ile ön alaşımlanmış tozların sıkıştırılabilirliği düşüktür. Bu nedenle alaşım elementleri ayrıca ilave edilir ve sinterleme sırasında matriste ayrıca çözündürülür.

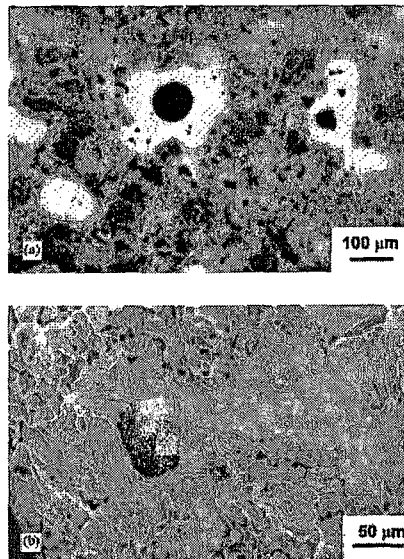
Katı faz sinterleme işlemlerinin yanı sıra sıvı faz sinterleme işlemleri de uygulanmaktadır. Sıvı faz sinterlemede amaç kısa sürede sıvı faz oluşumu ile malzemede hızla atomik transferle alaşım elementlerinin matriste homojenizasyonunu sağlamaktır. Sıvı faz, gözeneklere yayılır ve presleme ile sağlanan partiküller arasında temas alanlarının artmasıyla yoğunluk artırılır. Ancak pek çok mikroyapı sinterleme işleminden sonra bile tamamen homojenleştirilemez (35).

Geçici sıvı faz sinterleme, alaşım elementlerinin kendiliğinden erimesi ile elde edilir. Sinterleme süresinin artmasıyla mevcut sıvı miktarı zamanla azalır (33). Sıvı faz sinterleme sırasında TM çelik kütlede boyutsal büzülmeyle telafi etmek için Cu kullanılır. Cu sinterleme sırasında eriyen TM çeliğinin hacimce genişlemesine neden olur. Bu durum genelde sıvı faz sinterleme ile üretilen TM çeliklerinde gözlenmektedir. Sıvı faz sinterleme ile gerçekleşen bu genişleme Cu kabarması olarak

adlandırılmaktadır. Bakır kabarması durumu aynı zamanda Mn'lı TM çeliklerde de görülmektedir (Şekil 2.8.). Geçici sıvı faz, ikincil gözeneklerin oluşumuna neden olur. Çünkü eriyik, matris katı toz partiküllere yayılır. Eriyen alaşım elementleri partikül içlerine doğru yayındıktan sonra, eriyen element erimeden önceki orijinal boyutlarına uyumlu boyutta geride gözenek bırakır (Resim 2.2.a). Bu şekildeki gözenekler özellikle yorulma dayanımını olumsuz yönde etkileyebilir (Resim 2.2.b). Çünkü tek bir gözenek bile malzemede kılcal çatlaklara neden olabilir. Bu nedenle, sinterleme sırasında ikincil gözenek etkisi yapabilen büyük boyutlardaki alaşım elementlerinden veya daha küçük boyutlardaki alaşım elementlerinin kümeleşmesinden sakınmak gerekmektedir (33).



Şekil 2.8. Mn'lı TM çeliklerde alaşım elementi oranı ve sinterleme sıcaklığına bağlı olarak boyutsal değişim (33)



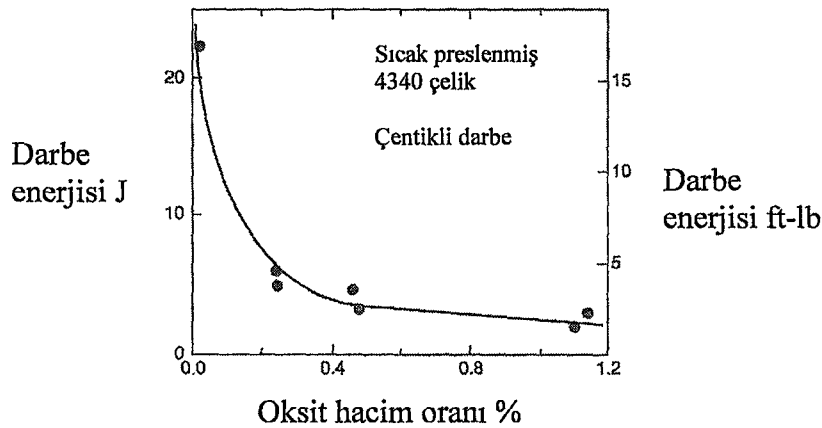
Resim 2.2. Sinterleme sırasında oluşan ikincil gözenekler (a) ikincil gözenek mikro yapısı, (b) yorulma kırık yüzeyinde ikincil gözenek (33)

2.5. TM Çeliklerde Mekanik Özelliklere Etki Eden Faktörler

Sinterlenmiş TM malzemeler, ingot malzemelerle karşılaştırıldığında daha düşük mekanik özelliklere sahiptirler. Bunun sebebi, TM malzemelerde sinterleme sonrası yapıda mevcut olan ve giderilemeyen gözeneklerdir. Gözenekler, TM çeliklerde mikro çatlakların ana kaynağıdır.

Gözenek boyutu, tane boyutu ve ikinci fazın miktarı önemli oranda TM malzemenin özelliklerini etkiler. Gözenekler, küresel veya farklı bir geometride bulunabilirler. Genellikle, büyük ve açılı şekle sahip gözenekler TM çeliklerde düşük dayanım ve yorulma özellikleri sergiler. Yüksek sinterleme sıcaklıkları, mikroyapıda homojenlik ve gözenek geometrisini önemli oranlarda değiştirdiğinden dinamik özellikler olmak üzere bütün mekanik özellikleri artırır. Sinterleme sıcaklığından soğutma hızı da mekanik özellikleri etkiler. Hızlı soğutma ile dayanım hemen hemen iki katına artırılabilir (12).

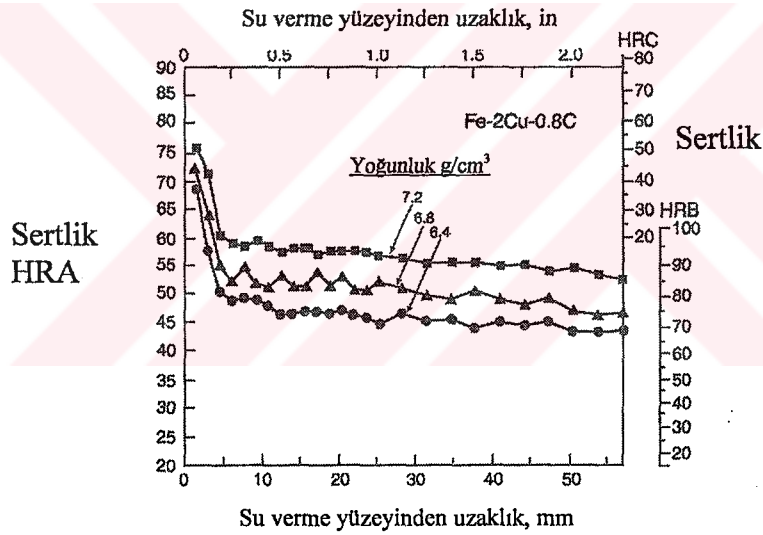
Diğer taraftan TM çeliklerin mikroyapısında bulunan gözeneklerin yanı sıra oksitler ve diğer kalıntılar da mekanik özelliklere şüphesiz zarar verir. Şekil 2.9'da oksitlerin darbe dayanımına olan etkisi gösterilmiştir. Şekilden de görüldüğü gibi oksit kalıntıları darbe dayanımını etkili bir şekilde düşürmektedir. Sinterlenmiş TM çeliklerde mekanik özellikler, mikroyapı, alaşım ve yoğunluğa da bağlıdır. Beynitik yapı dinamik yükler karşısında, martensitten daha iyi sonuçlar vermektedir (36).



Şekil 2.9. Oksitlerin darbe özellikleri üzerine etkisi (12)

Gözenekler, martensit oluşumu için gereken ısıнын çıkış hızını veya termal iletkenliği engeller. Bu nedenle gözenekler sertleşebilirliği düşürür. Ayrıca gözenekler sertliği, dayanımı, sünekliği ve tokluk değerlerini de düşürür. Bu nedenle, yüksek gözeneklilik oranında istenen özellikleri elde etmek daha zordur. Sinterleme sonrası, $6,8 \text{ g/cm}^3$ yoğunluğunun altında TM çeliklere nadiren ısıl işlem uygulanır (12).

Gözeneklerin sertleşebilirliğe etkisi Şekil 2.10'da gösterilmiştir. Gözenekler soğuma hızını azaltmakta ve bu nedenle östenitin martensite dönüşebilme yeteneğini engellemektedir. Sertleşebilirlikteki bu azalmayı engellemenin bir yolu alaşımlamadır. TM çeliklerde martensitin daha kolay oluşumunu sağlayabilmek için Mn, Cr, Mo, Ni ve V gibi alaşım elementleri ilave edilir (12).



Şekil 2.10. Yoğunluğun sertleşebilirlik üzerine etkisi (12)

Çekme dayanımı, yapıda izole olmuş ve birbirleri ile bağlantılı olmak üzere iki tipte varolan gözenek türü ve miktarına bağlı olarak değişmektedir. İzole olmuş gözenekler, gözenek miktarı ile değişmektedir. Gözenek oranları düşük olduğunda izole olmuş gözenekler oluşur. Danninger ve arkadaşları (37), gözenek oranı ~ % 3'den daha düşük olduğunda gözeneklerin izole olmuş olduğunu gözlemlemişlerdir. Gözenek oranı, ~ % 20'den fazla olduğu durumlarda, bir birleri ile bağlantılı gözenekler oluşmaktadır.

Yüzeye açık gözenekler, bir sonraki ısıtma işlem basamağında kirlenmeye neden olabilir ve su verme sıvısını tutabilir. Gözenek içinde bulunan yağlar temperleme esnasında C seviyesini değiştirir. Bu nedenle, parçanın su verme işleminden sonra tamamen temizlenmesi gerekmektedir (12).

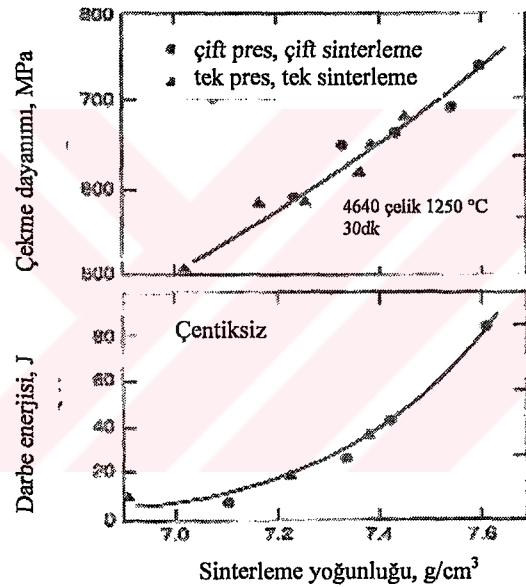
Gözenekler, uygulanan yüke karşı kısmen kesit alanını düşürmesinden dolayı da mekanik özellikleri düşürür. Diğer taraftan gözenekteki gerilme konsantrasyonu da mekanik özellikleri etkiler. Aynı zamanda süneklik, gözeneklilik ve gözenek şekline duyarlıdır. Gözeneklerin şekli, aralarındaki mesafeler, boyut ve bulundukları konumlar TM çeliklerin sünekliğinin değişimine neden olmaktadır. %15' in üzerindeki gözenek oranına sahip TM çeliklerde süneklik, yoğunlukla ihmal edilir düzeydedir (12).

Gözenekler darbe dayanımı, kırılma tokluğu, ve yorulma dayanımları gibi dinamik özelliklere daha fazla zarar verir. Bu özellikler aynı zamanda mikroyapıya da duyarlıdır. Yorulma dayanımları TM çeliklerde düşüktür. Çoğu TM çeliklerin darbe tokluğu deneyleri çentik açılmamış numunelerle yapılır. Çünkü standart Charpy V çentikli TM deney numuneleri hemen hemen hiç tokluk direnci göstermez. Tokluk yoğunluğun artırılmasıyla geliştirilebilir (12).

Gözenek oranının azalması ile yoğunluk artar ve yorulma dayanımının artmasını sağlar. TM çeliklerde yoğunlukla yorulma çatlak bireysel gözeneklerde, yüzeyde veya yüzey altı kusurlu bölgelerde başlar (38). Çatlak başlangıcı gözenek boyutuna bağlı iken, çatlak oluşumu ortalama gözenekler arası mesafeye bağlı olarak gelişir. Gözenekler arası mesafe arttığında çatlak ilerleme mesafesi de artar. Böylece yorulma dayanımının artması sağlanır. Cimino ve arkadaşları (39), gözenekler arası mesafesi düşük olan TM çeliklerde yorulma dayanımının düştüğünü göstermişlerdir. Ayrıca Cimino ve arkadaşları yorulma dayanımı için ortalama gözenek boyutundan daha çok, ortalama gözenekler arası mesafenin daha etkili olduğunu göstermişlerdir. Cotterel ve arkadaşları da (40) uzun çatlak uçlarında mikro boşluk kümeleşmesi olduğunu ve mikro çatlaklardaki kümeleşme, plastik deformasyonla beraber yorulma çatlaklarının ilerlemesini geciktirdiğini bildirmektedir. Bu plastik bölge uzun çatlakların

ucunda gerilme yoğunluğunu azaltmaktadır. Aynı zamanda ilave edilen elementlerin de yorulma ömrüne önemli etkisi vardır. Cu toz boyutunun azalması ile birlikte çekme ve yorulma dayanımını artırmaktadır. Ni'ce zengin bölgeler, gözeneklerin çevresinde çatlak büyümesini geciktirerek yorulma özelliğine faydalı olmaktadır (39).

Yoğunluk TM çeliklerin özellikleri üzerine çok önemli rol oynamaktadır. Şekil 2.11'de iki farklı yöntemle üretilmiş bir çeliğin sahip olduğu yoğunluklara bağlı olarak mekanik özelliklerdeki değişimler gösterilmiştir (12).



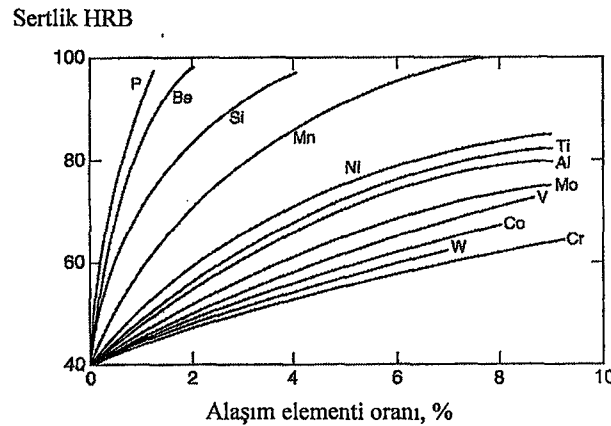
Şekil 2.11. Sinterlenmiş TM yoğunluğunun mekanik özellikleri üzerine etkisi (12)

Jang ve arkadaşları (3), % 0,5-0,8 C-Cu-Mo-Ni bileşimli TM çeliklerde Ni'ce zengin ferrit, martensit ve perlitin tokluğu artırdığını bildirmektedir. Sıvı faz ve katı hal sinterlemede amaç yoğunluk artırmadır. Preslenmiş çeliklerde daha fazla yoğunluklara gereksinim vardır. Yoğunluk artarken, dayanım, süneklik elastik modülü ve yorulma özellikleri de geliştirilir. Çift presleme, çift sinterleme, işlemleri de yoğunluk artırma amaçlı kullanılmaktadır (1).

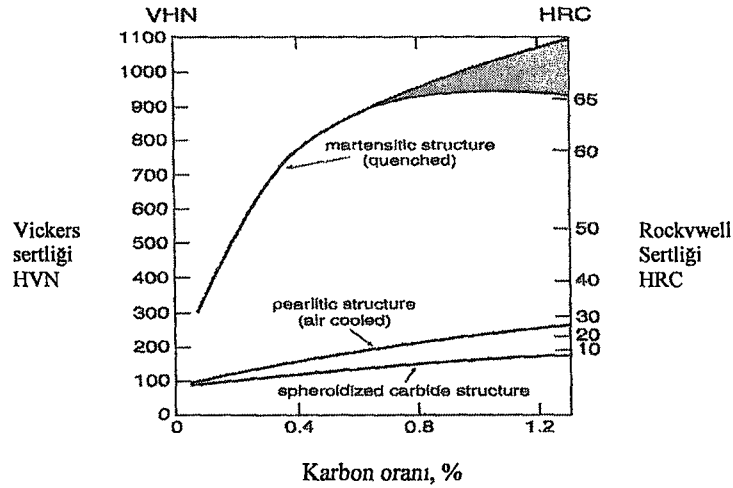
2.6. Alaşım Elementlerinin Etkileri

Alaşım elementleri ısıtıl işlemlerle beraber mekanik özellikleri geliştirmek için TM çeliklere ilave edilir. Hem östenit hem de ferritin alaşım elementleri ile dayanımları artırılabilir. Ancak alaşım ilavesi ısıtıl işlemlere göre daha az etkilidir. Diğer taraftan alaşım elementleri paslanmaz çeliklerde olduğu gibi, oksidasyon ve korozyon direncini geliştirebilir. Alaşım elementleri, katı eriyik mukavemetlenmesini gerçekleştirir ve ısıtıl işlemin ile birlikte uygulanmasıyla daha da etkili olur. Ötektoid sıcaklık ve ötektoid karbon seviyesi alaşım elementinin tipi ve miktarına bağlıdır. Yüksek oranlarda Ni kullanıldığında östeniti oda sıcaklığında denge halde tutar. Diğer taraftan Mo ötektoid sıcaklığı artırır (12).

Şekil 2.12' de ferritik çeliklerde alaşım elementlerinin sertlik üzerine etkileri gösterilmiştir. Bunun yanı sıra, Şekil 2.13'de C seviyesinin bir fonksiyonu olarak martensitin sertliği verilmiştir. Bu şekillerden de görüldüğü üzere alaşım elementlerinin ve karbon un artmasıyla sertlikte bir artış söz konusudur. Genel olarak, ferrite P, Ni, Si ve Al gibi alaşım elementleri sinterleme sonrası ısıtıl işleme ihtiyaç olmadan TM çeliklerin dayanımlarını artırmak için kullanılır. Ti, W ve V gibi karbür oluşturu alaşım elementleri TM çeliklerde çoğu zaman kullanılmaz. Çünkü TM çeliklerin özelliklerini, karbür oluşumundan daha ziyade östenitin martensite dönüşebilme yeteneği kontrol etmektedir (12).



Şekil 2.12. Alaşım elementlerinin sertliğe etkisi (12)



Şekil 2.13. Farklı faz ya da yapılarda karbon oranının sertlik üzerine etkisi (12)

Genelde düşük alaşımlı TM çelikleri Cu içermektedir. TM çeliklerde Cu ilave oranı % 1-10 arasında değişmektedir. Düşük miktarlarda Cu ilavesi, yaşlandırma sertleştirilmesi ile dayanımı artırmak için katılmaktadır. Daha yüksek oranlarda Cu katmanın amacı ise, daha yüksek yoğunluk (ergiyerek gözenekleri doldurma oranı) ve sıvı faz sinterlemeyi sağlamaktır. Ni'li TM çeliklerde % 2'nin üzerindeki Cu ilavesi daha yüksek mekanik özellikler sağlamaktadır. Cu katı çözelti mukavemetlendirme etkisiyle fazların mikro sertliklerini artırmaktadır. Cu sıvı faza dönüşümünden dolayı sinterlemeyi geliştirmektedir (12). Cu ergime sıcaklığından sonra hacimce genişlemektedir. Cu'lu TM çeliklerin mekanik özellikleri ısı işlemlerden sonra daha da artırılır. Upadhyaya (41), çalışmasında Fe-C sistemine % 10 Cu ilavesi ile üstün mekanik özellikler sağlamıştır. Ni-Mo-Mn'li TM çeliklerde olduğu gibi Cu ilavesi sertleşebilirliği artırmaktadır.

Phadke (42), Fe-C çeliklerde Cu ilavesi ve bu alaşımın 300-500 °C sıcaklıklarda yaşlandırılması ile dayanım ve sertlikte artış sağlanabildiğini gözlemişlerdir. Cu'lu TM çeliklerde kullanılan VCN (vanadyumkarbonitrür), hızlı soğuma olsa bile perlitin çekirdeklenmesine potansiyel bir yer teşkil eder ve sertleşebilirliği düşürür. Bu faktörler, Cu'lu çeliklerde martensitik dönüşümü engelleyici bir neden olmaktadır. Ancak % 10 Cu'lu çeliklerde bu etkiler azalır ve tamamen martensitik dönüşüm sağlanabilir (41). C demirde, Cu'ın yayınma hızını yavaşlatır (43).

Mn'lı TM çeliklere % 2'nin üzerinde Cu ilavesi boyutsal dengeyi sağlamaktadır. En iyi özelliklerin sağlanması için Cu'nun elementel olarak kullanılmasından ziyade ön alaşımlanmış olarak kullanılması tavsiye edilmektedir (44).

Ni-Mn'lı TM çeliklerde Cu ilavesi homojen mikroyapılar sağladığı için daha iyi mekanik özellikler sergiler. P içeren TM çeliklere ilave edilen Cu'la sıvı faz sinterleme gerçekleştirildiğinde daha yüksek tokluk, dayanım ve sertlik ancak daha düşük süneklik sergilemektedir (45). B'lu TM çeliklerde Cu sinterleme sonrası ısıtma işlemi gereksinim duyulmayan parçalarda daha iyi mekanik özellikler sergilemiştir (41).

Yüksek Mo'li TM çeliklerde beynitik yapı sinterleme sıcaklıklarından yavaş soğuma ile üretilebilmektedir. TM çeliklerde yüksek oranlarda beynitik yapı tokluk özelliklerini artırmaktadır (36). Straffelini ve arkadaşları (46), % 1,5 Mo'li malzemelerde yoğunluk, sertlik, tokluk ilişkilerinde P'lu TM çeliklerle benzer özellikleri göstermişlerdir. Bunun yanı sıra TM çeliklerde Ni ve Mo'in demirde düşük yayılımından dolayı heterojen bir yapıya neden olmaktadır (44). Degoix ve arkadaşları (47) Mo'nin ön alaşımlanmış haldeki demir tozların kullanımını teklif etmiştir. Mo-Cr-Mn TM çeliklerde V, sertleşebilirliği artırmak için ilave edilir.

Cr, iyi bir sertleşebilirlik sergiler ancak Cr'un oksijene karşı yüksek ilgisinden sinterlemede zorluklar ortaya çıkarmaktadır. Bu nedenle Cr'un ön alaşımlı olarak kullanımı tercih edilmektedir. Ancak oksijen bu tozun yüzeyine saf demirdekenden daha güçlü oranda bağlanır. Cr alaşımlı toz sinterleme esnasında oksidasyona daha fazla maruz kalır (48).

Ni'li TM çeliklerde bağımsız östenitik alanlar gözlenmektedir. Ni'siz TM çeliklerde tane sınırlarında küçük perlitik yapılar ortaya çıkmaktadır. Ni ile alaşımlanmış TM çeliklerde, küçük ve küresele yakın boşluklar oluşmaktadır (36). Sinterlenen malzemelerde Ni büzülmeye neden olduğundan, yoğunluk artışına neden olmaktadır (36,49). Diğer taraftan Ni preslenebilirliği düşürme eğilimine sahiptir (37). Ni

matriste çözündürülürse, dayanım ve sertleşebilirliği artırmakta, sinterleme sırasında daha fazla yoğunluk ve özellik gelişimini sağlamaktadır.

Toz karışımlarının sinterlenmesi ve ilave ısı işlemler ile istenen performansı sağlayan mikroyapılar üretilir. Aşağıda TM çeliklerde kullanılan bazı alaşım sistemleri ve kazandırdıkları özellikler örnek olarak verilmiştir.

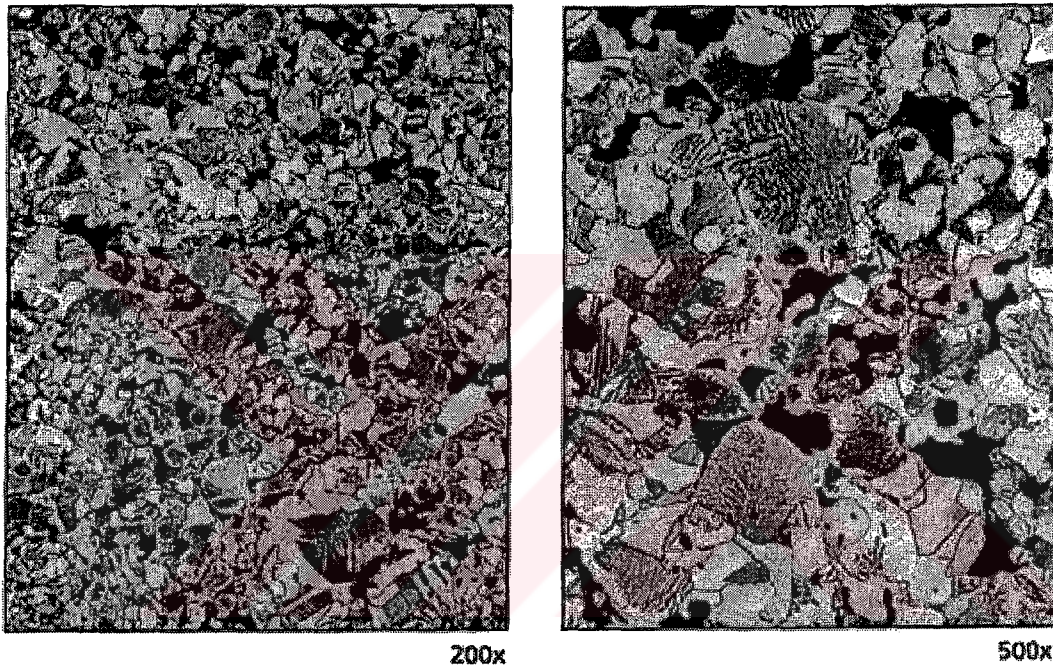
Fe-C, Fe-Ni, Fe-Ni-C Sistemleri: Ancorsteel 1000B gibi saf demir tozları, grafit tozu ve yağlayıcı ile karıştırılır. Bu karışım hidrojen, azot ve argon gibi koruyucu veya indirgeyici atmosferler altında, 1120 °C sıcaklıkta sinterlenebilir. Resim 2.3.'de sinterlenmiş bu malzemelerin mikroyapılarından bir örnek gösterilmiştir. Mikroyapıda, demirde C difüzyonu ile perlitin oluşumu gerçekleşmiştir. Perlitin miktarı ve perlitin yapısı (ince ya da kaba) ve lameller arası mesafe ısı işlem şartlarına göre değiştirilebilir (1).

Ni ve grafit tozları ile karıştırılmış demir tozları 1120 °C'de sinterlendiğinde, bozunmuş perlit, ferrit ve gözeneklerden oluşan bir mikroyapıya sahip olur. C oranı arttığında, doğal olarak perlit miktarı da artmaktadır. Sinterleme boyunları toz partikülleri arasında oluşmakta ve bu bölgeler potansiyel perlitin çekirdeklenme yerleri olmaktadır. Mikroyapıdaki Ni'ce zengin bölgeler, Fe-Ni-C alaşım sistemlerinin sünekliğinde ve tokluğunda artışa neden olur ve bu özellikler sade C'lu çeliklere göre daha üstündür (1).

Fe-Cu-C sistemi: Sinterleme sıcaklıklarında, bu alaşım elementlerinin difüzyonu söz konusudur. Sinterleme sıcaklıklarında oluşan Cu'ca zengin sıvı faz, malzemenin yoğunluğunun artmasına katkı sağlar (1,12). Cu 1082 °C'de erimektedir ve 1120 °C'lik sinterleme sıcaklığında ergimiş olan sıvı Cu, demirde çözünür. Fe'in kafes parametresi Cu'a uygundur. Sıvılaştıran Cu, toz tane sınırlarını ıslatır ve düşük oranlarda Cu ilavesi ikincil gözeneklerin oluşmasına neden olur (1).

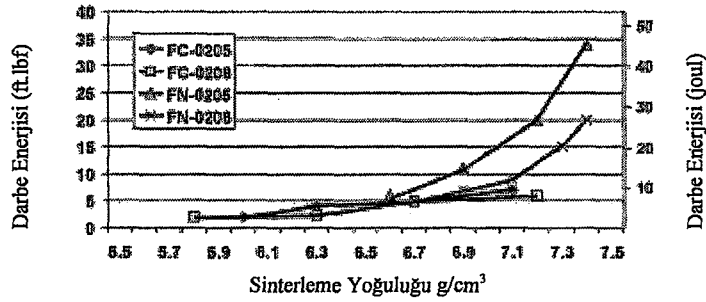
Sıvı faz sinterleme için gerekli şartlar; 1) sinterleme sıcaklıklarında sistemi oluşturan elementlerin bir tanesi sıvı faz durumunda olmalıdır. 2) bir element veya fazın

çözünübilirliği diğerinden daha fazla olmalıdır. Örneğin Cu, Fe'de daha fazla çözünmektedir. 3) matrisi oluşturan elementin ergime sıcaklığı diğer elementlerden daha yüksek olmalıdır. 4) sıvı katının yüzeyini ıslatmalıdır (50). Fe-Cu-C sistemlerine ait darbe özellikleri Şekil 2.14'de gösterilmiştir. Fe-Cu-C sistemleri endüstride sertlik, yüksek dayanım, ve aşınma direncinin gerekli olduğu alanlarda yaygın bir şekilde kullanılmaktadır (1).



Resim 2.3. Fe-C sisteminin sinterleme sonrası mikro yapısı (1)

Fe-P ve Fe-P-C sistemleri: Ötektik bir bileşime sahip sistemlerdir. Karışım 1120 °C'de sinterlendiğinde fosfor, bir sıvı faz oluşturarak sinterlenmeye yardımcı olur ve demire doğru yayılır. Sinterleme büzülmesine neden olarak, dayanım değerlerini artırır. P içeriğinin artışına bağlı olarak akma ve çekme dayanımları da artmaktadır. Bununla beraber % 0,6 P ilavesi ile en yüksek darbe dayanımı elde edilmiştir. % 1 P ilavesi ile tane sınırlarına demir fosfatın çökeldiği tahmin edilmektedir. Ancak C ilavesi ile demir fosfat çökmesi azalmakta ve sünekliği artırmaktadır. Fe-P sistemine büzülmeyi önlemek için yine Cu ilavesi yapılmaktadır (1).



Şekil 2.14. Fe-C-Cu-Ni sisteminde sinterleme yoğunluğuna bağlı olarak darbe özelliğindeki değişim (FC-0205: % 2 Cu, % 0,5 C; FC-0208: % 2 Cu, % 0,8 C; FN-0205: % 2 Ni, % 0,5 C; FN-0208: % 2 Ni, % 0,8 C) (1)

Fe-B-C sistemi: B ilavesi sertleşebilirliğin iyi olması istenen çeliklerde önemlidir. B ilave işleminin zorluğundan dolayı, TM çeliklerde B ilavesi nadiren kullanılmaktadır. P ve Cu dan farklı olarak Fe içerisinde B oldukça az miktarlarda çözünmektedir ($\sim$ % 0,002). 1177 °C'de Fe-Fe₂B ötektiği ile sıvı faz oluşumu gerçekleşmektedir. Fe-0,5 Mo-% 1,5 Cr ön alaşımlı tozlara % 0,4 B ve % 0,5 C ilave edilerek bir sıvı faz sinterleme ile yoğunluk 6,97 g.cm⁻³ den 7,76 g.cm⁻³ e çıkarılmıştır. Tane sınırlarında çökelen bor karbürler sünekliği düşürmektedir (1).

2.7. Temel Isıl İşlemler

Düşük alaşımlı TM çeliklerin büyük bir çoğunluğu sinterleme işleminden sonra istenilen dayanım ve sertliğin elde edilmesi için ısıl işlemlere tabi tutulurlar. TM çeliklere uygulanan ısıl işlemlerden biri, doğrudan sinterleme sıcaklıklarından farklı soğutma hızlarında su vermedir. Isıl işlemlerin amacı demir ve karbonla istenilen fazları üretmektir. Isıl işlem uygulanan ürünler sert ve dayanımlı olduğundan, ısıl işlemler öncesi şekil verme ve diğer işlemler yapılması gerekir (12).

Uygulanan ısıl işlemin başarısının anlaşılması mikroyapıların incelenmesiyle sağlanır. Elde edilen her bir fazın şekli ve miktarı bize önceden beklenen özellikler hakkında bir bilgi verir. Bunların yanı sıra C içeriği, gözeneklilik, alaşım miktarı ve ve kalıntılar gibi diğer faktörlerin de özellikler üzerine önemli bir etkisi vardır.

Sinterleme sonrası uygulanan en yaygın ısıt işlemler; tavlama, normalizasyon ve alaşımların çözündürme işlemleridir. Tavlama ısıt işlemi alaşımların homojen şekilde çözünmesi için uygulanmaktadır. Tavlama sıcaklıklarından farklı soğutma hızı önemli bir faktördür. Normalizyon ısıt işlemi, düşük sertlik, deformasyon sonrası mikroyapının yeniden düzenlenmesi için uygulanır. Diğer taraftan dayanım ve sertliği artırmak için ısıt işlemler önemli bir rol oynar.

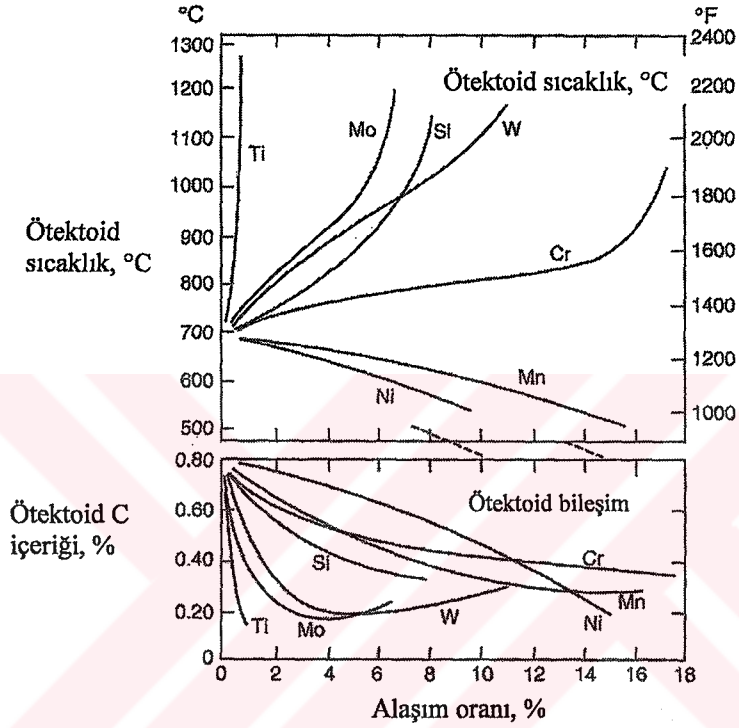
Çeliği hızlı bir şekilde soğutarak (su verme) genellikle sertliği artırılır. İçerisinde yeteri kadar C ve diğer alaşım elementleri içeren bir TM çelikte östenit bölgesinden hızla soğutulduğunda martensitik yapı üretilebilir. Martensit çok sert ve kırılgandır. Bu nedenle gerilim gidermek için orta sıcaklıklarda temperleme işlemine tabi tutulurlar. Böylece nispeten düşük sertlik ve yüksek tokluk özellikleri kazandırılır (12).

Çeliğe katılan Ni, Mn, Cr, Si, W Mo, ve Ti gibi alaşım elementleri ötektoid C bileşimini düşürür. Bu elementlerden Mn ve Ni Şekil 2.15.'de gösterildiği gibi ötektoid dönüşüm sıcaklığını düşürürken diğerleri artırmaktadır (12).

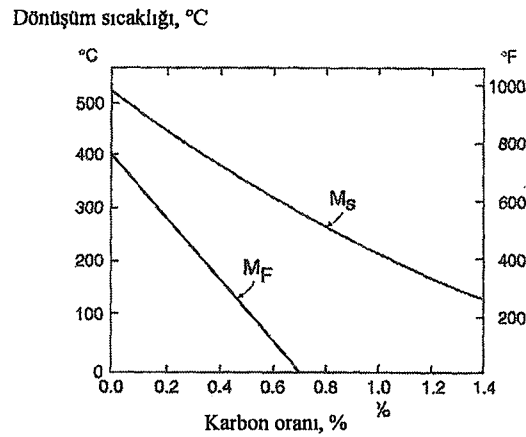
Şekil 2.16'da C içeriğine bağlı olarak martensitin başlama (M_s) ve martensitik dönüşümün tamamlandığı (M_f) sıcaklık eğrileri gösterilmiştir. C seviyesinin artmasıyla martensitik dönüşüm için gereken sıcaklık daha da düşmektedir. Su verme sıcaklığı şayet M_s sıcaklığının üzerinde kalırsa ferrit ve karbürler oluşacaktır. Sinterlenmiş parçalarda tamamen martensitik yapı üretilebilmesi için M_f sıcaklığının altına soğutulmalıdır (12).

TM çeliklerde C'un kontrolü, başarılı bir ısıt işlem için önemlidir. Yeniden presleme ve yeniden sinterleme yoğunluğu artırır ayrıca yüzeyde C kaybını önlemek için yüzeye açık olmayan gözeneklerin oluşumunu sağlar. Sinter-sertleşme ısıt işlemi ile sinterleme sıcaklıklarından kontrollü soğutma ile martensitin üretilmesi amaçlanır. Genel amaç iyi dayanım ve tokluk veren beyrit ve martensit karışımını gerçekleştirmektir. Ayrıca perlit oluşumunun önleneyeği bir hızda soğutmaktır. Sinter sertleştirme için kritik soğutma hızı 850 ile 200 °C sıcaklıkları arasına 1 ve

8°C/s kadardır. Bunun için çoğunlukla iyi bir termal iletkenlik gösteren yüksek yoğunlukta TM çelikleri kullanılmaktadır. Bu ısıl işlem için Cr ve Mn'lı TM çelikleri tercih edilmektedir. Ancak bu alaşımlar için 1200-1300 °C'lık sinterleme sıcaklıkları gerekmektedir (12).



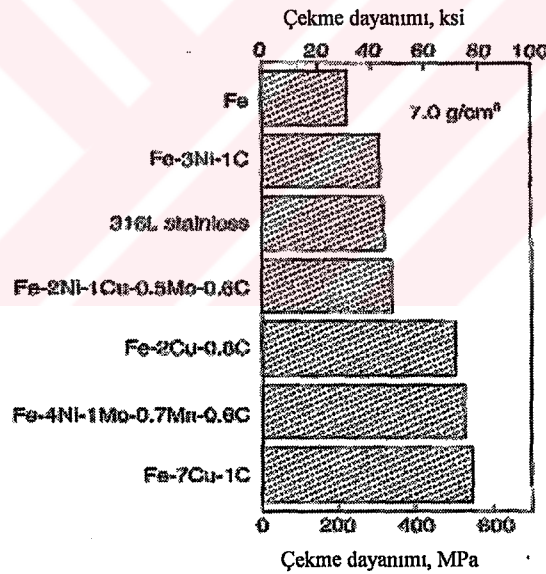
Şekil 2.15. Bazı alaşım elementlerinin ve oranlarının ötektoid dönüşüm sıcaklığına ve ötektoid C içeriğine etkileri (12)



Şekil 2.16. C oranının Ms ve Mf sıcaklıkları üzerine etkisi (12)

Nihai özellikleri kontrol eden faktörler yoğunluk, C içeriği, mikroyapı ve ısıtım yöntemleridir. Diğer taraftan, bu özellikler dövme, sıcak izostatik presleme, yüksek sıcaklık sinterleme ya da enjeksiyon kalıplama yöntemleriyle yüksek yoğunluklu ürünlerin elde edilmesinde daha etkili olur (12).

Gözenekler termal iletkenliği düşürür. Şayet yapıda gözenek bulunmazsa, aynı kompozisyonlu ingot çeliklerde bilinen ısıtım yöntemleri TM çeliklere de aynen uygulanır. Bu nedenle enjeksiyon kalıplanmış çelik ısıtım açısından ingot malzemelere bir hayli benzer şekilde davranış gösterir. Şekil 2.17’de farklı kompozisyonlara sahip TM çeliklerin çekme dayanımları gösterilmiştir. Çoğu demir esaslı TM çeliklere sinterleme işleminden sonra ısıtım uygulanır. Böylece, nihai özellikleri etkili bir şekilde artar (12).



Şekil 2.17. TM çeliklerde bazı alaşım elementlerinin çekme dayanımı üzerine etkileri (12)

Mekanik özelliklerin daha da artırılabilmesi için sinterleme sonrası TM çelikler yeniden östenitlenir, su verme ve ardından temperleme ısıtım işlemleri yapılır. Temperlenmiş mikroyapılardaki martensit ve Ni’ce zengin bölgeler mekanik özellikleri daha da geliştirir (1). Yapıda bulunan sert bölgeler daha yüksek deformasyon pekleşmesine, yüksek akma dayanımına ve daha düşük sünekliğe neden olmaktadır (4).

%10 Cu ilave edilmiş TM çeliklerde su verme işleminden sonra oluşturulan martensitin mikro sertliği sinterlenmiş şartlarda oluşturulan perlitin hemen hemen iki katına çıkmaktadır (41). Bazı TM malzemelerde martensitik mikroyapı ikinci bir ısıtma işlemi yapılmaksızın sinterleme sıcaklıklarından yeterli hızda soğutulmuş olarak gerçekleştirilebilmektedir. Bu sinter sertleştirme (sinter hardening) işlemi olarak bilinir. Mo'li Ancorsteel 85 HP'ye Cu ve grafit ilaveleri yapıldığında sinter sertleştirme işlemi yapılabilir. Yüksek grafit oranı ham yoğunluğu düşürür (12). Causton ve arkadaşları (50), Ni-Mo'li TM çeliklerde, grafit oranının artması sertliği artırırken dayanımı düşürdüğünü gözlemişlerdir.

Sinterlemeden sonra, ısıtma işlemi sırasında TM çelik parçalar yeniden östenitlenir ve genellikle yağda su verilir. Böylece mikroyapı sert bir martensit fazına dönüştürülebilir. Malzeme bileşimine ve soğuma hızına bağlı olarak, yapıda diğer fazlar da bulunabilir. TM çeliklere uygulanan ısıtma işlemlerin diğer dezavantajları olarak, boyutsal çarpılma, su verme sıvısının emilmesi, kalıntı gerilimler ve çevresel faktörlerdir (51). TM çeliklerde alaşım elementleri, yapısal çeliklerin sertleşebilirliğini ve mekanik özelliklerini artırmak için kullanılmaktadır. Bu elementler demir esaslı tozlara elementel alaşım ya da toz üretim aşamasında sıvı çelikte tamamen çözündürülerek katılmaktadır (52).

Gagné ve Trudel (52), Fe-1,8Ni-0,55Mo-0,5C'lu ön alaşımlanmış TM çeliklerde çekme ve sertlik değerlerinin ilave olarak alaşımlanmış TM çeliklere oranla daha fazla olduğunu görmüşlerdir. Bunun nedeni olarak, ön alaşımlanmış TM çeliklerde daha homojen mikroyapıların sağlanması ve sinterleme şartlarında Ni'ce zengin östenitle perlit alanların varlığı olarak gösterilmiştir. Darbe dayanımı ise yüksek yoğunluğa ($>6,9 \text{ g.cm}^{-3}$) sahip malzemelerde daha fazla elde edilmiştir. Ayrıca, aynı bileşimdeki malzeme 845 °C'de 30 dakika östenitlenip ardından yağda su verildiğinde ve 175 °C'de 60 dakika temperlendiğinde mekanik özellikler, sinterleme şartları ile elde edilenlerden daha fazladır.

Ön alaşımlanmış TM malzemelerin sertleşebilirlik yetenekleri, ilave alaşımlandırılmış TM çeliklerden daha fazla olduğu bilinmektedir. Optimum

dayanım ve tokluk değerleri, partiküller arasındaki Ni'ce zengin östenitik alanların varlığından kaynaklanır (52). Causton ve Fulmer (53), ön alaşımlı tozlara Cu, Ni ve grafit gibi alaşım elementler ilave edildiğinde, sinterleme sıcaklıklarından yavaş soğutma ile martensitik yapı elde etmenin mümkün olduğunu bildirmişlerdir. Yine aynı araştırmacılar, düşük alaşımlı çelik toz karışımlarının özellikleri üzerine Cu ve Ni'in etkilerini araştırmışlardır. Ön alaşımlı çelik tozlarda elementel Mo ve C çözündürüldüğünde sertleşebilirliğin önemli oranda arttığı ve sinterleme sıcaklıklarından yavaş soğutma sırasında yüksek dayanımlı martensitik ya da beynitik yapıların üretilebileceğinin mümkün olduğunu bildirmişlerdir. Ancak, % 0,85 Mo'li TM çeliklerde Ni'in martensit oranı üzerinde önemli bir etkisinin olmadığını, %1,5 Mo'li TM çeliklerde ise Ni oranının artması ile martensit oranının hafifçe düşürdüğü bilinmektedir. Düşük soğuma hızlarında, Cu ve Ni arasında bir etkileşim olmaktadır. Cu içermeyen TM çeliklerde Ni oranı %2'den %4'e çıkarıldığında temperlenmiş martensit oranı önemli oranda artmıştır. Aynı çeliğe %1 Cu ilave edildiğinde martensit oranının da artırdığı bilinmektedir. Ni ilave edildiğinde Ni, Cu'da çözünür. Böylece, Cu'nun ergime sıcaklığı artmakta ve Cu'nun matriste çözünümünü geciktirmektedir.

Homojen dağılım sağlanmış Ni'ce zengin alanlar ve temperlenmiş martensitik alanlar, çekme dayanımı ve sertliği artırır. Yapıda ayrı ayrı (parçalı) Ni'ce zengin alanların bulunması TM malzemelerin darbe dayanımlarını artırır (12). Fe-Cu sistemi TM endüstrisinde çoğunlukla kullanılan alaşım sistemlerinden biridir. Ön alaşımlı %1,5 Mo alaşımlı tozlar kullanıldığında, ferrit/perlit ve beynit dönüşüm eğrileri daha uzun sürelerle itilmektedir. Ancak mikroyapıda az miktarlarda ferrit ve perlit çok düşük soğuma hızlarında görülebilmektedir. Bu durum, toz parçacıklarının merkezinde sertleşebilirliği sağlayan Mo'nin iyi bir dağılımından kaynaklanır. TM çeliklerde elde edilen martensit, dönüşüm sırasında hacimce genişmeden dolayı iç gerilmelere neden olmaktadır. Bu iç gerilmeler temperleme ile azaltılmaktadır (54).

Yoğunluk, bileşim ve mikroyapı TM çeliklerin dayanım ve diğer dinamik özelliklerini etkileyen en önemli faktörlerdendir. Ni ve Cu'nun matriste tamamen dağıldığında sertleşebilirliği artırdığı bilinmektedir. Ni üst (A_3) ve alt (A_1)

sıcaklıkların ve ötektoid C içeriğini düşürür. Ayrıca bu element yüksek sinterleme sıcaklıklarında tane inceltici olarak da etki yapmaktadır. Ni daha düşük östenitleme sıcaklıklarını dengelemektedir. Cu demirle çözündüğünde, dayanım ve sertleşebilirliği artırır (55). Ni, Cu ve Mo ayrıca ultra yüksek dayanım malzemesi olarak yaygın bir şekilde kullanılmaktadır (56,57). D'Armas ve arkadaşları (58), %1,8 Ni, %0,5 Mo'le kısmen alaşımlandırılmış tozlara, %0,9 C ilave etmişler ve 1120 °C'de 37 dakika sinterlendikten sonra, martensitik dönüşümü sağlamak için hızla soğutmuşlardır. Deney sonuçları TM çeliklerin mekanik özelliklerinin, aynı bileşimli ingot çeliklerle benzer özellikler de olduğunu göstermiştir. Zira, sinterlenmiş malzemelerin mekanik özellikleri temel olarak Şekil 2.18'de gösterildiği gibi, yüke maruz kalan boyunlarda, partiküller arasındaki bağlarla belirlenmektedir. Çünkü, TM çeliklerin mekanik özellikleri, sinterleme boyunlarındaki bölgesel mekanik özellikleriyle ilişkilidir (58). Toz karıştırma işlemi sırasında alaşım ilavelerinin segregasyonu kaçınılmazdır. Difüzyonla alaşım elementlerinin segregasyonu azaltılabilir (4).



Şekil 2.18. Sinterleme boyunlarına uygulanan yük dağılımı (58)

3. ÇİFT FAZLI ÇELİKLER

Çift-fazlı çelikler yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerin bir ürünüdür. Mikroyapıları, yumuşak ferrit matris içerisinde sert martensit paçacıklarının dağılımından oluşmaktadır. Mikroyapılarında çok az miktarda beynit, perlit ve kalıntı östenit bulunmasına karşın, çift faz terimi, esas fazları oluşturan ferrit ve martensit fazlarından ileri gelmektedir (59). Çift fazlı çeliklerin üretim amaçlarından biri bu çeliklerin üstün şekillendirme özelliğine sahip olmasıdır. Bu çelikler, diğer çeliklerden farklı olarak bazı özelliklere sahiptir. Bunlar genel olarak sürekli akma davranışı, yüksek çekme dayanımı, yüksek deformasyon pekleşmesi ve düzgün ve toplam uzama değerleridir.

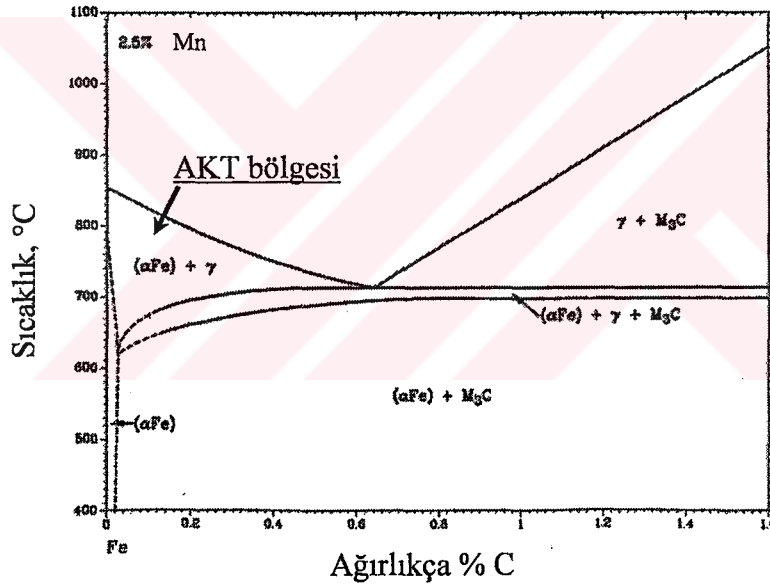
Ayrıca çift fazlı çeliklerde mikroyapıda ikinci faz olan martensitin şekil ve boyutunun kontrolüyle, çekme, darbe, yorulma, aşınma ve işlenebilirlik özelliklerinin geliştirilebileceği görülmüştür (6-11,59-65). Aşağıda düşük alaşımlı ingot çeliklerden üretilen çift fazlı çeliklerin genel üretim yöntemleri, mikroyapıları ve özellikleri hakkında genel bilgiler verilmiştir.

3.1. Çift Fazlı Çeliklerin Genel Üretim Yöntemleri

Tipik bir çift fazlı çelik, Şekil 3.1’de örnek olarak verilen bir denge diyagramında A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında kalan ve ara kritik tavlama (AKT) bölgesi olarak da adlandırılan ferrit+östenit ($\alpha+\gamma$) alanında kısmen östenit fazlarının oluşumu için yeterli bir süre tavlansak ve ardından da östenitin martensite dönüşümünün gerçekleşebileceği yeterlilikteki bir hızda oda sıcaklığına soğutma ile üretilmektedir (59-62). Çift fazlı yapının üretilmesi için çeliğin denge diyagramında, yeterli bir büyüklükte $\alpha+\gamma$ alanının olması gerekmektedir. Bu nedenle çeliğin içerdiği alaşım elementleri bu alanın büyüklüğünde önemlidir.

Çift fazlı yapı üretilecek olan düşük alaşımlı bir çeliğin ferrit+östenit bölgesine ısıtılmadan önceki mikroyapıları farklı olabilir (mikroyapı ferrit+perlit veya

tamamen östenitik bölgeden su verme ile oluşturulan martensitik yapı gibi). Bu farklılıktan dolayı ferrit matriste farklı şekillere sahip martensit parçacıklarının üretilmesi mümkün olmaktadır (AKT öncesi mikroyapı ferrit+perlit ise kaba martensit parçacıkları veya AKT öncesi mikroyapı martensit ise çelik AKT'den su verme ile ince martensit parçacıkları üretilebilir). Elde edilen martensitin hacim oranını, farklı AKT sıcaklıkları belirlemektedir. Bu iki faz bölgesinde farklı sıcaklıklarda oluşan östenitin toplam hacim oranı terazi kuralına göre belirlenir. Dolayısıyla östenit hacim oranı, su verme sonrası elde edilen martensitin hacim oranına eşittir. Sonuçta elde edilecek martensitin şekil, boyut ve toplam hacim oranı düşük C'lu çeliğin çekirdek yapısına ve $\alpha+\gamma$ bölgesindeki izotermal sıcaklıklara bağlı olarak kontrol edilebilmektedir.



Şekil 3.1. Fe-C-Mn denge diyagramında ara kritik tavlama (AKT) sıcaklık bölgesi (66)

Çift fazlı çelikler, ya sürekli tavlama ya da kutu tavlama teknikleri ile üretilebilir (67). Sürekli tavlama tekniği ile üretilen çift fazlı çeliklerde daha az alaşım elementi kullanmak mümkündür. Sürekli tavlama tekniği ile çelik plakalar AKT sıcaklıklarına çok kısa zamanda ısıtılır (~2 dakika) ve ardından östenit fazının martensite dönüştürülebilmesi için hızla (~10°C/s) soğutulur. Gerçek soğuma hızı tavlama hattı

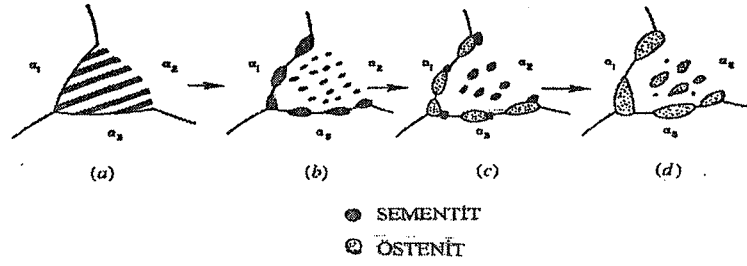
üzerinde çelik plakanın kalınlığına ve su verme şartlarına bağlıdır. Sonuçta çeliğin kompozisyonu yeterli sertleşebilirliği sağlayacak şekilde tasarlanmalıdır (68).

Kutu tavlama işleminde de benzer ısıtma işlem teknikleri uygulanır. Ancak tavlama zamanı daha uzun ve soğutma hızı daha yavaştır. Yavaş soğuma hızından dolayı östenitin martensite dönüşebilmesi için daha yüksek oranlarda alaşım elementi gereklidir. Bu şekilde tavlama işlemi için örneğin 2,5 Mn' lı (67) ve hatta fark edilir düzeyde Si ve Cr ilavelerinin yapılması öngörülmektedir (69).

3.2. Ara Kritik Tavlama (AKT) Sıcaklıklarında Östenit Oluşumu

AKT esnasında östenitin tercihen çekirdeklenip oluşumunun gerçekleşeceği potansiyel yerler şu şekilde sıralanabilir (70). Östenit, AKT sıcaklıklarında öncelikle C'ca zengin perlit veya sementitlerde çekirdeklenir. Ardından sementit gibi metal kabürler çözülene kadar östenitin büyümesi devam etmektedir. Yüksek sıcaklıklarda ferrit içlerine doğru östenitin yavaşça büyümesi C difüzyonuyla, düşük sıcaklıklarda ise ferritte (ya da tane sınırları boyunca) Mn difüzyonuyla kontrol edilmektedir. Ferrit ve östenit arasında denge, östenitte Mn difüzyonuyla kontrol edilmektedir. Bunların yanı sıra AKT sıcaklıklarında östenitin potansiyel çekirdeklenmesi için muhtemel diğer yerler ferrit/perlit ara yüzeyleri, perlit/perlit ara yüzeyleri, tane sınırlarında bulunan sementit/ferrit (Fe_3C/α) ara yüzeyleri, perlit kolonileri içinde bulunan Fe_3C/α ara yüzeyleri, ferrit taneleri içindeki atomik dizilişin düzensiz olduğu yerler, ferrit taneleri içindeki Fe_3C/α ara yüzeyleri ve ferrit tane sınırlarıdır (71,72)

Perlit kolonileri içindeki lamel veya parçacık şeklindeki sementit, östenitin çekirdeklenmesini başlatır. Bu bölgedeki östenitin çekirdeklenme ve büyümesi ile çubuk şeklinde bir yapı oluşur. Sementit parçacıkları, östenitin çekirdeklenmesi için ara yüzey enerjisini düşürücü bir etkiye sahiptir (73). Östenit, özellikle tane sınırları boyunca büyüyerek, bu sınırları hızla doldurur (Şekil 3.2) (74).



Şekil 3.2. Ferrit + perlit mikro yapısına sahip bir çelikte kritik tavlama sırasında östenit oluşumu; a) ferrit + perlit başlangıç mikro yapısı, b) sementitin küreselleşmesi ve ferrit-ferrit sınırlarında bulunan sementitin kabalaşması, c) ferrit-ferrit tane sınırlarında kabalaşmış sementit paçacıklarında östenitin çekirdeklenmesi, d) perlitik bölgelerde küreselleşmiş sementitlerde östenitin çekirdeklenmesi ve ferrit-ferrit tane sınırlarında östenitin dengeye ulaşana kadar büyümeye devam etmesi (74)

Düşük sıcaklıklarda ferritte Mn difüzyonuyla büyüyen östenit, Mn'ca zenginleşir. Alaşım elementlerinin ilavesiyle östenitin oluşum mekanizması daha da karmaşılaşır. Örneğin, V ve Nb elementleri C ve N ile dağılmış VCN veya NbCN formunda karbo-nitrürleri oluşturabilirler. AKT sıcaklıklarında östenit ferrit içlerine doğru büyürken bu karbo-nitrürler çözünebilir. Diğer taraftan örneğin Si, AKT sıcaklık aralıklarını daha geniş bir alanda kullanma imkanı verir.

AKT sırasındaki östenitin oluşumu, Ac_3 'ün üzerindeki östenitin oluşumuna benzerdir. Ancak yine de östenit oluşumlarını farklılaştıran bazı özellikler vardır. AKT sıcaklık bölgesindeki östenitin karbon içeriğini AKT sıcaklıkları belirlemektedir. Bu nedenle, bu bölgede östenit fazlarının sertleşebilirliği AKT sıcaklıklarına bağlı olarak değişmektedir (67). Östenitin karbon içeriği AKT sıcaklıkları düşük olduğunda artar. Bu nedenle, östenitin sertleşebilirliğini artırır. Diğer taraftan yüksek sıcaklıklarda östenitin C içeriği düştüğünden sertleşebilirliği de düşmektedir.

Düşük AKT sıcaklıklarında östenit fazının daha yüksek sertleşebilirliğinin nedeni C içeriğinin yüksek olmasıdır. Aynı zamanda, bu sertleşebilirlik daha önceden de belirtildiği gibi östenit fazı içinde Mn'ın yeniden dağılımından da

Diğer aşama, östenitin büyümesi C ve Mn difüzyonu ile kontrol edilmesidir. Bu aşamada birbirini takip eden iki dönüşüm mekanizması gerçekleşmektedir. İlk mekanizma, ferrit içine doğru östenitin büyümesi C difüzyonu ile kontrol edilmektedir. Diğer bir mekanizma da, ferrit fazı içine doğru Mn difüzyonunun kontrolü ile östenitin büyümesidir. Düşük sıcaklıklarda östenit/ferrit ara yüzeyinin östenite doğru ilerlemesi sırasında Mn kısmen ayrışabilmektedir. Ferritte Mn'ın difüzyon hızı östenittekinden üç kat daha fazladır. Buna ilaveten, Mn'ın ferritte tane sınırı difüzyonu, hacim difüzyonundan daha hızlı olmaktadır. Ayrıca çeliğin C içeriği arttıkça A_3 sıcaklığı da düşmektedir ve östenitin oluşumunun tamamlanma zamanı daha uzun olmaktadır. Bu safhada, ferritten östenite doğru Mn difüzyonu ile östenitin çevresi Mn'ca zenginleşmektedir. Bu nedenle Mn'ca zengin östenit çevresi, merkezinden daha fazla sertleşebilirliğe sahip olacaktır. Bu durum yavaş soğuma hızlarında bile östenitin martensite dönüşümünü sağlayabilmektedir (75).

Son aşama ise, östenit ve ferrit arasında son dengenin kurulmasıdır. Bu aşamada östenitin çevresinden içine doğru Mn konsantrasyon gradyanı östenit içine doğru Mn'ın difüzyonu sonucu azalma eğilimindedir.

Perlit çözünümü tamamlandıktan sonra tavlama süresinin devam ettirilmesiyle östenitin miktarı biraz daha artmaktadır. Perlitin çözünümü hızla tamamlandıktan sonra östenitin ferrit içine doğru büyümesi AKT sıcaklığına bağlı olarak devam eder (75,76). Östenit, Fe_3C parçacıklarında öncelikli olarak tercihen çekirdeklenir. Diğer potansiyel çekirdeklenme yerlerinde östenitin çekirdeklenmesi daha uzun zaman alır. Östenit, hem ferrit tane içlerine doğru hem de ferrit tane sınırları boyunca büyümektedir. Ferrit tane içine doğru büyümekte olan östenitin ilerleme mesafesi tane sınırları boyunca ilerleme mesafesinden çok daha azdır (77). Sonuç olarak düşük karbonlu bir çelikte, sabit bir AKT sıcaklığında tavlama süresinin arttırılmasıyla östenit miktarı da artmaktadır (70).

Düşük alaşımlı bir çelik, soğuk haddelenmiş durumda ise ferrit fazı AKT sırasında hızla yeniden kristalleşir (78). Ac_1 sıcaklığının üzerine çıkıldığında metal karbürler (Fe, Mn_3C) hemen östenite dönüşmektedir (77).

3.3. Östenitin Martenzite Dönüşümü

AKT sıcaklıklarında üretilen östenitin martensit ve diğer yapılara dönüşümü, soğuma hızına, östenit tane boyutuna, C ve diğer alaşım elementleri miktarına doğrudan bağlıdır. Martensit hacim oranı (MHO), AKT sıcaklığı ile kontrol edilmektedir (65).

Aynı hacim oranında $\alpha+\gamma$ b ölgesinde elde edilen daha büyük tane boyutuna sahip östenit, ince tane boyutuna sahip östenitten biraz daha fazla sertleşebilirliğe sahiptir. Çünkü soğuma sırasında C'un östenitten ferrite difüzyonunun gerçekleştiği γ/α ara yüzey alanı küçük taneli östenitlerde daha fazladır. Bu nedenle, AKT ile üretilmiş γ/α ara yüzey alanının mümkün olduğu kadarıyla az olması istenmektedir (79).

Sabit bir C içeriğine sahip çelikte AKT bölgesinde elde edilen östenitin hacim oranının da östenitin martensite dönüşümü üzerine etkisi vardır. Diğer taraftan AKT sıcaklığında elde edilmiş bir çelikte östenitin martensite dönüşebilme yeteneği, aynı bileşimli çelikte A_{c3} sıcaklığı üzerinde elde edilen östenite oranla daha fazladır. Terazi kuralına göre, AKT sıcaklığı düştükçe östenitin içerdiği C miktarı da artmaktadır.

Östenitten martensite dönüşüm soğuma hızının bir fonksiyonudur. Ayrıca MHO, östenitin C ve alaşım elementleri oranlarına ve AKT sıcaklığına bağlıdır. Östenitte yeteri miktarda bir kimyasal kompozisyon sağlandığında östenitin martensite dönüşüm miktarı için kritik bir soğuma hızı gerekir. Bu nedenle kritik soğuma hızı, östenitin martenzite dönüşebilme yeteneği olarak kabul edilen sertleşebilirliğin bir ölçüsü olmaktadır (62,79). Östenitin C içeriği düştükçe sertleşebilirliği de düşmektedir (79).

Diğer taraftan aynı kompozisyona sahip haddelenmiş çeliklerde yüksek sıcaklıklarda elde edilen östenitin sertleşebilirliği düşüktür. Çünkü haddeleme, östenit dağılımını artırırken ferrit/östenit ara yüzey alanını da artırmaktadır (62).

3.4. Martensit Şekli

Çift fazlı çeliklerde martensit şekli AKT öncesi çekirdek mikroyapısına bağlıdır ve mekanik özellikleri üzerine önemli bir etkiye sahiptir. AKT sıcaklık bölgesinde ince bir östenit dağılımının sağlanması ve daha sonra da bu östenitlerin martensit fazına dönüşümünün gerçekleştirilebileceği bir soğuma hızıyla soğutulması sonucunda üretilen çift fazlı çeliğin mekanik özelliklerinde iyileşme sağlanabilmektedir. Farklı martensit şekli, tavlama sıcaklığına, zamanına ve soğutma hızına da bağlıdır.

Başlangıç mikroyapısı tamamen martensit olan çelik AKT sıcaklığına ısıtıldığında östenit, martensitin çita sınırları boyunca çekirdeklenip büyür ve su verme işleminden sonra, ferrit matriste ince fiberli martensit parçacık dağılımı gerçekleşmektedir (80).

Termomekanik işlemlerle de, östenit tane boyutu inceltilebilir (62,80). Çift fazlı çeliklerde martensit parçacık boyutu, başlangıç mikroyapısına uygulanan normalleştirme ısıl işleminin tekrarı ile de düşürülebilir (81). Mondal ve Dey (81), V mikro alaşımlı çeliklere normalleştirme ısıl işlemini tekrarlayarak, başlangıç ferrit+perlit yapılarını inceltmişler ve daha sonra AKT sıcaklıklarından su vermek sureti ile daha ince martensit parçacık dağılımına sahip çift fazlı çelikler üretmişlerdir (Şekil 2.16).

Çekirdek mikroyapısı ferrit+perlit olan çelik numunesi doğrudan AKT sıcaklığında tavlandığında östenit, karbür/ferrit ara yüzeyi boyunca çekirdeklenmekte ve büyümekte olduğu daha önce belirtilmişti. Yeniden su verme işleminden sonra ferrit tane sınırları boyunca ince küremsi martensit parçacık dağılımı sağlanır. Tam östenitlenmiş bölgeden kritik sıcaklık bölgesine kademeli su verme işleminden sonra sabit sıcaklıkta tutulduğunda östenit tane sınırlarında öncelikle ferrit çekirdeklenmekte ve östenit içine doğru büyümektedir. Yeniden su verme işleminden sonra ferrit tarafından kuşatılmış kaba dağılımlı martensit üretilmektedir.

3.5. Alaşım elementlerinin etkileri

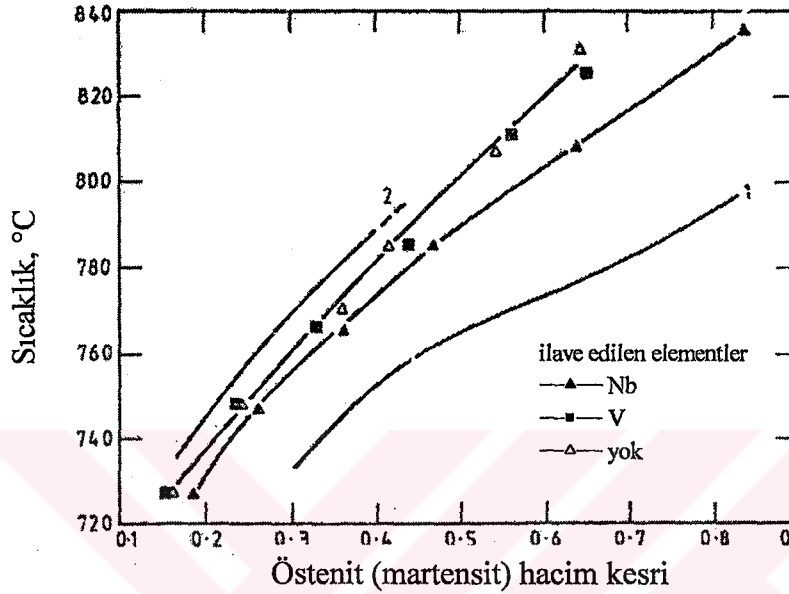
AKT sırasında oluşan östenitin sertleşebilirliği C ve Mn'in yanı sıra Si, Mo, V ve Cr gibi diğer alaşım elementleriyle de artırılmaktadır (27). Alaşım elementlerinin ilavesi genelde östenit alanını etkilemekte ve östenite dönüşüm hızını artırmaktadır (82). Sertleşebilirliği sağlayan alaşım elementleri arasında, en ekonomik ve yaygın olanı Mn'dır. AKT bölgesinde izotermal tavlama sıcaklığının azalmasıyla düşük difüzyon hızından dolayı elde edilen çift fazlı çeliğin martensit fazındaki Mn içeriğinin düşmesi beklenir. Östenitin Mn'ca zenginleşmesi östenit/ferrit ara yüzeyine yakın bölgelerde sertleşebilirlikte artış sağlamaktadır (83).

AKT bölgesinde izotermal tavlama sırasında östenit çevresindeki Mn'in dağılımı östenit/ferrit ara yüzey hareketini kilitleyici etki sağladığından yüksek sıcaklıktaki östenit tane boyutu soğuma sırasında aynen korunur (84). Mn ve Mo gibi alaşım elementleri östenitin ferrite dönüşümünü yavaşlatırken, Si hızlandırmaktadır. Si, Mn'in aksine her zaman ferrit ve martensit fazları arasında homojen bir şekilde dağılır. Bu durum AKT sıcaklığında Si'un difüzyon hızının yavaş olmasından kaynaklanmaktadır (85).

Nb ve V alaşım elementlerinin sertleşebilirlik üzerine doğrudan bir etkisi olmadığı tespit edilmiştir. Ancak karbür oluşturucu elementler olduğunda östenitin C içeriğini düşürülebilir. Bu durum, sertleşebilirlik üzerine olumsuz bir etki yapabilmektedir. şekil 3.4' de karbür oluşturucu farklı alaşım elementleri içeren çeliklerde AKT sıcaklığının kısmi östenit hacmi üzerine etkisi gösterilmiştir (60).

Si, aynı zamanda martensit/ferrit ara yüzeyinde karbür oluşumunu önler ve mikroyapının incelmesine yardım ederek ferritin dayanımının artmasına neden olur (59,86). Düşük miktarlarda Si, ferritin C içeriğini artırmaktadır (87). VCN ya da NbCN partiküllerinin dağılımı genellikle çift fazlı yapılarda ferrit fazında gerçekteşir. AKT sıcaklıklarda bu partiküller daha da büyüyebilir (88). Si çekme dayanımını katı eriyik mukavemetlenmesiyle artırırken önemli oranda da süneklik kazandırmaktadır. Diğer taraftan, Lagneborg (87) Si'un ferrit fazının C içeriğini

artırdığını bildirmektedir. Bu nedenle ferrit fazının C içeriğinin artmasıyla beraber sünekliği azalmaktadır. Si aynı zamanda beynit dönüşümü esnasında sementit oluşumunu geciktirir ve C'ca zengin östenit oluşumunu teşvik eder (89).



Şekil 3.4. Karbür oluşturu alaşım elementlerin ve AKT sıcaklığının östenit (martensit) hacim kesri üzerine etkileri (60)

Mo'in geniş bir soğutma aralığında bile eş eksenli ferritte perlitin dönüşümünü engellediğinden kısmen faydalı olduğu bildirilmektedir. Si ve Cr alaşım elementlerinden Si tek başına poligonal ferrit reaksiyonunu hızlandırmaktadır. Si ve Cr' un her ikisi birden östenitin sertleşebilirliğini artırmaktadır. Aynı zamanda Si ya da P gibi alaşım elementleri güçlü katı eriyik mukavemetlenmesi sağladığından çift fazlı çeliklerin dayanımlarını da artırmaktadır (86).

Mn bir östenit dengeleyici elementtir ve östenitteki Mn ferritten daha fazla oranda çözünabilmektedir. Bu alaşım, AKT sıcaklığına çıkıldığında ferrit ve östenit arasında paylaşılmaktadır. AKT sıcaklıklarında östenitte Mn'ın paylaşımı östenitten martensite dönüşüm ve östenitin mukavemetlenmesi için önemlidir (76,90).

Ni kalıntı östenit miktarını artırarak çekme dayanımı ve sünekliği artırmaktadır. Ni de bir östenit kararlaştırıcı elementtir. Önemli oranlarda kalıntı östenit oluşumuna

neden olur. Östenit kararlaştırıcı diğer bir element de Cu dır (91). Cu kalıntı östenit oluşumunu teşvik eder ve dayanım-süneklik dengesine yardımcı olur. Genellikle Cu ferrit tane sınırlarında ϵ -Cu çökeltileri oluşturduğu bilinmekte ve bu çökelti sertleştirmeye neden olmaktadır (92). %1'in üzerinde Cu içeren çeliklerde ϵ -Cu çökeltileri 400-700 °C sıcaklık aralığında 10 dakikalık yaşlandırma işlemlerinden sonra oluştuğu bildirilmiştir (93). Cr ise bir ferrit dengeleyicidir. ~% 0,4 kadar Cr 780-790 °C sıcaklıklarda ferriti kararlaştırır. Bununla beraber Cr kalıntı östeniti düşürür. Cr östenitin sertleşebilirliğini artırmaktadır. Bu nedenle mikro alaşımlı çeliklerde sertleşebilirliği artırmak için Cr sıklıkla kullanılır (94).

3.6. Çift Fazlı Çeliklerde Oluşabilen Diğer Mikro Fazlar

Yavaş soğuma hızlarında östenitin bir kısmı ferrite veya ferrit-kabür karışımlarına dönüşebilir. Yüksek AKT sıcaklıklarında östenitin martensit haricindeki diğer ürünlere dönüşme ihtimali fazladır. Östenit partiküllerinin merkezi daha yüksek AKT sıcaklıklarda ferrit-karbür karışımına dönüşebilir (95). Bütün dönüşüm ürünleri AKT sıcaklığına, tavlama zamanına ve soğutma hızlarına bağlı olarak östenit fazından oluşmaktadır.

Çift fazlı çeliklerde östenit fazının martensite dönüşümü tamamlandığında genellikle % 2-9 arasında değişen oranlarda kalıntı östenit bulunabilir (96). Ancak çift fazlı çelikte kalıntı östenit miktarı düşük olduğundan, çekme özellikleri üzerine etkisi ihmal edilebilir (71). Kalıntı östenit genellikle ferrit tane sınırlarında sıkışmış olarak bulunabildiği gibi tane içlerinde de oluşabilmektedir. Mevcut kalıntı bu kalıntı östenitin genellikle martensit partikülleri içlerinde bulunduğu inanılmaktadır. Rigsbee (97) bu mikron boyutlardaki kalıntı östenitlerin martensite dönüşümlerinin kuşatmış martensit tarafından engellendiğine inanmaktadır. Diğer taraftan östenit fazının termal dengesi daha yavaş soğuma hızlarında da gerçekleşebilir. Bu nedenle su verilmiş çeliklerde havada soğutulmuş çeliklere göre daha az oranlarda kalıntı östenit vardır. Kalıntı östenit miktarı AKT sıcaklıklarının ve C miktarının artışıyla hafifçe artar (98).

Kalıntı östenit miktarını östenit tane boyu ve östenit/ferrit ara yüzey alanı etkilemektedir. Yüksek soğuma hızlarında kalıntı östenit miktarı düşmektedir. Bu nedenle $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'ye kadar hızlı soğutma ardından temperleme ya da deformasyonla kalıntı östenitin martensite dönüşümü sağlanabilmektedir (80). Diğer taraftan AKT ısı işleminden önce uygulanacak bir soğuk deformasyon, östenite dönüşüm için çekirdeklenme yerlerini artıracığından böyle bir durumda kalıntı östenit miktarı genel olarak artmaktadır (99).

AKT bölgesinde östenitle dengede bulunan ferrit fazı hızlı soğuma sonucu yapısını aynen korumaktadır. Bu ferrite eski ferrit adı verilir. Yavaş soğuma hızlarında ise eski ferrit üzerinde tekrar oluşumu görülebilmektedir. Bu ferrite ise yeni ferrit adı verilmektedir (85,99). Yeni ferrit östenit içlerine doğru büyür (100). Bu dönüşüm sonrasında yeni ferrit östenitin çevresini halka şeklinde kuşatabilir.

Yeni ve eski ferrit arasında tane sınırı yoktur (72). Yeni ferrit, eski ferritin aynı atomik düzlemlerinin bir uzantısıdır (101). Jeong ve arkadaşları (72) yeni ferritin çekirdeklenerek farklı bir büyüme mekanizması ile oluştuğuna belirtmişlerdir Ancak Huppi ve arkadaşları (102) ve diğer pek çok araştırmacı (85,101) bu durumun aksini savunmaktadırlar.

3.7. Çift Fazlı Çeliklerin Yapı-Özellik İlişkileri

3.7.1. Pekleşme ve akma dayanımları

Çift fazlı çelikler, üretildikleri düşük alaşımlı yüksek dayanımlı (HSLA) çeliklere göre genellikle daha iyi dayanım-süneklik ilişkisi sergilemektedir (100). Çift fazlı çelikler genellikle, düşük akma dayanımı, yüksek çekme dayanımı ve pekleşme hızı, yüksek düzenli ve toplam uzama değerlerine sahiptirler (101).

Çift fazlı çeliklerde deformasyon pekleşme mekanizması karmaşıktır. Ancak genel olarak çeşitli gerinim aralıklarında pekleşme davranışları üç basamağa ayrılmaktadır (97). İlk aşamada (% 0,1-0,5 gerinimde), kalıntı gerilmelerin elimine edilmesiyle

hızla deformasyon pekleşmesi gerçekleşir. Martensit ve ferrit fazları arasında plastik deformasyon farklılığından dolayı ferritte yeniden gerilimler hızla oluşur. İkinci aşamada (%0,5-4 gerinimde), plastik olarak akması sonrası ferrit deforme olamayan martensit kadar bir sertliğe sahip olabilir ve deformasyon pekleşme hızı düşer. Aynı zamanda bu aşamada kalıntı östenitlerin de martensite dönüşümü gerçekleşebilir. Kalıntı östenit, sünekliği ve gerinim esnasında martensite dönüşümünden dolayı pekleşme hızını artırmaktadır. Son aşamada (%4-18 gerinim) dislokasyon duvarları oluşur. Ferritin deformasyonu dinamik toparlanma ve çapraz kayma ile kontrol edilir ve en sonunda martensit akmaya başlar (103).

Çift fazlı yapılarda martensitin, akma dayanımı üzerine etkisi çekme dayanımına olan etkisinden daha azdır. Çekme dayanımı noktasına ulaşıldığında martensit fazı içerisinde gerilim artar. Bu nedenle dayanımın her bölgede artmasına katkıda bulunur (104).

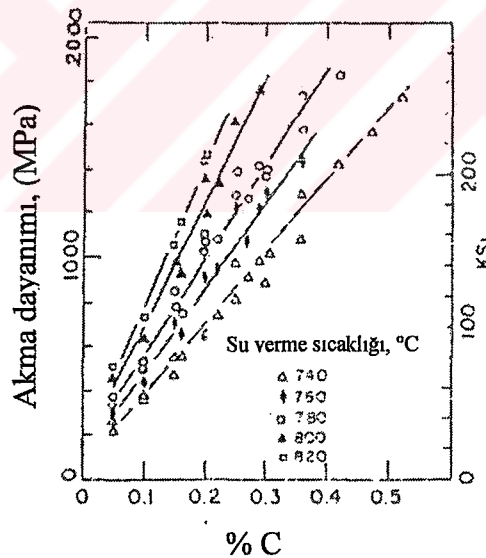
Çift fazlı çeliklerin akma dayanımları, yüksek dayanımlı düşük alaşımlı ve sade C' lu çeliklere oranla daha düşüktür (Şekil 3.1). Aynı zamanda, belirgin akma noktası göstermeyip sürekli akma özelliğine sahiptirler. Östenitin martensite dönüşümü sonrası martensit hacimce % 2-4 oranında büyümesinden dolayı çevresindeki ferrit matrisi deformasyona maruz bırakır. Bunun sonucunda hareketli dislokasyon yoğunluğunun artması ile kalıntı iç gerilimler oluşur. Bu durumlar çift fazlı çeliklerde sürekli akmaya neden olmaktadır (105). Akma davranışı ferritteki çökelti ve bu dislokasyonların etkileşimi ile kontrol edilmektedir.

Çift fazlı çeliklerde akma dayanımının martensitin C içeriğine bağlı olmadığı iddia edilmiştir (106). Ancak akma dayanımı üzerine MHO önemli bir faktördür. Çift fazlı çeliklerde, akma dayanımına C oranı ve AKT'dan kritik soğutma hızı da etkilemektedir. MHO arttıkça akma dayanımı artmaktadır (75). Çift fazlı çeliklerde C oranının artmasıyla beraber akma dayanımı artmaktadır. Sabit bir AKT sıcaklığında C içeriğinin artması MHO'nu artırmaktadır (107). AKT sıcaklığından hızlı soğutma ile üretilmiş çift fazlı çeliğin akma dayanımı, yavaş soğutma ile üretilmiş çift fazlı çeliğinden daha yüksektir (101).

3.6.2. Çekme dayanımları

Çift fazlı çeliklerin çekme dayanımı öncelikle martensitin miktarına doğrudan bağlı olup, düşük alaşımlı yüksek dayanımlı çeliklere benzerdir (108). Martensit ve C oranının artmasıyla beraber, çekme dayanımı da artmaktadır (107). Şekil 3.5’de çekme dayanımının martensit miktarı ve C oranına bağlı olarak değişimi gösterilmektedir.

Artan MHO çekme dayanımını genel olarak artırır. Ancak MHO artarken martensitin karbon içeriği azaldığından bu artma eğilimi çok etkili değildir. Çift fazlı çeliklerin dayanım ve sünekliğini ara kritik tavlama sıcaklıklarından soğutma hızı da etkilemektedir. Soğutma hızının azalmasıyla birlikte martensitin yanı sıra ferrit ve perlit gibi diğer faz ya da yapıların oluşma ihtimali artmaktadır. Bu nedenle, dayanım düşmekte süneklik ise artma göstermektedir (109).



Şekil 3.5. MHO'nun ve C içeriğinin fonksiyonu olarak çekme dayanımları (109)

Ferritin C içeriği ihmal edilebilir düzeydedir. Martensitin dayanımı C içeriğine kuvvetle bağlıdır. Martensitin karbon içeriği artarken çift fazlı çeliğin dayanımı artmaktadır. AKT sıcaklıkları azalırken östenit miktarı azalmakta ve bunun sonucunda östenitin sertleşebilirliği artmaktadır (60). AKT öncesi mikroyapısı

martensitten üretilen çift fazlı çeliklerin çekme dayanımı, AKT öncesi mikro yapısı ferrit+perlitten üretilen çift fazlı çeliklere oranla daha fazladır (110).

3.6.3. Süneklik

Çift fazlı çeliklerde sünekliği belirleyen en önemli faktörler, martensitin miktarı, plastikliği, dağılımı, ferritin alaşımı ve karbon içeriği, temiz ferrit ve kalıntı östenit miktarı sayılabilir.

Genel olarak çift fazlı çeliklerde martensit miktarının artmasıyla süneklik azalmaktadır. Speich ve Miller (111), toplam uzamanın sadece martensit hacim oranına bağlı olmadığını aynı zamanda martensitin C içeriğine de bağlı olduğu göstermiştir. Martensitin miktarı artarken C içeriği de azalmaktadır. Daha düşük C içeren martensitin daha düşük sertliğe sahip olmasından dolayı martensit partiküllerinin çatlaması ya da martensit/ferrit ara yüzeyinin ayrışması daha zordur. Böylece sünekliğin artmasına katkı sağlar.

Rashid (112) ferrit+martensit mikroyapılı çift fazlı çeliklerde sünekliğin ferrit+perlit mikroyapılı çeliklere göre daha fazla olmasına neden olarak martensitin perlite oranla daha fazla bir plastiklik göstermesinin bir sonucu olduğunu bildirmiştir. Gerçekte çift fazlı çeliklerde sünekliğe en çok ferrit fazı katkı sağlamaktadır. Diğer taraftan martensit fazının dağılımı da sünekliğe önemli oranda etki eder. Martensit partikülleri arasında bağlantı olması sünekliği düşürmektedir. Çünkü bağlantılı martensitler kırılarak mikroçatlak oluşumuna neden olmaktadır. Bu nedenle martensit fazının dağılımı çekirdek mikroyapıdaki mevcut sementit veya perlit fazları üzerinde östenit partiküllerinin çekirdeklenmesiyle belirlendiği için, AKT öncesi çeliklerin çekirdek mikroyapıları mümkün olduğunca homojen ve ince dağılımlı olmalıdır. Süneklik değerleri, martensit miktarı % 20'yi geçerse önemli oranda azalmaktadır (113). Soğuma hızının artışı ile ferrit fazının C içeriği düşük seviyede kalır ve böylece çift fazlı çeliklerde süneklik artmaktadır. AKT bölgesinden soğutma hızı artırıldığında süneklik azaltılmaktadır (112). Yeni ferrit sünekliği artırmaktadır.

Süneklikteki bu artış mevcut eski ferritte oluşan temiz ferritte karbür ve nitrürler gibi partiküllerin olmamasının bir sonucudur (102).

Ferritin C içeriği çift fazlı çeliklerin özelliklerini kontrol etmek için önemlidir. Aynı zamanda C içeriğinin düşürülmesi de daha fazla sünekliğe yol açar. Diğer taraftan ferritte ince çökelti sünekliğe zarar vermektedir. Çift fazlı çeliklerde martensitin C içeriği azaldığında düzgün uzamanın arttığı gözlenmiştir.

3.6.4. Kopma

Genellikle kopma, gevrek ve sünek olmak üzere iki türlü gerçekleşir. Çift fazlı çelikler, düşük alaşımlı yüksek dayanımlı çeliklere oranla daha sünek özellik sergilemektedir. Kopma mikro boşlukların oluşumuyla beraber mikro çatlakların başlaması ve bu mikro çatlakların ilerlemesiyle gerçekleşmektedir (114). Çekme uygulamalarında boyun vermenin başladığı bölgede yüksek oranda bir şekil değişimi söz konusudur. Mikro boşlukların meydana gelmesi kılcal çatlakların başlangıcını oluşturmaktadır (115).

Çift fazlı çeliklerde mikro çatlakların nedeni olan mikro boşluklar, sünek matriste dağılmış bulunan martensit parçacıklarının ya da metal olmayan kalıntıların ferrite bitişik ara yüzeyinde öncelikli olarak oluşmaktadır. Çift fazlı çeliklerde öncelikle boyun veren bölgede gözlenen çekme kopması boşluk oluşumunun bir sonucudur (115). Çift fazlı çeliklerde mikro boşluklar ya metalik kalıntılarda (116) ya da martensit parçacıklarda oluşmaktadır (117). Martensit parçacıklarında mikro boşluk oluşumları hem ferrit/martensit ara yüzeylerinde ayrılma ile, hem de martensit parçacıklarının gevrek kırılmasıyla gerçekleşmektedir. Boşluk yoğunluğu kırılmış yüzeylere yakın bölgelerde arttığı ve ayrıca bölgesel boyunlaşma gösteren çeliklerde daha fazla olduğu gözlenmiştir (117). Ayrıca düşük miktarlarda ve yüksek C'lu martensit içeren çift fazlı çeliklerde martensit parçacıklarının kırılması ve ayrılması, yüksek miktarlarda ve düşük C içeren martensit parçacıklı çift fazlı çeliklere oranda daha kolay gerçekleştirdiği bildirilmektedir. Kaba taneli çift fazlı çeliklerde ise martensitte klevaj tip kırılma oluşumuyla deformasyonun erken safhalarında

kopmaya neden olur. Erdoğan ve Tekeli (118)'nin çalışmalarında, hem ince hem de kaba çift fazlı yapılarda mikro boşlukların, boyun veren bölgelerdeki martensit parçacıklarında, inklüzyonlarda ve martensit/ferrit ara yüzeylerinde gerçekleştiğini gözlemişlerdir. Ayrıca martensit parçacık boyutunun martensitin kırılmasında etkin olduğunu, kaba ve ferrit tane sınırları boyunca uzanmış birbirleri ile bağlantılı martensit parçacıklarının daha kolay kırıldığı sonucuna varmışlardır.

3.6.5. Sertlik

Çift fazlı çeliklerin sertliğini pek çok faktör belirlemektedir. Sabit bir bileşime sahip çift fazlı yapılarda AKT sıcaklıkları artarken MHO da artmaktadır. Ancak martensitin C içeriği düşmektedir. Bu nedenle AKT sıcaklığının artırılmasıyla elde edilen martensit fazının mikro sertliği düşerken artan MHO ile çift fazlı çeliğin makro sertliğini dengeleyici bir rol oynar. Çift fazlı yapılarda tane inceltmeyle birlikte sertlikte gözlenen azalma eğilimi, iki faz bölgesinde ince taneli yapının su verme esnasında martensitik dönüşümden sonra ferrit alanlarında serbest dislokasyonların artmasıyla ilişkilendirilmiştir.

AKT sıcaklıkları artırıldığında su verme sonrası elde edilen sertlik hafifçe artmaktadır. Aynı zamanda AKT sıcaklığı arttırıldığında tane boyutu da artmaktadır. Sertliği artıran martensitin toplam miktarının yanı sıra, ince taneli çift fazlı yapılarda ferrit-martensit ara yüzeylerindeki hareketli dislokasyonların sayısının fazla olmasıdır. Bu iki faktör sertlikte bir denge sağlamaktadır (81).

3.7. Çift fazlı yapıların kazandırdığı diğer özellikler

AKT ısıtıl işlemi ile üretilen çift fazlı çeliklerin bazı araştırmacılar tarafından aşınma özellikleri araştırılmıştır (11). Genel olarak, çift fazlı çelikler düşük alaşımlı olmasına rağmen yapısında bulunan sert martensit partiküllerinin aşınmaya karşı bir direnç göstermektedir. Aynı zamanda martensitin C içeriği, oranı ve şekli de aşınma özelliklerini belirlemektedir. En önemlisi martensitin C içeriği arttıkça sertliği artmakta ve aşınmaya karşı daha etkili bir direnç göstermektedir (11,119). Bu sabit

bileşime sahip düşük alaşımlı bir çelikte AKT sıcaklıklarının düşürülmesiyle elde edilebilir. Çünkü AKT sıcaklığı düşerken östenitin dolayısıyla martensitin C içeriği artmaktadır.

Çift fazlı çelikler, aynı zamanda mikroyapının kontrol edilmesiyle üstün yorulma özellikleri göstermektedir. Yorulma sonunda sertliğin ve dislokasyonların daha fazla olduğu ferrit/martensit ara yüzeylerine yakın ferritte kayma bantları ortaya çıkmaktadır. Kayma bantları ve mikro çatlaklar ince taneli olan numunelerde daha erken zamanlarda gerçekleşmektedir. Yorulma sonucunda mikro çatlaklar kayma bantları boyunca ve tane sınırlarında gerçekleşmiştir (90).

Son zamanlarda AKT ısıt işlemleri, reaktörler için basınçlı çeliklerde de tokluk özellikleri geliştirmek için kullanılmaktadır. Örneğin SA508e1.3 çeliği basınçlı kaplarda son 10-20 yıldır kullanılmaktadır. Bu çeliklere tokluk özelliklerini geliştirmek için daha önceleri klasik su verme+temperleme ısıt işlemleri uygulanmış ancak ara kritik tavlama ısıt işlemleri ile %20-60 oranında temperlenmiş martensit elde edildiğinde tokluk özellikleri daha da geliştirilmiştir (6).

4. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

4.1. Malzeme

Bu çalışmada, ticari ismi Ancorsteel 1000 olan ön alaşımlı atomize demir, grafit, % 99,8 saflıkta Ni ve % 99,3 saflıktaki Mn tozları kullanılmıştır. Kullanılan tozların kimyasal bileşimleri ve boyutları Çizelge 4.1’de verilmiştir. Bu tozlar kullanılarak elde edilen TM çeliklerde çift fazlı yapıların üretilebilirliğini araştırmak amacıyla 4 farklı bileşime sahip TM numuneleri hazırlandı. TM numuneler ve ilave edilen alaşım toz oranları, Çizelge 4.2’ de numune kodlarıyla birlikte verilmiştir. Çizelgede verilen tüm TM numunelerin mikroyapı çalışmaları yapılmıştır, ancak bu numunelerden, TM1 ve TM2 numunelerin uygulanan farklı ısıtıl işlemler sonrası mekanik özellikleri araştırılmıştır. Tozların karışımında, karıştırma kabı/toz hacim oranı 4/1 olarak sabit tutulmuştur. Karışımın homojen olarak sağlanabilmesi için karıştırma işlemi, yüksek frekanslı speks tipi cihazda 15 dk süreyle yapılmıştır.

Çizelge 4.1. Deneylerde kullanılan tozların genel özellikleri

Ön alaşımlı demir esaslı demir tozu; Ancorsteel 1000 (Hoeganaes)	Elek Analizi									
	%	Eser		10		68		22		
	Mesh	+60		-60/+100		-100/+325		-325		
	Alaşıım elementleri (ağırlıkça %)									
	C	O	N	S	P	Si	Mn	Cr	Cu	Ni
	<0,01	0,14	0,002	0,018	0,009	<0,01	0,20	0,07	0,10	0,08
Grafit	Toz boyutu ortalama 41 µm, %99 saflıkta									
Ni	-400 Mesh, %99,8 saflıkta									
Mn	-325 Mesh, %99,3 saflıkta									

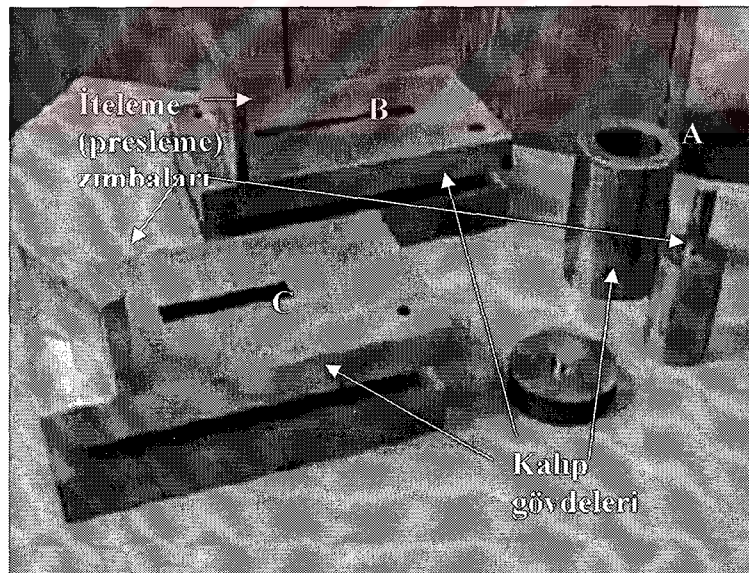
Çizelge 4.2. Deneylerde kullanılan numunelere ilave edilen alaşım elementi oranları ve numune kodları

Numune kodu	Ancorsteel 1000’e ilave edilen alaşım elementi oranı (ağırlıkça %)
TM1 ^{a,b}	Ancorsteel 1000+0,3 grafit
TM2 ^{a,b}	Ancorsteel 1000+0,5 grafit
TM3 ^a	Ancorsteel 1000+0,3 grafit+0,5 Ni
TM4 ^a	Ancorsteel 1000+0,3 grafit+0,5 Mn
^a ısıtıl işlemler öncesi ve sonrası mikroyapı karakterizasyonu ve analizleri yapılmış	
^b ısıtıl işlemler sonrası mekanik özellikleri araştırılmış	

Karışım tozlarının toplam ağırlıkları, ön mikroyapı çalışmaları için 2.5, darbe ve çekme numuneleri için ortalama 25 g olacak şekilde ayrı ayrı hazırlanmıştır. Bu amaçla ön alaşımlı demir tozu ve ilave edilen alaşım tozları (Grafit, Ni, Mn) 1:10000 g hassasiyetteki bir elektronik terazide tartılmıştır. Hazırlanan her bir numunede kimyasal bileşimin kontrol edilebilmesi ve kirlenmeyi önlemek için ayrı ayrı karıştırma kapları kullanılmıştır. Ayrıca bu karışım tozlarda presleme işlemini kolaylaştırmak amacıyla yağlayıcı olarak ağırlıkça % 0,5 Zn stearat kullanılmıştır.

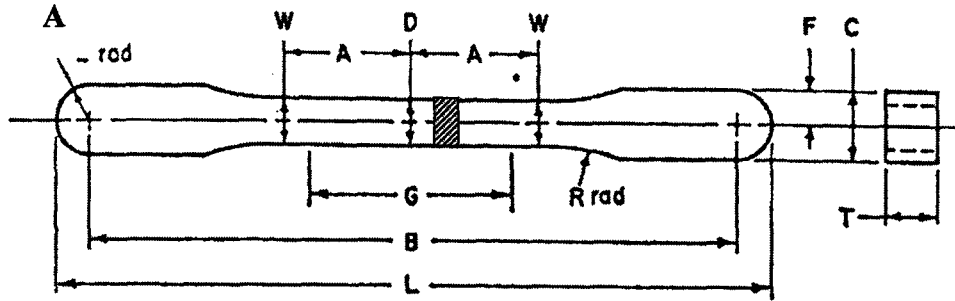
4.2. Presleme

Speks'de karıştırılarak hazırlanan tozlar, Resim 4.1. de gösterilen kalıplar vasıtasıyla preslenmiştir. Mikroyapı çalışmalarında (TM1, TM2, TM3 ve TM4 karışımları) kullanılan peletler Resim 4.1 de gösterilen A kalıbında, çekme ve darbe deneylerinde kullanılan (TM1 ve TM2) numuneler için ise B ve C de gösterilen tek etkili kalıplarda preslenmiştir.



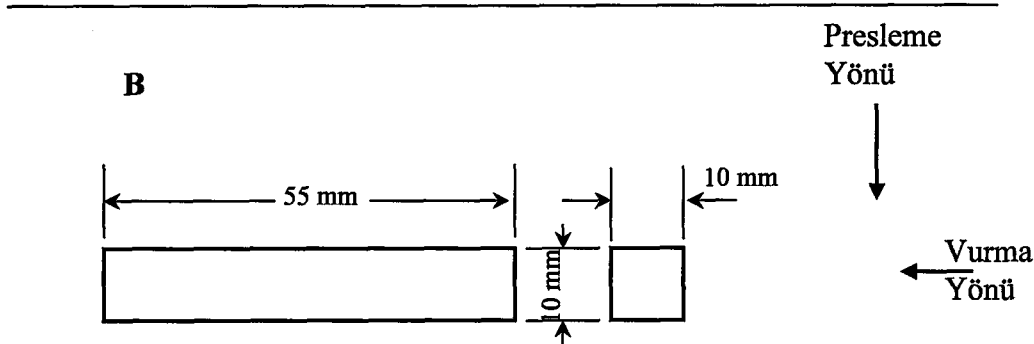
Resim 4.1. Deneylerde kullanılan tek etkili presleme kalıpları; (A) mikroyapı incelemeleri için kullanılan numunelerin presleme kalıbı, (B) çekme test numunesi presleme kalıbı, (C) darbe test numune presleme kalıbı

Farklı ısı işlemleri sonrası elde edilen çift fazlı TM numunelerin mekanik özellikleri ASTM E 8M, E23 standartlarına uygun olarak hazırlanan numunelerin test edilmesi ile belirlenmiştir. Şekil 4.1' de bu standartlara göre hazırlanan çekme ve darbe numunelerinin boyutları verilmiştir.



Presleme yüzey alanı, 645 mm^2

Boyutlar, mm	
G- Ölçü boyu	$25,40 \pm 0,80$
D- Merkezden kalınlık	$5,72 \pm 0,03$
W- Kesiti azaltılmış kalınlık	$5,97 \pm 0,03$
T- Preslenen numune kalınlığı	3,56 ila 6,35
R- Kavis yarıçapı	25,4
A- Radyusla merkez arasındaki uzaklık	15,88
B- Tutma boyu	$80,95 \pm 0,03$
L- Tam boy	$89,64 \pm 0,03$
C- Tutma kesitinin boyu	$8,71 \pm 0,03$
F- Tutma kesitinin yarı-kalınlığı	$4,34 \pm 0,03$
E- Tutma yarıçapı	$4,34 \pm 0,03$



Şekil 4.1. ASTM E 8M standardına göre çekme (A) ve ASTM E 23 standardına göre darbe (B) deney numunelerinin boyutları

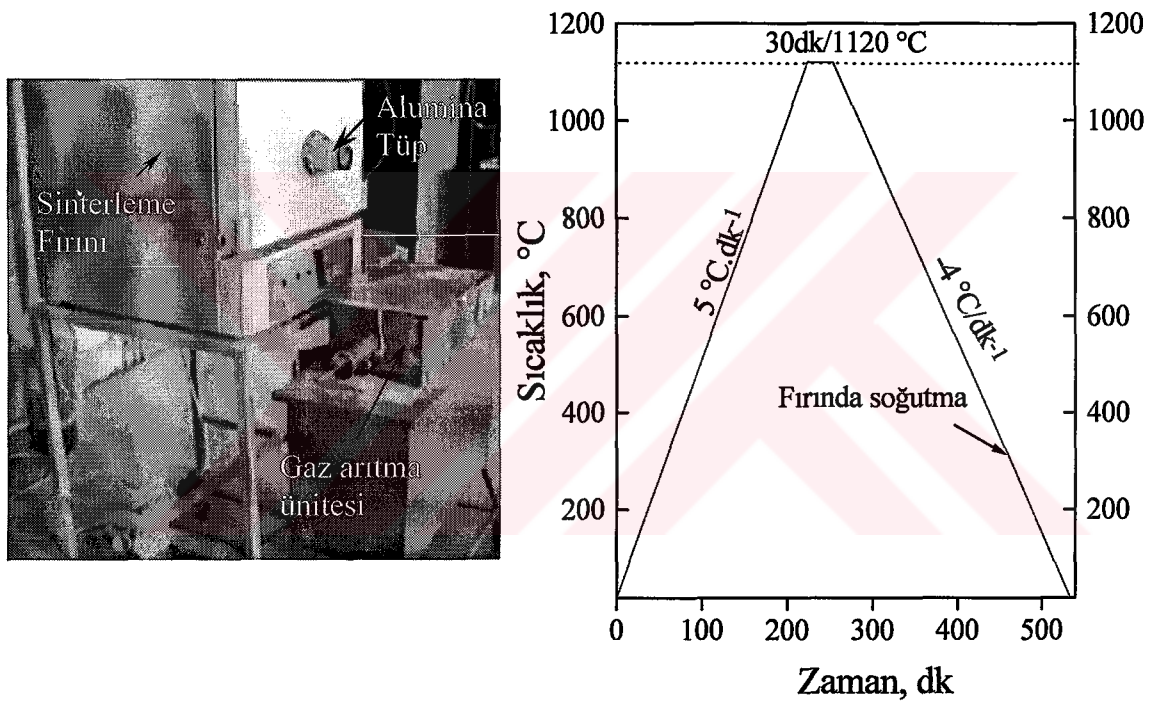
Karışım tozların kalıp içerisinde homojen bir şekilde yerleşmesine dikkat edilmiştir. Bunun için öncelikle iteleme zımbası kalıp içerisine belli bir mesafede sabit tutulmuştur. Kalıp bu pozisyonda ters çevrilerek tozlar kalıbın açıkta kalan alt boşluğundan doldurulmuştur. Bu pozisyonda tozlar kalıp içerisine 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 yerleştirilmiştir. İteleme zımbasına 700 MPa presleme kuvveti uygulanmıştır. Presleme, iteleme zımbasına tek yönlü basınç kuvveti uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Presleme işlemi sonrası altlık kalıptan alınmış ve daha sonra kalıplanan numunenin çıkışına izin verilecek kadar kalıbın altında bir boşluk oluşturulup iteleme zımbasına tekrar kuvvet uygulanarak preslenmiş numuneler itelenerek çıkarılmıştır. Tozların kalıp içerisine doldurulmadan önce kalıp duvarlarına etanol içerisinde % 10 oranında çözündürülmüş Zn stearat tatbik edilmiştir. Bu işlemle kalıplardan presleme sonrası numunelerin daha kolay çıkartılması amaçlanmıştır.

4.3. Sinterleme İşlemleri

Sinterleme işlemleri, tasarımı Tokyo Üniversitesinde yapılan ve Şekil 4.2’de görülen yüksek sıcaklık fırını ve gaz arıtma ünitesi yardımıyla gerçekleştirilmiştir. Preslenen numunelerin sinterleme işlemi, fırına ait 6x110 cm ebatındaki saf alümina tüp içerisinde homojen sıcaklık bölgesinde, 1120 °C sıcaklıkta 30 dakika bekletilerek gerçekleştirilmiştir. Sinterleme işlemleri öncesi numunelerin yerleştirileceği sinterleme bölgesi ısıt çiftle belirlenmiştir. Alümina tüpün ortasında kalan toplam 20 cm’lik bölgenin gerçek ve homojen sıcaklık bölgesi olduğu ve 1120 °C sıcaklığa kadar sinterleme fırınının sıcaklık göstergesi ile homojen sıcaklık bölgesi arasındaki farkın $\pm 1^\circ\text{C}$ olduğu tespit edilmiştir.

Sinterleme programı olarak 1120 °C’ye 5 °C.dk⁻¹ ısıtma hızı, 30 dk bu sıcaklıkta bekletme ve 4 °C.min⁻¹’lık soğutma hızı seçilmiştir ve tüm sinterleme işlemleri her numune için aynı şartlarda gerçekleştirilmiştir. Şekil 4.2’de sinterleme ısıt çevrimlerinin şematik özeti verilmiştir. Sinterleme sonrası numune ağırlığının birim hacime oranı ile yoğunluklar hesaplanmıştır.

Sinterleme esnasında numunelerin karbonca fakirleşme ve oksitlenmelerine karşı koruyucu atmosfer olarak % 99,999 saflıktaki Ar gazı kullanılmıştır. Ayrıca bu gazın saflığını daha da etkinleştirmek için, Ar gazı 400 °C sıcaklıktaki Cu talaşları içinden geçirilmiştir (Şekil 4.2). Böylece, Cu talaşlar vasıtasıyla gazın içinde olması muhtemel oksijenin tutulması amaçlanmıştır. Oda sıcaklığında numuneler daha önceden tespit edilen homojen sıcaklık bölgesine yerleştirildikten sonra seramik tüpün ön ve arka kısmı Ar gazının giriş ve çıkışına izin verecek şekilde grafit kapaklarla kapatıldı ve sızdırmazlığı sağlamak için etrafları yüksek sıcaklık sıvı contası ile izole edildi.



Şekil 4.2. Sinterleme test düzeneği ve ısı çevrim

4.4. Isıl İşlemler

Sinterlenmiş TM numunelerin ısı işlemleri, numunelerin hızlı soğutulmasına elverişli olan dikey tüp ısı işlem fırınında gerçekleştirilmiştir (Resim 4.2). Su verme işlemleri hızlı soğutma amacıyla fırın altına yerleştirilen oda sıcaklığındaki su içinde gerçekleştirilmiştir.

Isıl işlem fırınının atmosfer izolasyonu, yine sinterleme fırınında olduğu gibi, seramik tüpün her iki tarafında gaz giriş ve çıkışına imkan veren grafit kapaklarla sağlanmıştır. Ayrıca gaz sızdırmazlığını sağlamak için grafit kapaklarla alümina tüp arasına yüksek sıcaklığa dayanıklı sıvı conta tatbik edilmiştir.

Dikey fırına Ar gazının girişi seramik tüpün özellikle alt tarafından verilmiştir. Bunun sebebi, Ar gazının havadan daha ağır olması nedeniyle alt taraftan yukarıya doğru tüp içindeki havanın etkili bir şekilde boşaltılmasıdır.

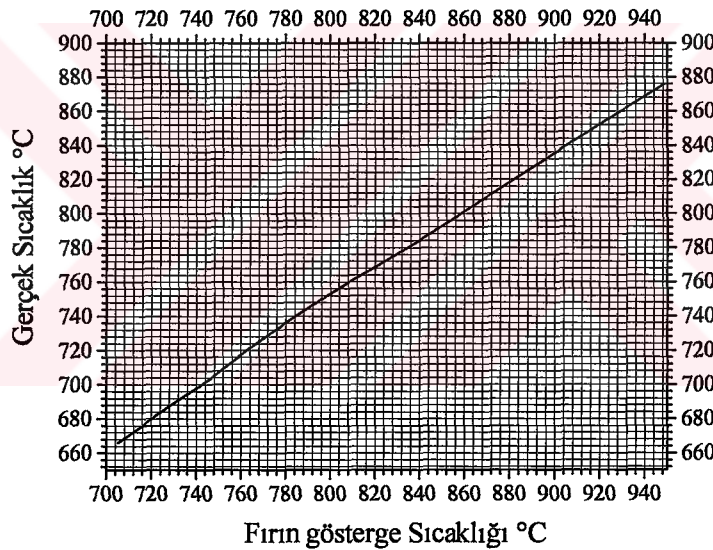


Resim 4.2. Dikey tüp ısıtma fırını ve düzeneği

Numuneler izole edilmiş fırındaki homojen sıcaklık bölgesine bir yüksek sıcaklık teli vasıtasıyla asılmıştır. Ardından bir süre yüksek bir gaz debisiyle ortamdaki hava hızla uzaklaştırılmıştır. Isıl işlem fırınında da homojen sıcaklık bölgesi ve gerçek sıcaklıklar ısıtma çiftleriyle tespit edilmiştir. Isıl işlem fırınında da seramik tüpün ortasında 20 cm'lik homojen sıcaklık bölgesi belirlenmiştir. Ancak fırının sıcaklık göstergesi ile gerçek sıcaklıklar arasında çok ciddi farklılıklar tespit edilmiştir. Bu sıcaklık farkı sıcaklık artarken daha da artmıştır. Şekil 4.3' de gösterge sıcaklığı ile gerçek sıcaklık arasındaki sıcaklık ilişkisi verilmiştir.

Şekilde görüldüğü gibi fırın gösterge sıcaklığı ile gerçek sıcaklıklar arasında yaklaşık 50 °C'lik bir fark olduğu tespit edilmiştir. Bu nedenle numunelere uygulanan ısıtma işlemleri, çizilen bu sıcaklık çizgisi kullanılarak homojen sıcaklık bölgesinde yapılmıştır.

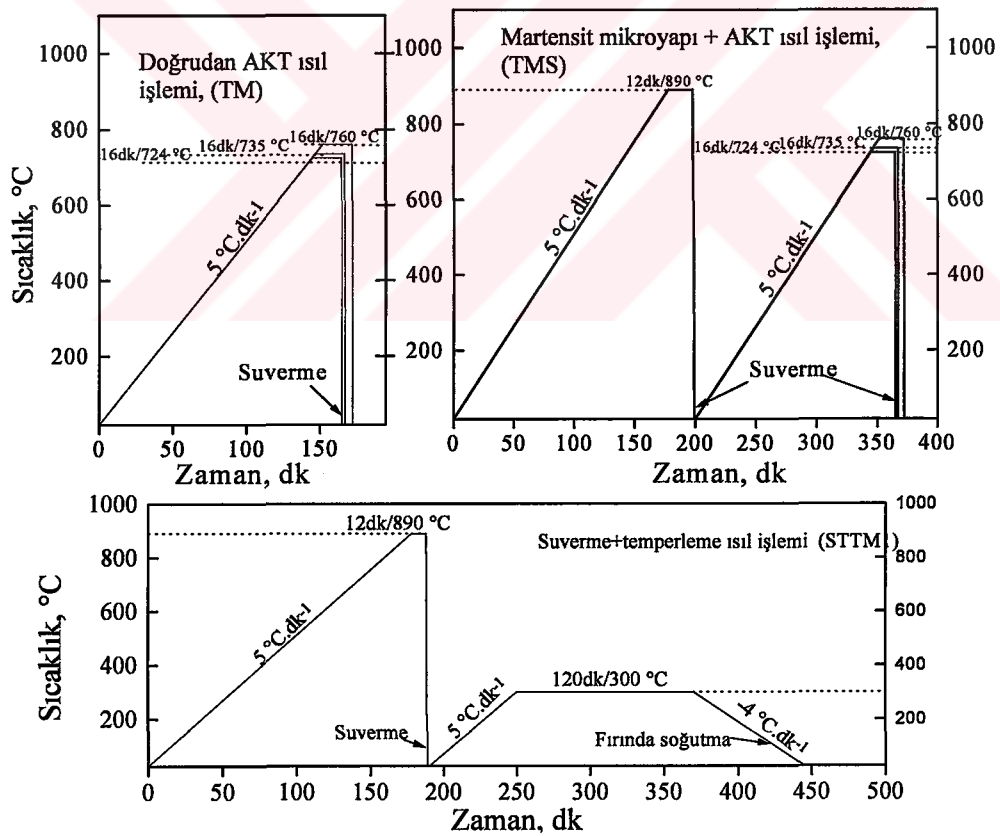
Sinterleme sonrası numunelerde, ferrit+martensit mikroyapısı üretmek amacıyla çift fazlı çelik ısıtma işlem uygulamaları yapılmıştır. Çift fazlı yapının üretilmesi için çeliğin kimyasal bileşiminin A_1 - A_3 sıcaklıkları arasında kalan ara kritik tavlama (AKT) bölgesinde tavlana uygun olması gerekmektedir. Bu bölgede izotermal olarak tavlanan çeliğin mikroyapısında kısmi olarak ferrit ve östenit fazları oluşur. Bu oluşan fazların oranı ve alaşım içerikleri çeliğin kimyasal bileşimi, AKT sıcaklığı ve tavlama sürelerine bağlı olarak değişir. AKT sonrası çelikte oluşan östenit fazı martensite dönüşümünü sağlayacak hızda soğutulması durumunda ferrit+martensitten oluşan çift fazlı yapılar üretilmiş olur. AKT öncesi çeliğin başlangıç mikroyapıları da farklı olabilir. AKT sırasındaki östenit tane boyutu su verme sonrası oluşan martensit parçacık ve ferrit tane boyutunu belirlemektedir.



Şekil 4.3. Isıl işlem fırınında gerçek sıcaklık çizgisi

Bu nedenle, bu çalışmada AKT öncesi farklı mikroyapılara sahip TM numuneleri kullanılmıştır. TM numunelere uygulanan ısıtma işlemlerin şematik olarak özeti Şekil 4.4 (a),(b) ve (c)'de verilmiştir. Sinterleme sonrası doğrudan ferrit+martensit mikroyapıları elde etmek için Şekil 4.4(a)'da gösterilen ısıtma işlem uygulanmıştır. Bunun için sinterleme işlemi sonrası ferrit+perlit mikroyapılı tüm TM numunelere AKT bölgesinde 724, 735 ve 760 °C sıcaklıklarda 16 dk tavlandıktan sonra hızla suya da su verilmiştir. Bu ısıtma işlemle elde edilen tane yapıları kaba tanelidir.

Tane yapısını daha da inceltmek amacıyla sadece TM1 numunesine Şekil 4.4(b)'de gösterilen ısıt işlem uygulanmıştır. Bu ısıt işlemle sinterlenmiş TM1 numunesi AKT öncesi 890 °C' de 12 dakika süre ile östenitlenip suda hızla su verilerek tamamen martensit üretilmiştir. Martensitik mikroyapıya sahip bu numuneler daha sonra tekrar AKT bölgesinde 724, 735, 760 °C sıcaklıklarda 16 dakika tavlandıktan sonra suda hızla su verilmiştir. Böylece daha ince tane yapısına sahip ferrit+martensit mikroyapıları üretilmiş ve TMS1 olarak kodlanmıştır. Mekanik özellikleri kıyaslamak amacıyla TM1 numunesine ayrıca su verme+temperleme işlemleri uygulanmıştır (Şekil 4.4(c)). Bunun için öncelikle numune 890 °C sıcaklıkta 15 dakika tavlansın ardından bu sıcaklıktan tamamen martensitik yapı üretmek amacıyla hızla suda su verilmiştir. Martensitik mikroyapılı TM numune tekrar 300 °C sıcaklıkta 2 saat sürede temperlenmiş ve STTM1 olarak kodlanmıştır.



Şekil 4.4. TM çeliklere uygulanan farklı AKT ve su verme+temperleme ısıt işlemleri

4.5. Mikroyapı Analizleri

Sinterleme ve ısıt işlemler sonrası mikroyapı çalışmaları pelet şeklindeki numuneler üzerinde yapılmıştır. Ancak mekanik özelliklerin araştırıldığı TM1, TM2, TMS1, TMS2, STTM1 numunelerde de aynı mikroyapı çalışmaları yapılmış ve böylece pelet ile mekanik testlerde kullanılan numunelerdeki mikroyapıların aynı olduğu gözlenmiştir.

Mikroyapıların açığa çıkarılması için numuneler öncelikle zımparalama ve parlatma işlemlerine tabi tutulmuştur. Numunelerde gözenek dağılım ve oranlarının tespit edilmesi için parlatılmış fakat dağlanmamış numuneler kullanılmıştır. Ayrıca gözenek oranının yoğunluk ile ilişkisini belirlemek için farklı bileşimlere sahip TM numunelerin yoğunlukları sinterleme işlemi sonrası belirlenmiştir. Parlatılmış numunelerdeki mikroyapıların açığa çıkarılması için % 3'lük nital kullanılmıştır. Dağlama süresi farklı kompozisyondaki TM numuneleri için 5-15 sn arasında seçilmiş ve bu süreler sonunda numuneler artık dağlayıcının yüzeyden uzaklaştırılması için su ile yıkanıp alkol ile kurutulmuştur. Mikroyapıdaki faz ya da yapıların oranı ve boyutlarının hesaplanmasında ortalama doğrusal kesme metodu kullanılmıştır. Ölçümler her bir numune üzerinde en az 10 farklı bölgede yapılarak ortalama değerler hesaplanmış ve ilgili grafikler çizilmiştir.

Mikroyapı incelemelerinde Kırıkkale Üniversitesi Fizik Bölümü ve Amerika Northeastern Üniversitesindeki JSM5600 ve JSM6360 marka Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) kullanılmıştır. Mikroyapıdaki faz ve/veya yapılarda alaşım elementleri, Elektron Dağılım Tarama (EDS) analiz tekniği ile belirlenmiştir. Bu teknik özellikle AKT esnasında oluşan östenitin (su verme sonrası martensit) içerisindeki Mn dağılım oranlarının ve ayrıca Ni ilavesi yapılmış TM3 çelik numunelerde Ni'ce zengin martensit parçacıklarının belirlenmesi amacıyla kullanılmıştır.

Numunelerin makro sertlik değerleri Vickers (HV5) cinsinden Instron –Volpert marka sertlik cihazında, 5 kg yük kullanılarak belirlenmiştir. Mikro yapıdaki faz ya da

yapıların mikrosertlik değerleri Vickers (HV0.05) cinsinden Gazi Üniversitesi Kimya Mühendisliği Bölümündeki Shumatzu marka mikro sertlik cihazında 50 g'lık yük kullanılarak belirlenmiştir.

4.6. Mekanik Özellikler

4.6.1. Çekme deneyleri

Standartlara göre hazırlanmış çekme deney numuneleri Amerika Northeastern Üniversitesindeki Instron 5500 marka 15 kN kapasiteli çekme test cihazında, $1,5 \text{ mm.min}^{-1}$ lık çekme hızlarında oda sıcaklığında test edilmiştir. Çekme testi sırasında elde edilen veriler 1.10^{-1} s arayla kaydedilmiştir. Çekme testi dataları gerilim (MPa)-uzama miktarı olarak belirlenmiştir. Elde edilen verilerden, gerçek gerilim-uzama çekme grafikleri oluşturulmuştur.

4.6.2. Darbe deneyleri

Yine standartlara göre hazırlanmış darbe numunelerin testleri, Gazi Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesindeki Instron-Wolpert marka darbe cihazında çentik açılmadan gerçekleştirilmiştir. Darbe test numunelerini kırmak için 150 Joule'luk çekiç kullanılmıştır. Tüm testler aynı şartlarda ve oda sıcaklığında gerçekleştirilmiştir.

4.7. Kırık yüzey incelemeleri

Çekme ve darbe testi yapılmış tüm numunelerde kırılma modlarının belirlenebilmesi için, kırık yüzeyler Jeol 6360 marka SEM de farklı büyütme oranlarda görüntülenmiştir. Böylece, farklı martensit parçacık boyutu ve hacim oranına bağlı olarak kırılma modundaki değişimler tespit edilmiştir. Oksitleme riskinden dolayı kırık yüzeyler çekme ve darbe testlerinden hemen sonra incelenmiştir.

5. DENEYSEL SONUÇLAR ve TARTIŞMA

5.1. Presleme

Çalışmanın başlangıcında preslenmiş çekme ve darbe numunelerinde numune boyunca kılcal çatlaklıklarla karşılaşmıştır. Bu problemin giderilmesi için bir dizi denemeler yapılmıştır. Öncelikle karışım tozlara ilave edilen Zn stearat oranları değiştirilmiştir (%0,5-1). Ancak Zn stearat oranının bu kılcal çatlama problemini tamamen gidermediği anlaşılmıştır. Presleme kalıbı tek yönlü olduğundan, preslenen numune üzerine gelen yük dağılımının homojen olmaması kaçınılmazdır. Bu etkinin minimize edilmesi için tozların kalıp içerisine mümkün olduğunca homojen olarak doldurulması gerekmektedir. Kalıba doldurulan tozların iteleme zımbası ile yüzeye kadar çıkartılıp dikkatle yayılması sağlanarak bu kılcal çatlama problemi minimize edilmiştir. Ancak, preslenen toz kütlelerin kalıp duvarlarına elastik olarak bir basınç yapmasından dolayı (12), kalıp duvarlarındaki sürtünme katsayısı oldukça yüksektir. Bu nedenle kalıplanan numune kalıp içerisinden çıkartılırken de çatlama riski yüksek olmaktadır. Bunun için tozların kalıp içerisine doldurulmadan önce metanol içerisinde çözündürülmüş Zn stearat, kalıp duvarlarına tatbik edilerek kılcal çatlama problemi tamamen ortadan kaldırılmıştır. Böylece, preslenen tozların neden olduğu elastik gerilmeden kaynaklanan sürtünme katsayısı azaltılmıştır.

Aynı zamanda, soğuk olarak kalıplanan toz numuneler, kalıptan çıkartılırken boyutça genişlemektedir (% 0,01-% 0,02). İlave edilen yağlayıcılar, partiküller arası soğuk birleşmeyi (kenetlenmeyi) engellerse böyle bir genişleme kalıplama özelliğini düşürebilir. Bu gibi nedenlerden dolayı preslenen malzemenin çıkartılması esnasında, kalıp içerisinde kalan ve kalıptan kısmen çıkartılan kısım arasındaki gerilme farklılıklarından dolayı kılcal çatlaklar oluşabilir. Büyük hacimli ve karmaşık şekilli parçaların tek yönlü preslenmeleri esnasında bu gibi çatlak oluşma riskinin olduğu literatürde de bildirilmiştir (12).

Dikkatli bir toz karışımı, karışım tozlarının kalıp içerisinde homojen bir şekilde dağılması, özellikle kalıp duvarlarına Zn stearatın tatbik edilmesi ve preslenmiş TM

numunenin kalıptan en kısa sürede çıkartılması titizlikle dikkat edilmesi gereken hususlardır. Bu nedenle, bu çalışmada yukarıdaki kurallara uyarak, TM numuneler hatasız olarak preslenmiştir. Deneylerin başlangıcında hatalı olarak preslenen numunelerin hiç biri kullanılmamıştır.

5.2. Sinterleme

Karışım tozlar preslendikten sonra hemen sinterleme işlemine tabi tutulmuştur. Sinterlemenin temel amacı kalıplanmış kütle TM çeliklerde partiküller arasında atomik yayınlamayla bağlanmayı gerçekleştirmek ve ilave edilen alaşım elementlerinin özellikle grafitin östenit demirde çözünmesini sağlamaktır. Bu nedenle sinterleme aşaması, TM üretim aşamasının önemli basamaklarından biridir.

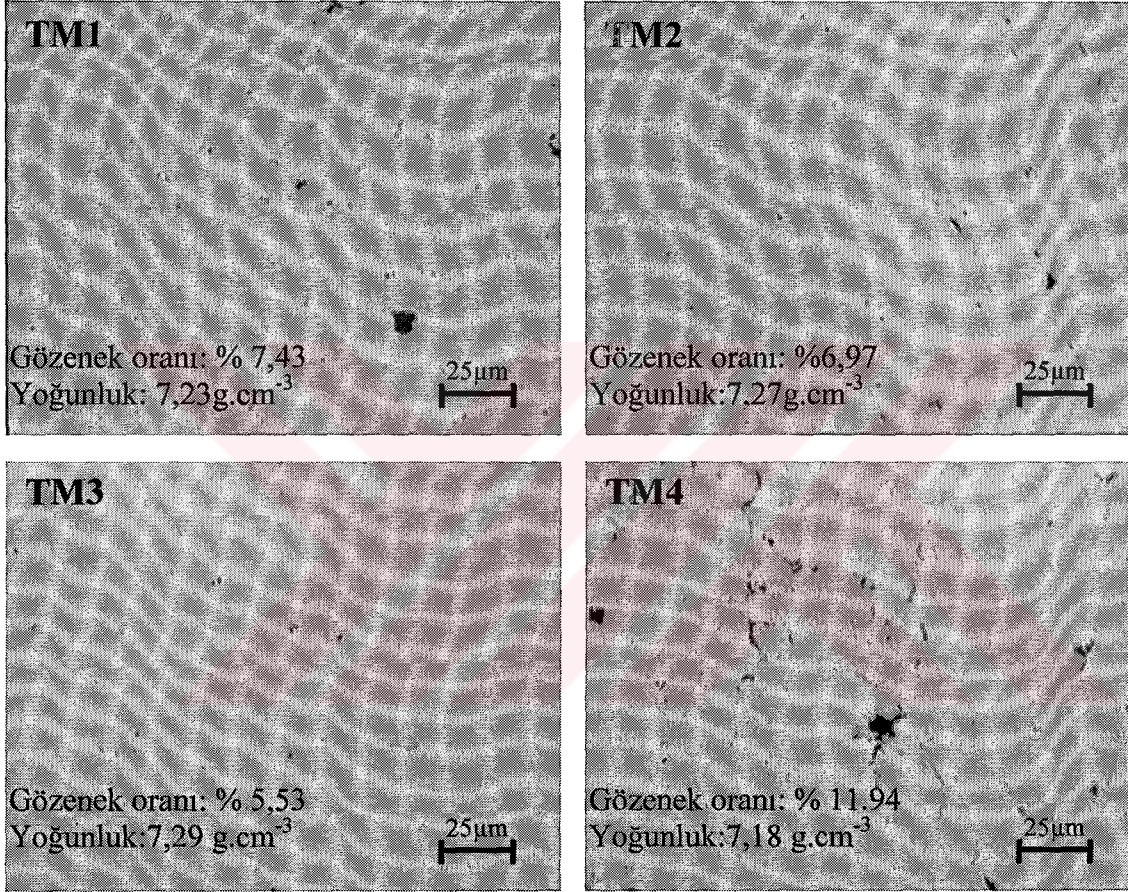
Sinterleme işlemi inert koruyucu gaz kullanılarak gerçekleştiriliyorsa sinterleme ortamının atmosferle olan temasının kesilmesi oldukça önemlidir. Sinterlenmiş numuneler homojen sıcaklık bölgesine yerleştirildikten sonra alümina tüpün ağız tarafları grafit kapaklarla kapatılıp bağlantı yerleri yüksek sıcaklık sıvı conta ile doldurulmuş ve ortamın atmosferle teması tamamen kesilmiştir. Sinterleme işleminde özellikle koruyucu gazın çok saf olmasına özen gösterilmiştir. Ar gazının daha da saflaştırılması için ilave tedbirler alınmış ve sinterlenen numunelerin oksitlenme ve dekarburleşme problemleri minimize edilmiştir. Bu gibi tedbirlerle karbonsuzlaşan tabaka kalınlığı $3 \pm 1 \mu\text{m}$ ye düşürülmüştür.

Parçalı amonyak gibi çok güçlü koruyucu atmosferler sağlanması halinde bile TM çeliklerde bir miktar karbon (grafit) kaybının kaçınılmaz olduğu belirtilmektedir (33).

5.2.1. Sinterleme sonrası gözenek dağılımı ve yoğunluk ilişkisi

Deneylerde kullanılan TM çeliklere ilave edilen alaşım elementleri sinterleme sonrası gözeneklilik ve dolayısıyla yoğunlukları etkilemektedir. Bu nedenle öncelikle, bu çalışmada kullanılan alaşım elementlerinin sinterleme sonrası gözenek dağılımı, oranı ve yoğunluklar üzerine etkisi belirlenmeye çalışılmıştır. Resim 5.1 de sinterleme sonrası

TM çeliklerin dağlama yapılmadan önceki optik mikroskop görüntüleri verilmiştir. Çünkü dağlama yapıldığında mevcut gözenekler, dağlayıcının etkisiyle daha da büyüdüğü için gerçek gözenek dağılımının belirlenmesinde sinterleme sonrası dağlama işlemi yapılmaksızın parlatılmış numuneler kullanılmıştır. Resimler üzerinde gözeneklerin oranı ve sinterleme yoğunlukları verilmiştir.



Resim 5.1. Sinterleme sonrası TM çeliklerde ilave edilen alaşım elementlerine bağlı olarak gözenek dağılımı

Resimlerden görüldüğü gibi gözenek oranı ile yoğunluk arasında ters bir orantı vardır. En az gözenek oranı (en yüksek yoğunluk) Ni ilavesi yapılmış TM3 numunesinde gerçekleşirken, en fazla gözenek oranı (en düşük yoğunluk) Mn ilave edilmiş TM4 numunesinde görülmüştür. Literatürde de (120,121) Ni katkıları TM numunelerde sinterleme esnasında hacimde daralma meydana geldiği ve böylece gözenek oranının azaldığı dolayısıyla yoğunluğun arttığı bildirilmiştir.

Sinterleme sırasında Mn, TM çeliklerde kullanılan diğer alaşım elementlerden daha fazla buhar basınca sahiptir. Böylece sinterlenen Fe partikülleri ara yüzeyinde (yeni oluşan tane sınırlarında) tercihli olarak Mn buharlaşır ve daha sonra yoğunlaşarak östenit demiri içinde homojen olarak yayılır (33). Bunun yanı sıra, demirin buhar basıncı ihmal edilir düzeyde olduğundan dolayı Fe partiküllerinin hacmi artar ve ilave edilen Mn partikülleri yerini gözeneklere bırakır. Ayrıca Mn ilave edilen TM çelik malzemenin boyutunda artış gözlenir (33). Bu da, Mn ilavesi yapılmış TM çeliklerde yoğunluğun azalmasına neden olur. Bu çalışmada da Mn'ın bu etkileri gözlenmiştir.

Aynı zamanda grafit oranının artırılmasıyla gözenek oranı azalmıştır. % 0,3 grafit içeren TM1 numunesinde yoğunluk, grafit oranı % 0,5 olan TM2 numunesine göre daha az elde edilmiştir. Çünkü ilave edilen grafit karıştırma aşamasında toz partikülleri yüzeyine sıvanarak yağlayıcı etki yapmaktadır. Bu da özellikle presleme esnasında toz partikülleri arasında sürtünme kuvvetini azalttığı ve preslenebilme kabiliyetini artırdığından preslenmiş numunelerde ham yoğunluğun artmasına neden olur. Bu durum, grafit oranının artmasıyla daha da etkili olmaktadır. Sonuçta sinterleme sonrası yoğunluğun artmasına grafit oranındaki artış etkili olmuştur.

5.2.2. Sinterleme Sonrası (Başlangıç) Mikroyapılar

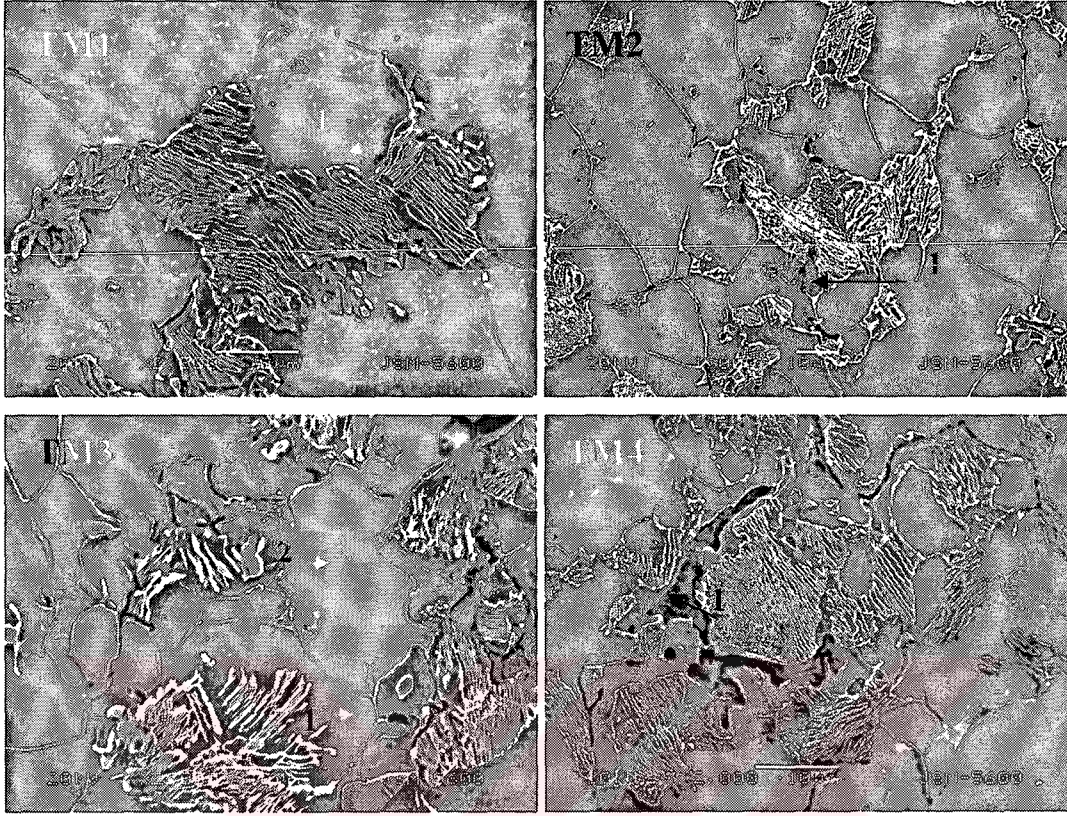
Aynı şartlarda sinterlenen tüm TM numunelerin % 2'lik nital çözeltisi ile dağlanmış olan mikroyapıları Resim 5.2 de verilmiştir. Tüm TM çelik numunelerde (TM1, M2, M3 ve TM4) sinterleme sonrası perlitik yapıların oluştuğu gözlenmiştir. Sinterleme sonrası oluşan bu perlit kolonileri tercihli olarak tane sınırlarında (sinterleşmiş toz partikülleri arasında) oluşmuştur. Çünkü ilave edilen grafit karıştırma esnasında toz partikülleri yüzeyine kolayca sıvanmış ve preslemenin ardından sinterleme işlemi sırasında grafit bu bölgelerde östenite dönüşen ve sinterlenen toz partiküller arasından (yani tane sınırlarından) tane içlerine doğru yayınarak çözünmüştür. Böylece tane sınırlarına yakın karbonca zengin östenit bölgelerinde yavaş soğuma esnasında (bu çalışmada olduğu gibi 4 C.dk^{-1} 'lık soğuma hızında) perlite dönüşüm gerçekleşmiştir. Perlit kolonilerinden geri kalan karbonca fakirleşmiş alanlar ise oda sıcaklığında ferrit bölgelerini oluşturmuştur.

Ni ilavesi yapılmış TM3 numunesinde, sinterleme sonrası oluşan perlit kolonilerinin içinde Ni'ce zengin alanlar da gözlenmiştir (Resim 5.2). Ni'ce zengin bölgeler ileriki bölümlerde anlatılacağı gibi ısıt işlemler sonrası martensit parçacıklarının merkezinde de gözlenmiştir.

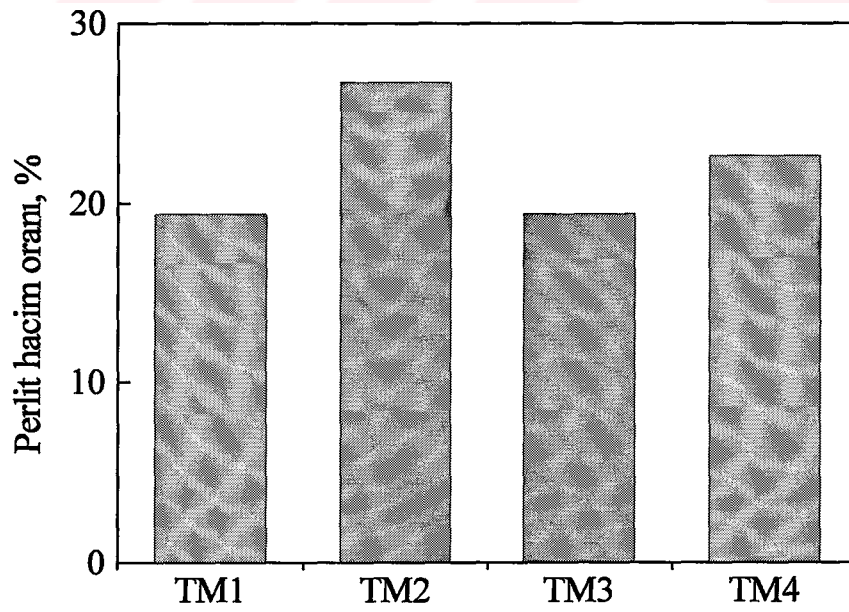
Yine bu mikroyapılardan görüldüğü gibi, TM4 numunesinde perlit kolonilerinin merkezinde Mn'ın buharlaşması ve buhar basıncından kaynaklanan etkin gözenek büyümesi hemen hemen her perlit kolonisinde gözlenmiştir. Mn'ın bu etkisi daha önce tartışılmıştı. Ancak ilave olarak, Mn'ın neden olduğu gözeneklerin çevresinde perlit kolonilerinin tercihi olarak oluşumu yine Mn'ın bu bölgelerde daha hızlı ve daha geniş bir mesafeye yayınmasının bir sonucu olduğu düşünülmektedir. Bu durum ileriki bölümlerde, tüm TM çeliklerde perlit hacim oranlarının kıyaslanmasında detaylı olarak tekrar tartışılacaktır.

Bu çalışmada sinterleme sıcaklığından soğutma $4\text{ }^{\circ}\text{C.min}^{-1}$ olarak seçilmiştir. Malzeme bu soğutma hızında, A_1 sıcaklığından geçerken ötektoid C bileşimine sahip olan östenit fazı lamelli yapıdaki perlite dönüşmüştür (daha hızlı soğutma hızları seçilmiş olsa idi lamel yapılı perlit yerine bozulmuş perlitik yapı oluşabilirdi).

Şekil 5.1. de farklı kimyasal bileşime sahip TM numunelerde sinterleme sonrası elde edilen perlit oranları gösterilmiştir. Ancak bu perlit hacim oranları ilave edilen grafit oranına göre beklenenden daha az gerçekleşmiştir. Bunun nedeni olarak grafitin karıştırma kabının çeperlerine sıvanması, sinterleme sırasındaki kayıpların neden olabileceği düşünülmektedir. Grafit oranının artırılmasıyla birlikte sinterleme sonrası dönüşen perlit oranı da artmıştır (TM2). Diğer taraftan ilave edilen diğer alaşım elementleri de perlit hacim oranında artış sağlamıştır. Sabit C oranında (% 0,3) Ni ilavesi perlit miktarını az oranda artırırken Mn ilavesi perlit oranında önemli oranda artış sağlamıştır.



Resim 5.2. Sinterleme sonrası TM numunelerde ferrit+perlit mikroyapısı (1: gözenek, 2: Ni'ce zengin bölge)



Şekil 5.1. Sinterleme sonrası TM numunelerde oluşan perlit hacim oranları

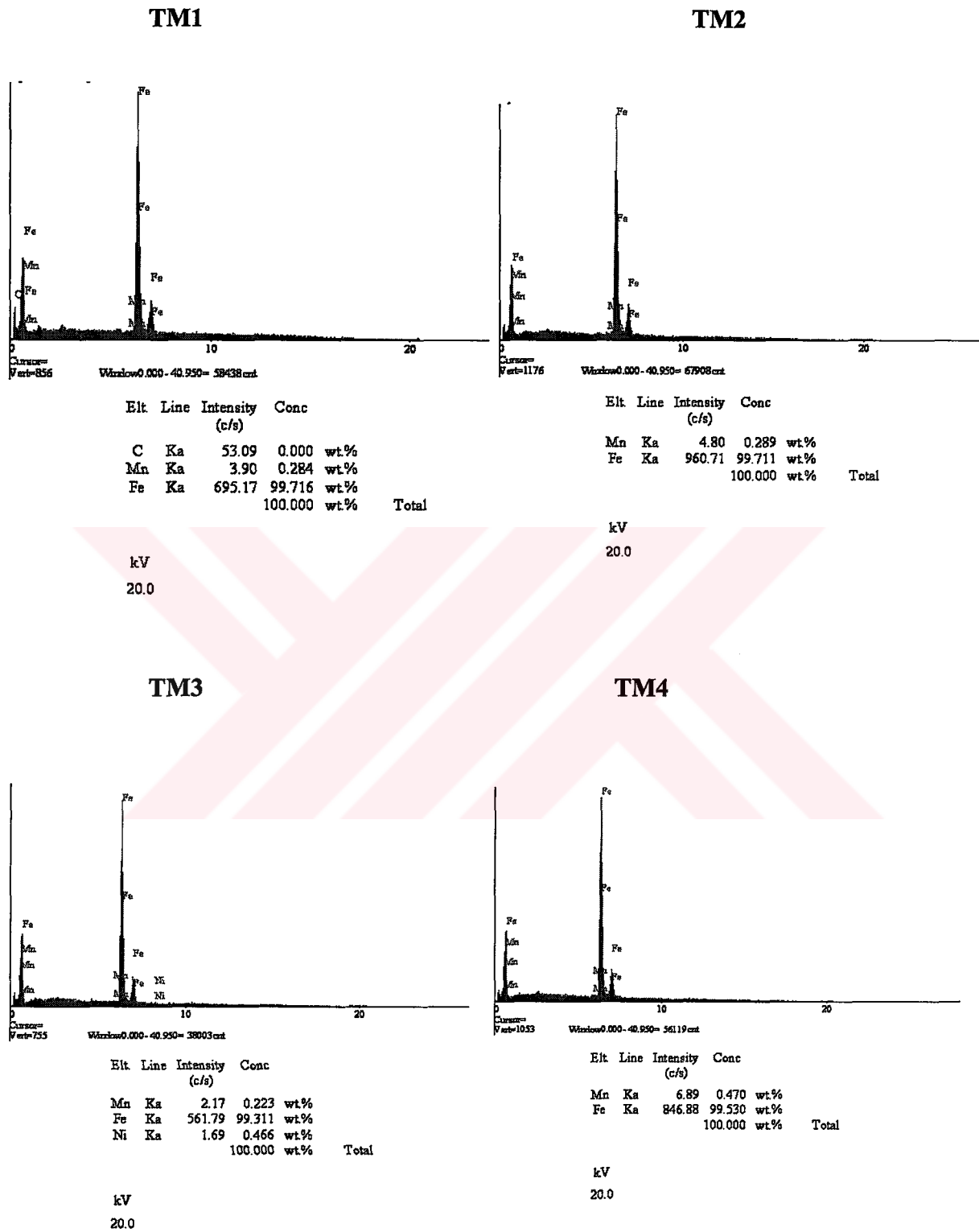
İlave edilen bu alaşım elementleri ötektoid karbon içeriğini düşürmektedir, bu da perlit oranının artışına neden olmaktadır. Mn ilave edilmiş TM4 numunesinde perlit hacim oranının fazla olması dikkati çekicidir. Bunun nedeni yine buharlaşan ve dolayısıyla demir içine doğru yayınan Mn'ın sementit oluşumuna katkıda bulunduğu kanaatidir. Mn'lı çeliklerdeki sementit yapılarında Mn oranı diğer bölgelere oranla daha fazladır (90,122).

Bu çalışmada sinterleme sonrası perlit kolonilerindeki Mn oranı EDS analiz tekniği ile tespit edilmiştir (Şekil 5.2). Mn ilave edilen TM4 çelik numunenin mikroyapısındaki perlit kolonisinde Mn oranının en fazla olduğu görülmektedir (Şekil 5.3). Hatta % 0,2 Mn ön alaşımlı TM1 çelik numunesindeki perlit kolonisinde dahi Mn oranı yüksek çıkmıştır.

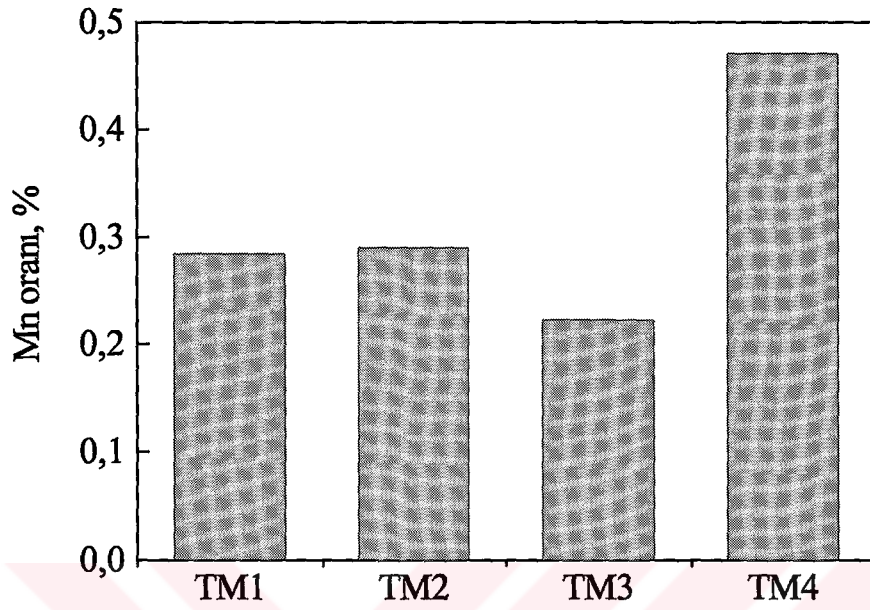
Grafit oranı % 0,5 olan TM2 numunesindeki perlit kolonisinde Mn oranı da TM1 numunesindeki oranla hemen hemen aynı elde edilmiştir. Bu ilave edilen grafit oranının perlitte Mn oranı üzerine bir etkisinin olmadığını göstermiştir. Ancak Ni ilave edilmiş TM3 numunenin mikroyapısındaki perlit kolonisinde Mn oranı diğer numunelere oranla düşüktür. Bunun neden, ilave edilen Ni'in östenit içinde Mn'ın çözünürlüğünü azaltmış olduğu düşünülebilir.

Perlit koloni boyutları ise Şekil 5.4'de verilmiştir. Şekil de görüldüğü gibi artan grafit oranının perlit koloni boyutunu çok önemli oranda değiştirmedığı, ancak ilave edilen Mn'ın, perlit koloni boyutunu etkili bir şekilde arttırdığı anlaşılmıştır.

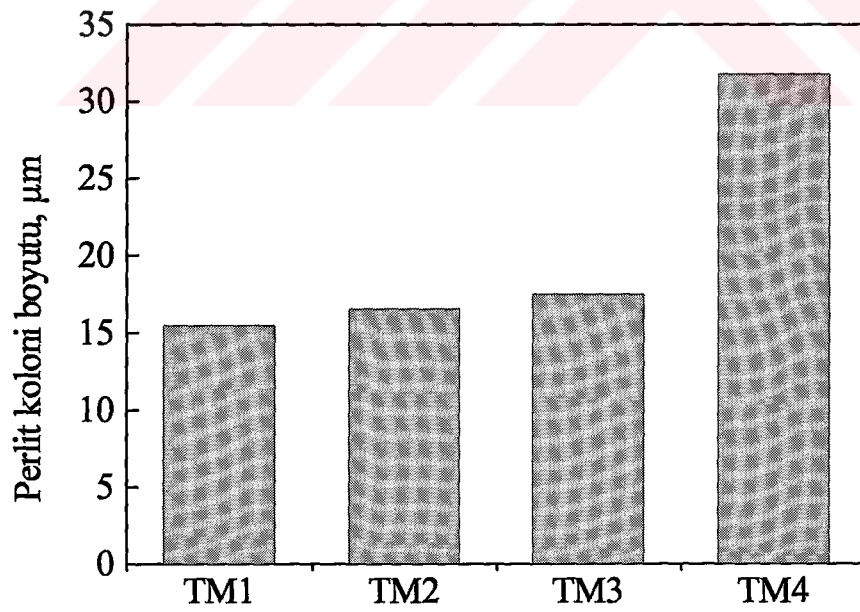
Grafit oranının artmasıyla perlit koloni boyutunun değişmemesi sinterleme esnasında bireysel grafit tozlarının östenit içerisinde kat ettiği difüzyon mesafesinin aynı olmasından kaynaklandığı düşünülebilir (karbonca zenginleşen östenit alanları daha sonra yavaş soğuma ile ($4\text{ }^{\circ}\text{C.min}^{-1}$) perlite dönüşmektedir). Aynı zamanda artan grafit oranıyla dönüşen perlit kolonileri arasında henüz birleşme olmamıştır. Eğer grafit oranı daha da artmış olsaydı, perlit koloni boyutunun da artması beklenebilirdi.



Şekil 5.2. Sinterleme sonrası TM numunelerde perlit kolonileri üzerinden alınan EDS grafikleri



Şekil 5.3. Sinterleme sonrası TM numunelerde perlit kolonilerinde bulunan Mn oranları

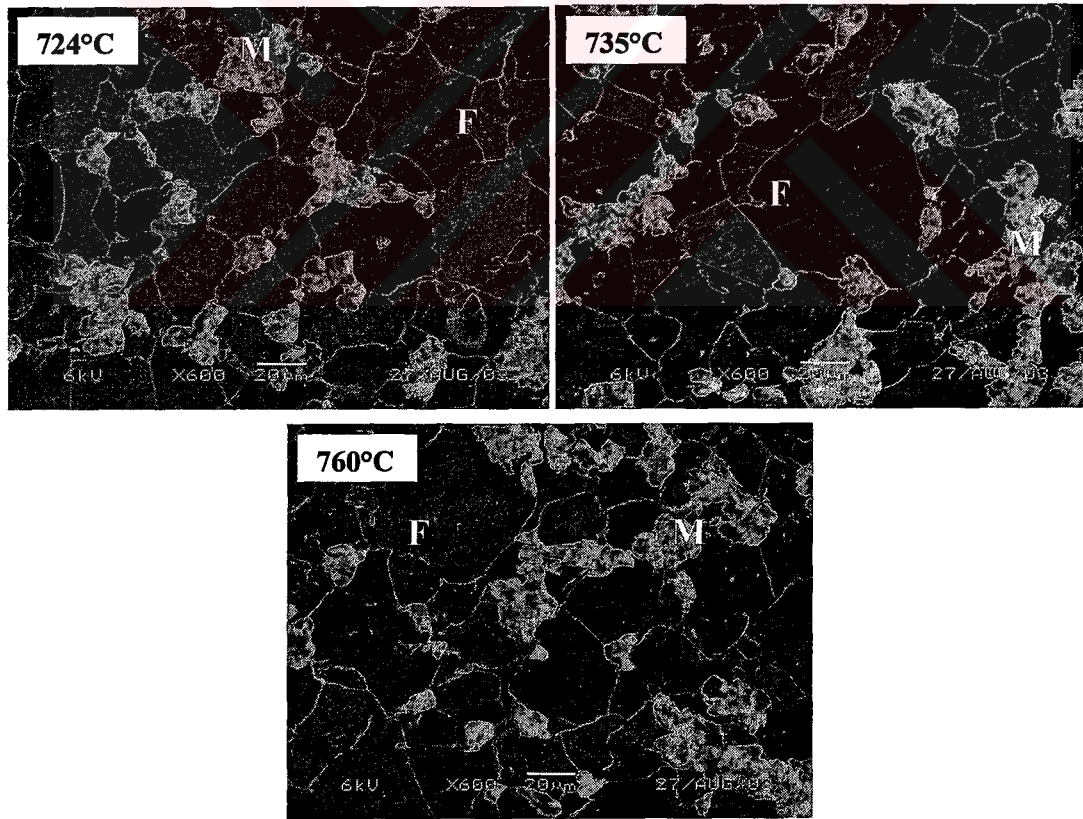


Şekil 5.4. Sinterleme sonrası TM çeliklerde perlit koloni boyutları

5.3. Ara Kritik Tavlama (AKT) Isıl işlemleri

5.3.1 Mikroyapı

Sinterleme sonrası ferrit+perlit mikroyapısına sahip TM numunelere 724, 735, 760 °C AKT sıcaklığından su verme sonrası farklı Martensit hacim oranlarına (MHO) sahip ferrit+martensit mikroyapıları üretilmiştir. Resim 5.3’ de TM1 numunesinde üretimi gerçekleştirilen ferrit+martensit mikroyapılar gösterilmiştir. İlave edilen alaşım elementlerinin kontrol altına alınması özellikle TM çeliklerde ferrit+martensit çift fazlı yapıların üretimi için oldukça önemlidir. Çünkü alaşım elementleri hadde ürünlerde demir matriste daha homojen olarak dağılım sağlarken, elementel olarak ilave edilen alaşım tozları TM çeliklerde her zaman homojen olarak dağılmayabilir..



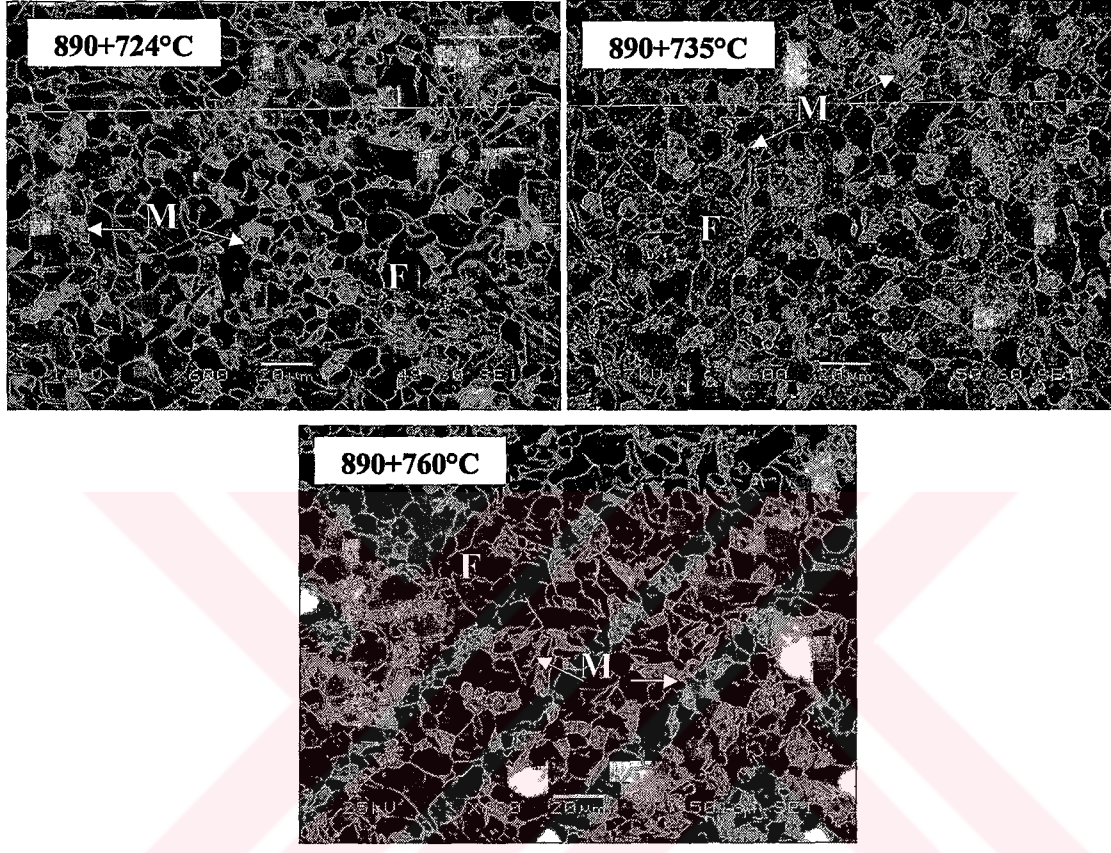
Resim 5.3. Sinterleme sonrası farklı AKT sıcaklıklarından su verme sonrası TM1 çelik numunelerde elde edilen ferrit + martensit mikroyapılar (su verme sıcaklıkları ve F: ferrit, M: martensiti gösteren işaretler resimler üzerinde verilmiştir)

Resim 5.4’de TMS1 numunesinde farklı AKT sıcaklıklardan su verme sonrası oluşan daha ince taneli ferrit+martensit mikroyapıları verilmiştir. Bu numunede ince taneli yapının üretilmesi için, TM1 numunelerde sinterleme işlemi sonrası ve AKT öncesi 890 °C sıcaklıktan su verilerek martensitik yapı üretilmiştir. Daha sonra bu numuneler tekrar farklı AKT sıcaklıklara ısıtılıp izotermal bekletmenin ardından tekrar su verilerek ince taneli ferrit+martensit mikroyapılar üretilmiştir. Ancak elde edilen martensit parçacıklarının morfolojisi beklendiği gibi daha ince ve iğnemsî gerçekleşmemiştir.

Benzer metotla ince tane dağılımlı çift fazlı çelik üretiminde martensit parçacıkları daha ince ve iğnemsî olarak gerçekleşmektedir (7-10,118,123). Bu tür bir yapıyı elde etmek için, yapısı tamamen martensit olan çelik AKT bölgesine hızla ısıtılır. Daha sonra AKT bölgesinde martensitin çita sınırlarında çok sayıda östenit parçacıkları çekirdeklenir ve büyür. Bu bölgede östenitler, martensitin çita sınırları boyunca iğnemsî bir morfolojiye sahip olacak şekilde oluşumlarını tamamlar. Ardından hızla su verilerek ferrit matriste dağılmış oldukça ince ve iğnemsî martensit parçacıkları elde edilir. Bu çalışmada TMS1 numunelerde martensit parçacıkları homojen dağılımlı ve eş eksenel gerçekleşmiştir. Bu tür bir mikroyapının oluşumuna, mikroyapısı tamamen martensit olan TM çeliğin AKT bölgesine çok yavaş hızla ısıtılmasından ($5\text{ }^{\circ}\text{C.dk}^{-1}$) dolayı martensitin aşırı temperlenmiş olduğu düşünülmektedir. Aşırı temperlenen martensit bozunarak lamelli olmayan Fe_3C gibi karbürlerle dönüşme ihtimali artabilir. Şayet böyle bir durum gerçekleşti ise, AKT bölgesindeki östenit parçacıklarının çekirdeklenip büyümesi için martensit çita sınırlarının varlığından bahsedilemez. Bu durumda, TM numunesi AKT bölgesinde tavlınması sırasında östenit parçacıkları, Fe_3C gibi karbürlerin üzerinde çekirdeklenir (71,74,77,124) ve karalı hale gelene kadar büyür. Eş eksenli ve nispeten kaba östenit (hızla su verme sonrası martensit) parçacıklarının bu şekilde oluştuğu düşünülmektedir.

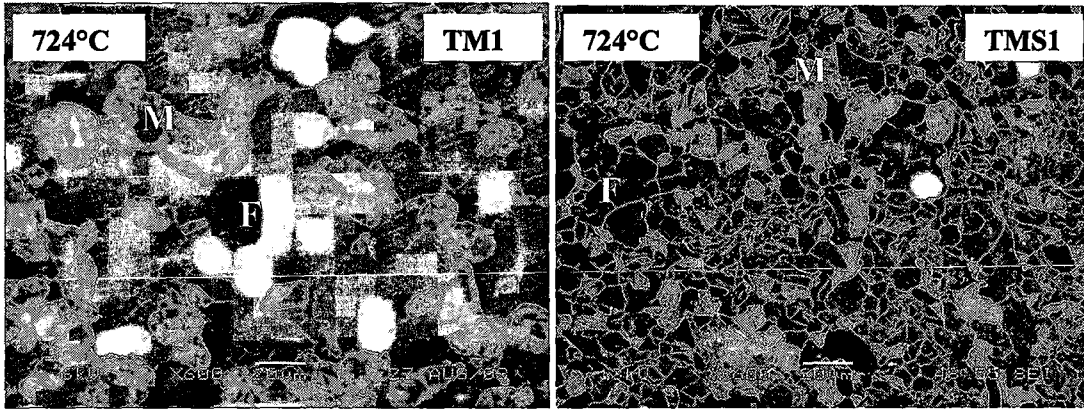
Bu çalışmada eş eksenli tane yapısının oluşumuna neden olan yavaş ısıtma zorunluluğunun nedeni ise şu şekilde açıklanabilir. TM numunelerin sinterleme ve ısıtma işlemleri koruyucu gaz atmosferinde gerçekleştirildiği için numuneler fırın içine oda sıcaklığında yüklenmiş ve AKT sıcaklığına $5\text{ }^{\circ}\text{C.dk}^{-1}$ ’lık yavaş ısıtma hızlarında

ısıtılmıştır. Kullanılan fırının en hızlı ısıtma kapasitesi $5\text{ }^{\circ}\text{C}.\text{dk}^{-1}$ olduğu için bu ısıtma hızı uygulanmıştır.



Resim 5.4. Sinterleme sonrası 890 °C'den + farklı AKT sıcaklıklarından su verme sonrası TMS1 çelik numunelerde elde edilen ferrit + martensit mikroyapılar

Bir önceki bölümde bahsedildiği gibi, TM2 numunesinde ilave edilen grafit oranı arttığında sinterleme sonrası dönüşen perlit oranı da artmıştı. Buna bağlı olarak bu numuneye (TM2) en düşük AKT sıcaklığı olan 724 °C'den ferrit+martensit mikroyapısı üretmek amacıyla su verildiğinde elde edilen MHO artmıştır. Resim 5.4'de TM2 numunesinin 724 °C'den su verilmesi sonrası elde edilen ferrit+martensit mikroyapısı verilmiştir. Bu numunede 724 °C üzerindeki sıcaklıklarda su verme sonrası martensit, matris duruma seçtiğinden, bu sıcaklıktan daha yüksek AKT sıcaklıkları kullanılmamıştır.



Resim 5.5. TM2 ve TMS2 numunelerinde 724 °C AKT sıcaklığından su verme Sonrası oluşan mikroyapılar

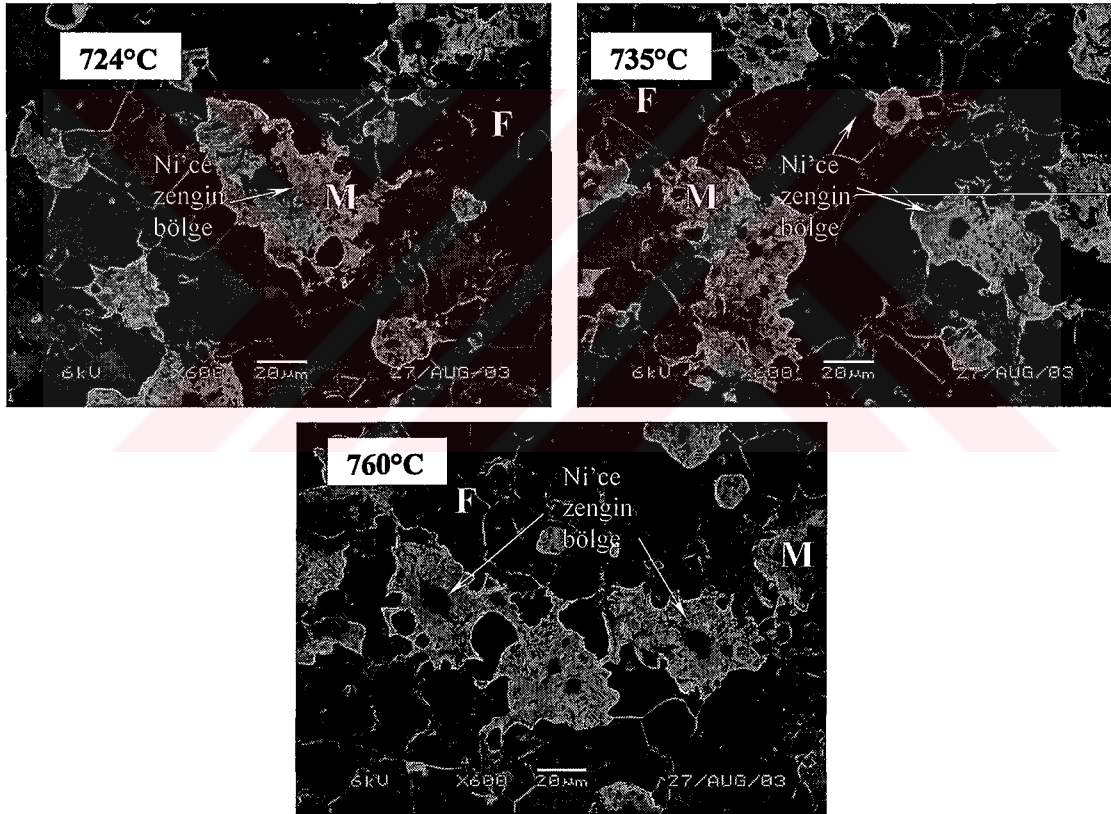
Ni ilavesi yapılmış TM3 numunelerde sinterleme sonrası yine aynı AKT sıcaklıklardan (724, 735, 760 °C) su verme sonrası ferrit+Ni'ce zengin martensit mikroyapılar üretilmiştir. Elde edilen bu mikroyapılar Resim 5.6'da verilmiştir. Resimlerden de görüldüğü gibi Ni'ce zengin martensit parçacıklarının hacim oranı AKT sıcaklığının artması ile artmıştır. TM3 numunelerde Ni'ce zengin bölgeler EDS analizleri yapılarak belirlenmiş (Şekil 5.5) ve martensit parçacıklarının merkezinde Ni oranının daha da fazla olduğu gözlenmiştir (% 23-36).

Ni östenit dengeleyici bir element olduğundan AKT bölgesinde östenit fazının tercihen bu elementçe zengin bölgelerde oluştuğu düşünülmektedir. Yüksek Ni oranına sahip bölgelerin hemen çevresinde bulunan martensit fazlarında da AKT sıcaklıklarına bağlı olarak farklı oranlarda Ni konsantrasyonu bulunmaktadır.

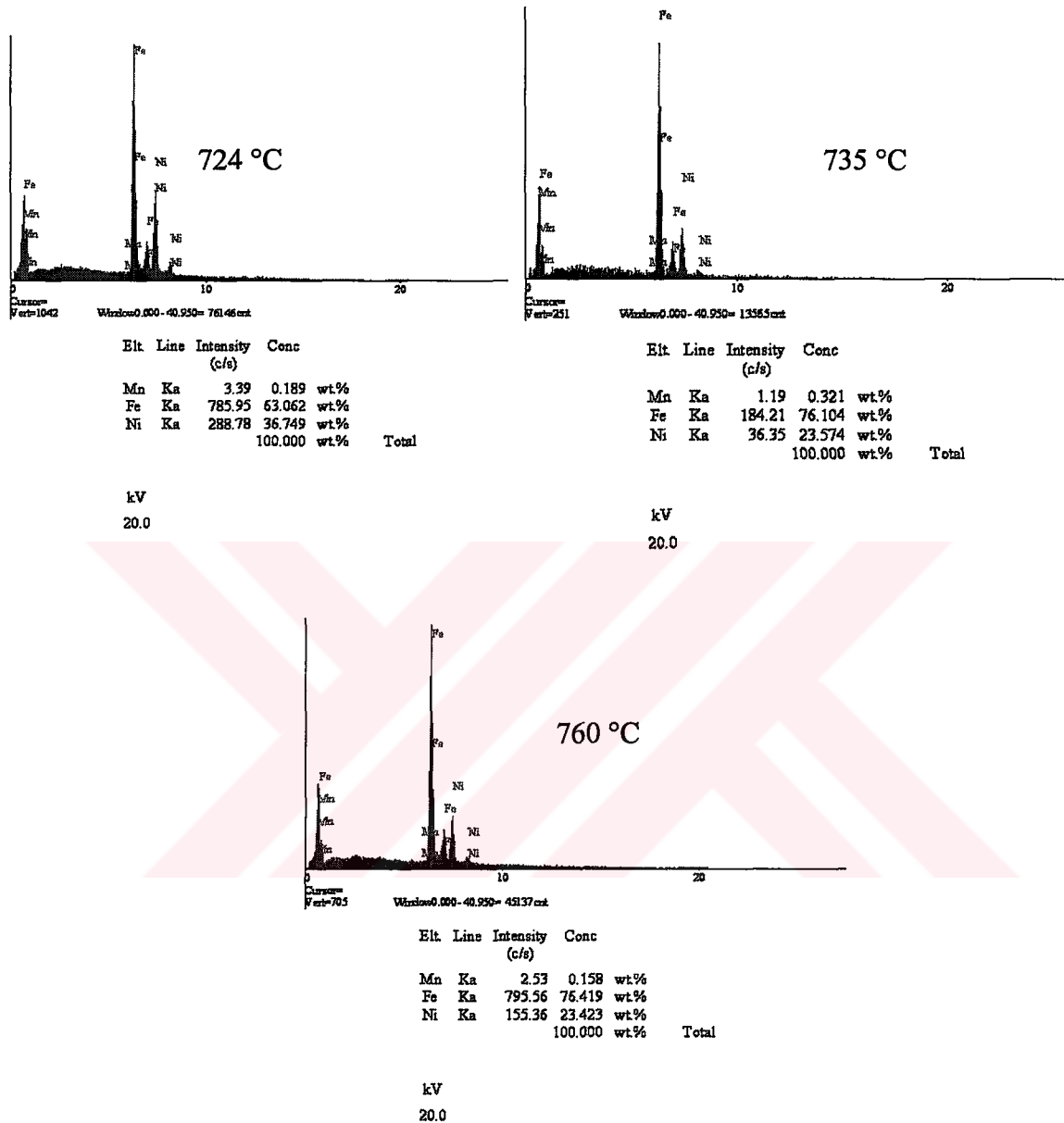
Ni ilavesi yapılmış TM3 numunelerde sinterleme sonrası Ni'ce zengin bölgeler oluşmuştur. Bu nedenle AKT esnasında östenitlerin, bu Ni'ce zengin alanlarda gerçekleştiği anlaşılmaktadır. AKT esnasında merkezinde Ni'ce zengin alanlar bulunan östenitler (merkezindeki Ni oranına göre daha düşük Ni konsantrasyonlu östenit) bu sıcaklıklardan su verildiğinde martensite dönüşüm gerçekleşmiştir. Ancak merkezdeki yüksek konsantrasyonlu Ni'ce zengin bölge su verildikten sonra da martensite dönüşmeyip Ni'ce zengin (östenitik olarak) kalmıştır. Çünkü yüksek Ni

konsantrasyonlu çeliklerde Ms sıcaklıkları çok düşük olduğundan oda sıcaklığında östenitik alanların gözlenmesi normaldir.

AKT sıcaklıklarından su verme sonrası elde edilen martensit parçacıklarının özellikle Ni'ce zengin alanların çevresinde oluşumuna diğer bir neden ise Ni'in bir östenit kararlaştırıcı element olmasıdır. Çünkü, sinterleme sonrası Ni'ce zengin alanlar sadece perlitik alanlar arasında gerçekleşmemiş olup perlitik alanlardan uzaktaki ferritik alanlarda da gözlenmiştir. Bu durumda, AKT sonrası Ni'ce zengin martensitin nasıl gerçekleşmiş olabileceği aşağıdaki şekilde ifade edilmiştir.

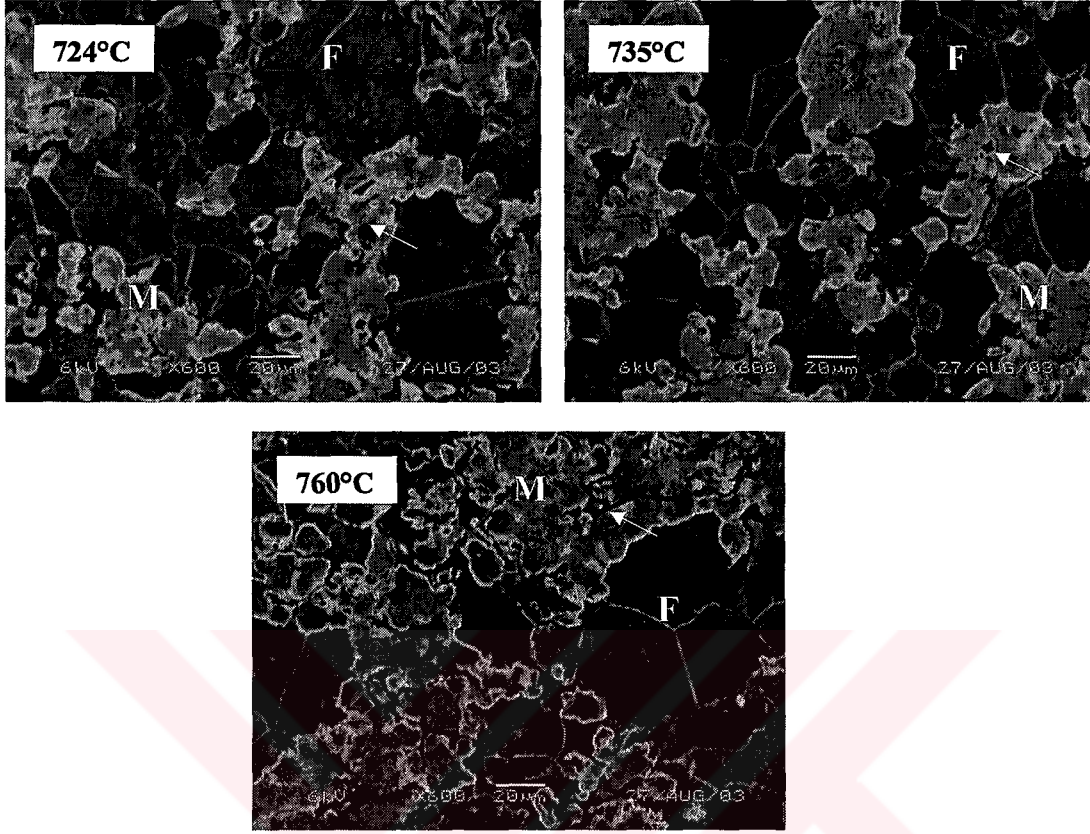


Resim 5.6. TM3 numunelerde farklı AKT sıcaklıklarından su verme sonrası elde edilen ferrit+ Ni'ce zengin martensit mikroyapılar



Şekil 5.5. TM3 numunelerde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası oluşan martensit merkezindeki Ni için EDS analizleri

Resim 5.7’de Mn ilavesi yapılmış TM4 numunelerin farklı AKT sıcaklıklardan su verme sonrası yüksek oranda gözenek içeren ferrit+martensit mikroyapıları verilmiştir. Bu numunelerde martensit parçacıklarının merkezinde oluşan gözenekler dikkat çekicidir.

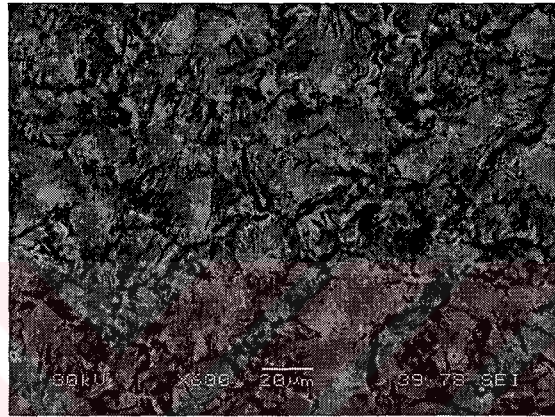


Resim 5.7. TM4 numunelerde farklı AKT sıcaklıklarından su verme sonrası elde edilen ferrit+martensit mikroyapılar

TM4 numunelerdeki Mn ilavesine bağlı olarak gözenek oluşumu Mn'nin yüksek buhar basıncı ve östenit içerisinde daha hızlı yayınımdan kaynaklandığı daha önce sinterlenmiş numuneler üzerinde tartışılmıştı. Mn'nin östenit içindeki hızlı difüzyonu TM4 numunelerinin farklı AKT sıcaklıklarından su verme sonrası elde edilen martensit hacim oranının yüksek olmasına sebep olmuştur. Bu şu şekilde açıklanabilir; sinterleme esnasında yerinde gözenek bırakarak östenit içerisinde daha geniş alana yayılmış Mn, yayındığı bu bölgelerde AKT esnasında da daha fazla oranda östenit alanlarının oluşumuna sebep olmuştur. Bu nedenle, AKT sıcaklıklarında su verme sonrası merkezinde yüksek oranda gözenek bulunan martensit parçacıkları elde edilmiştir.

Bu numunelerde de MHO, AKT sıcaklığının artmasıyla artış göstermiştir. Resim 5.7'de ferrit matris ile merkezinde izole olmuş gözeneklere sahip martensit parçacıkları gösterilmiştir. İlerki kısımlarda martensit ve çevresindeki ferritik alanlardaki Mn dağılım oranlarının sonuçları tartışılacaktır.

Ayrıca bu çalışmada, TM1 numunesine su verme+temperleme ısıl işlemi uygulanmıştır. Ferrit + perlit mikroyapılı TM1 numunesi 890 °C’de östenitlenip suda su verilerek tamamen martensit üretilmiş ve 300 °C’de 2 saat temperlenmiştir. Bu numuneler, STTM1 olarak kodlanmıştır. Ayrıca bu ısıl işlemin, mekanik özellikler üzerine etkisi (darbe dayanımları) diğer numunelerle karşılaştırma amacıyla yapılmıştır. Resim 5.8’de temperlenmiş martensit yapıya sahip STTM1 numunesinin mikroyapısı verilmiştir.



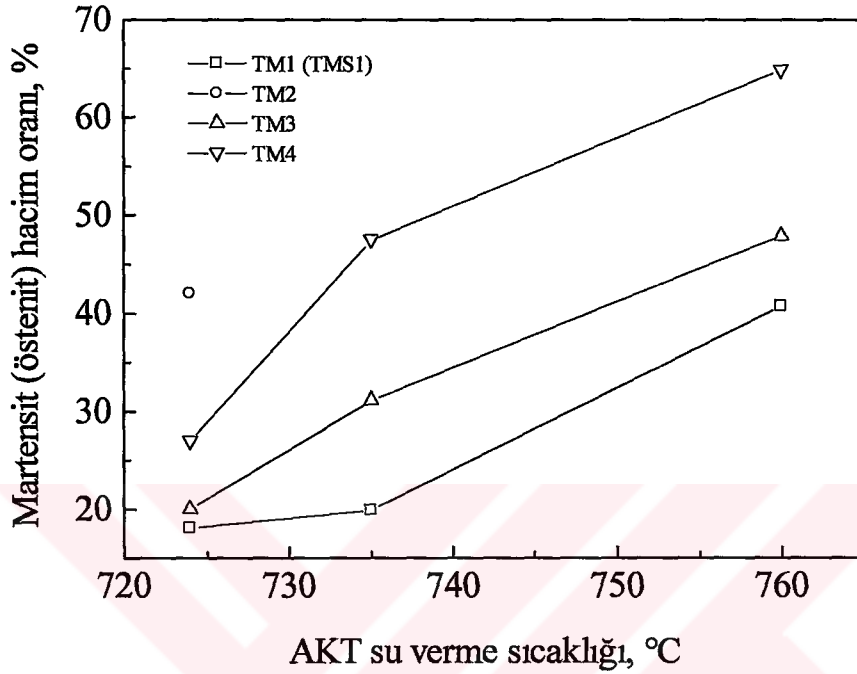
Resim 5.8. STTM1 numunesinde temperlenmiş martensit mikroyapısı

5.3.2. Martensit hacim oranı

Tüm numunelerde martensit (östenit) hacim oranı AKT sıcaklıklarının artışıyla beraber artmıştır (Şekil 5.6). Tüm TM numunelerde AKT sıcaklıklarına bağlı olarak oluşan MHO’ları verilmiştir. Ni ilave edilmiş TM3 numunelerdeki MHO’ları, martensit parçacıkların merkezindeki Ni’ce zengin alanları da içermektedir. Ni ve Mn ilavesi yapılmış TM3 ve TM4 numunelerdeki MHO, TM1 numunesindeki MHO’ndan daha fazladır. TM3 ve TM4 numunelerindeki yüksek MHO, bu numunelerde sinterleme sonrası oluşan yüksek perlit oranları ve hem Mn hem de Ni’in östenit dengeleyici element olması ile alakalıdır.

Ayrıca ilave edilen alaşım elementleri hem östenit dengeleyici hem de ötektoid karbon oranını azaltan elementlerdir. Ötektoid karbon oranının azalması terazi kuralına göre kritik sıcaklıklarının açılması sonucu MHO’nın artması olarak yorumlanabilir. Yine sabit bir AKT sıcaklığında östenit hacim oranı (su verme sonrası MHO)’nı artıran diğer

bir fonksiyon karbon oranıdır. TM2 numunesinde ilave edilen yüksek grafit oranı, sabit AKT sıcaklığından su verme sonrası (724 °C'de) MHO, daha fazladır (Şekil 5.6).



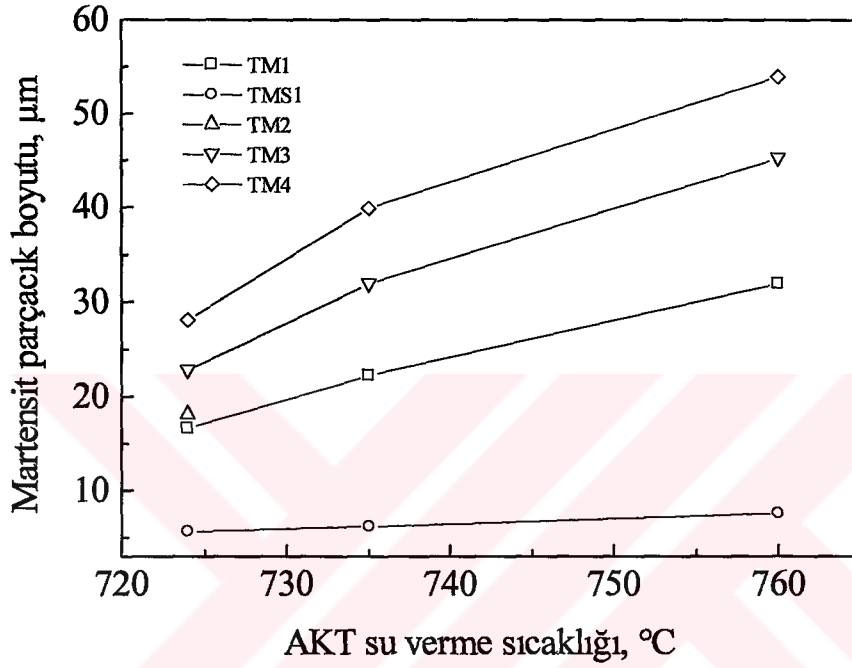
Şekil 5.6. Farklı alaşım elementi içeren TM çeliklerde AKT sıcaklıklarından su verme sonrası elde edilen martensit hacim oranları

5.3.3. Martensit parçacık boyutu

Tüm TM numunelerde, AKT sıcaklıkları artırıldığında martensit parçacık boyutu da artmıştır (Şekil 5.7). Bu artış, AKT sıcaklığı yükselirken östenit hacim oranı ve östenit boyutundaki artışın bir sonucudur. Bu bölgede östenitin çekirdeklenip büyümesi sıcaklık ve zamanın bir fonksiyonudur. AKT bölgesinde östenitin oluşumu öncelikle C'ca zengin bölgelerde gerçekleşir ve çevresindeki ferrite doğru büyür.

Sinterleme sonrası AKT ısıtıl işlemi uygulanmış numunelerde en yüksek martensit parçacık boyutu Mn ilavesi yapılmış TM4 numunesinde elde edilmiştir. Bunun nedeni Mn'ın östenit alanını genişletmesinden dolayı sabit bir AKT sıcaklığında daha fazla oranda östenit adacıklarının oluşumuna neden olmaktadır. Aynı zamanda bu

numunelerde sinterleme sonrası elde edilen perlit koloni boyutu da daha büyüktür. Bu da, martensit parçacık boyutunun artmasına neden olmaktadır. Sinterleme sonrası AKT ısıtma işlemi uygulanmış numunelerden en düşük martensit parçacık boyutu ise TM1 çeliğinde gerçekleşmiştir.



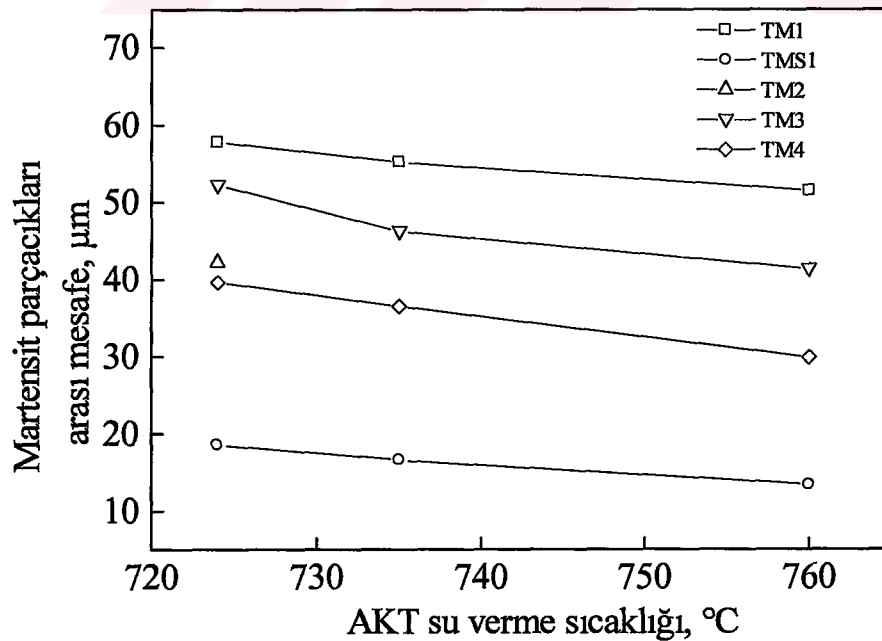
Şekil 5.7. AKT sıcaklığına bağlı olarak TM çeliklerde elde edilen martensit parçacık boyutu

Martensit parçacık boyutunu, AKT öncesi başlangıç mikroyapıları da etkilemektedir. TMS1 numunesinde olduğu gibi AKT öncesi tamamen martensitik mikroyapıya sahip numunelerde AKT sıcaklıklardan su verme sonrası daha ince ve homojen dağılıma sahip martensit parçacıkları üretilebilir.

Sonuçta TMS1 numunelerde elde edilen martensit parçacık boyutları en incedir. Ancak bu ısıtma işlemi TMS numunelerde tane incilmesi beklendiği kadar etkili olmamıştır. Bu daha önce tartışıldığı gibi A_{c1} sıcaklığının altında martensitin bozunmuş olabileceğinin bir sonucudur.

5.3.4. Martensit parçacıkları arası mesafe (MPAM)

MPAM'nin mekanik özellikler üzerinde önemli bir etkisi vardır. Özellikle çift fazlı çeliklerde süneklik üzerine önemli etkisi olan mikro çatlakların ilerlemesinde MPAM, etkilidir. Aynı zamanda martensit parçacıkları deformasyon için gerekli olan dislokasyon hareketlerini engellemektedir. Bu da çekme dayanımının artışına neden olur. Şekil 5.8'de yine AKT'den su verme sıcaklıklarına bağlı olarak TM numunelerde MPAM ilişkisi verilmiştir. MPAM, MHO'nun artışıyla azalmaktadır. Ni ve Mn ilave edilmiş TM3 ve TM4 numunelerde, sabit bir AKT sıcaklığında MHO'nun daha fazla olması nedeniyle MPAM azalmıştır. Diğer taraftan sabit bir MHO'nda, martensit parçacık boyutunun azalmasıyla MPAM azalmaktadır. Bu çalışmada, ince taneli TMS1 numunede MPAM, kaba taneli diğer numunelere oranla en az gerçekleşmiştir. Bu numunede AKT öncesi mikroyapı tamamen martensit ve muhtemelen Ac_1 'in hemen altında martensit bozunarak Fe_3C gibi ince karbürler oluştuğu düşünülmektedir. Böylece AKT sırasında östenitin çekirdeklenip büyümesi için çok sayıda çekirdeklenme yeri vardır. Sabit bir AKT sıcaklığında daha çok sayıda östenit oluştuğundan MPAM'nin azalmasına neden olmaktadır.



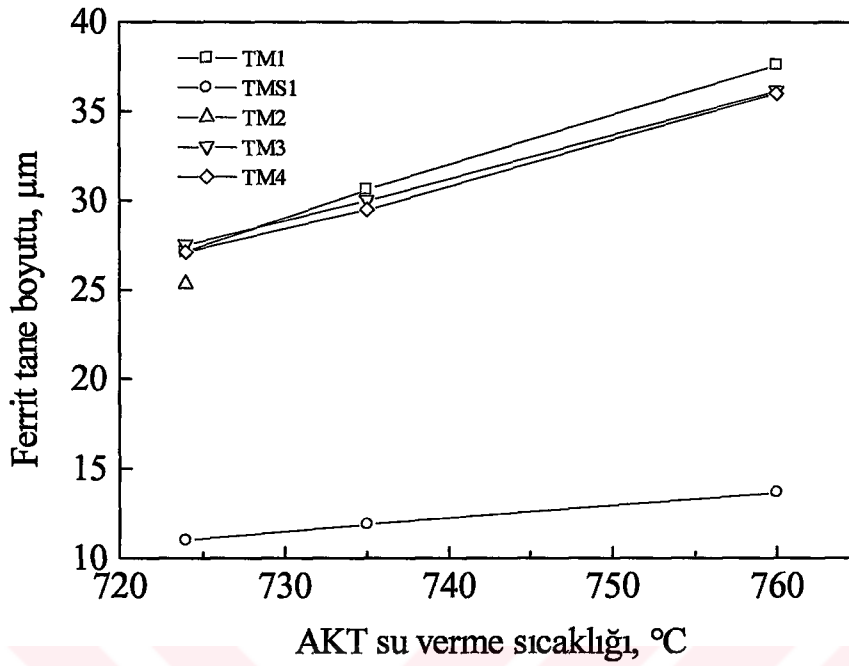
Şekil 5.8. TM numunelerde AKT sıcaklığına bağlı olarak martensit parçacıkları arası mesafe

MPAM aynı zamanda C oranının artışıyla azalmıştır. TM2 numunesinde olduğu gibi grafit oranı artırıldığında sabit AKT sıcaklığında östenit hacim oranı (su verme sonrası MHO) fazla olmakta ve bu nedenle martensit parçacıkları arası mesafe de azalmaktadır (aynı bileşimli TM1 numunesine kıyasla). Matriste dağılmış ikinci fazın boyutu, oranı ve aralarındaki mesafeler mekanik özellikleri önemli oranda değiştirmektedir. Bu sonuçlar ileriki bölümlerde tartışılacaktır.

5.3.5. Ferrit tane boyutu

AKT sıcaklıklarına bağlı olarak TM numunelerdeki ferrit tane boyutundaki değişimler Şekil 5.9' da gösterilmiştir. Genel olarak tüm TM çeliklerde ferrit tane boyutu AKT sıcaklıklarının artmasıyla birlikte artmıştır. Artan AKT sıcaklığına bağlı olarak artan ferrit tane boyutu, hem ilave edilen alaşım elementlerine hem de başlangıç mikroyapısına bağlı olarak değişim göstermiştir. Bunlardan en etkilisi, başlangıç mikroyapısındaki değişimdir.

TMS1 numunesinde ferrit tane boyutu çok etkili bir şekilde azalmıştır. Bu numunede daha önce de belirtildiği gibi, AKT öncesi mikroyapı martensittir. Bu numune AKT sıcaklığına ısıtıldığında östenit, martensit çıta sınırlarında veya yavaş ısıtmadan dolayı aşırı temperlenerek bozunmuş martensitin yerini alan ince Fe_3C parçacıkları üzerinde, çekirdeklenir ve dengeye gelene kadar büyür. Bu büyüme esnasında östenit AKT bölgesinde C'ca zenginleşir ve çevresi C'ca fakirleşerek ferrit taneleri oluşur. Böylece TMS1 numunesinde olduğu gibi çok sayıda ve boyutları çok daha küçük olan östenit taneleri çevresinde çekirdeklenerek büyüyen ferritler, daha kısa mesafede birbirleri ile çakışırlar. Bu da, daha küçük boyutlarda ferrit taneleri oluşumuna neden olur. Şekil 5.9' dan görüleceği gibi ferrit tane boyutu üzerine alaşım elementlerinin etkisi azdır. Ancak az da olsa alaşım elementlerinin ilavesi ile ferrit tane boyutu azalmıştır. Bu azalmanın nedeni, ilave edilen alaşım elementlerinin tane büyümesini engellemiş olabileceği şeklinde yorumlanabilir.

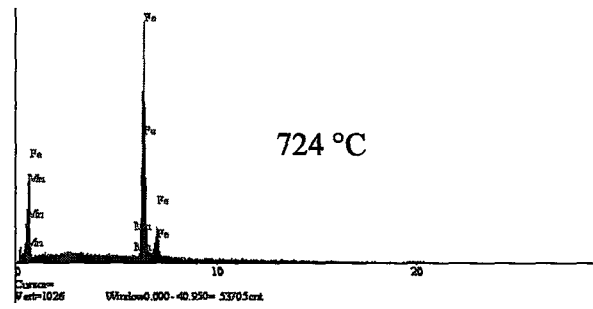


Şekil 5.9. TM numunelerde AKT sıcaklıklarına bağlı olarak ferrit tane boyutundaki değişim

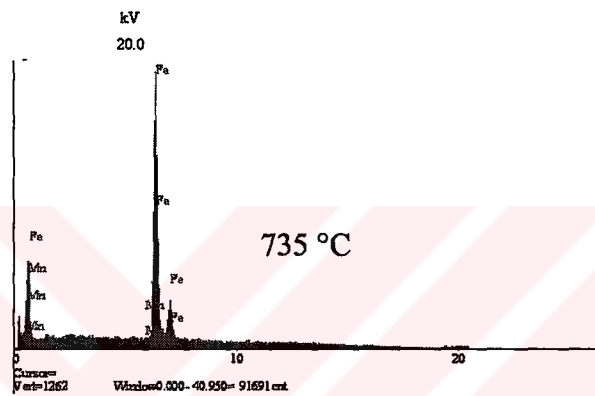
Grafit (C) oranı fazla olan TM2 numunesinde ferrit tane boyutundaki azalma kaba taneli diğer numunelere oranla daha fazla gerçekleşmiştir. Grafit, karışım sırasında demir toz partiküllerinin yüzeyine daha kolay sıvanmakta ve sinterlenme sırasında sinterlenen toz partikülleri ara yüzeyinde (yeni tane sınırlarında) çözünürle

5.3.6. Alaşım elementlerinin dağılımı

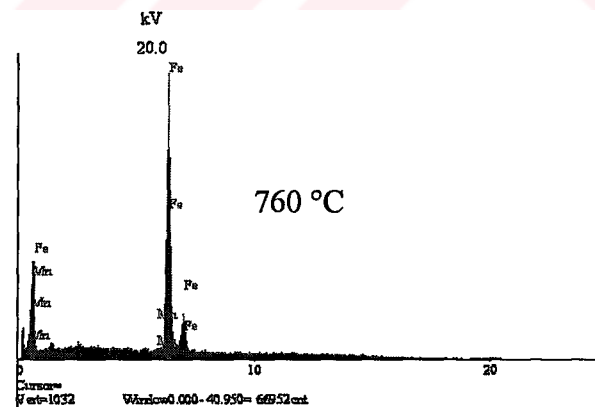
Isıl işlemler sonrası TM numunelerin mikroyapısındaki alaşım elementlerinin dağılım oranları EDS analiz tekniği ile belirlenmiştir. Bu teknikle TM1 ve TM4 numunelerde ferrit ve martensit fazlarındaki Mn dağılım oranı (Şekil 5.10-5.13) ve TM3 numunesinde Ni'ce zengin martensit ve hemen çevresindeki ferritteki Ni oranları tespit edilmiştir (Şekil 5.14 ve 5.15).



Elt	Line	Intensity	Conc
		(c/s)	
Mn	Ka	5.35	0.392 wt%
Fe	Ka	788.36	99.608 wt%
		100.000	wt%
			Total



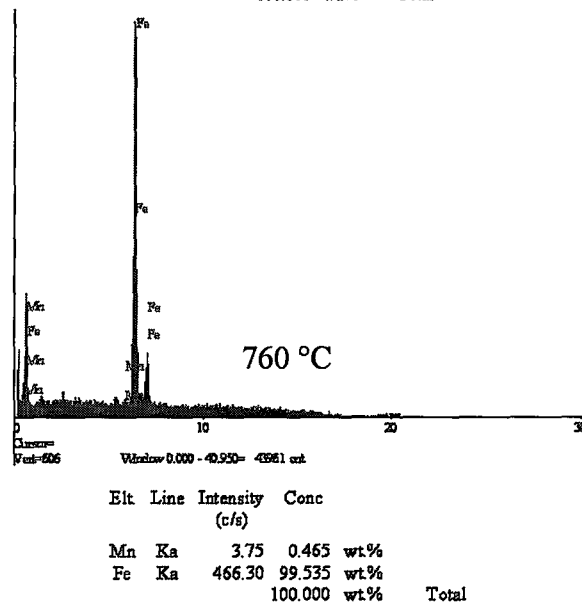
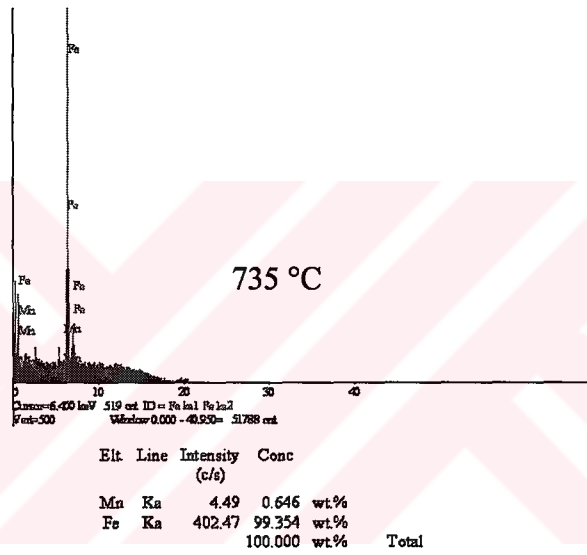
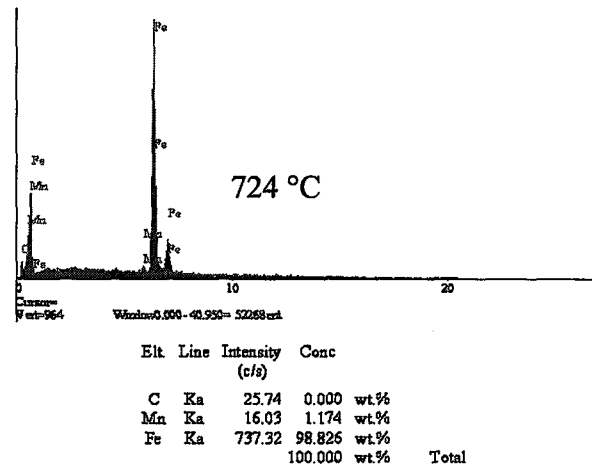
Elt	Line	Intensity	Conc
		(c/s)	
Mn	Ka	5.58	0.308 wt%
Fe	Ka	1049.46	99.692 wt%
		100.000	wt%
			Total



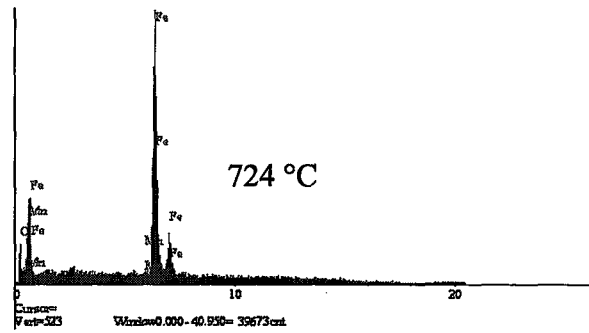
Elt	Line	Intensity	Conc
		(c/s)	
Mn	Ka	3.41	0.244 wt%
Fe	Ka	809.52	99.757 wt%
		100.000	wt%
			Total

1.17

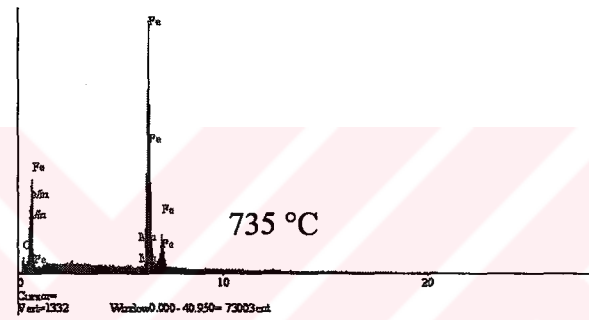
Şekil 5.10. TM1 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası martensitteki Mn için EDS analizleri



Şekil 5.11. TM4 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası martensitteki Mn için EDS analizleri

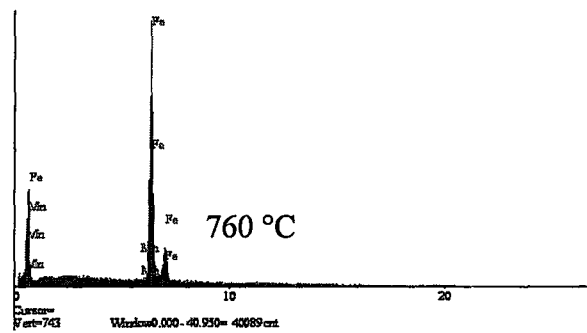


Elt	Line	Intensity (cts)	Conc	
C	Ka	29.50	0.000	wt%
Mn	Ka	1.90	0.232	wt%
Fe	Ka	416.23	99.768	wt%
			100.000	wt%
				Total



Elt	Line	Intensity (cts)	Conc	
C	Ka	35.07	0.000	wt%
Mn	Ka	3.53	0.182	wt%
Fe	Ka	1040.27	99.818	wt%
			100.000	wt%
				Total

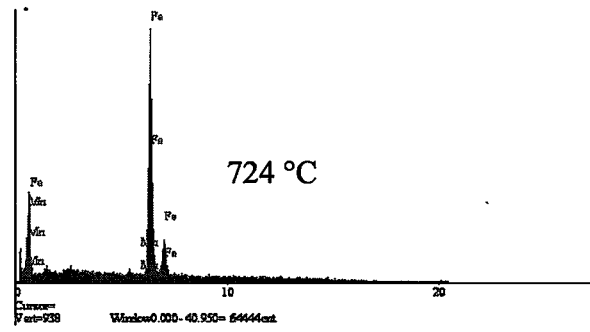
kV
20.0



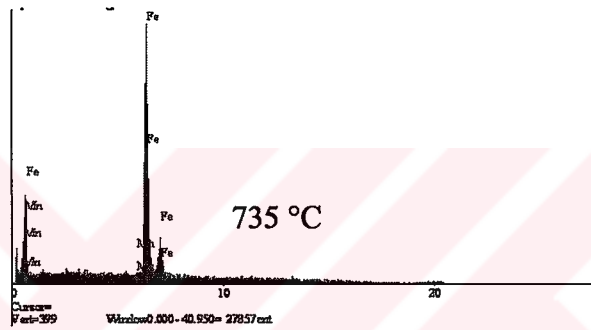
Elt	Line	Intensity (cts)	Conc	
Mn	Ka	1.74	0.144	wt%
Fe	Ka	698.70	99.856	wt%
			100.000	wt%
				Total

kV
20.0

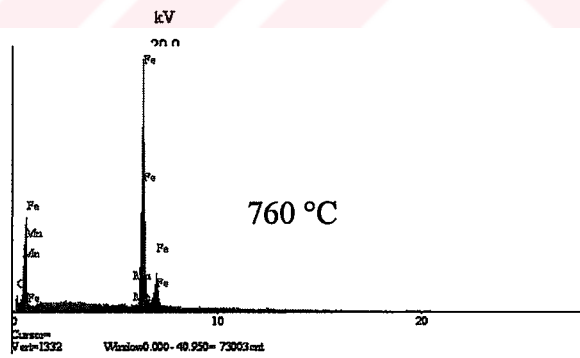
Şekil 5.12. TM1 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası ferritteki Mn için EDS analizleri



Elt	Line	Intensity (c/s)	Conc	
Mn	Ka	2.64	0.200	wt%
Fe	Ka	762.48	99.800	wt%
			100.000	wt% Total



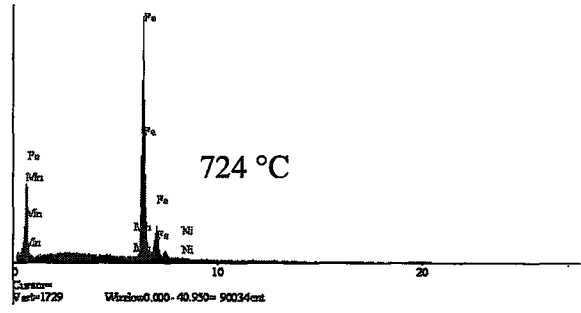
Elt	Line	Intensity (c/s)	Conc	
Mn	Ka	1.16	0.210	wt%
Fe	Ka	319.71	99.790	wt%
			100.000	wt% Total



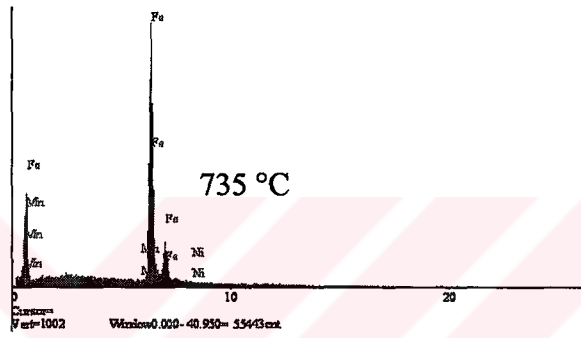
Elt	Line	Intensity (c/s)	Conc	
C	Ka	35.07	0.000	wt%
Mn	Ka	3.53	0.182	wt%
Fe	Ka	1040.27	99.818	wt%
			100.000	wt% Total

kV
20.0

Şekil 5.13. TM4 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası ferritteki Mn için EDS analizleri

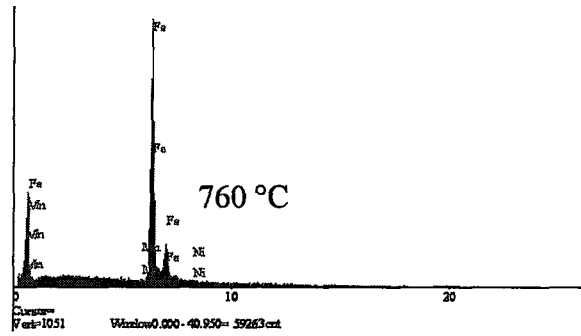


Elt	Line	Intensity (cps)	Conc	
Mn	Ka	3.35	0.141	wt%
Fe	Ka	1352.29	96.736	wt%
Ni	Ka	28.01	3.124	wt%
			100.000	wt% Total



Elt	Line	Intensity (cps)	Conc	
Mn	Ka	1.78	0.074	wt%
Fe	Ka	1381.39	98.733	wt%
Ni	Ka	10.70	1.192	wt%
			100.000	wt% Total

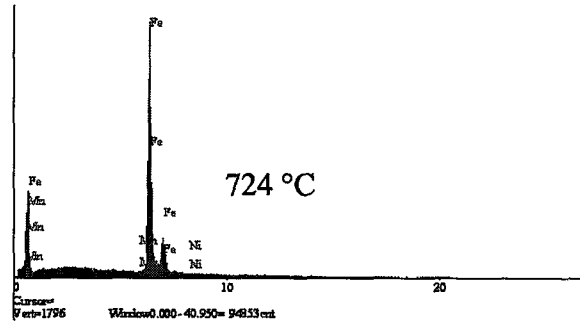
kV
20.0



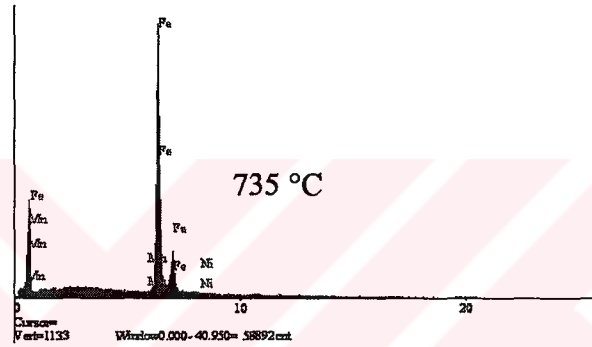
Elt	Line	Intensity (cps)	Conc	
Mn	Ka	4.86	0.182	wt%
Fe	Ka	1526.25	97.499	wt%
Ni	Ka	23.29	2.319	wt%
			100.000	wt% Total

kV
20.0

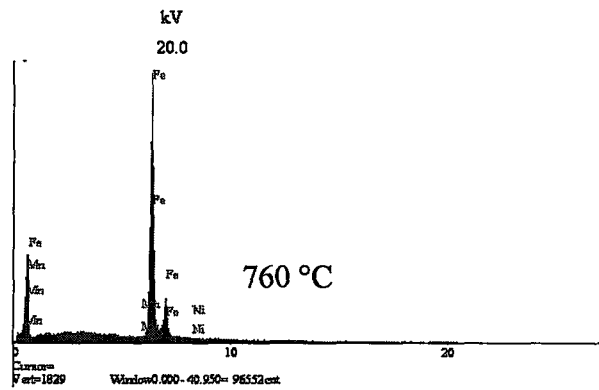
Şekil 5.14. TM3 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası martensitteki Ni için EDS analizleri



Elt.	Line	Intensity (c/s)	Conc	
Mn	Ka	2.41	0.098	wt%
Fe	Ka	1421.83	99.540	wt%
Ni	Ka	3.32	0.362	wt%
			100.000	wt% Total



Elt.	Line	Intensity (c/s)	Conc	
Mn	Ka	4.01	0.162	wt%
Fe	Ka	1429.08	99.409	wt%
Ni	Ka	3.96	0.429	wt%
			100.000	wt% Total



Elt.	Line	Intensity (c/s)	Conc	
Mn	Ka	1.57	0.062	wt%
Fe	Ka	1463.46	99.530	wt%
Ni	Ka	3.85	0.408	wt%
			100.000	wt% Total

kV
20.0

Şekil 5.15. TM3 numunesinde farklı sıcaklıklarda AKT sonrası ferritteki Ni için EDS analizleri

Aşağıdaki kısımlarda bu analiz sonuçları Mn ve Ni dağılımı başlıkları altında tartışılmıştır.

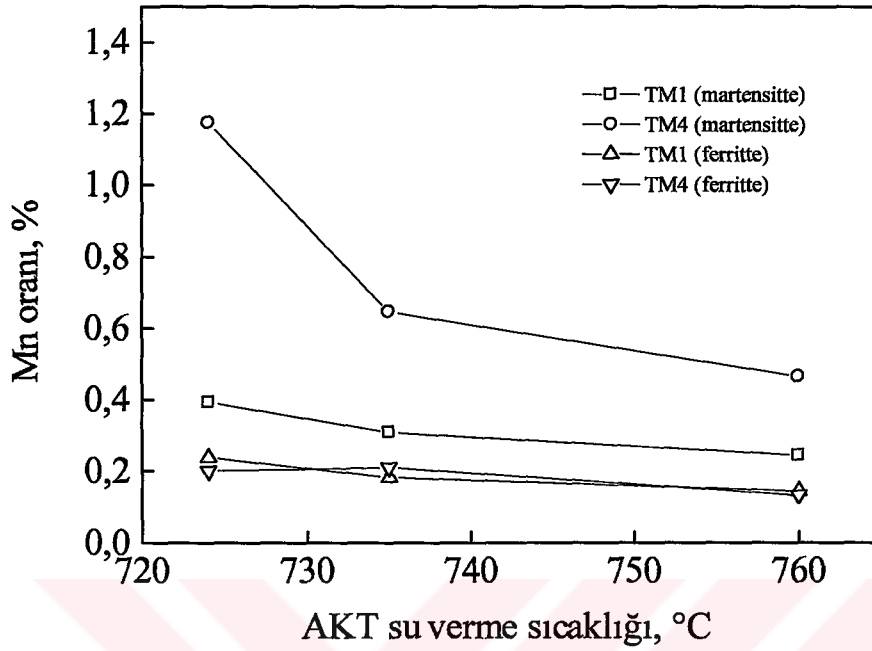
5.3.6.1. Mn dağılımı

Mn'lı bir çelik östenit+ferrit çift faz bölgesinde tavlandığında Mn, bu fazlar arasında paylaşılır. Tavlama sıcaklığı, zamanı ve süresine bağlı olarak östenit ve ferrit arasında Mn dağılım oranı değişim göstermektedir (76,83,90,122). Mn, östenitten martensite dönüşüm ve sertleşebilirliği için önemlidir. Bu da ferrit+martensit mikroyapılı çeliklerin mekanik özelliklerini etkilemektedir.

Bu çalışmada Mn, AKT sıcaklıklarına bağlı olarak östenit (martensit) ve hemen çevresindeki ferritte farklı oranlarda dağılım sergilemiştir. Şekil 5.16'da AKT sıcaklıklarına bağlı olarak TM1 ve TM4 numunelerde martensit ve ferritteki Mn oranları verilmiştir. Tüm AKT sıcaklıklarından su verme sonrası martensitteki Mn oranı ferritten daha fazla oranda dağılım sergilemiştir. AKT sıcaklıklarındaki artışla martensitteki Mn dağılımı azalma göstermiştir. Düşük AKT sıcaklarında östenitin büyümesi Mn tarafından kontrol edilmektedir (70). Bu da düşük AKT sıcaklıklarda martensit (östenit) fazındaki Mn oranının fazla olmasına neden olabileceği düşünülmektedir. Östenitin Mn' ca zenginleşmesi östenit/ferrit ara yüzeyine yakın bölgelerde sertleşebilirlikte artış sağlamaktadır. Bu durum Mn'lı çift fazlı ingot çeliklerde de görülmektedir.

Östenit (martensit)teki Mn oranı AKT sıcaklığındaki artışıyla azalmıştır. AKT sıcaklığındaki artışla östenit'in Mn oranı orijinal numunenin Mn oranına yaklaşır. Böylece artan AKT sıcaklıkları ile martensitteki Mn oranı azalır.

Elemental olarak ilave edilen Mn, östenitin (martensitin) Mn oranının artmasına katkıda bulunmuştur. Ancak TM4 numunesinde martensitin Mn oranı beklenenden düşük çıkmıştır. Bunun nedeni, bu numunelerde sinterleme esnasında Mn'ın oksitlenmesi ve buharlaşmasıdır (48,121,125).



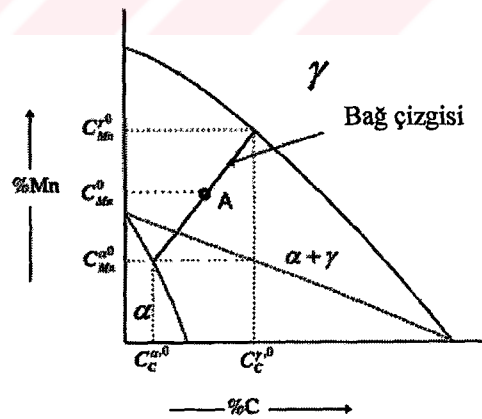
Şekil 5.16. TM1 ve TM4 numunelerinde ferrit+martensit mikroyapılarındaki Mn dağılımı

AKT esnasında Mn paylaşımı(östenitin çekirdeklenip oluşumunun tamamlanmasına kadar) şu şekilde gerçekleşmektedir. İlk önce perlit, östenite dönüşür. Bu aşamada östenit dönüşümü öncelikle C difüzyonuyla kontrol edilir. C'nun difüzyon mesafesi perlit lameller arası mesafe kadardır. Daha sonra ferrit ve ferrit tane sınırları boyunca oluşan östenit büyümesi hem C hem de Mn difüzyonuyla kontrol edilmektedir. İlk aşamada oluşan östenit parçacıklarının çevresindeki ferritten östenite doğru difüzyondan dolayı Mn oranı çok yüksek olan ince bir tabaka oluşur. Daha sonra tavlama süresinin artmasıyla östenit taneleri içinde Mn gibi yer alan atomların konsantrasyon farkı elemine olur (76).

Östenitin çekirdeklenmesinden hemen sonra östenite Mn difüzyonu gerçekleşir. Başlangıçta ferritte Mn içeriği, ferritin maksimum Mn çözebilme oranından fazladır. Bu aşamada östenitteki Mn, östenitin maksimum Mn çözebilme oranından daha azdır. Böylece Mn, östenit ve ferrit tane sınırları arasında ferritten östenite doğru difüzyonla hareket eder (76).

Ancak elemental olarak Mn ilave edilen TM4 numunelerde östenitin Mn'ca zenginleşmesinde farklı mekanizmalar olduğu düşünülmektedir. Bunlardan ilki AKT öncesi perlit kolonilerinin Mn'ca zenginleşmesidir. Bu nedenle AKT esnasında, ilk oluşan östenit hali hazırda Mn'ca zenginleşmiş olabilir. Diğer bir mekanizma ise Mn'ın östenit dengeleyici element olmasından kaynaklanmaktadır. Bu özellikten dolayı numuneler AKT sıcaklıklara tavlendiğinde östenit öncelikle Mn elementinin bulunduğu yerlerde çekirdeklenip oluşacaktır. Böylece AKT de ilk oluşan östenit hali hazırda Mn'ca zenginleşmiş olacaktır.

Ferritte Mn'ın difüzyon hızı östenittekinden yaklaşık 3 kat daha hızlı ancak ferritin Mn'ı çözebilme yeteneği östenite göre daha azdır. Bu nedenle ferritten östenite doğru yayılan Mn, ferrit ve östenit ara yüzeyinde Mn'ca zengin bir ara yüzey oluşturmaktadır. Bu bölgedeki Mn konsantrasyonu normalden çok daha fazladır ve sıcaklık ve zamana bağlı olarak değişebilmektedir. Bu Mn'ca zengin bölgenin iç çapı östenit tane boyutu kadardır (76). Östenitin Mn'ı çözebilme oranı aynı sıcaklıktaki ferritten daha fazla olduğu Şekil 5.17'deki Fe-C-Mn üçlü faz diyagramının demirce zengin köşesinde görülebilir.



Şekil 5.17. Fe-C-Mn üçlü faz diyagramının demirce zengin köşesi (76)

Sabit bir AKT sıcaklığında tavlama esnasında, östenite hemen bitişik ve östeniti bir halka şeklinde kuşatan ferritte aşırı doymuş Mn'ca zengin bölge östenit içine doğru Mn difüzyonunu sağlayan bir kaynak oluşturmaktadır. Östenit tane sınırlarında Mn'ca zengin bu halkadaki Mn, östenit içine doğru Mn konsantrasyon gradyanı elemine

oluncaya kadar, östenit içlerine doğru yayılır. Fe-C-Mn üçlü alaşımında Mn'in yayılımında C konsantrasyon gradyanının etkisi genellikle ihmal edilmektedir (70).

Speich ve arkadaşlarına (70) göre AKT esnasında yüksek sıcaklıklarda östenitin büyümesi ferrit içlerine doğru C difüzyonuyla, düşük sıcaklıklarda ise östenitin büyümesi ferritte (tane sınırları boyunca) Mn difüzyonuyla kontrol edilmektedir. Böylece alaşım AKT bölgesinde tavlendiğinde, östenit ve ferrit arasında Mn paylaşımı gerçekleşmektedir.

TM numunelerde ilave edilen alaşım elementlerinin ingot numunelerde olduğu gibi malzeme içerisinde atomik düzeyde homojen bir şekilde dağılımları beklenemez. TM4 numunesine elementel olarak ilave edilen Mn elementinin martensit ve ferrit fazları arasında paylaşımı homojen bir şekilde gerçekleşmemiştir. EDS analiz sonuçlarına göre martensitte bu alaşım elementinin oranı östenit dengeleyici olması sebebi ile daha fazladır. AKT sıcaklığında Mn'ca zengin östenit su verildikten sonra oda sıcaklığında Mn'ca zengin martensit fazına dönüşmüştür.

Düşük AKT sıcaklığında ferritten Mn difüzyonuyla östenitin büyümesi, östenit fazının ferrite bitişik bölgeni Mn'ca zenginleştirir (70,85). Mn dağılımından önce iki faz arasında C difüzyonu çok kısa bir tavlama süresinde (1,2 sn) gerçekleşir. Yeralan Mn'in difüzyon hızı arayer C'dan daha yavaştır. Bu durum yarı denge şartları için geçerlidir. Fe-C-Mn üçlü denge diyagramında kesikli çizgi olarak gösterilmiştir (Şekil 5.17). Ancak yarı denge durumunda östenitin Mn'ca zenginleşmesi ferrit/östenit ara yüzeyinde gerçekleşir. Mn'ca zenginleşen ara yüzeydeki katmanın kalınlığı AKT süresindeki artışla artar, ancak Mn konsantrasyonu düşer (106).

Fe-Mn-C çelikleri için üçlü faz diyagramında A_1 sıcaklığına yakın olan düşük sıcaklıklarda östenitin büyüme hızı C difüzyonundan daha çok Mn difüzyonu ile kontrol edildiği belirtilmişti. Bunun için iki temel termodinamik neden vardır. Bunlardan ilki Mn içeriğine bağlı olarak östenitteki serbest enerjinin azalması. Diğeri östenitin büyümesi için gerekli C'ü sağlayan Fe_3C 'deki çözünme hızındaki azalmadır. Bu azalma

Fe_3C 'de bulunan Mn'ın bir sonucudur. Çünkü bu element sementitteki C aktivitesini azaltmaktadır (90).

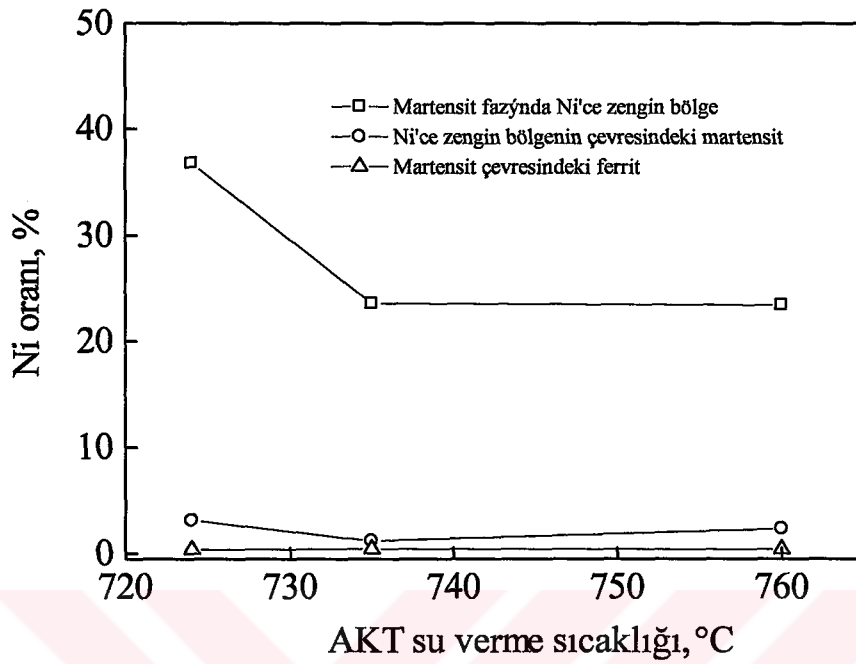
Navara ve arkadaşları, Fe-C-Mn'lı bir çelikte Mn konsantrasyonunun martensitin merkezinde daha fazla olduğunu tespit etmişlerdir. Ferritte ise Mn oranının biraz daha düşük olduğu gözlenmiştir (126).

Ayrıca östenit morfolojisinin Mn dağılımını da etkilediği belirtilmiştir. Mn'lı sıcak hadde çeliklerde Mn, hadde sıcaklığından soğutma esnasında tane sınırlarına difüzyonla yığılır. Bu durum Mn'ın ferrit içerisindeki çözünabilirliğinin düşük olmasından kaynaklanmaktadır. Böylece çelik AKT sıcaklıklarına ısıtıldığında ferrit tane sınırlarında Mn'ca zengin östenit alanları oluşmaktadır (126). Bir diğer yol, A_1 'in altındaki tavlama sürelerinin artmasıyla Fe_3C 'de Mn konsantrasyonun da artmasıdır. Böylece AKT sıcaklık aralığında yeniden tavlama esnasında oluşan östenitteki Mn'nın oranının da arttığı belirtilmektedir (76).

5.3.6.2. Ni dağılımı

Ni ilavesi yapılmış TM3 numunelerde, özellikle martensit fazının merkezinde Ni'ce zengin alanlar vardır (Şekil 5.18). Martensit fazındaki Ni'ce zengin bölgeler daha önce Resim 5.6'da gösterilmişti. Sinterleme sıcaklığında Ni'in Mn'a göre östenit fazı içerisinde yayınma hızının daha yavaş olduğu bilinmektedir. Ni'ce zengin bölgenin çevresindeki martensit fazında ve martensite bitişik ferritik alanlarda da çok düşük oranlarda Ni tespit edilmiştir (Şekil 5.18).

Ni'ce zengin bölgelerde Ni oranı AKT sıcaklığındaki artışla azalmıştır. Bu AKT sıcaklığındaki artışla artan östenit hacim oranına bağlı olduğu düşünülebilir. Aynı zamanda Ni'in artan sıcaklıklarla birlikte östenit içine yayınma hızı da artar. Böylece artan östenit hacim oranı Ni konsantrasyonun gradyanını düşürür.



Şekil 5.18. TM3 numunesinde Ni dağılımı

Ni'li TM çeliklerde, Fe_3C çevresinde Ni'ce zengin bölgelere sıklıkla rastlanır (127) (Fe_3C sadece Mn'ı yapısında bulundurabilir). Ayrıca, hem ferrit hem de Fe_3C 'den oluşan östenit fazının içine doğru Ni'in kısmen yayındığı da bilinmektedir (90). Sinterlemenin ilk safhasında, Ni'ce zengin bölgelerin dışında kalan bölgelerde hacim difüzyonu daha etkindir. Sinterleme sıcaklığının artışıyla Ni'in kimyasal gradyanı azalır (120).

Ni ilavesi yapılan TM çeliklerde Ni'in homojen olarak dağıtılabilmesi için, oldukça ince boyutlarda Ni kullanılması tavsiye edilmektedir. Bunun için Fe-Ni alaşım tozları çoğunlukla toz enjeksiyon kalıplamayla şekillendirilir. Ni tozlarını hem ön alaşımlı hem de elementel olarak kullanma imkanları vardır. Ancak, Ni'in homojen olarak dağılımını sağlamak her zaman güçtür (120).

Sinterleme sıcaklığında Ni'in kısmen çözünmesinden dolayı AKT'den çok yüksek hızında martensit merkezinde Ni'ce zengin bölge olarak kalmaktadır. Elementel olarak % 2 oranında Ni ilavesi yapılmış TM çeliklere uygulanan klasik ısı işlemleri sonrası da

benzer Ni'ce zengin alanlar oluşmuştur (1). Ancak bu çalışmada ilave edilen Ni oranı düşük olmasına rağmen, AKT ısıtma işlemi sonrasında da martensit partiküllerinin merkezinde benzer şekilde Ni'ce zengin bölgelerin varlığı SEM ve EDS analiz sonuçlarına göre belirlenmiştir.

Sonuç olarak Ni de, Mn gibi bir östenit dengeleyici alaşım elementidir. Bu nedenle, östenit fazının martensite dönüşüm sıcaklıklarını düşürür. Fe'de Ni konsantrasyonu sinterleme sıcaklığı ve süresinin artmasıyla beraber artmaktadır. Bu nedenle bu numunelerde (TM3) daha uzun ve daha yüksek sinterleme süresi ve sıcaklığına ihtiyaç olduğu anlaşılmıştır.

5.4. Mekanik Özellikler

TM çeliklerin mekanik özellikleri sahip oldukları yoğunluklara (gözenek oranlarına) bağlı olarak değişmektedir. TM çeliklerin yoğunluğunu belirleyen en önemli faktör, yapıda bulunan gözenek oranıdır. Gözenek oranı arttıkça TM çeliğin yoğunluğu düşer. Genellikle, TM çeliklerin yapısında gözenek bulunması kaçınılmazdır. Bu nedenle gözeneklerin mekanik özellikler üzerine olan etkisini azaltmak için alaşım elementi ilavesi ve ısıtma işlemlere ihtiyaç duyulmaktadır. TM çeliklerin mekanik özelliklerini gözenek boyutu ve oranı, tane boyutu, ikinci fazın şekli ve oranı önemli oranlarda değiştirmektedir. Gözenekler, küresel veya açılı bir geometride TM çeliklerin yapısında bulunabilirler. Genellikle büyük boyutta ve açılı (küresel olmayan) bir geometriye sahip gözenekler, TM çeliklerin mekanik özelliklerini etkili bir şekilde düşürürler. Yüksek sinterleme sıcaklıkları mikroyapının daha homojen olmasını sağlarken gözenek geometrisini de önemli ölçüde değiştirirler.

Bu çalışmada, % 0,2 Mn ön alaşımlı Fe tozlara (Ancorsteel 1000) % 0,3-0,5 oranları arasında grafit, % 0,5 Mn ve % 0,5 Ni gibi farklı alaşım elementleri ilave edilmiş ve sinterleme işlemi sonrası AKT ısıtma işlemleriyle TM çeliklerde çift fazlı mikroyapıların üretilirliği araştırılmıştır. Ancak TM çeliklerde üretilen ferrit ve martensit mikroyapılı çift fazlı yapıların mekanik özelliklere etkisinin araştırılmasında, farklı oranlarda (% 0,3-0,5) grafit ilave edilmiş TM1 (% 0,3 C),

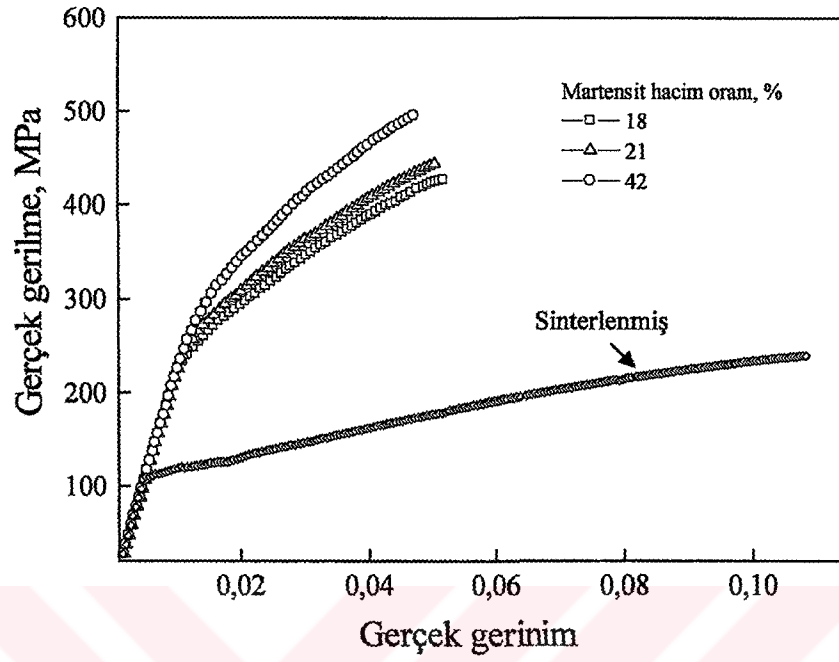
TM2 (% 0,5 C) ve TMS1 (% 0,3 C, ince taneli) numuneleri kullanılmıştır. Çünkü genel olarak TM çeliklerde mekanik özelliklerin geliştirilmesi için alaşım elementlerinin ilavesi yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu çalışmadaki temel amaç TM1 ve TM2 numunelerde sinterleme işlemi sonrası AKT ısıtma işlemleri ile üretilen ferrit matriste martensit fazlarının boyut ve hacim oranına bağlı olarak çekme, darbe ve mikro sertlik gibi temel mekanik özelliklerin nasıl değiştiği incelenmiştir.

5.4.1. Çekme özellikleri

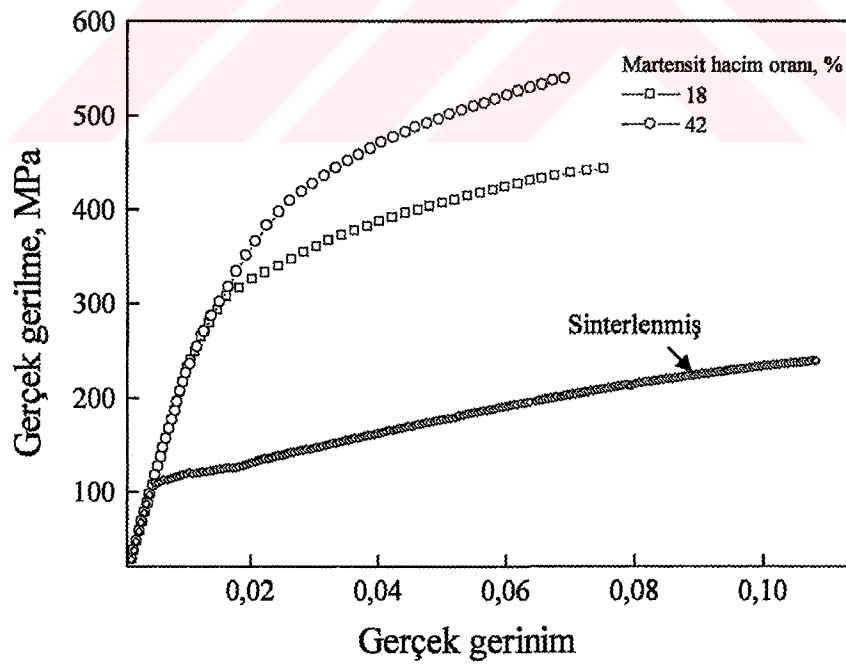
Şekil 5.19 ve 5.20’de farklı MHO’na sahip kaba ve ince taneli TM1 ve TMS1 numunelerin çekme özellikleri ısıtma işlemleri öncesi sinterlenmiş numunenin çekme özellikleriyle beraber verilmiştir. Yalnızca sinterlenmiş TM numunenin akma ve çekme dayanımı belirgin bir şekilde düşük ancak süneklik değerleri ısıtma işlemi uygulanmış numunelere göre daha fazladır. Ayrıca, bu numunede belirgin bir akma davranışı gözlenmiştir.

Hem kaba (TM1) hem de ince taneli (TMS1) numunelerin çekme dayanımları artan MHO’na bağlı olarak artmıştır. Süneklik değerleri ise artan MHO ile beraber nispeten azalmıştır. Ancak TM çift fazlı çeliklerin süneklik değerleri ingot çift fazlı çeliklerdeki kadar fazla gerçekleşmemiştir. Aynı zamanda, kopma gerçekleştiğinde numunelerin kopma bölgelerinde belirgin bir boyunlaşma da görülmemiştir. Buna neden, TM numunelerin yapısında bulunan gözeneklerdir. Çekme testi sırasında TM numunelere uygulanan yükler, sinterlenen toz partiküller arası difüzyon bağları tarafından taşınmaktadır. Bu nedenle kopma olduğunda sinterlenen toz partiküller arasında mikro boyunlaşma gerçekleşmekte ve bunun sonucu da bu bölgelerde sünek davranış görülmektedir.

Tüm ferrit+martensit mikroyapılı TM numuneler, çift fazlı çeliklerin genel özelliği olan sürekli akma davranışı sergilemiştir. Bu sürekli akma özelliğine AKT bölgesinden su verme sırasında östenitten dönüşen martensit parçacıklarının çevresindeki ferritte oluşan hareketli dislokasyonların neden olduğu sanılmaktadır (81).



Şekil 5.19. TM1 numunesinin farklı MHO'daki gerçek gerilme-gerinim değerleri



Şekil 5.20. TMS1 numunesinin farklı MHO'daki gerçek gerilme-gerinim değerleri

İnce taneli çift fazlı TMS1 numuneleri aynı MHO'da kaba taneli TM1 numunelere oranla nispeten daha fazla çekme ve akma dayanımı göstermiştir. Buna neden daha ince martensit parçacıkları, ferrit tane boyutu ve martensit parçacıklar arası mesafe gösterilebilir. Sünek matriste ince sert martensit parçacıklarının varlığı daha fazla oranda dislokasyon hareketini engellemektedir (106).

Bu çalışmada incelenen TM numunelerin çekme özelliklerinde dikkati çeken en önemli nokta, kopmanın maksimum çekme dayanımından hemen sonra gerçekleşmiş olması ve kopma bölgesinde belirgin bir kesit daralmasının gözlenmemesidir. Bu nedenle düzgün uzama ve toplam uzama değerleri birbirleriyle hemen hemen aynıdır.

Bu çalışmada elde edilen gerilme-gerinim eğrilerinin benzerleri literatürde diğer TM çeliklerde de görülmüştür. TM çeliklerde dayanım ve süneklik, yük-taşıma (load-bearing) miktarı ile kontrol edilmektedir (4). Yüksek yoğunluğa sahip (gözeneksiz) çeliklerde daha fazla hacim de deformasyon gerçekleşir. Oysa ki TM çeliklerin yapısındaki gözeneklerden dolayı gerekli olan deformasyonun meydana geldiği hacim daha azdır. Böylece, deformasyon altındaki gözenekli yapı daha düşük süneklik sergiler. Ayrıca TM çeliklerin yapısındaki mevcut gözeneklerin şekli ve miktarı da çekme davranışlarını önemli oranda etkilemektedir. TM çeliklerin yapısındaki gözenekler, matriste izole olmuş şekilde ya da birbirleriyle bağlantılı olarak bulunabilir. Bunlardan izole olmuş gözeneklere sahip TM çelikler, daha iyi mekanik özellikler sergiler.

TM çelik numunelerde tam yoğunluğa klasik tek yönlü presleme ve sinterleme ile ulaşılması bu çalışmada olduğu gibi zordur. Bu çalışmada TM1 ve TMS1 numunelerde sinterleme sonrası elde edilen yoğunluk, ortalama 7.2 g.cm^{-3} olup ortalama % 7 oranında gözeneklilik mevcuttur. Tam yoğunlaştırılamayan TM çeliklerde çekme özelliklerini belirleyen en önemli faktör sinterlenen partiküller arası bağlardır. Diğer taraftan yapıda bulunan ikinci fazın özelliği, oranı ve morfolojisi de TM çeliklerin mekanik özelliklerini etkilemektedir.

Gözeneksiz ingot çift fazlı çeliklerde olduğu gibi bu çalışmada da sünekliği belirleyen en önemli fonksiyon mikroyapıdaki ferrit hacim oranı (FHO) dır. MHO artarken ferrit hacim oranı azalmaktadır. Bu azalma süneklik değerlerini düşürmüştür. Diğer taraftan ince taneli TMS1 numunelerde elde edilen süneklik değerleri kaba taneli TM1 numunelere oranla daha fazladır.

Martensitin C içeriği çift fazlı yapıların deformasyon davranışlarını etkilemektedir. Bu durum pek çok araştırmacı tarafından tespit edilmiştir (96,111,124). I.A. El-Sesy ve diğerleri (124) martensitin içerdiği C oranının, martensitin dayanımı üzerine etkisini Eş. 5.1'deki gibi ifade etmişlerdir.

$$\sigma_m(\text{MPa}) = 1132 + 1665(\%C) \quad [5.1]$$

Diğer taraftan çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan ferritteki C miktarı AKT sıcaklığına ve soğutma hızına bağlı olarak değişir. AKT sıcaklığının artırılması ile ferritteki C çözünebilirliği azalır. Soğuma hızının azalması süneklik değerini artırabilir (124).

MHO'nın artmasıyla dayanımın artması çift fazlı çeliklerin karışım kuralına (106) uygundur. Davies (59) çift fazlı çeliklerin çekme dayanımının üzerine martensitin kimyasal bileşiminden daha ziyade MHO'nın etki ettiğini bildirmiştir. Aynı zamanda MHO ve Mn paylaşım oranı (martensitin Mn oranı/ferritin Mn oranı) sünekliği etkiler. Mn paylaşım oranındaki artışla süneklik de artar. Mn paylaşım oranı, MHO'ndaki artışla azalır (ancak sabit AKT sıcaklığında tavlama süresinin artışıyla Mn paylaşım oranı artmaktadır) (76). Bu çalışmada da artan MHO ile birlikte martensitin Mn oranı azalırken, ferritin Mn oranı nispeten sabit kalmıştır. Dolayısıyla Mn paylaşım oranı azalmıştır. Bu azalma, süneklikteki azalmaya diğer bir neden olarak gösterilebilir.

Çekme testi sırasında, düşük gerilimlerde bile gözeneklere yakın boyunlarda mikro plastik bölgeler ortaya çıkabilir. Bundan dolayı erken kopma gerçekleşmektedir (128). Bu mikro plastik bölgeler, matris içlerine doğru yayılır ve etkili yük-taşıma

kesitinde azalmaya bağılı olarak gözenek hacminin büyümesini teşvik edebilir (129). Buna ilave olarak, gözenek düzensizliğine ve sünek matrisin deformasyon kabiliyetine bağılı olarak mikro çatlaklar gözenek kenarlarında oluşabilir ve çekme testi sırasında daha da açılabilir (128). Mikroyapıda hem gözenek hacminin artması hem de mikro çatlakların daha da açılması kopma için gerekli hasarın bu bölgelerde yığılmasını teşvik eder. Gözeneklilik sinterlenmiş toz partikül boyunlarında erken kopmaya neden olduğundan, sünekliği önemli oranda düşürmektedir.

TM çeliklerin mikroyapısındaki martensit gibi sert bölgeler daha fazla deformasyon sertleşmesine neden olabilir ve sünekliği önemli oranda düşürebilir (130). Süneklik aynı zamanda C oranının bir fonksiyonu olarak martensit ve beyritin oluşumuyla düşmektedir (131).

Kaba ve birbirleri ile bağlantılı martensit parçacık dağılımı homojen olmayan deformasyona neden olmaktadır. Keza, martensit parçacıkları birbirleri ile bağlantılı ise kopmaya neden olan mikro boşluk büyümesi daha düşük plastik gerinimlerde dahi hızla gerçekleşir (107). Mikro boşluk oluşumu ve büyümesi ya martensit parçacıklarının kırılması ile ya da martensit/ferrit ara yüzeyinin ayrışması sonucu gerçekleşebilir. Mikro boşluklar aynı zamanda daha düşük sünekliğe neden olur.

Bu çalışmada kaba taneli TM1 numunelerde martensit parçacıkları genellikle sinterlenmiş toz partikülleri arasında oluşmuştur. Bu nedenle, kaba martensit parçacıkları yapıda mevcut gözeneklere bitişik olmasından dolayı mikro boşlukların dolayısı ile mikro çatlakların daha erken zamanlarda gerçekleşebileceği düşünülmektedir. Bunun sonucunda da, bu numunelerdeki süneklik değerleri ince taneli TMS1 numunelere oranla daha düşük çıkmıştır. Diğer taraftan TMS1 numunelerde, ince martensit parçacıklarının mikroyapı içerisindeki dağılımı daha homojen olduğundan, ince martensit parçacıklarının mevcut gözeneklere bitişik olma ihtimali daha düşüktür. Bu numunelerde de muhtemelen gözeneklere bitişik olmayan martensitin çevresindeki ferrit ara yüzeyinde mikroboşlukların neden olduğu mikroçatlakların oluşumu geciktirildiğinden daha yüksek deformasyon ile nispeten yüksek süneklik değerleri elde edilmesinin nedeni olarak düşünülmektedir.

İnce martensit parçacık dağılımı sağlanmış TMS1 numunelerde oluşan mikroboşlukların birbirleriyle birleşerek mikroçatlakların ilerlemesi engellenmiş olduğu düşünülmektedir. Çünkü aynı MHO'da daha ince ve parçacıklar arası mesafenin daha az olması bu boşlukların ilerleyip birleşmesini engellemektedir. Diğer taraftan AKT öncesi mikroyapısı tamamen martensit olan çeliklerde AKT bölgeden suverme sonrası ferrit matriste elde edilen ince martensit parçacıklarının çevresindeki ferritin, AKT öncesi ferrit ve perlit mikroyapısına sahip çeliklerin doğrudan AKT bölgeden suverme sonrası elde edilen kaba martensit parçacıklarının çevresindeki ferrite oranla daha uyumlu ara yüzey gerçekleşmektedir. Bu da TMS1 numunelerde olduğu gibi ince martensit taneli çift fazlı çeliklerde mikroboşluk oluşumunu geciktirmektedir. Böylece aynı deformasyon oranlarında ince martensit dağılımlı çift fazlı çeliklerde toplam mikroboşluk yoğunluğu daha azdır (132).

Deformasyonla oluşan mikroboşluklar, TM numunelerin yapısında önceden varolan gözeneklerle birleşebilirler. Bu da, gözeneklerde mikroçatlakların oluşumunu hızlandırabilir. TM numunelerde boyunlaşma olmaksızın düşük süneklik değerleri elde edilmiştir.

Bu çalışmada, tüm TM numunelerin mikroyapılarında izole olmuş gözenekler bulunmaktadır. Bunlar, nispeten süneklik değerlerinin artmasına katkı sağlamıştır. TM çeliklerde heterojen dağılımlı mikroyapılar sünekliği, akma dayanımını, pekleşme hızını azaltmaktadır. Ancak yapıda bulunan, sert bölgeler (martensit gibi) akma dayanımını ve pekleşme hızını artırırken sünekliği azalmaktadır (4). Daha önceki çalışmalarda görüldüğü gibi martensit, ferrit ve perlit ile birlikte heterojen bir dağılım sergiler. Ayrıca yapıda bulunun Ni'ce zengin martensit, perlit ve ferritlerin özellikle darbe ve yorulma özelliklerini geliştirmektedir. Bu bölgelerin elde edilmesi için TM çeliklere ortalama % 2-3 oranında Ni ilavesi yapılmaktadır. Bu çalışmada ise Ni ilavesi yapılmaksızın sünek matriste kontrollü olarak üretilen sert martensit parçacıklarının da benzer etki sağladığı görülmüştür.

İnce taneli TMS1 numunesi kaba taneli TM1 numunesinden daha fazla süneklik sergilemiştir. Süneklik mikroboşlukların çekirdeklenme, büyüme ve birleşmesiyle

ilgilidir. Bu nedenle TMS1 çeliğinin daha fazla sünekliğe sahip olmasının temel nedeni mikroboşlukların oluşumunda yatmaktadır. Bir çok araştırmacı (7,8,10,118) başlangıç mikroyapısı martensit olan ince taneli çift fazlı çeliklerin çekme özelliklerinin aynı MHO'na sahip ferrit+perlit başlangıç mikroyapılı kaba taneli çift fazlı çeliklerden daha üstün özellikler sergilediğini göstermişlerdir. MHO artarken çevresindeki ferrit fazının dayanımı da artmaktadır. Bu da süneklik değerlerinin düşmesine neden olmaktadır.

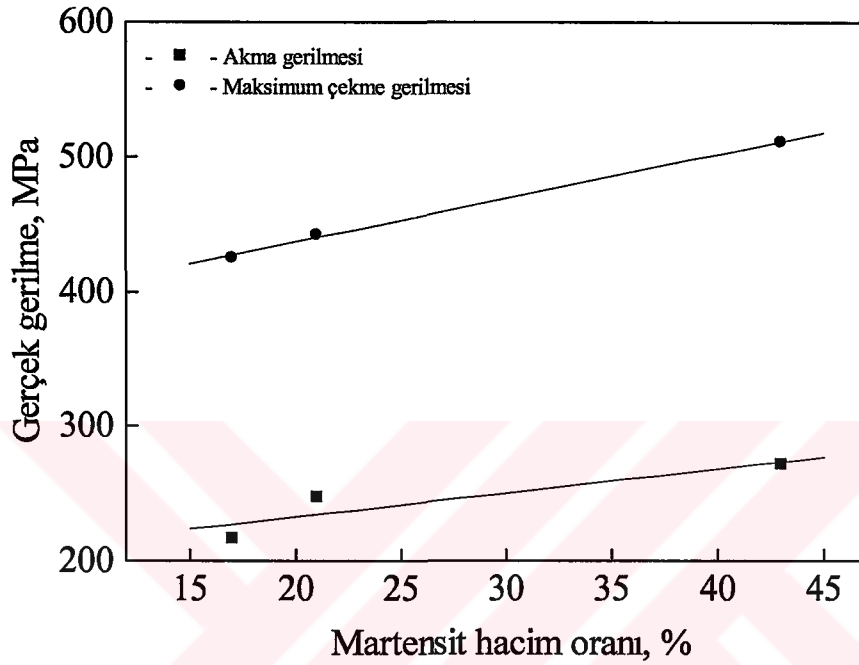
MHO artarken çevresindeki ferrit fazının çekme dayanımı da artmaktadır. Buna neden, martensit çevresindeki ferritte dislokasyon yoğunluğunun artışı olarak gösterilmiştir. Diğer taraftan martensitin çekme dayanımı martensitin içerdiği C oranından da etkilenmektedir. Martensitin C içeriği artarken çekme dayanımı ve serliği de artar. Martensitin C içeriğini AKT sıcaklıkları belirlemektedir. AKT sıcaklıkları azalırken terazi kuralına göre östenitin C içeriği artmaktadır.

Sraffellini ve Molinari (128), demir esaslı TM alaşımlarında çekme testi sırasında malzemede oluşan hasarın iki aşamada gerçekleştiğini göstermişlerdir. İlk safhada (0,015 ve 0,02'lik plastik deformasyonlarda) plastik deformasyon, gözenek kıyılarında yoğunlaşır. İkinci safhada ise kütle deformasyon gerçekleşir. Mikroyapıdaki gözenekler, hasarların potansiyel olarak başlama noktasıdır (13).

Şekil 5.21'de kaba taneli TM1 numunesin de MHO'a bağlı olarak değişen gerçek çekme ve akma dayanımları verilmiştir. Buradan da görüldüğü gibi MHO artarken hem çekme hem de akma dayanımları artar. Martensitin dayanımı ferritten daha fazladır. Bu nedenle MHO artışına bağlı olarak çeliğin dayanımı artmaktadır. Ancak diğer taraftan, AKT bölgesinde artan östenit hacim oranı (ÖHO) ile birlikte östenitin içerdiği C oranı da azalmaktadır. Her ne kadar martensitin C içeriği artan AKT sıcaklığı ile beraber düşse bile artan MHO'nın çeliğin dayanımı üzerine martensitin C içeriginden daha etkin rol oynadığı gözlenmiştir.

Daha önce yapılan araştırma sonuçları da göstermiştir ki (8) sabit bir MHO'nda inceltelen martensit parçacıklarının aralarındaki mesafe azalmakta, bu nedenle

martensit parçacıkları arasındaki dislokasyon yoğunluğunun artmasına bağlı olarak akma dayanımı artmaktadır. Deformasyon sırasında martensit parçacıkları tarafından hareketleri engellenen dislokasyonlar çekme dayanımını artırır.



Şekil 5.21. TM1 numunesinde MHO'na bağlı olarak değişen çekme ve akma dayanımları

Şekil 5.21'deki veriler kullanılarak MHO'nın fonksiyonu olarak çekme ve akma dayanımı için Eş. 5.2 ve 5.3 elde edilmiştir. Ancak bu eşitlikler TM çeliğin orijinal kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak değişebileceği gibi, yoğunluk ve gözenek oranına da bağlı olarak değişebilir.

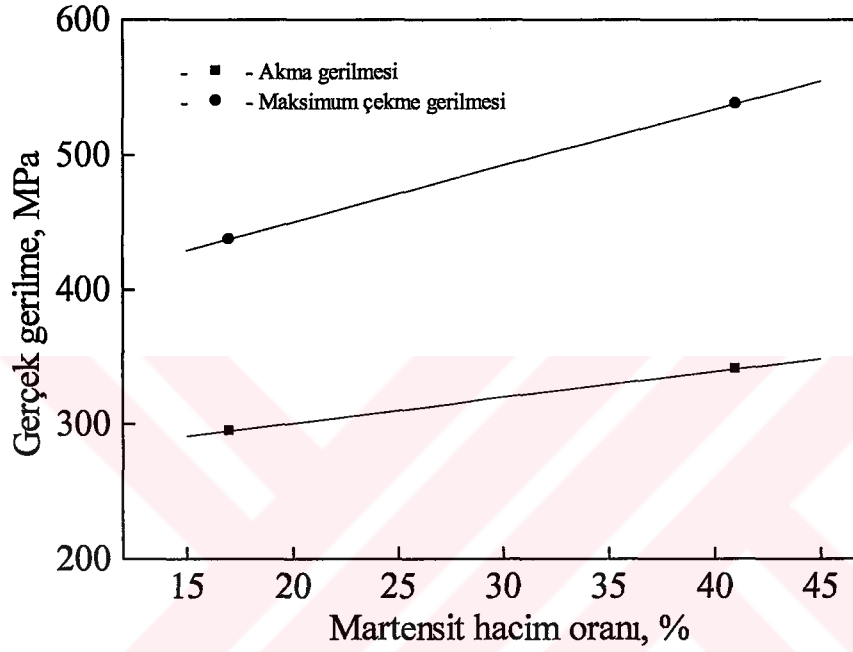
$$\sigma_{MCD}(\text{MPa}) = 371 + 3,2(\text{MHO}) \quad [5.2]$$

$$\sigma_{akma}(\text{MPa}) = 197 + 1,77(\text{MHO}) \quad [5.3]$$

$$(\% \text{MHO} = 17-41; \text{yoğunluk: } 7,2 \text{ g.cm}^{-3}; \text{gözenek oranı: } \%7)$$

Tane boyutunun inceltilmesi ile çift fazlı TM çeliklerdeki dayanım da artırılabilir. Şekil 5.22'de martensit tane boyutu inceltirilmiş TMS1 numunesinde farklı

MHO'ndaki gerçek dayanım değerleri verilmiştir. TMS1 numunesinde ferrit tane ve martensit parçacık boyutunun azalmasıyla beraber hem akma hem de çekme dayanımları artmıştır. Aynı zamanda kaba taneli TM1 çeliğinde olduğu gibi MHO'ndaki artışla birlikte dayanım değerleri artmıştır.



Şekil 5.22. TMS1 numunesinde MHO'na bağlı olarak değişen çekme ve akma dayanımları

Şekil 5.22'deki veriler kullanılarak MHO'nın fonksiyonu olarak çekme ve akma dayanımı için Eş. 5.4 ve 5.5 elde edilmiştir.

$$\sigma_{M\dot{C}D}(MPa) = 357 + 4,4(MHO) \quad [5.4]$$

$$\sigma_{akma}(MPa) = 259 + 2,02(MHO) \quad [5.5]$$

(%MHO=17-41; yoğunluk:7,2 g.cm⁻³; gözenek oranı:%7)

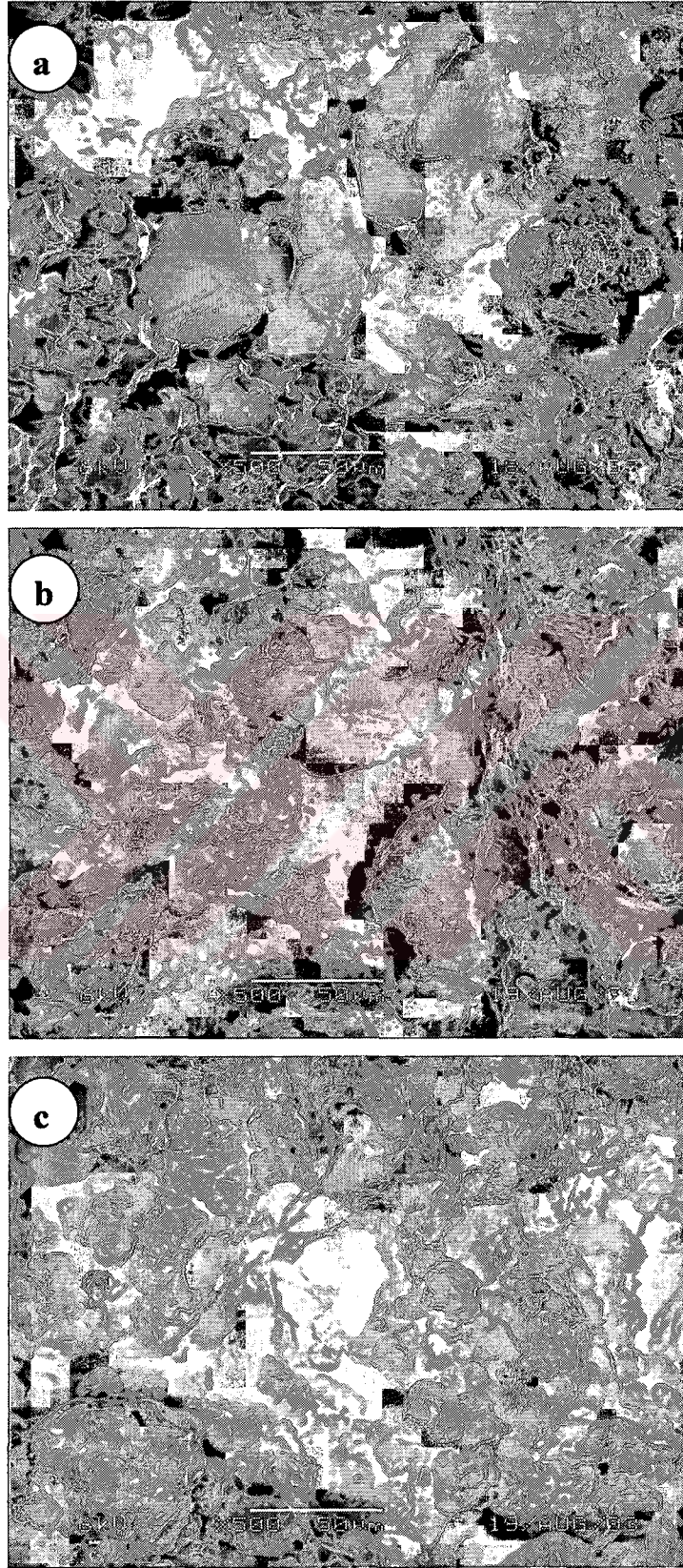
Resim 5.9 ve 5.10’da çekme testleri sonrası elde edilen kırık yüzeylerin SEM görüntüleri verilmiştir. Sinterleme sonrası AKT sıcaklıklardan su verilmiş kaba martensit parçacıklı TM1 numunelerde kırılma yüzeyleri klivaj ve sünek tiptedir (Resim 5.9). Kırık yüzeylerde gözlenen klivaj alanları martensit parçacıklarının bulunduğu yerler olarak düşünülmektedir. Sinterlenerek difüzyon bağı oluşan ferritik toz partikülleri arasında (tane sınırlarından) bölgesel olarak sünek kopma tipi gözlenmiştir.

TM çeliklerde her ne kadar uygulanan yüklerin taşınımı sinterlenmiş partiküller arası bağlar tarafından sağlanmış olsa bile, uygulanan yükün martensit parçacıklarına iletilmiş olduğu martensit parçacıklarının kırılmasından anlaşılmaktadır.

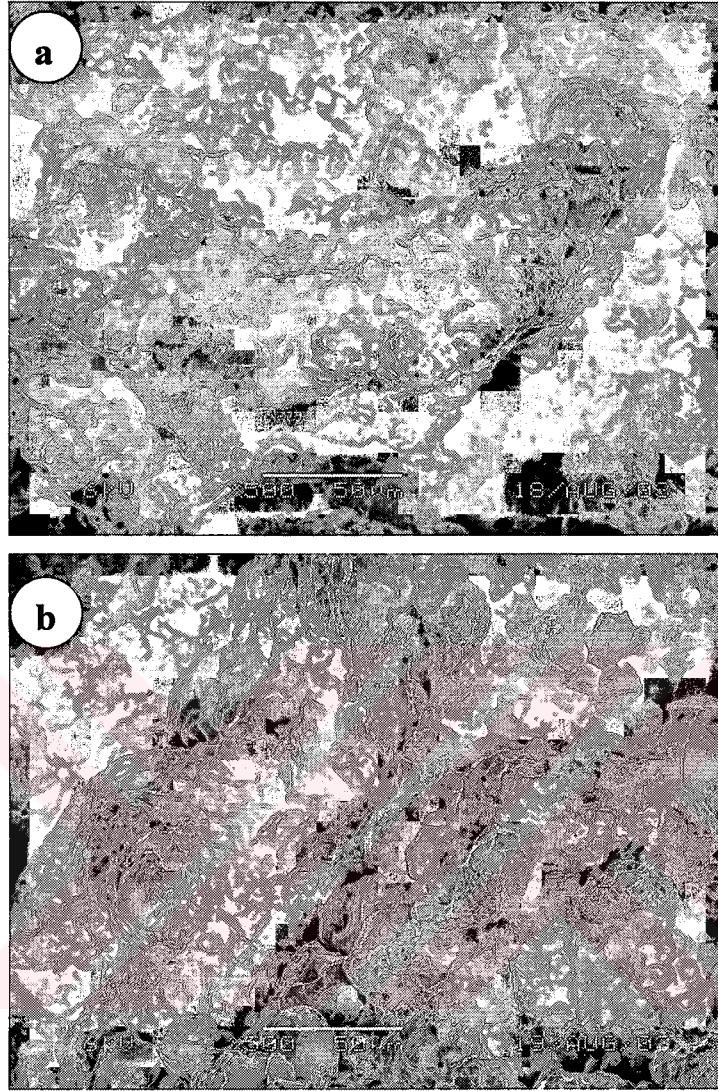
Deformasyonla birlikte ilk önce yumuşak ferritik matris deforme olur ve daha sonra sünek ferrit pekleşmeye maruz kalır. Deformasyonun ilerleyen aşamalarında ferritin dayanımı martensitin dayanımına yaklaşır. Böylece ferrit matristen martensit parçacıklarına gerilme transferi olur. Aynı zamanda literatürde kaba taneli çift fazlı çeliklerde martensit parçacıklarının ince taneli martensit parçacıklarına göre daha kolay kırıldığı bildirilmiştir (8). Bu çalışmada da kaba taneli TM1 numunelerde çekme testi sonrası cleavage tip kırılmış alanlar belirgin bir şekilde görülmüştür.

AKT sıcaklıkların artmasıyla birlikte MHO artmakta ancak martensitin C içeriği düşmektedir. Böylece martensit parçacıklarının sertlikleri de azalmaktadır. Ancak bu sertlik azalmasına rağmen kaba taneli TM1 numuneler halen klivaj tip alanlara sahiptir. Bu mikroyapıda artan MHO’nın bir sonucu olduğu şeklinde düşünülmektedir.

İnce martensit parçacık dağılımı sağlanmış TMS1 numunelerde ise çekme testi sonrası kırılma yüzeylerinde klivaj tip alanlar gözlenmemiştir (Resim 5.10). Bu numunelerde de sert martensit parçacıklarının mevcut olmasına rağmen parçacık boyutunun daha ince olması klivaj kırılma daha az gerçekleşmiştir. Yine bu numunelerde de bölgesel sünek kopmalar toz parçacıkları (tane sınırlarından) arasında gerçekleşmiştir.



Resim 5.9. Farklı AKT sıcaklıklardan su verilmiş TM1 numunelerindeki kırılma yüzeyleri: (a) 724 °C, (b) 735 °C, (c) 760 °C



Resim 5.10. Farklı AKT sıcaklıklardan su verilmiş TMS1 numunelerindeki kırılma yüzeyleri: (a) 724 °C, (b) 760 °C

Diğer taraftan bu numunelerde martensit parçacıkları gözenekli matriste daha homojen dağılım göstermiştir. Şöyle ki, TMS1 numunelerin AKT öncesi başlangıç mikroyapısı tamamen martensittir. Bu numuneler AKT bölgesine tavlandığında östenit parçacıkları tane içlerinde de çekirdeklenme ve büyüme şansı bulurlar. Bu bölgeden su verme sonrası tane içlerinde de homojen dağılmış martensit parçacıkları üretilir.

TM1 numunelerde kaba tane sınırlarındaki gözeneklere bitişik martensit parçacıkları vardı. Oysa ki, TMS1 numunelerde ince martensit parçacıkları tane içlerine de

homojen bir şekilde dağılmıştır. Böylece bu numunelerde martensit parçacıkları gözeneklerin bulunduğu bölgelerin dışındaki bölgelere de yayılmıştır. Bu da mekanik özelliklerin geliştirilmesine katkı sağlamıştır.

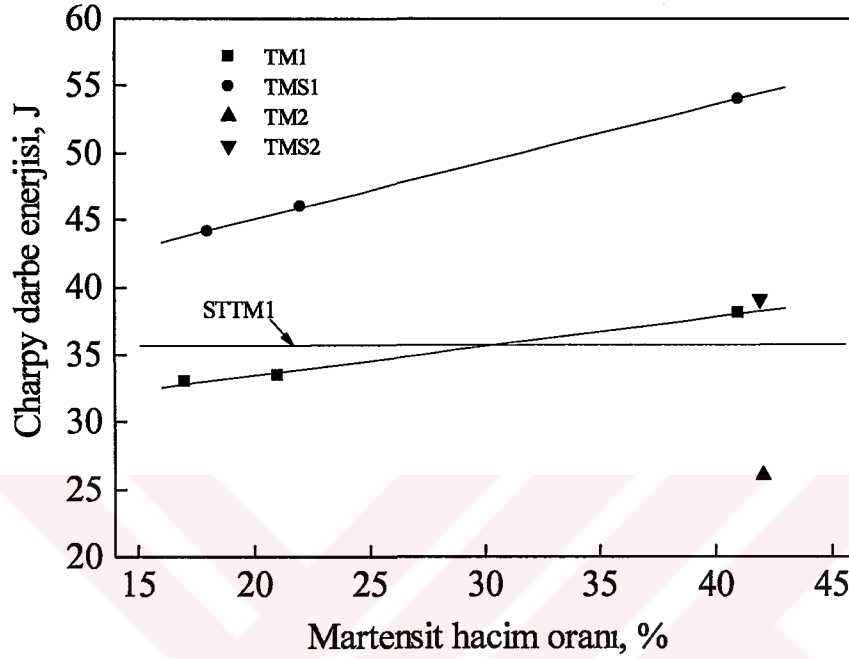
Başlangıç mikroyapısı tamamen martensit olan çeliklerde AKT ısıtma işlem sonrası üretilen ince martensit parçacıkları ile çevresindeki ferrit fazı ara yüzeyleri, ferrit+perlitten üretilen kaba taneli çift fazlı çeliklere göre daha uyumludur ve ferrit/martensit tane sınır açısı daha azdır (132). Böylece martensit parçacıklarının çevrelerindeki ferrit fazından ayrılmaları daha zordur. Bunun sonucunda bu numunelerde daha yüksek oranlarda deformasyon gerçekleşmiştir. Bu numunelerde yüksek süneklikten dolayı kırılma yüzeylerinde bölgesel olarak (tane sınırında) sünek tip kırılma gerçekleşir.

5.4.2. Darbe Özellikleri

Kaba taneli TM1 ve ince taneli TMS1 numunelerinin AKT sıcaklıklarına dolayısıyla MHO'na bağlı olarak darbe enerjilerindeki değişimler Şekil 5.23'de verilmiştir. Tüm TM numunelerde darbe dayanımı MHO artarken artmıştır. Darbe enerjisindeki bu artış, MHO (ÖHO) artarken martensitin C oranının azalmasına bağlanabilir. TM çeliklerde de iki fazın varlığı darbe dayanımına olumlu yönde katkı sağlamaktadır.

İnce taneli TMS1 numunelerin darbe dayanımının kaba taneli TM1 numunelerinden daha üstün olduğu görülmüştür. Çünkü bu numunelerde ferritik matriste martensit parçacıkları daha ince ve homojen olarak dağılmıştır. Aynı zamanda martensit parçacıkları arası mesafe bu numunelerde daha azdır. Bu çalışmada, TM1 numunesi için kullanılan en yüksek AKT sıcaklığı olan 760 °C'de dahi toplam MHO matris durumunda değildir. Şayet martensit matris duruma geçmiş olsaydı darbe dayanımında bir azalma gözlenebilirdi. Önceki çalışmalar, daha yüksek AKT sıcaklıklarından su verme sonrasında (dolayısıyla daha fazla MHO'da) darbe dayanımlarının azaldığını göstermiştir (6). Aynı zamanda martensitin C içeriği de darbe dayanımını etkiler. Sabit MHO'larda martensitin C içeriğindeki artışı darbe dayanımını düşürür. Sabit

MHO'da C içeriği fazla olan TM2 numunesinin darbe dayanımının, C içeriği düşük olan TM1 numunesine göre daha az olduğu gözlenmiştir (Şekil 5.23)



Şekil 5.23. MHO'na bağlı olarak Charpy darbe enerjisi (CDE)

Şekil 5.24'de elde edilen darbe enerjisi verileri kullanılarak ortalama yoğunlukları $7,2 \text{ g.cm}^{-3}$ olan TM1 ve TMS1 numuneleri için MHO'nın bir fonksiyonu olarak Eş. 5.6 ve 5.7 elde edilmiştir. Elde edilen bu eşitlikler TM numunelerin yoğunlukları ve kimyasal bileşimlerine bağlı olarak da değişim göstermektedirler.

$$\text{CDE (j)} = 27 + 0,29(\text{MHO}) \quad (\text{TM1 için}) \quad [5.6]$$

$$\text{CDE (j)} = 36 + 0,33(\text{MHO}) \quad (\text{TMS1 için}) \quad [5.7]$$

$$(\% \text{MHO}=17-41; \text{yoğunluk}: 7,2 \text{ g.cm}^{-3}; \text{gözenek oranı}:\%7)$$

Candela ve arkadaşları (36) 0,7 C+3,5 Mo içeren TM çeliklerde, su verme sonrası üretilen beynitin daha fazla tokluk değerleri gösterdiğini bildirmişlerdir. Candela aynı zamanda Ni içeren TM çeliklerin mikroyapılarının bazı bölgelerinde östenitik

alanlar gözlemiştir ve Ni ilavesi ile TM çeliklerde yüksek yoğunluk ve darbe dayanımı elde edilebileceğini göstermişlerdir. Diğer taraftan Ni içermeyen TM çeliklerde tane sınırlarıyla bağlantılı küçük perlitik alanların varlığını da işaret etmişlerdir. Aynı araştırmacılar ağırlıkça % 3,5 Mo ön alaşımlı tozlara 0,7 C ve farklı oranlarda Ni ve Cu ilaveleri yapıp bu malzemelerdeki kırılma mikromekanizmalarını araştırmışlardır. Fakat ilave edilen alaşım elementlerinin oranlarına bağlı olarak kırılmanın mikromekanizmalarında belirgin bir fark gözleyememişlerdir. Sonuç olarak bu araştırmacılar, TM çeliklerdeki darbe dayanımlarının yoğunluk ile doğru sertlik ile ters orantı olduğunu göstermişlerdir. Yoğunluk-sertlik-darbe enerjisi arasındaki benzer ilişkiyi Straffelini ve arkadaşları (133) ağırlıkça 1,5 Mo ön alaşımlı ve farklı oranlarda C içeren TM çeliklerde de gözlemiştir. Yine Candela ve arkadaşları (36), ısıt işlemlerden sonra darbe enerjisindeki azalmanın tok olan beynitten değil kırılma martensit fazının neden olabileceğini belirtmişlerdir.

TM çeliklerin, darbe dayanımları aynı zamanda malzemenin mikroyapısına da bağlıdır. Sinterlenmiş TM çeliklerin mikroyapılarındaki beynitler dinamik yüklere karşı daha fazla direnç sağlamaktadır. Malyhenko ve arkadaşları (133) gözenek oranının bir fonksiyonu olarak sinterlenmiş çeliklerin kırılma tokluğunu araştırmışlar ve belirli oranlardaki gözenek kırılma modunda sünekten gevrekliğe geçişi sağladığını gözlemiştir. Koo ve Thomas (134), MHO'ı artarken tokluk değerlerindeki artışı martensitin azalan C miktarına bağlamışlardır.

Literatürdeki çalışmalarda, TM çeliklerde Mn'in martensitik dönüşümü teşvik ettiği ancak yüksek orandaki Mn'in, yapıda heterojen dağılımlı ferrit, perlit, beynit ve martensitik alanların oluşumuna neden olduğu bildirilmektedir (121). Bu nedenle Mn kırılma davranışı üzerine önemli bir etkiye sahiptir. TM çeliklerin mikroyapısındaki Ni-ce zengin ferrit ve martensitler, perlitte karıştığında ve bir hayli gevrek olan martensit temperlendiğinde tokluk önemli ölçüde artmaktadır (135). Düşük alaşımlı TM çeliklerde mekanik özellikleri artırmak amacıyla farklı metotlar denenmiştir. Sakamoto ve arkadaşları (135), demir esaslı TM çeliklere % 1,5 Cu ve % 0,8 grafit ilavesi yapmışlar ve $7,3 \text{ g.cm}^{-3}$ yoğunluğa sahip bu TM alaşımını sinterleme sonrası soğuk olarak ekstrüze etmişlerdir. Böylece 600 MPa'lık çekme

dayanımı ve ~14 J darbe enerjisi elde etmişlerdir. Ardından soğuk ekstrüze edilmiş TM çelikleri 600-900 °C’de yeniden tavlayarak darbe dayanımlarını 40 J’e çıkarmışlardır.

TM çeliklerde mekanik özellikleri artırmak amacıyla yaygın olarak alaşım elementleri ilave edilmektedir. Bu alaşım ilavesi TM çeliklerde ya ilave toz olarak ya da ön alaşımlanarak kullanılmaktadır. Bu amaçla, Gagne ve Trudel (46) tamamen ve kısmen ön alaşımlı Fe-0,2 Mn-1,8 Ni-0,55 Mo ve 0,5 C’lu TM çeliklerde bu alaşım elementlerinin mekanik özellikleri üzerine etkisini araştırmışlardır. Bu alaşımlı TM çeliklerde maksimum çekme dayanımı 460 MPa ve darbe enerjisi 23 J elde edilmiştir. Araştırmacılar, mikroyapıdaki Ni’ce zengin östenitik alanların mekanik özellikleri geliştirdiğini bildirmişlerdir.

Bu çalışmada, Şekil 5.24’de de görüldüğü gibi TM çeliklere uygulanan klasik ısıtıl işlem olan suverme+temperleme ısıtıl işlemleri yapılmış ve bu ısıtıl işlemlerin darbe özelliklerin etkisi incelenmiştir. Genel olarak darbe dayanımı bakımından en iyi özellikleri ince tane dağılımına sahip çift fazlı TMS1 numuneleri sergilemiştir. Ayrıca, AKT sıcaklıklarındaki (MHO) artışla darbe dayanımları da artmıştır. Su verilmiş+temperlenmiş (STTM) numunenin darbe enerjisi değerleri kaba taneli çift fazlı TM1 numunelerine göre ara bir değerde olduğu görülmüştür. STTM numunelerle karşılaştırıldığında en iyi darbe enerjisi değerleri 760 °C AKT sıcaklığından su verilmiş TM1 numunesinden elde edilmiştir.

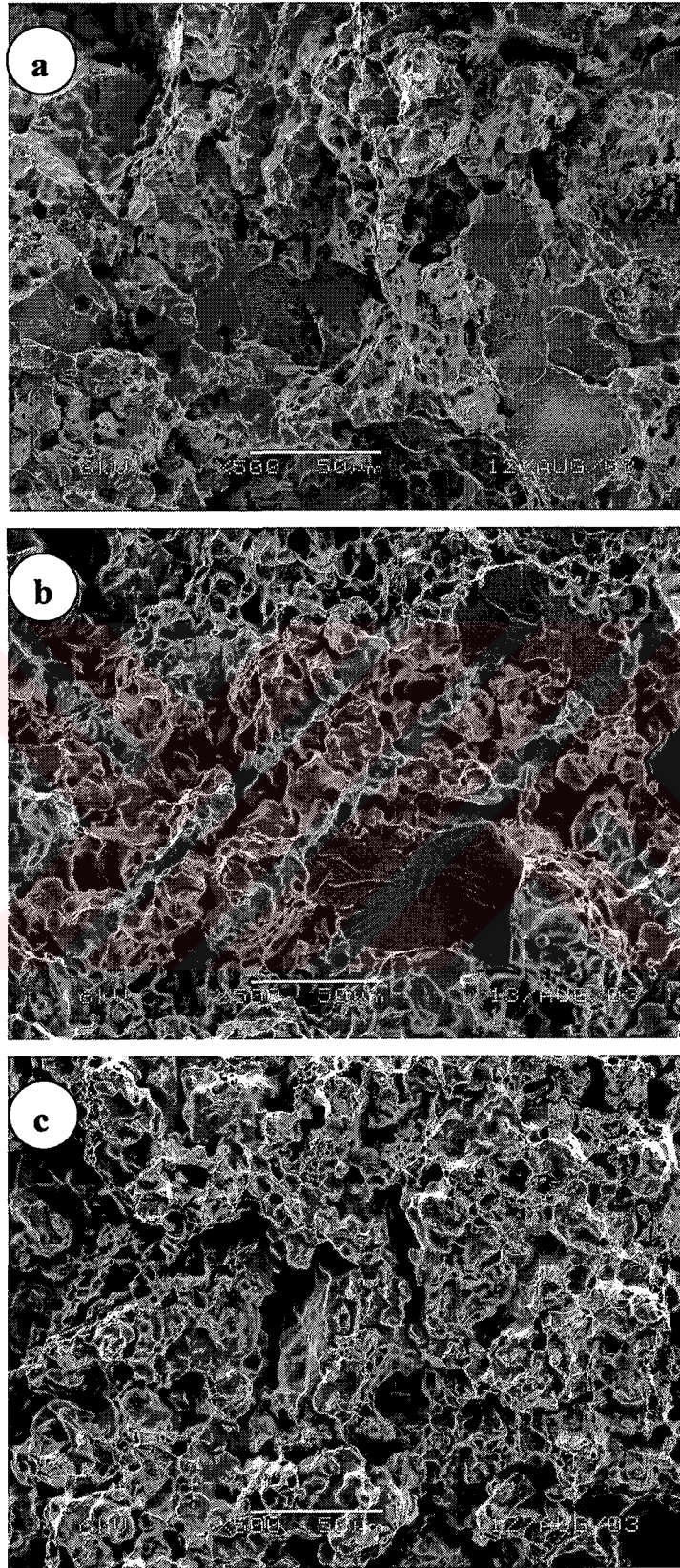
Alaşım elementlerinin ilavesi TM numunelerdeki darbe enerjisinin artırılabilceği söylenmişti. Ancak bu çalışmada TM malzemelere ilk defa uygulanan çift fazlı yapı ısıtıl işlemlerinin mekanik özelliklerine etkisini araştırma ilk öncelik olduğu için, grafit haricinde başka alaşım elementi ilave yapılmaksızın darbe enerjisindeki değişim incelenmiştir.

Darbe enerjisinin yüksek MHO’ndaki ve ince martensit tane yapısına sahip numunelerde daha yüksek çıkmasının nedenini araştırmak için kırık yüzeyler incelenmiştir. Bilindiği gibi kırık yüzeylerde genel olarak klivaj ve dimple tip kırılma

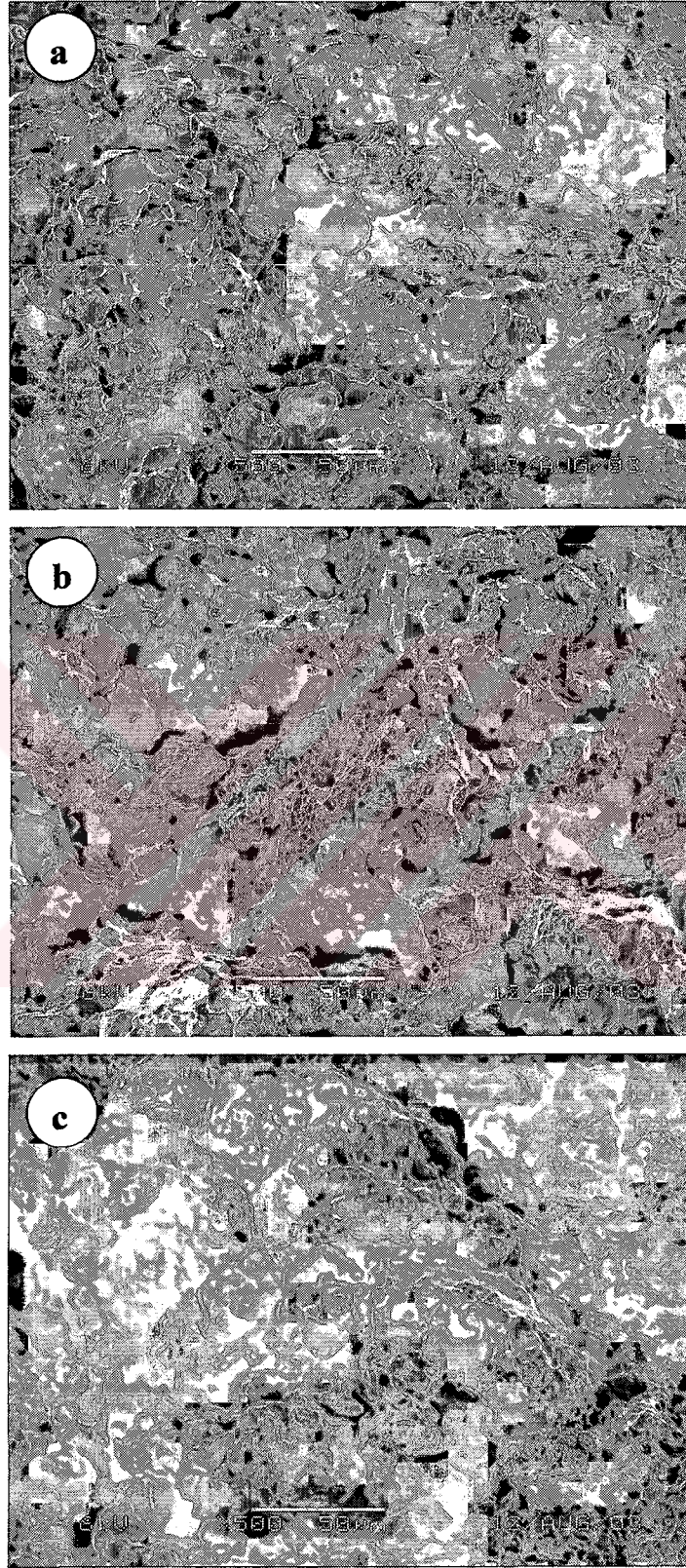
modları gözlenebilir. Resim 5.11-5.15’de farklı AKT su verme sıcaklıklarına ve ilave edilen grafit oranına bağlı olarak ince ve kaba tane yapısına sahip çift fazlı TM numunelerin kırık yüzey görüntüleri verilmiştir.

Kırık yüzeylerden de anlaşıldığı gibi özellikle düşük AKT sıcaklıklarında su verilmiş kaba martensit taneli TM1 numunelerde klivaj tip kırılma alanları dikkati çekmiştir. Artan su verme sıcaklıkları ile birlikte bu alanlar azalmış hatta 760 °C AKT sıcaklığından su verilmiş kaba taneli TM1 numunelerde hatta hiç gözlenmemiştir. Düşük sıcaklıklarda martensit parçacıklarının cleavage tip kırılması martensitin sahip olduğu yüksek sertliğe bağlanabilir. Resim 5.10 (a) ve (b)’den de görüldüğü gibi sert martensit parçacıklarının bulunduğu bölgelerde klivaj tip kopma modu gerçekleşmiştir. Bu durum martensit parçacıklarının hem kaba hem de daha sert olmasının bir sonucudur. Diğer taraftan 760 °C AKT sıcaklığından su verilmiş numunelerde düşük sertlikteki martensit parçacıklarından dolayı kırık yüzeylerde klivaj tip kırılma bölgeleri oluşmamıştır (Resim 5.10 (c)). Bu da darbe enerjisinin artmasına neden olmuştur. Daha ince martensit taneli TMS1 numunelerde ise düşük AKT sıcaklıklarda dahi kırık yüzeylerde klivaj alanları gözlenmemiş ancak kopma, taneler arasında gerçekleşmiştir (Resim 5.11).

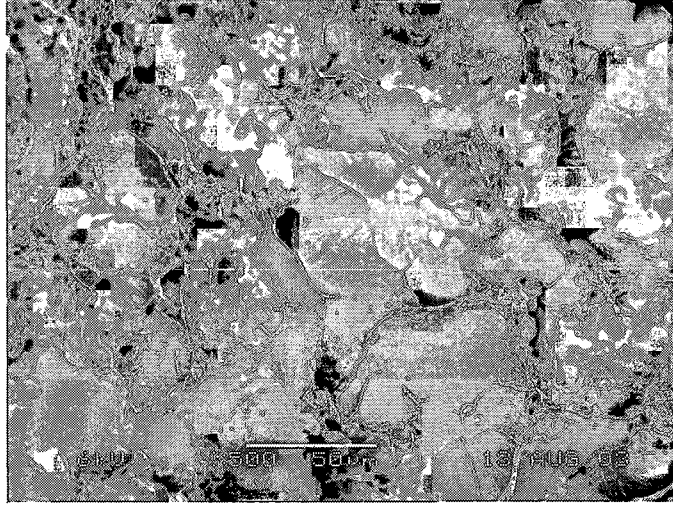
Çelikteki darbe enerjisi içerdiği C oranının artışıyla birlikte azalır. Özellikle martensitin C içeriği darbe enerjisi üzerine daha etkili olmaktadır (133) ve bu çalışmada da bu etki gözlenmiştir. İlave edilen grafit oranı % 0,5’e çıkarıldığında martensit partiküllerinin C oranı dolayısıyla sertlikleri de artmıştır. Böylece, darbe testinden sonra kırık yüzeylerde daha fazla cleavage alanları gözlenmiştir. Grafit oranı % 0,5 olan TM2 numunelerde 724 °C’lik AKT sıcaklığından su verme sonrası oluşan martensit parçacıklarının hem oranının hem de daha sert olmasından dolayı kırılma modu cleavage ağırlıklıdır (Resim 5.12). Grafit oranı % 0,5 olan daha ince martensit parçacık dağılımına sahip TMS2 numunelerde cleavage alanlar gözlenmemiştir.



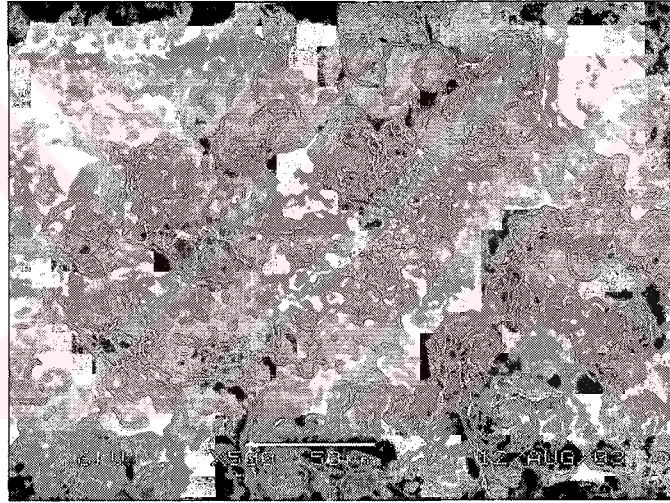
Resim 5.11. Farklı AKT sıcaklıklarından su verilmiş TM1 numunelerinin kırılma yüzeyleri (a) 724 °C (b) 735 °C (d) 760 °C



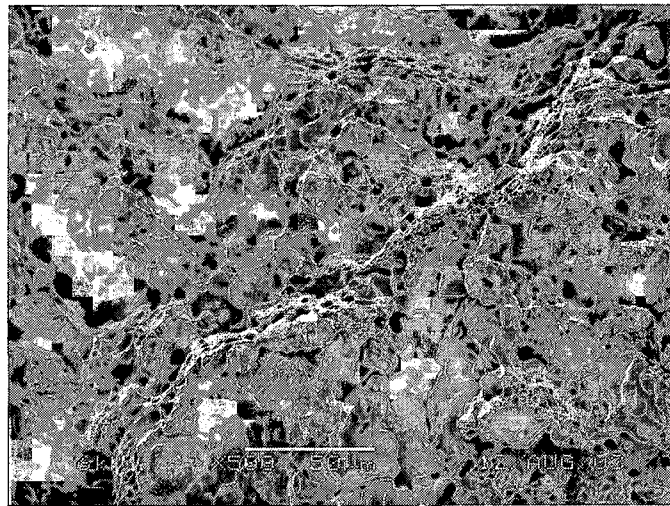
Resim 5.12. Farklı AKT sıcaklıklarından su verilmiş TMS1 numunelerinin kırılma yüzeyleri (a) 724 °C (b) 735 °C (d) 760 °C



Resim 5.13. 724 °C'den su verilmiş TM2 numunesinin kırılma yüzeyi



Resim 5.14. 724 °C'den su verilmiş TMS2 numunesinin kırılma yüzeyi



Resim 5.15. STTM1 numunesinin kırılma yüzeyi

Su verilmiş+temperlenmiş numunelerde ise tamamen temperlenmiş martensitik mikroyapı elde edilmiştir. Bu numunelerin kırılma yüzeylerinde klivaj olmaksızın daha büyük boyutlu sünek kopma gözlenmiştir (Resim 5.13). Bunlar temperlenmiş martensitin sertliğinin nispeten düşürülmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

5.4.3. Sertlik

Sinterleme işlemi sonrası tüm TM çeliklerin sahip oldukları sertlik değerleri Şekil 5.24’de verilmiştir. Genel olarak bu çalışmada da görüldüğü gibi TM çeliklerin sertlik değerleri sinterlenmiş durumda düşüktür. Bu nedenle, özellikle düşük alaşımlı TM çeliklere sinterleme sonrası ısıtma işlemi uygulamak zorunludur.

Bu çalışmada sinterleme sonrası elde edilen sertlik değerleri, benzer alaşım elementleri içeren TM çeliklerin sahip olduğu sertlik değerleri ile benzerdir. Ancak elde edilen bu değerler benzer kimyasal kompozisyona sahip tam yoğunluktaki ingot çeliklere oranla daha düşüktür. Bunun nedeni yapıda bulunan gözeneklerdir. Diğer taraftan sinterleme sonrası elde edilen mikroyapıların özelliği, dağılımı ve oranı da sertlikleri etkilemektedir. Örneğin sinterleme sonrası elde edilen perlit miktarı ile sertlik değerleri değişmektedir. İlave edilen grafit oranı artırıldığında sinterleme sonrası perlit oranı da artar. Alaşım ilavesi yapılmamış TM1, ve Ni ve Mn ilavesi yapılmış TM3 ve TM4 numunelerin sertlik değerleri birbirlerine yakın elde edilmiştir. Oysa ki, Mn ilavesi yapılmış TM4 numunesinde sinterleme sonrası gözenek oranı en fazla elde edilmiştir. Bu nedenle bu numunede sinterleme sonrası sertliğin daha düşük çıkması beklenebilirdi. Ancak bu üç numunede, ilave edilen grafit oranı aynı (% 0,3) olmasına rağmen TM 4 numunesinde perlit hacim oranı daha fazla gerçekleşmiştir. Bu numunede yüksek orandaki gözeneklerin neden olduğu sertlik düşüşü mikroyapısındaki yüksek perlit hacim oranının neden olduğu sertlikteki artışla dengelenmiştir.

Benzer şekilde sinterleme sonrası elde edilen perlit hacim oranına bağlı olarak sertlikteki artışı TM2 numunesinde de görebiliriz. Bu numunede ilave edilen grafit oranı % 0,5 olduğundan sinterleme sonrası elde edilen perlit hacim oranı da diğer

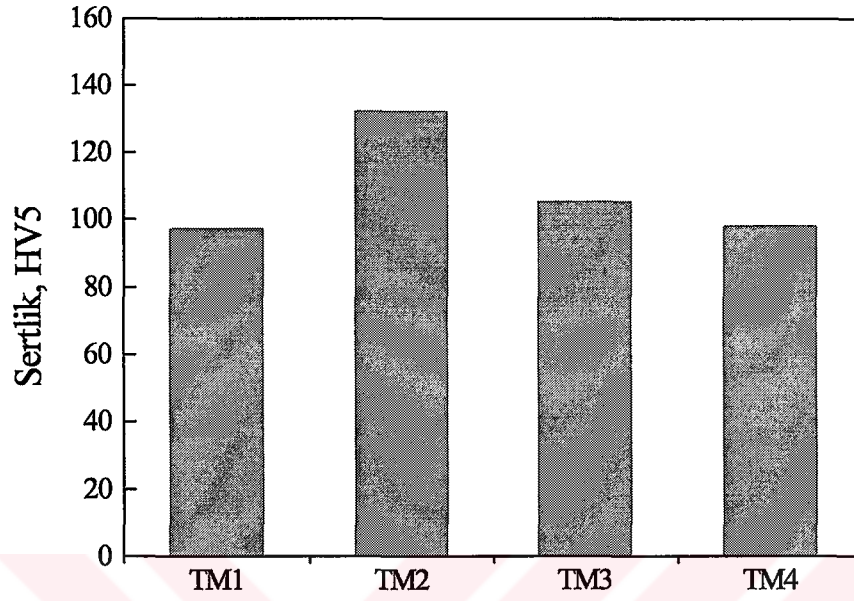
numunelere oranla daha fazladır. Böylece bu numunede sinterleme sonrası elde edilen sertlik değeri de en yüksektir. Aynı zamanda bu numunede ilave edilen grafit oranının artışına bağlı olarak sinterleme sonrası oluşan gözenek miktarı da TM1 numunesine göre daha az gerçekleşmiştir. Bu da sertlik artışına katkı sağlamıştır.

Sinterleme sonrası uygulanan ısıl işlemlerle birlikte tüm TM numunelerde makrosertlik değerleri AKT sıcaklıklarındaki artışla yani MHO'nın artışıyla artmıştır (Şekil 5.25). Ayrıca TM çeliklerde yoğunluk artışına bağlı olarak sertlik değerleri de artmaktadır. TM çeliklerde sertliği belirleyen en önemli faktörler sahip oldukları gözenek ve mikroyapılardır. Gözenek oranındaki artışla sertlik değerlerinde düşüş gözlenir.

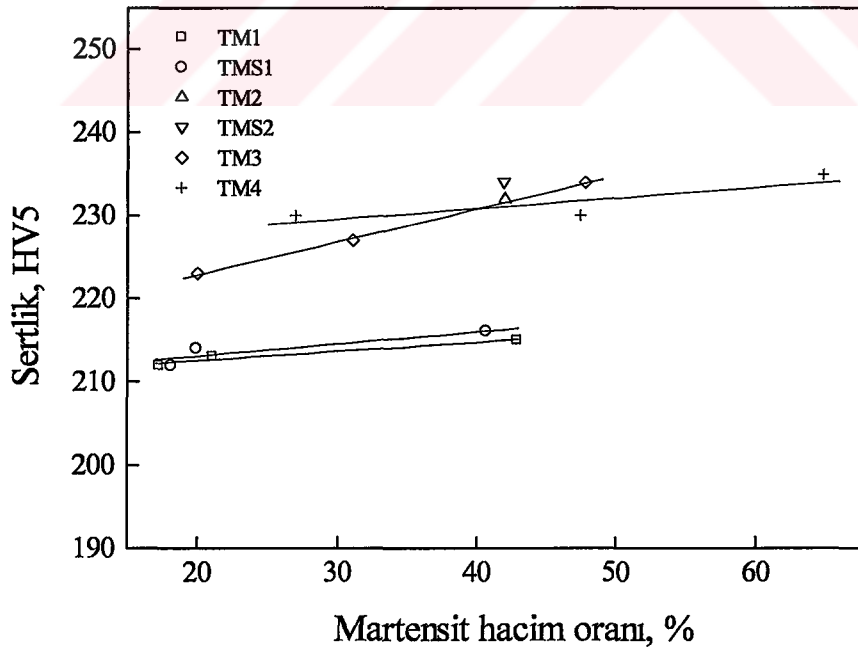
AKT bölgesinde artan sıcaklıklarla birlikte östenit hacim oranı artarken östenitin C içeriği düşer. Martesitin sertlik ve dayanımını belirleyen en önemli faktör içerdiği C oranıdır. Bu çalışmada artan AKT sıcaklıkları ile birlikte martensitin sertliği azalmıştır. Bunun nedeni artan AKT sıcaklıkları ile azalan C oranıdır.

Mn ve Ni ilave edilmiş TM3 ve TM4 numunelerde de martensit parçacıklarının sertlikleri artan AKT sıcaklıkları ile birlikte azalmıştır. Ancak alaşım elementi ilavesi ile TM3 ve TM4 numunelerde martensit parçacıklarının sertlikleri aynı MHO'nda alaşım elementi ilave edilmemiş TM1 numunesine göre daha fazla elde edilmiştir. Bu elementler aynı zamanda sertleşebilirliği artırmaktadır. Yine ısıl işlemler sonrası Mn ilave edilmiş TM4 numunesinde elde edilen gözenek oranının fazlalığı dikkati çekicidir. Bu numunede gözenek miktarı daha fazla olmasına rağmen tüm AKT sıcaklıklarında MHO'nı daha fazladır. Bu da makrosertliğin daha fazla çıkmasına neden olmuştur.

Diğer taraftan Ni ilavesi yapılmış TM3 numunesinin AKT ısıl işlemler sonrası makrosertlik değerleri TM4 numunesinin sertlik değerlerine yakın çıkmıştır. TM3 numunesinde sinterleme ısıl işlemler sonrası gözenek oranı daha az gerçekleşmiştir. Bu makrosertlik değerlerinin artmasına neden olmuştur.



Şekil 5.24. Sinterlenmiş TM numunelerin sertlik değerleri



Şekil 5.25. MHO'na bağlı olarak TM numunelerdeki makrosertlik değerleri

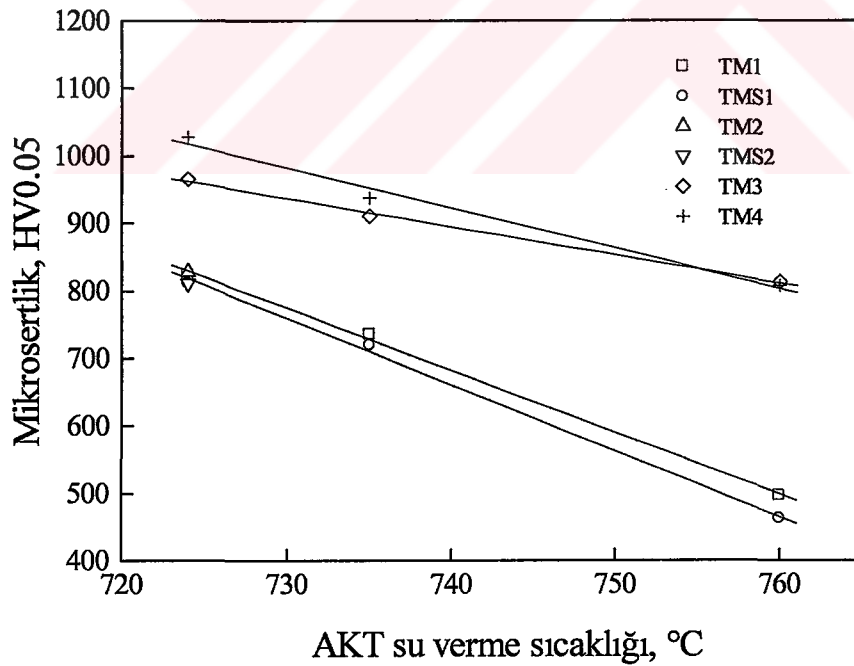
Isıl işlemler sonrası elde edilen çift fazlı TM çeliklerin mikroyapısındaki martensit sertlik artışına neden olur. Aynı zamanda martensit parçacıklarının sahip oldukları mikrosertlikleri makrosertliğe yansıtmaktadır. Şekil 5.26'da AKT suverme sıcaklıklarına bağlı olarak TM numunelerdeki martensit parçacıklarının sahip oldukları mikrosertlik değerleri verilmiştir. Sabit bir AKT sıcaklığından suverme sonrası martensit parçacıklarının sahip olduğu en yüksek mikrosertlik TM3 ve TM4 numunelerinde elde edilmiştir.

Alaşım elementi içermeyen (TM1, TMS1, TM2, TMS2) numunelerinin mikroyapılarındaki martensit parçacıklarının mikrosertlikleri tüm AKT sıcaklıklarında en düşük elde edilmiştir. Ancak bu numunelerden ince taneli TMS1 numunesinin sahip olduğu martensit parçacıklarının mikrosertlikleri kaba taneli TM1 numunesine oranla nispeten düşük çıkmıştır. Normalde ince taneli numunelerde martensit parçacıklarının nispeten daha sert çıkması beklenebilirdi. Çünkü, Erdoğan (123) AKT sıcaklıklarında ince östenitlerin toplam östenit/ferrit ara yüzey alanının artmasından dolayı kaba taneli östenite oranla karbonca daha fazla zenginleştiğine işaret etmektedir. Böylece hem MHO'nın hem de martensitin sertliğinin artması beklenir. Ancak bu çalışmada ise, martensit parçacıkların sertliklerinin ince taneli TMS numunelerde nispeten düşük çıkması yine karbon kaybına bağlanabilir. Çünkü bu numuneler, sinterleme sonrası ve AKT öncesi 890 °C'ye tekrar ısıtılmıştır. Bu aşamada, karbonun bir miktar kaybedilmiş olabileceği düşünülmektedir. Bu işlem dikey tüp ısıtım fırınında gerçekleştirilmiştir. Bu fırına ait alümina tüpün hacmi sinterleme fırınına ait alumina tüpün hacminden daha fazladır. Büyük hacimli fırınlarda açık atmosferin Ar gibi koruyucu gazlarla kontrol edilmesi daha zordur.

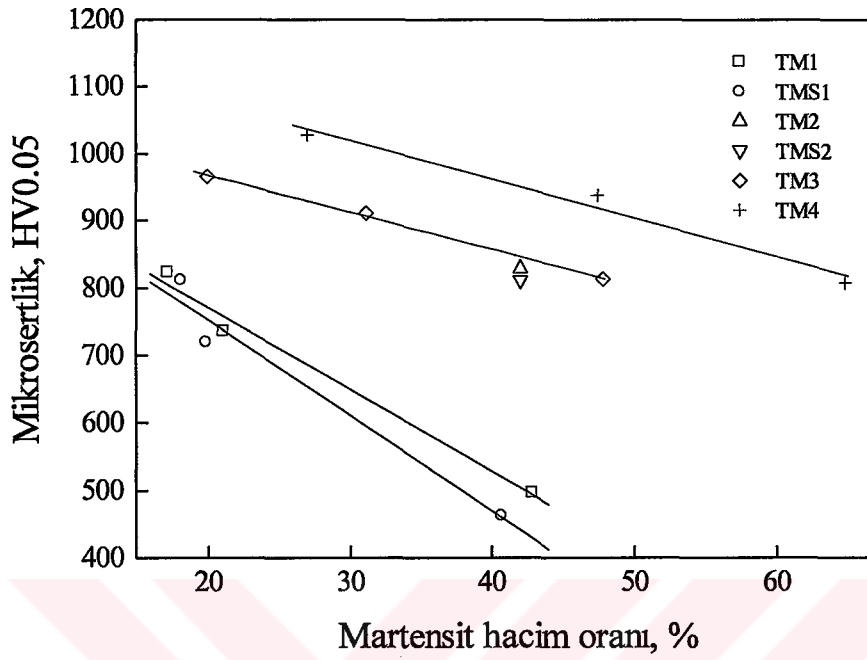
Şekil 5.27'de ise MHO'na bağlı olarak tüm TM numunelerde martensit parçacıkların sahip olduğu mikrosertlik değerleri verilmiştir. Aynı MHO'da en yüksek martensit mikrosertliği grafit oranı en fazla olan TM2 numunesinde elde edilmiştir. Bunu Mn ilavesi yapılmış TM4 ve Ni ilavesi yapılmış TM3 numuneleri takip etmiştir. Buna göre martensitin sertliğini C'un yanı sıra ilave edilen alaşım elementleri de artırmaktadır. Bu alaşım elementlerinden Mn'in Ni'e göre daha etkili olmasının sebebi Mn'in östenitte daha fazla oranda çözünmesidir. Çünkü, Ni ilavesi yapılmış

TM3 numunelerde martensit parçacıklarının merkezinde çözünmemiş Ni'ce zengin alanlar gözlenmiştir.

Deney sonuçlarından martensit parçacıklarının sertliği üzerine en etkili alaşım elementinin Mn olduğu anlaşılmaktadır. Tüm AKT sıcaklıklardan hızlı su verme sonrası Mn ilave edilmiş TM4 numunelerde sertlik üstünlüğünü korumuştur. Sertlik sıralamasında bundan sonra Ni ilave edilmiş TM3 numunesi gelmektedir. İlave edilen alaşım elementlerinin çelikte katı eriyik mukavemetlendirmesi ile sertliği artırdığı bilinen bir gerçektir. Ancak aynı oranlarda ayrı ayrı olarak ilave edilen bu alaşım elementlerinden Mn östenit fazının sertleşebilirliğini daha etkili bir şekilde artırmaktadır. Aynı zamanda, AKT sıcaklıklarında Mn oluşan östenit fazları içerisinde daha kolay çözünmektedir. Ancak bu durum hadde ürünü Mn'lı çeliklerde daha etkindir. Çünkü bu çalışmada olduğu gibi Mn toz partikül olarak dışarıdan da ilave edilmiştir.



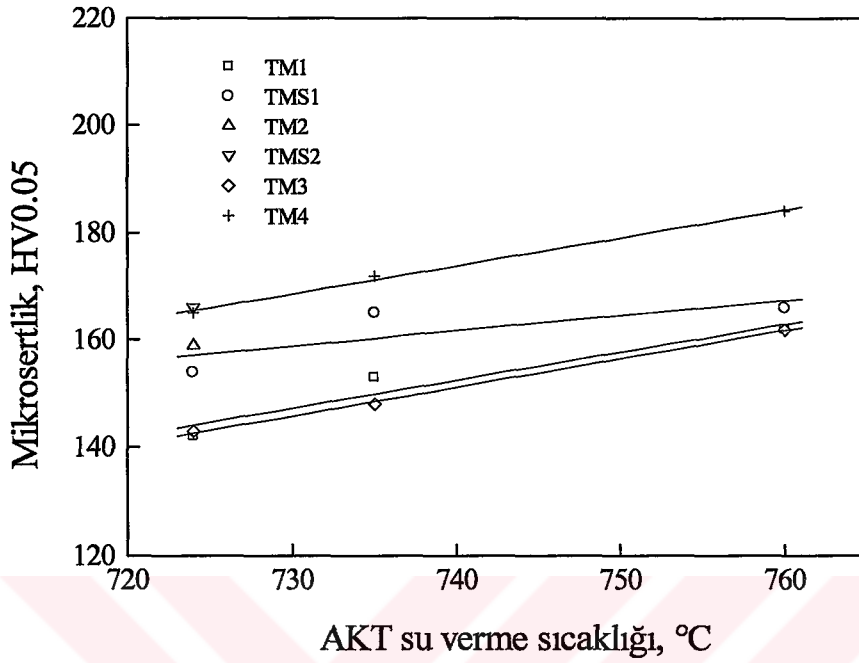
Şekil 5.26. TM numunelerde AKT sıcaklığına bağlı olarak martensit parçacıklarının mikrosertlik değerleri



Şekil 5.27. TM numunelerde MHO'na bağlı olarak martensit parçacıklarının mikrosertlik değerleri

Ancak temel toz olarak kullanılan Ancorsteel 1000 tozunun içerisinde % 0,2 oranında Mn'in ön alaşımlı olarak mevcut olduğu da unutulmamalıdır. Bu durumda, ön alaşımlı Mn ferrit ve özellikle AKT sıcaklıklarında östenit içerisinde çözünmesi daha kolay ve bunun sonucunda da östenitin sertleşebilirliğinin artmasında daha etkili bir şekilde katkıda bulunması anlamına gelmektedir. Ferrit matriste östenitin sertleşebilirliğinin artması, makro olarak sertliğin artışına da yansımaktadır.

AKT sonrası tüm TM çeliklerde martensit parçacıkları çevresindeki ferrit fazlarının sertliklerinde AKT sıcaklıklarının artışına bağlı olarak bir miktar sertlik artışı sağlanmıştır (Şekil 5.28). Ferritin sahip olduğu sertliği alaşım elementleri değiştirdiği gibi dislokasyon yoğunlukları da etkileyebilir.



Şekil 5.28. AKT sıcaklıklarına bağlı olarak TM numunelerde ferrit fazının mikrosertlik değerleri

Artan AKT sıcaklıkları ile artan MHO ve azalan martensit parçacıkları arası mesafe nedeniyle arada kalan ferrit fazlarının nispeten daha fazla pekleşmiş olması beklenebilir. Çünkü, östenitin martensite dönüşümü sonrası çevresindeki ferrit fazında, martensitin hacimce genişlemesinden dolayı, dislokasyonları ortaya çıkardığı belirtilmişti. Artan MHO ve azalan ferrit hacim oranı ile birlikte ferritte bu dislokasyon yoğunluğu da artar. Böylece ferritin sertliğinin artmasına neden olabilir. Ferrit ve martensitin ortalama mikrosertlik değerleri makrosertlik değerlerinden daha fazladır. Mikrosertlik ölçümleri, boşluk ve gözenek olmayan bölgelerde gerçekleştirilmektedir. Makrosertlik ölçümlerinde uygulanan iz genişliği daha geniş alanlara yayılmaktadır. Bu durumda ucun boşluk ve gözeneklere isabet etmesi kaçınılmazdır. Bu nedenle makrosertlik değerlerinin mikrosertlik değerlerinden daha düşük çıkmaktadır.

6. SONUÇLAR ve ÖNERİLER

6. 1. Sonuçlar

Bu çalışmada, ağırlıkça % 0,2 Mn ön alaşımlı (Ancorsteel 1000) çelik tozlara farklı oranlarda grafit (% 0,3-0,5) ilavesi yapılmış, ayrıca %0.3 sabit grafit oranında % 0,5 Ni ve Mn alaşım tozları ayrı ayrı ilave edilerek hazırlanan düşük alaşımlı TM çelikler 700 MPa presleme basıncında soğuk olarak preslenmiş, 1120 °C sıcaklıkta 30 dk süre ile sinterlenmiş ve ardından farklı AKT ısıtma işlemlerine tabi tutulmuştur. Mikroyapı karakterizasyonu ve sertlik ölçümleri tüm numuneler için yapılmıştır. Ancak mekanik özellikler, % 0,3 ve 0,5 grafit ilavesi yapılmış TM1 ve TM2 çelik numunelerde araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar aşağıda sunulmuştur.

Mikroyapı

1. Farklı alaşım elementleri içeren tüm TM numunelerde sinterleme sonrasında C'ca zengin bölgelerde perlitik dönüşüm gerçekleşmiştir. C'ca fakir kalan bölgeler ise ferrit olarak kalmıştır. Grafit oranı % 0,3'den % 0,5'e çıkarıldığında sinterleme sonrası dönüşen perlit oranı artmıştır. Ayrıca sabit grafit oranında Mn ilavesi yapılmış TM numunelerde dönüşen perlit oranı Ni ilavesi yapılmış numunelere oranla daha fazla gerçekleşmiştir. Bu, Mn'in sinterleme esnasında matriste Ni'den daha fazla oranda çözünmüş olmasının bir sonucudur.

2. Ni ilavesi yapılmış TM numunelerde ise sinterleme sonrası yapıda Ni'in tamamen çözünmemiş olduğu alanlar (Ni'ce zengin bölgeler) gözlenmiştir. Bu, elementel olarak ilave edilen Ni'in Mn'a oranla östenit demirde daha yavaş çözünmesinin bir sonucudur.

3. Farklı grafit ve alaşım elementi içeren numunelerin tümünde, aynı şartlarda sinterleme işlemleri sonrasında, yapılarında birbirleri ile bağlantılı olmayan izole olmuş ve farklı oranlara sahip gözenekler bulunmuştur. En fazla gözenek oranı Mn ilave edilmiş numunelerde gözlenmiştir. Mn'in sinterleme sıcaklıklarında yüksek buhar basıncına sahip olması ve buharlaşan Mn'in çevresindeki demir içerisine daha

kolay yayınmasıyla Mn'in bulunduğu bölgeleri terk etmesi sonucu büyük gözenekler oluşmuştur. En az gözenek oranı % 0,5 grafit içeren numunede presleme esnasında grafitin yağlayıcılık özelliğinden dolayı ve % 0,5 Ni içeren numunede ise Ni'in yüksek presleme kabiliyetine sahip olmasından dolayı gerçekleşmiştir. Numunelerde sinterleme sonrası elde edilen gözenek oranına ters orantıda yoğunluk değişimleri gerçekleşmiştir.

4. Aynı şartlarda sinterleme işlemi yapılmış TM numunelere sinterleme sonrası 724, 735 ve 760 °C de ara kritik tavlama (AKT) ve su verme işlemleri uygulanmıştır. Bu işlemler sonucunda grafit ve Mn ilavesi yapılmış numunelerde ferrit+martensit+gözenek mikroyapıları üretilirken, Ni ilavesi yapılmış numunelerde ise ferrit+Ni'ce zengin martensit+gözenek mikroyapıları elde edilmiştir. Tüm numunelerde AKT sıcaklıkları artırıldığında martensit hacim oranları da artmıştır.

5. EDS analiz sonuçlarına göre, sinterleme ve AKT işlemleri sonrası değişen faz yada yapıların oranlarına bağlı olarak Ni ve Mn alaşım elementlerinin oranı farklılık göstermiştir. Sinterleme sonrası Ni ilave edilmiş numunelerde çözünmemiş Ni'ce zengin alanlar oluşmuş ve bu alanlar AKT ve su verme sonrası oluşan martensit parçacıklarının merkezinde kalmıştır. Bu, Ni'ce zengin alanlar AKT esnasında östenit alanlarının oluşumuna, Ni'in bir östenit dengeleyici element olmasından dolayı katkı sağladığı düşünülmüştür. Genellikle, merkezinde Ni'ce zengin alanlar bulunduran martensit parçacıklarının içerdiği Ni oranı çevresindeki ferritten daha fazla gerçekleşmiştir.

6. Benzer şekilde, Mn ilavesi yapılmış TM numunelerde de AKT ve su verme sonrası elde edilen martensit parçacıklarındaki Mn oranı çevresindeki ferrittekinden daha fazla gerçekleşmiştir. AKT sıcaklığının artırılması ile artan martensit (östenit) hacim oranına bağlı olarak, martensit parçacıkların Mn oranı azalırken çevresindeki ferritte belirgin bir değişim gözlenmemiştir. Böylece Mn paylaşım oranı azalmıştır.

7. % 0,2 oranında ön alaşımlı olarak bulunan ve dışarıdan Mn ilavesi yapılmamış TM1 numunelerde elde edilen martensit parçacıklarındaki Mn oranı, dışarıdan %

0,5 oranında Mn ilave edilmiş TM4 numunelere oranla daha düşük elde edilmiştir. Bu durum Mn'ca zenginleşen östenitlerin martensite dönüşebilme yeteneğinin geliştirilmesi için önemlidir.

8. Tüm TM numunelerde AKT sıcaklıklarının artışıyla artan MHO ile birlikte martensit parçacıklarının boyutları artmış martensit parçacıkları arası mesafe de azalmıştır.

9. AKT öncesi 890 °C'den su verme sonrası TM çelikte tamamen martensitik yapı üretildikten sonra, yeniden AKT ve suverme işlemi uygulanarak ferrit matriste daha ince ve homojen dağılıma sahip martensit parçacıkları üretilmiştir. Ancak üretilen ince martensit parçacıkları iğnemi veya fiber şeklinde morfolojiden ziyade eş-eksenel morfolojiye sahiptir. Bu, AKT sıcaklıklarına yavaş ısıtmanın ($5\text{ }^{\circ}\text{C.dk}^{-1}$) bir sonucudur.

Mekanik Özellikler

Bu çalışmada mekanik özelliklerin araştırılması sadece % 0,2 Mn ön alaşımlı demir tozuna grafit ilavesi yapılmış TM numunelerde gerçekleştirilmiştir. Bu numunelerden elde edilen sonuçlar aşağıda verilmiştir.

1. Sinterleme sonrası TM1 çeliğindeki akma dayanımı 115 MPa iken maksimum çekme dayanımı 240 MPa'dır. Süneklik değeri ise % 11 dir.

2. Bu numunelere farklı AKT ısıtma işlemleri uygulanarak akma ve çekme dayanımları artırılırken, süneklik değerleri azalmıştır. Bu ısıtma işlemleri akma dayanımı 220-320 MPa arasında ve maksimum çekme dayanımı ise 420-530 MPa arasında elde edilmiştir.

3. MHO artışıyla akma ve çekme dayanımları artarken süneklik değerleri nispeten azalmıştır. AKT ısıtma işlemleri sonrasında süneklik değerleri % 4,7-% 8 arasında elde edilmiştir.

4. TM numunelerde martensit parçacık boyutundaki azalma ile akma ve çekme dayanımları nispeten artmış, fakat süneklik değerleri etkili olarak artmıştır. Ancak süneklik değerleri sinterlenmiş şartlardaki kadar elde edilememiştir.

5. Çekme testi sonrası kırılan yüzeylerin kırılma tipleri incelenmiştir. Sinterleme işlemleri sonrası doğrudan AKT ısıtma işlemi uygulanarak elde edilen kaba taneli ferrit+martensit mikroyapılı TM çelik numunelerin kopma yüzeylerinde bölgesel olarak klivaj alanlar gözlenmiştir. Bu alanların kaba taneli martensit parçacıklarından kaynaklandığı düşünülmektedir.

6. İnce martensit parçacık dağılımına sahip TM numunelerin kırılma yüzeylerinde ise bu klivaj alanlar gözlenememiştir. Bu, ince taneli ferrit/martensit arayüzeyinin daha uyumlu olmasının sonucudur.

7. Sinterlenmiş toz partiküller arasında sünek kopmalar gözlenmiştir. Bu sinterleme sonrası toz partiküller arasında difüzyon bağının kuvvetli olduğunu göstermektedir.

8. AKT ısıtma işlemleri sonrası TM numunelerin darbe dayanımları MHO ve martensit parçacık boyutuna bağlı olarak değişim göstermiştir. Darbe dayanımları MHO'ndaki artış ve martensit parçacık boyutundaki azalma ile artmıştır.

9. TM numunelerde darbe dayanımı martensit parçacıklarının C içeriğine bağlı olarak mikrosertliklerinin artışıyla azalmıştır

10. Darbe testlerinden sonra da kırık yüzeyler incelenmiştir. Bu incelemelerde, kaba martensit taneli TM numunelerde klivaj alanlar gözlenmiştir. Bu alanlar MHO'nın artırılması ile azalmıştır. İnce taneli TM numunelerin kırık yüzeylerinde ise klivaj alanlar gözlenmemiştir. Bu durum bu numunelerin daha yüksek darbe enerjisine sahip olduğunu göstermektedir.

Sertlik

1. Tüm TM çeliklerin sinterleme sonrası makro sertlik değerleri ortalama 100-130 HV5 arasında gerçekleşmiştir. Bu değerler içermiş olduğu grafit (C) oranına göre, aynı C oranına sahip ingot çeliklerden daha düşüktür. TM çeliklerin yapısında bulunan gözenekler, sertlik değerlerinin beklenenden daha düşük çıkmasına neden olmuştur.

2. TM çeliklerde sinterleme sonrası makro sertlik değerleri içerdikleri grafit (C) ve diğer alaşım elementlerine bağlı olarak değişim göstermiştir. Bunlardan, grafit oranı % 0,3'den % 0,5'e çıkarıldığında makro sertlik değerleri 100 HV5'den 130 HV5'e çıkmıştır. Sabit bir grafit (C) oranında (% 0,3) ayrıca % 0,5 oranında ilave edilen Mn ve Ni alaşım tozları sayesinde elde edilen makro sertlik değerleri, % 0,5 grafit içeren TM çeliklerinin sahip olduğu sertlik değerleri kadar olmamıştır. Bu, Ni'in sinterleme işlemiyle tamamen çözünememesi ve Mn'ın ise sinterleme işlemi esnasında hızla östenit demir içerisine yayınmasıyla ve yüksek buhar basıncına sahip olması nedeniyle bulunduğu bölgelerde yüksek oranda gözenek bulundurmasından kaynaklanmaktadır.

3. Sinterlenmiş TM numunelerin makrosertlik değerleri AKT ve su verme işlemi sonrası değişim göstermiştir. Numunelerde MHO'nın artışına bağlı olarak makrosertlik değerleri de artmıştır.

4. Sabit bir MHO'nda en yüksek makrosertlik değerine % 0,5 grafit içeren TM numuneleri sahip olurken, en düşük değere yalnızca % 0,3 grafit içeren numuneler sahip olmuştur. % 0,3 grafit içeren TM numunelere ayrıca % 0,5 Mn ve % 0,5 Ni ilave edildiğinde sabit bir MHO'nda makrosertlik değerlerinde artış gözlenmiştir. Makro sertlikteki bu artış martensitin hem karbon hem de Mn ve Ni gibi alaşım elementleri ile sertliğinin artmasının bir sonucudur.

5. AKT ve su verme işlemi sonrası elde edilen martensit parçacıklarının mikrosertlik değerleri MHO'na ve içerdikleri alaşım elementleri oranına bağlı olarak değişim

göstermiştir. AKT sıcaklıklarındaki (dolayısıyla MHO'nın) artış, alaşım elementleri oranının ve martensit parçacık boyutunun azalmasıyla, martensit parçacıklarının sahip olduğu mikrosertlik değerleri azalmıştır.

6. $\alpha+\gamma$ bölgesinde AKT sıcaklıklarının artışıyla birlikte, östenitin içerdiği C oranı düşmüştür. Bu nedenle suverme sonrası östenitten dönüşen martensitin mikrosertliğin de bir azalma göstermiştir. Aynı zamanda, Mn ve Ni ilave edilmemiş numunelerde sabit bir MHO'da en yüksek martensit mikrosertliği yine % 0,5 grafit içeren TM çeliğinde gerçekleşmiştir. Ancak, % 0,3 grafit içeren numunelerin martensit mikrosertliği ise en düşük değerde çıkmıştır. Bu numunelere Mn ve Ni ilavesi ile martensitin mikrosertlik değerleri artırılmıştır.

6.2. Öneriler

1. Elementel olarak ilave edilen Ni alaşım tozlarının homojen bir şekilde çözünmesi için bu çalışmada uygulanan 1120 °C ve 30 dakikalık sinterleme sıcaklık ve süresinin yeterli olamduğu görülmüştür. Ni alaşım tozlarının matriste homojenizasyonu için daha yüksek sinterleme sıcaklığına ve daha fazla sinterleme süresine ihtiyaç vardır. Bundan başka, daha ince boyutlu Ni tozları kullanılarak homojenizasyon sağlanabilir. Bu çalışmada olduğu gibi bölgesel olarak nikelce zengin bölgelerin bulunması toz metal çeliklerde çift fazlı yapıların üretilebilirliğini engellemiştir. Ancak ara kritik tavlama ısı işlem sonrası elde edilen nikelce zengin martensit parçacıklarının da mekanik özelliklere katkı sağlayabileceği düşünülmektedir.

2. Elementel olarak ilave edilen % 0,5 Mn alaşım tozları sinterleme işlemi sonrası toz metal çeliklerde gözenek oranının artışına neden olduğundan Mn'in ön alaşımlı olarak kullanılması tercih edilmelidir.

3. Mekanik özelliklerin geliştirilmesi için gözenek oranının azaltılarak yoğunluğun artırılması gerekmektedir. Bunun için toz enjeksiyon kalıplama, sıcak izostatik presleme ya da sıvı faz sinterleme işlemleri uygulanabilir. Ancak, sıvı faz sinterleme

için kullanılacak alaşım elementleri (Cu, B, P vb) ara kritik bölgesinin kullanımını sınırlayabilir.

4. Çift fazlı yapılardan beklenen özelliklerden sünekliğin kazandırılması için Si ilavesi gerekmektedir. Si elementi, hem süneklik hem de dayanımın artmasına katkı sağlayacaktır.

5. Martensit parçacık ve ferrit tane boyutunun inceltilmesi amacıyla daha ince demir, grafit ve alaşım tozları kullanılabilir. Çift fazlı yapıların üretimine uygun bir kimyasal bileşime sahip ön alaşımlı tozlar kullanılması tavsiye edilmektedir.



KAYNAKLAR

1. Narasimhan, K.S. "Sintering of powder mixtures and the growth of ferrous powder metallurgy", *Materials Chemistry and Physics*, 67:56-65 (2001).
2. Sudhakar, K.V., "Fatigue of a high density powder metallurgy steel", *International Journal of Fatigue*, 22:729-734 (2000).
3. Jang, G.B., Hur, M.D. and Kang, S.S., "A study on the development of a substitution process by powder metallurgy in automobile parts", *Materials Processing Technology*, 100:110-115 (2000).
4. Chawla, N., Murphy, T.F., Narasimhan, K.S., Koopman, M. and Chawla, K.K., "Axial fatigue behavior of binder-treated versus diffusion alloyed powder metallurgy steels", *Materials Science and Engineering*, A308:180-188 (2001).
5. Suryanarayana, C., Ivanov, E. and Boldyrev, V.V. "The Science and technology of mechanical alloying", *Materials Science and Engineering*, A304-306:151-158 (2001).
6. Ahn, Y.S., Kim, H.D., Byun, T.S., Oh, Y.J., Kim, G.M. and Hong, J.H., "Application of intercritical heat treatment to improve toughness of SA508 Cl.3 reactor pressure vessel steel", *Nuclear Engineering and Design*, 194(2-3):161-177 (1999).
7. Bayram, A., Uğuz, A. and Ula, M., "Effects of microstructure and notches on the mechanical properties of dual-phase steels", *Materials Characterization*, 43(4):259-269 (1999).
8. Kim, N. and Nagawa, A.H., "Effective grain size of dual phase steel", *Materials Science and Engineering*, 83:145-149 (1986).
9. Kim, K.J., Lee, C.G. and Lee, S. "Effects of martensite morphology on dynamic torsional behavior in dual phase steels", *Scripta Materialia*, 38(1):27-32 (1997).
10. Erdogan, M. and Tekeli, S. "The effect of martensite volume fraction and particle size on the tensile properties of a surface-carburized AISI 8620 steel with a dual-phase core microstructure", *Materials Characterization*, 49(5):445-454 (2002).
11. Aksoy, M., Karamış, M.B. and Evin, E., "An evaluation of the wear behaviour of a dual-phase low carbon steel", *Wear*, 19(2):428-252 (1996).

12. R.M. German, "Powder Metallurgy of Iron and Steel", *John Willey and Sons*, USA, 45-442 (1998).
13. R.M. German, "Powder Metallurgy Science", *MPIF*, New Jersey, USA, 15-363 (1997).
14. M. Türker, Ç. Karataş and S. Sarıtaş, "Comparison of flow behaviours of mechanically alloyed and turbola processed powder PIM feedstock by capilar rheometer", *Powder Metallurgy Word Congress*, Kyoto-Japan, 12-16 November, 1745-1748 (2000).
15. Ç. Karataş ve S. Sarıtaş, "Toz enjeksiyon kalıplama: bir ileri teknoloji imalat metodu", *Gazi Üniveristesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 13(2):193 (1998).
16. Ç. Karataş ve S. Sarıtaş, "316L paslanmaz çelik tozları ve polipropilen esaslı bağlayıcı karışımlarının reolojik özellikleri", *Tr. Journal of Engineering and Enviromental Science*, 22(4):353-363 (1998).
17. Ç. Karataş, "Steatit tozuyla polipropilen esaslı bağlayıcı karışımı besleme stokunun toz enjeksiyon kalıplama için reolojik özelliklerinin incelenmesi", *G.Ü. Teknik Eğitim Fakültesi Politeknik Dergisi*, 3(2):81-87 (2000).
18. Ç. Karataş and S. Sarıtaş, "Rheological properties of mixed gas and water atomized stainless steel powder MIM feedstock" *The International Journal of Powder Metallurgy*, 37(8):39-44 (2001).
19. M. Türker and Ç. Karataş, "Investigation of rheological propeties of mechanically alloyed and turbola processed composite powder PIM feedstock by caar rheometer", *Powder Metallurgy*, 47(1):49-54 (2004).
20. W.J. Huppmann and K. Dalal, "Metallographic atlas of powder metallurgy", *Verlag Schmid GMBH*, Germany, 33-43 (1986).
21. R.M. German, "Particle Packing Characteristics", *MPIF*, New Jersey, USA, 23-413 (1989).
22. Danninger, H., Frauendienst, G., Streb, K.D. and Ratzi, R., "Dissolution of different grades during sintering of PM steels", *Material Chemistry and Physics*, 67:72-77 (2001).
23. Shinohara, K., "Rheological property of particulate solids", *Handbook of Powder Science and Technology*, M.E. Fayed and L. Otten (eds), Van Nostrand Reinhold, New York, 129-169 (1984).
24. Parrish, J.R., "Packing of spheres", *Nature*, 190:800-804 (1961).

25. Milewski, J.V., "Packing concepts in the utilization of filler and reinforcement combinations", *Handbook of Fillers and Reinforcements for Plastics*, H.S. Katz and J.V. Milewski (eds), Van Nostrand Reinhold, New York, 66-78 (1978).
26. Meiners, K.E., "Complex metal powder shapes by injection moulding", *Process Handbook*, Bettelle Columbus Division, Columbus, OH, 5-25 (1985).
27. Sacks, M.D., "Rheological science in ceramic processing", *Science of Ceramic Chemical Processing*, L.L. Hench and D.R. Ulrich (eds), Wiley, New York, 522-538 (1986).
28. Fedors, R.F. and Landel, R.F., "Effect of surface adsorption and agglomeration on the packing of particles", *Powder Technology*, 23:219-223 (1979).
29. Coelho, M.C. and Harnby, N., "Moisture bonding in powders", *Powder Technology*, 20:201-205 (1978).
30. Gray, W.A., "The Packing of Solid Particles", *Chapman and Hall*, London, UK, 12-36 (1968).
31. Strauss, M., Ring, T., Bleier, A. and Bowen, H.K., "The effect of particle size distribution on the coagulation of ceramic suspensions", *Particulate and Multiphase Process*, T. Ariman and T.N. Veziroglu (eds), Hemisphere, New York, 3:57-67 (1987).
32. Huisman, H.F., "Pigment volume concentration and an interpretation of the oil absorption on pigments", *Journal of Coatings Technology*, 56(712):65-79 (1984).
33. Danninger, H. and Gierl, C., "Processes in PM steel compacts during the initial stages of sintering", *Material Chemistry and Physics*, 67:49-55 (2001).
34. Hausner, H.H. and K.H., Mal, "Handbook of Powder Metallurgy", 2nd Edition, *Publ. Inc.*, New York 46-160 (1982).
35. Danninger, H., "Sintering of Mo alloyed P/M structural steels", *Powder Metall. Int.* 20(4):7-11 (1988).
36. Candela, N., Velasco, F. and Torralba, J.M., "Fracture mechanisms in sintered steels with 3.5%(wt.) Mo", *Materials Science and Engineering*, A259:98-104 (1999).

37. Danninger, H., Jang, G., Weiss, B. and Stickler, R., "Microstructure and Mechanical Properties of Sintered Iron.2. Experimental Study", *Powder Metall. Int.*, 25:170-173 (1993).
38. Christian, K.P. and German, R.M., "Relation between pore structure and fatigue behavior in sintered iron-copper-carbon", *Int. J. Powder Metall.* 31(1):51-61 (1995).
39. Cimino, T.M., Graham, A.H. and Murpy, T.F., "Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials", *Metal Powder Industries Federation*, 14-28 (1998).
40. Cotterel, B., He, S.Q. and Mai, Y.W., "Fatigue of sintered steels", *Acta Metall. Mater.*, 42:99-104 (1994).
41. Upadhyaya, R.G.S., "Effect of copper and VCN additions on sintering of low alloy steel", *Materials and Design*, 22:359-367 (2001).
42. Phadke, V.B., "Precipitation hardening in furnace-cooled sintered Fe-C alloys", *Powder Metallurgy*, 24(1):25-34 (1981).
43. Hidaka, H., Tsuchiyama, T. and Takaki, S., "Relation between microstructure and hardness in Fe-C alloys with ultra fine grained structure", *Scripta Materialia*, 44:1503-1506 (2001).
44. Torralba, J.M., Cambronero, L.E.G., Ruiz, J.M., "Influence of the nature of powders and microstructure of sintered Cu and Ni steels", *Powder Metall. Int.*, 24(4):226-228 (1992).
45. Hamiuddin, M. and Upadhyaya, G.S., "Effect of copper on sintered properties of phosphorus-containing ternary iron powder premix", *Powder Metall. Int.*, 14(4):20-24 (1982).
46. Straffelini, G. and Molinari, A. and Danninger, H., "Impact notch toughness of high-strength porous steels", *Materials Science and Engineering A*, 272(2):300-309 (1999).
47. Degoix, C.N., Griffio, A. and German, R.M., "Effects of sintering parameters on the mechanical properties of a Fe-2Cu-2Ni-0.9Mo-0.8C", *Int. J. Powder Metall.*, 34(6):57-67 (1998).
48. Campos, M., Sanchez, D. and Torralba, J.M., "Sintering behaviour improvement of a low Cr-Mo prealloyed powder steel through Mn additions and other liquid phase promoters", *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144:464-469 (2003).

49. Causton, R.J., Hamill, J.A. and Shah, S.O., "Properties of heat treated P/M alloy steels", *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials* (Int. Conf.) Ed. by A.Lawley and A. Swanson, 4:61-96, USA, May (1993).
50. Causton, R.J., James W.B. and Fulmer, J.J., "Performance charecteristics of a new sinter-hardening low alloy steel", *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*, (int. conf.), by MPIF and APMI, Chicago, 5:91-105 (1991).
51. Akpan, E., L' Esperance, G. and Roy, L.G., "Case histories with sinter hardening low steel powder", *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials*, (int. conf.) Ed. by A.Lawley and A. Swanson, USA, 4:289-302 (1993).
52. Gagné, M. and Trudel, Y., "Effects of steel prealloying on properties of sintered materials", *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials* (int. conf.), by MPIF and APMI, San Fransisco, 5:1-16 (1992).
53. Causton, R.J. and Fulmer, J.J., "Sinter hardening low-alloy steels", *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials* (int. conf.), by MPIF and APMI, San Fransisco, 5:17-51 (1992).
54. Lindberg, C, Engstrom, U. and Engdahl, P., "Sintered high strength materials", *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials* (int. conf.), by MPIF and APMI, San Fransisco, 5:107-126 (1992).
55. Hamill, J.A., Causton, R.J. and Shah, S.O., "High performance ferrous P/M materials utilizing high temperature sintering", *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials* (int. conf.), by MPIF and APMI, San Fransisco, 5:193-214 (1992).
56. Hanada, M., Motooka, N. and Honda, T., *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials* (int. conf.), by MPIF and APMI, San Fransisco, 5:215-226 (1992).
57. Danninger, H., Spoljaric, D., Weiss, B. and Preitfellner, J., "Microstructure property relationship of a high strength sintered steel", *Advances in Powder Metallurgy & Particulate Materials* (int. conf.), by MPIF and APMI, San Fransisco, 5:227-238 (1992).
58. D'Armas, H., Llanes, L., Peñañiel, J., Bas, J. and Anglada, M., "Tempering effects on tensile response and fatigue life behavior of a sinter-hardened steel", *Materials Science and Engineering*, 277(A):291-296 (2000).
59. Davies, R.G., "On ductility of dual phase steel", *Farmable HSLA and Dual-Phase Steels*, ed.by Davenport A.T., New York, 25-40 (1979).

60. Priestner, R. and Ajmal, M., "Effect of carbon content and microalloying on martensitic hardenability of austenite of dual-phase steel", *Materials Science Technology*, 3:360-364 (1987).
61. Tavares, S.S.M., Pedroza, P.D., Teodosio, J.R. and Gurova, T., "Mechanical properties of a quenched and tempered dual phase steel", *Scripta Materialia*, 40(8):887-892 (1999).
62. Liu, J., Jiang, Z. and Lian, J., "Influence of predeformation on microstructure and mechanical properties of 1020 dual phase steel", *Materials Science and Technology*, 7:527-532 (1991).
63. Güral, A., "Çift fazlı çeliklerde martensit hacim oranı ve morfolojisinin işlenebilirlik özellikleri üzerine etkileri", Yüksek Lisans Tezi, *G.Ü. Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara (1999).
64. El-Gizavy, A.S., "Machining characteristics of dual-phase steel", *Materials and Manufacturing Processes*, 5(3):377-386 (1990).
65. Hashimoto, T.M. and Pereira, M.S., "Fatigue life studies in carbon dual-phase steels", *International Journal of Fatigue*, 18(8):529-533 (1996).
66. Baker, H. (ed.), "Alloy phase diagrams", *Metals Handbook ASM*, Materilas Park, USA 3.29 (1992).
67. Mould, P.R. and Skena, C.C., "Structure and Properties of Cold-Rolled High Strength Steel Sheets", *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, Kot, R.A and Morris, J.W. (eds.), AIME, New York, 24-34 1979
68. Speich, G.R. "Physical metallurgy of dual phase steels", *Metall Soc of AIME*, 3-45 (1981).
69. Coldren, A.P., Eldis, G.T., "Using CCT diagrams to optimize the composition of an as-rolled dual-phase steel", *Journal of Metals*, 32(3):41-48 (1980).
70. Speich, G.R., Damarest, V.A, and Miller, R.L., "Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels" *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 12A(8):1419-1428 (1981).
71. Thompson, S.W., Fan, G.S. and Howell, S.R. "Nucleation of austenite during intercritical annealing of a commercial low-alloy steel", *Proceedings of an International Conference on Phase Transformation in Ferrous Alloys*, A.R. Marder and J.I. Goldstern J.I. (eds.), AIME, New York, 43-47 (1984).

72. Jeong, Y.J., Kim, I.S. and Choi, H.S., "Austenitization during intercritical annealing of an Fe-C-Si-Mn dual-phase steel" *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 16A:1237-1245, (1985).
73. Speich, G.R. and Szirme, A., "Formation of austenite from ferrite and ferrite-carbide aggregates", *TMS-AIME*, 245:1063-1075 (1969).
74. Yong, D.Z., Brown, E.L., Matlock, D.K. and Krauss, G., "The formation of austenite at low intercritical annealing temperatures in a normalized 0.08C-1.4 Mn-0.21 Si steel", *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 8A:1523-1526 (1985).
75. Jeong, W.C. and Kim, C.H., "Formation of austenite from a ferrite-pearlite microstructure during intercritical annealing", *Journal of Materials Science*, 20:4392-4398 (1985).
76. Sun, S. and Pugh, M., "Manganese partitioning in dual-phase steel during annealing", *Materials Science and Engineering*, A276:167-174 (2000).
77. Garcia, C.L. and De Ardo, A.J., "Formation of austenite in 1.5Pct Mn steels", *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 12A:521-530 (1981).
78. Matsuda, S. and Okamura, Y., "Microstructural and kinetics studies of reverse transformation in low-carbon, low alloy steels", *Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan*, 63(3):363 (1974).
79. Crooks, M.J. Garratt-Reed, A.J. Vander Sande J.B. and Owen W.S., "Precipitation and recrystallization in some vanadium and vanadium-niobium microalloyed steels", *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*.12A(12):1999-2013 (1981).
80. Matsumura, N. and Tokizane, M., "Microstructure and mechanical properties of dual-phase produced by intercritical annealing of lath martensite", *Transaction ISIJ*, 24:648-654 (1984).
81. Mondal, D.K. and Dey, R.M., "Effect of grain size on the microstructure and mechanical properties of a C-Mn-V dual-phase steel, *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 149A:173-181 (1992).
82. Estay, S., Li, C., and Purdy, G.R., "Carbide dissolution and austenite growth in the intercritical annealing of Fe-C-Mn dual phase steels", *Canadian Metallurgical Quarterly*, 20(3):339-350 (1981).

83. Kumar, A.N., Basu, S.N., "Manganese partitioning and dual-phase characteristic in a microalloyed steel", *Journal of Materials Science*, 26:2089-2092 (1991).
84. Wycliffe, S.A. Purdy, G.R and Embury, J.D., "Growth of austenite in intercritical annealing of Fe-C-Mn dual phase steels", *Canadian Metallurgical Quarterly*, 20(3):339-350 (1981).
85. Jeong, W.C. and Kim, C.H., "Ferrite growth on cooling annealing in a dual phase steel", *Scripta Metallurgica*, 19:37-42 (1985).
86. Davies, R.G., "Influence of silicon and phosphorous on the mechanical properties of both ferrite and dual phase steels", *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 10A:113-118 (1979).
87. Lagneborg, R., "Structure Property Relationships in Dual-Phase Steels", *Dual-Phase and Cold Pressing Vanadium Steels in the Automobile Industry*, Vanitec, Berlin, 43-50 (1978).
88. Geib, M.D., Matlock, D.K., and Krauss, G., "The Effect of Intercritical Temperature on the Structure of Niobium Microalloyed Dual phase Steels", *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 11A:1683-1689 (1980).
89. Repas, P.E., "Physical Metallurgy of Dual Phase Steels", *Mech. Working and Steel Processing Conf. XVII*, AIME, New York, NY, 277-305 (1979).
90. Lis, J., Morgiel, J. and Lis, A. "The effect of Mn partitioning in Fe-Mn-Si alloy investigated with STEM-EDS techniques", *Material Chemistry and Physics*, 81:466-468 (2003).
91. Ohtsuka, H., Ghosh, G. and Nagai, K., "Effect of Cu on diffusional transformation behaviour and microstructure in Fe-Mn-Si-C steels", *ISIJ International*, 37(3):296-301 (1997).
92. Koh, H.J., Lee, S.K., Park, S.H. and Kim, N.J., "Proceeding of the Sixth Symposium on Phase Transformation.", *Pohang Korcan Institute of Metals and Materials*, 157-160 (1996).
93. Yue, S., DiChiro, A. and Zarei-Hanzaki, A., "Thermomechanical processing effects on C-Mn-Si TRIP steels", *JOM*, 49(9):59 (1997).
94. Kim, S.J., Lee, C.G., Lee, T.H., Oh, C.S., "Effect of Cu, Cr and Ni on mechanical properties of 0.15 wt. % C TRIP-aided cold rolled steels", *Scripta Materialia*, 48:539-544 (2003).

95. Wycliffe, P., Purdy, G.R. and Embury, J.D., "Austenite growth in the intercritical annealing of ternary and quaternary dual-phase steels", *Fundamentals of dual-phase steels*, Kot, R.A., Bramfitt, B.L., 59-84 (1981).
96. Eldis, G.T, "The influence of microstructure and testing procedure on the measured mechanical properties of heat-treated dual phase steels", *Structure and Properties of Dual Phase Steels*, Kot, R.A. and Morris, J.W. (eds.), AIME, New York, NY, 202-220 (1979).
97. Rigsbee, J.M., "Inhibition of martensitic transformation of small austenite particles in low-alloy steels", *Proc. Int. Conf. Martensitic Transformation*, Boston, 381-385 1979
98. Long, Q.Y. Tseng, D. and tangri. K., "Retained austenite in intercritically annealed HSLA steel", *Metallography*, 20:61-73 (1987).
99. Giardino, L., Muteazzi, P., Tiziani, A. and Zambon, A., "Retained austenite variation in dual-phase steel after mechanical stressing and heat treatment, *Materials Science and Engineering*, 31A:215-219 (1991).
100. Lawson, R.F., Matlock, D.K, Krauss, G., "Effect of microstructure on the deformation and mechanical properties of a dual phase steel", *Metall. Soc. of AIME*, 347-381 (1981).
101. Geip, M.D., Matlock, D.K. and Krauss, G., "The effect of intercritical temperature on the structure of niobium microalloyed dual-phase steel", *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 11A:1683-1689 (1980).
102. Huppi, G.S., Matlock, D.K. and Krauss, G., "An evaluation of the important of epitaxial ferrite in dual-phase steel microstructure", *Scripta Metallurgica*, 14:1239-1243 (1980).
103. Saleh, M.H. and Priestner, R., "Retained austenite in dual-phase silicon steels and its effect on mechanical properties", *Journal of Materials Processing Technology*, 113:587-593 (2001).
104. Koo, J.Y., Young, M.J. and Thomas, G., "On the law of mixtures in dual-phase steels", *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 11A:852-854 (1980).
105. Marder, A.R., "The effect of heat treatment of the properties structure of molybdenum and vanadium dual phase steels", *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 12A:1569-1579 (1981).
106. Speich, G.R., "Physical metallurgy of dual-phase steel", *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, TMS-AIME, New York, 3-45 (1981).

107. Chen, H.C. and Cheng, G.H., "Effect of martensite strength on the tensile strength of dual-phase steels", *Journal of Materials Science*, 24:1991-1994 (1989).
108. Tomita, Y., "Effect of morphology of second phase martensite on tensile properties of Fe-0.1C dual-phase steel", *Journal of Materials Science*, 25:179-184 (1990).
109. Baucher, J.H. and Hamburg, E.E., "High strength formable sheet steel", *SEA preprint*, 730-731 (1977).
110. He, X. J., Terao, N. and Berghezan, A., "Influence of martensite morphology and its dispersion on mechanical properties and fracture mechanism of Fe-Mn-C dual phase steels", *Metal Science*, 18(7):367-373 (1984).
111. Speich, R.G and Miller, R.L., "Mechanical properties of ferrite martensite steels", *Structure and properties of dual-phase steels*, Kot, R.A. and Morris, J.W. (ed.), AIME, New York, 145-182 (1979).
112. Rashid, M.S., "Relationship between steel microstructure and formability", *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, Kot R.A. and Morris J.W. (eds.), AIME, New York, 1-24 (1979).
113. Nakoaka, K., Araki, K. and Kurihara, K., "Strength, ductility and aging properties of continuously annealed dual-phase high-strength sheet steels", *Formable HSLA and Dual Phase Steels*, Kot, R.A. and Morris, J.W. (eds.), AIME, New York, 126-141 (1979).
114. Han, S.K. and Margolin, H. "Void formation, void growth and tensile fracture of plain carbon steel and a dual-phase steel", *Materials Science and Engineering*, A112:133-141 (1989).
115. Sarwar, M. and Priestner, R., "Influence of ferrite-martensite microstructural morphology on tensile properties of dual-phase steel", *Journal of Materials Science*, 31:2091-2095 (1996).
116. Ahmad, E, Manzoor, T, Ali, K.L., Akhter, J.I., "Effect of microvoid formation on the tensile properties of dual phase steel", *Journal of Materials Engineering and performance*, 9(3):306-310 (2000).
117. Steinbrunner, D.L., Matlock, D.K. and Krauss, G., "Void formation during tensile testing of dual phase steels", *Metallurgical Transaction A (Physical Metallurgy and Materials Science)*, 19A(3):579-589 (1988).

118. Erdogan, M. and Tekeli, S., "The effect of martensite particle size on tensile fracture of surface carburised AISI 8620 steel with dual phase core microstructure", *Materials and Design*, 23(7):597-604 (2002).
119. Bayram, A. and Uğuz, A., "Effect of microstructure on the wear behaviour of a dual phase steel", *Mat.-wiss. u. Werkstofftech*, 32:249-252 (2001).
120. Zhang, H. and German, R.M., "Homogeneity and properties of injection moulded Fe-Ni alloys", *Metal Powder Report*, 18-22 (2001)
121. Antón, N., Delgado, J.L., Velasco, F. and Torralba, J.M., "Influence of alloying element additions on tribological behaviour of sintered steels with high content in manganese-nickel", *Materials Processing Technology*, 143-144:475-480 (2003).
122. Cal, X.L., Garratt-Red, A.J. and Owen, W.S. "The development of some dual-phase steel structures from different starting microstructures", *Metallurgical Transactions A*, 16A:543-556 (1985).
123. Erdogan, M., "Effect of austenite dispersion on phase transformation in dual phase steel", *Scripta Materialia*, 48:501-506 (2003).
124. El-Sesy, I.A. and El-Baradie, Z.M., "Influence carbon and/or iron carbide on the structure and properties of dual-phase steels", *Materials Letters*, 25:580-585 (2003).
125. Šalak, A. and Selecká, M., "Mechanical and friction properties of sintered (1-5)% manganese steel", *3rd International Powder Metallurgy Conference*, September 4-8, Turkish Powder Metallurgy Association, Gazi University, Ankara, Turkey, 230-246 (2002).
126. Navara, E., Bengtsson, B. and Easterling, K.E., "Austenite formation in manganese-partitioning dual phase steel", *Materials Science and Technology*, 2:1196-1201 (1986).
127. Hillert, M., "Phase equilibria phase diagrams and phase transformations, their thermodynamic basis", *Cambridge University Press*, Cambridge, 15-254 (1998).
128. Straffelini, G. and Molinari, A., "Evolution of tensile damage in porous iron", *Materials Science and Engineering A*, 334:96-103 (2002).
129. Spitzig, W.A., Smelser, R.E. and Richmond, O., "Evolution damage and fracture in iron compacts with various initial porosities", *Acta Metall.*, 36(5):1201-1211 (1988).

130. Chawla, N., Polasik, S., Narasimhan, K.S., Koopman, M. and Chawla, K.K., "Fatigue behavior of bender-treated powder metallurgy steels", *International Journal of Powder Metallurgy*, 37:49-57 (2001).
131. Danninger, H., Spoljaric, D. and Weiss, B., "Microstructural features limiting the performance of P/M steels", *The International Journal of Powder Metallurgy*, 33:43-53 (1997).
132. Šidjanin, L. and Miyasato, S., "Void nucleation and growth in dual phase steel wires", *Materials Science and Technology*, 5:1200-1206 (1989).
133. Malysenko, A.A., Podrezov, Y.N. and Firstov, S.A., "Toughness characterization of iron-based powder material", *Theoretical and Applied Fracture Mechics*, 21(2):101-106 (1994).
134. Koo, J.Y. and Thomas, G., "Metallurgical factors controlling impact properties of two phase steels", *Scripta Metallurgica*, 13(12):1141-1145 (1979).
135. Sakamoto, Y. and Hirai, Y., "Mechanical properties of high density sintered compacts obtained by cold-working", *Metal Powder Report*, 45(3):176-180 (1990).

ÖZGEÇMİŞ

Ahmet GÜRAL, 1972 yılında Ayaş'ta doğdu. İlk, orta ve lise eğitimini doğduğu ilçede tamamladı. Lisans eğitimini 1995 yılında Gazi Üniversitesi, Teknik Eğitim Fakültesi, Metal Eğitimi Bölümü'nde tamamladı. Aynı yıl Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü'nde, Metal Eğitimi Anabilim Dalı'nda, Yüksek Lisans eğitimine başladı. 1997 yılında mezun olduğu bölümde Araştırma Görevliliği'ne Başladı. 1999 yılında Yüksek Lisans eğitimini tamamladı. Aynı yıl, Doktora eğitimine başladı. Evli olan Ahmet GÜRAL, aynı bölümde Araştırma Görevliliğine devam etmektedir.