



**TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN
AISI 4340 ÇELİĞİNİN MEKANİK
ÖZELLİKLERİNE SICAK DEFORMASYONUN VE
SOĞUTMA ORTAMININ ETKİSİ**

Ayşe Gözde YIRIK

**2021
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ**

**TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN AISI 4340 ÇELİĞİNİN
MEKANİK ÖZELLİKLERİNE SICAK DEFORMASYONUN VE SOĞUTMA
ORTAMININ ETKİSİ**

Ayşe Gözde YİRİK

**Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında
Yüksek Lisans Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ**

**KARABÜK
Ocak 2022**

Ayşe Gözde YİRİK tarafından hazırlanan “TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN AISI 4340 ÇELİĞİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE SICAK DEFORMASYONUN VE SOĞUTMA ORTAMININ ETKİSİ başlıklı bu tezin Yüksek Lisans Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

.....

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir. 20/01/2022

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Mehmet AKKAŞ (KÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Mehmet Akif ERDEN (KBÜ)

.....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile Yüksek Lisans derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ

.....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

Ayşe Gözde YİRİK

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİYLE ÜRETİLEN AISI 4340 ÇELİĞİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNE SICAK DEFORMASYONUN VE SOĞUTMA ORTAMININ ETKİSİ

Ayşe Gözde YİRİK

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

İmalat Mühendisliği Anabilimdalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Ocak 2022, 106 sayfa

Bu çalışmada, Ø32x29 mm boyutlarında AISI 4340 çeliği toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiştir. Üretilen numuneler 1150°C’de 90 dakika sinterlenmiş ve ardından fırında soğutulmuştur. Sinterlenmiş durumda olanlar dışında, üretilen numunelerden birine 1150°C’de 1 saat homojenleştirme ısıl işlemi uygulanmış ve daha sonra havada soğutulmuştur. Diğer numuneler normal atmosfer şartlarında ve açık kalıpta 1150-930°C sıcaklık aralığında %30 ve %60 oranlarında deforme edildikten sonra kum, hava ve su ortamlarında soğutulmuştur. Ayrıca %30 ve %60 oranlarında deforme edildikten sonra su ortamında soğutulan numuneler 600°C’de 1 ve 2 saat temperlenmiştir. Numunelerin metalografik incelemeleri yapılarak, sıcak deformasyonun, soğutma ortamlarının ve temperleme işleminin toz metalürjisi ile üretilen AISI 4340 çeliğinin yoğunluk ve mekanik özelliklerine etkileri belirlenmiştir. Mikroyapı analizlerine göre AISI 4340 çeliğinin tane boyutu, deformasyon miktarına ve soğuma hızına bağlı olarak kademeli şekilde azalmıştır. Tane boyutu ölçümüne göre

%60 oranında deforme edilen numunelerde yeniden kristalleşmeye bağı olarak küçük tanelerin oluştuğı görülmüştür. Ayrıca deformasyon oranının artmasıyla yoğunluk ve sertliğin arttığı tespit edilirken temperleme işlemi uygulanan suda soğutulmuş numunelerde ise sertliğin düştüğü görülmüştür. Sonuçlar, sıcak deformasyonun, toz metalurjisiyle üretilen AISI 4340 çeliğinin özelliklerini alaşım elementlerinin ilavesini artırmadan iyileştiren bir işlem olduğunu göstermiştir.

Anahtar Sözcükler : Mikroalaşımli Çelik, Toz Metalurjisi, Termomekanik İşlem,
Mekanik Özellikler

Bilim Kodu : 91528

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

THE EFFECT OF HOT DEFORMATION AND COOLING MEDIUM ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF AISI 4340 STEEL PRODUCED BY THE POWDER METALLURGY METHOD

Ayşe Güzde YİRİK

Karabük University

Institute of Graduate Programs

Department of Manufacturing Engineering

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

January 2022, 106 pages

In this work, AISI 4340 steel was produced in dimension of $\text{Ø}32 \times 29$ mm by powder metallurgy. Samples were sintered at 1150°C for 90 min and then cooled in the furnace. Except to those in the as-sintered condition, one of the produced samples was homogenized at 1150°C for 1 h and then cooled in air. Other samples were deformed at the temperature range of $1150\text{-}930^{\circ}\text{C}$ and deformation rate of 30% and 60% in an open die under normal atmospheric conditions and then cooled in sand, air and water mediums. In addition, the samples, which were cooled in water after being deformed by 30% and 60%, were tempered at 600°C for 1 and 2 hours. Metallographic examination of the samples was carried out and the effects of hot deformation, cooling mediums and tempering on the density and mechanical properties of AISI 4340 steel produced by powder metallurgy were determined. According to the microstructure analyses, the grain size gradually decreased depending on the deformation rate or

cooling rate in AISI 4340 steel. It was seen that small grains occurred due to completely recrystallization at 60% deformation rate which were supported by grain size analysis. It was also observed that while the density and hardness increased by the increase in deformation rate, the hardness of the water cooled samples decreased after tempering. The results showed that hot deformation is a process that is capable of improving the properties of AISI 4340 steel produced by powder metallurgy without rising the addition of alloying elements.

Key Word : Microalloyed Steel, Powder Metallurgy, Thermomechanical Processing, Mechanical Properties.

Science Code : 91528

TEŞEKKÜR

Bu tez çalıőmasının planlanmasında, yürütülmesinde ve tamamlanmasında ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübeleriyle bana yol gösteren, sabırla destek olan ve çalıőmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ'e sonsuz teşekkürlerimi sunarım. Tezimin başlangıcından bu yana yardım ve desteklerini esirgemeyen Doç. Dr. Mehmet Akif Erden ve Arő. Gör. Demet Taőtemur'a teşekkürlerimi sunarım.

Yüksek Lisans alıőmamız KBÜ-BAP-FYL-2020-2140 nolu BAP Bilimsel Araőtırma Projesi kapsamında gerçekleştirilmiştir. Bu nedenle bu çalıőmayı destekleyen Karabük Üniversitesi BAP Koordinatörlüğüne teşekkür ederim.

Beni bugünlere getiren sevgilerini ve desteklerini her daim hissettiren babam Hasan YİRİK'e, annem Asiye TURGUT'a ve her zaman kalbimde yaőayacak olan sevgili abim Ufuk YİRİK'e minnetle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xviii
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	3
ÇELİKLER	3
2.1. ALAŞIMSIZ ÇELİKLER (KARBON ORANINA GÖRE ÇELİKLER)	5
2.1.1. Sade Karbonlu Çelikler.....	5
2.1.2. Orta Karbonlu Çelikler	5
2.1.3. Yüksek Karbonlu Çelikler	5
2.2. ALAŞIMLI ÇELİKLER.....	5
2.2.1. Düşük Alaşımli Çelikler	6
2.2.2. Yüksek Alaşımli Çelikler	6
2.2.3. Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	7
2.2.3.1. Karbon.....	7
2.2.3.2. Manganez	8
2.2.3.3. Silisyum	8
2.2.3.4. Fosfor	8
2.2.3.5. Kükürt	8
2.2.3.6. Krom	8

	<u>Sayfa</u>
2.2.3.7. Nikel.....	9
2.2.3.8. Molibden.....	9
2.2.3.9. Vanadyum.....	9
2.2.3.10. Titanyum.....	9
2.2.3.11. Tungsten.....	10
2.3. ISLAH ÇELİKLERİ.....	10
2.3.1. Alaşimsız Islah Çelikleri.....	10
2.3.2. Mangan Alaşımlı Islah Çelikleri.....	11
2.3.3. Krom Alaşımlı Islah Çelikleri	11
2.3.4. Krom- Molibden Alaşımlı Islah Çelikleri	11
2.4. AISI 4340 ÇELİĞİ	11
BÖLÜM 3	14
TOZ METALURJİSİ	14
3.1. TOZ METALURJİSİNİN ARTILARI VE EKSİLERİ.....	15
3.2. TOZ ÜRETİMİ.....	16
3.2.1. Mekanik Yöntemler	17
3.2.1.1. Öğütme.....	17
3.2.1.2. Mekanik Alaşımlama.....	18
3.2.2. Kimyasal Yöntemler	18
3.2.3. Elektroliz Yöntemi.....	18
3.2.4. Atomizasyon Yöntemleri.....	19
3.3. TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE PARÇA ÜRETİMİ.....	20
3.3.1. Tozların Karıştırılması.....	20
3.3.2. Tozların Preslenmesi	21
3.3.3. Tozların Sinterlenmesi.....	22
BÖLÜM 4	24
ÇELİKLERDE ISIL İŞLEM.....	24
4.1. ÇELİKLERE UYGULANAN BAZI ISIL İŞLEM YÖNTEMLERİ.....	26
4.1.1. Normalleştirme (Normalizasyon).....	28
4.1.2. Yumuşatma Tavı.....	28

	<u>Sayfa</u>
4.1.3. Homojenleştirme.....	29
4.1.4. Gerilim Giderme Tavı.....	29
4.1.5. Yeniden Kristalleştirme Tavı.....	29
4.1.6. Sertleştirme	30
4.1.7. Menevişleme.....	32
4.2. ZAMAN-SICAKLIK-DÖNÜŞÜM (ZSD) DİYAGRAMLARI	32
4.3. SOĞUTMA ORTAMLARI	35
4.3.1. Suda sertleştirme.....	35
4.3.2. Yağda sertleştirme	36
4.3.3. Havada sertleştirme	36
4.4. ÇELİKLERDE FAZ ORANLARININ VE ORTALAMA TANE BOYUTUNUN HESAPLANMASI.....	36
4.4.1. Tane Boyutunun Belirlenmesi	37
4.4.2. Ferrit ve Perlit Hacimsel Oranlarının Belirlenmesi	38
 BÖLÜM 5	 39
DENEYSEL METOD	39
5.1. GİRİŞ.....	39
5.2. DENEYSEL ÇALIŞMADA KULLANILAN TOZLAR.....	39
5.3. TOZLARIN KARIŞTIRILMASI VE SIKIŞTIRILMASI	40
5.4. SİNERLEME, HOMOJENLEŞTİRME VE DEFORMASYON İŞLEMLERİNİN UYGULANMASI	42
5.5. TEMPERLEME İŞLEMİNİN UYGULANMASI.....	46
5.6. SERTLİK TESTİNİN UYGULANMASI.....	46
5.7. OPTİK MİKROSKOP VE SEM İNCELEMELERİ	46
5.7.1. Metalografik İncelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması	47
5.7.2. Dağlayıcıların Hazırlanması ve Dağlama İşleminin Yapılması	49
5.8. YOĞUNLUK, FERRİT-PERLİT HACİMSEL ORAN, GÖZENEKLİLİK VETANE BOYUTU ÖLÇÜMLERİ	49
5.9. ÜRETİLEN NUMUNELERİN SPEKTRAL ANALİZLERİNİN YAPILMASI	49

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 6	50
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	50
6.1. GİRİŞ.....	50
6.2. TOZLARIN KARAKTERİZASYONU.....	50
6.3. SPEKTRAL ANALİZ SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ.....	53
6.4. OPTİK MİKROYAPI SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	53
6.4.1. Sinterlenen ve Homojenleştirilen Numunelerin Optik Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	53
6.4.2. Sıcak Deformasyon Uygulanan ve Ardından Farklı Ortamlarda Soğutulan Numunelerin Optik Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	59
6.4.3. Temperlenen Numunelerin Optik Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	66
6.5. SERTLİK VE YOĞUNLUK TEST SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	69
6.6. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İNCELEMELERİ VE ÇÖKELTİ OLUŞUMUNUN DEĞERLENDİRİLMESİ.....	74
6.6.1. Sinterlenen ve Homojenleştirilen Numunelerin SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	75
6.6.2. Sıcak Deformasyon Uygulanan ve Ardından Farklı Ortamlarda Soğutulan Numunelerin SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	80
6.6.3. Temperlenen Numunelerin SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi	88
BÖLÜM 7	93
GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER.....	93
KAYNAKLAR	97
ÖZGEÇMİŞ	1066

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Demir karbon denge diyagramı.....	4
Şekil 2.2. 4340 çeliğinin sabit sıcaklıktaki ZSD diyagramı.....	12
Şekil 3.1. Toz metalurjisinin aşamaları.....	15
Şekil 3.2. Üretim yöntemine göre değişen toz morfolojileri.....	16
Şekil 3.3. Öğütme cihazının şematik gösterimi.....	17
Şekil 3.4. Mekanik alaşımlama yönteminin şematik gösterimi.....	18
Şekil 3.5. Elektroliz yöntemi.....	19
Şekil 3.6. Atomizasyon tekniğinin aşamaları.....	19
Şekil 3.7. Toz metalurjisi ile üretimin kısa şaması.....	20
Şekil 3.8. Tek yönlü ve çift yönlü preslemenin şematik gösterimi.....	22
Şekil 3.9. Sinterlemede parçacıkların bağlanma aşamaları.....	23
Şekil 4.1. Isıl çevrim safhaları.....	24
Şekil 4.2. Östenitin soğutma ortamına göre yapısal değişikliği.....	25
Şekil 4.3. %0.2 karbon içeren çeliğin ısıtma sırasında oluşan mikroyapı değişikliklerinin şematik gösterimi.....	27
Şekil 4.4. Alaşımsız çeliklere uygulanan normalizasyon, yumuşatma, küreselleştirme ve sertleştirme işlemleri için tavlama sıcaklıkları.....	28
Şekil 4.5. Soğuk deformasyonun ve tavlamanın mikroyapı üzerindeki etkisi.....	30
Şekil 4.6. Östenitin soğuma hızlarına göre mikroyapısal dönüşümleri.....	31
Şekil 4.7. Martenzit, sertlik ve karbon miktarı arasındaki ilişkinin gösterimi.....	32
Şekil 4.8. Ötektoid çeliğin ZDS diyagramı.....	33
Şekil 4.9. Ötektoid bileşimli çeliğin İZSD diyagramı.....	34
Şekil 4.10. Ötektoid çeliğin SD eğrisi.....	35
Şekil 4.11. Tane boyutu hesaplamasında dikkat edilmesi gereken hususlar.....	38
Şekil 5.1. Tozların tartılması ve karıştırılmasında kullanılan a) hassas terazi ve b) turbula cihazı.....	42
Şekil 5.2. Presleme işleminin yapıldığı hidrolik pres.....	42
Şekil 5.3. Tozların preslenmesinde kullanılan kalıp ve zimba.....	43

Şekil 5.4. Sinterleme işleminde kullanılan atmosfer kontrollü fırın.....	44
Şekil 5.5. Numunelerin %30 ve %60 oranında deforme edilmesinde kullanılan alt ve üst plaka.....	45
Şekil 5.6. Deneysel çalışma için hazırlanan numunelerin genel görüntüsü,a)sinter, b) homojenleştirilen, c) %30 deforme edilen, d) %60 deforme edilen.....	46
Şekil 5.7. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunelerin metalografik incelemeleri yapılan yüzeyleri.....	48
Şekil 5.8. %30 ve %60 oranında deforme edilen numunelerin metalografik incelemeleri yapılan yüzeyleri.....	49
Şekil 5.9. Numunelerin temperleme süreleri ve metalografik incelenecek yüzeylerinin şematik gösterimi.....	49
Şekil 6.1. Demir tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.....	52
Şekil 6.2. Karbon tozunun a) X500 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.....	52
Şekil 6.3. Krom tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.....	52
Şekil 6.4. Molibden tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.....	53
Şekil 6.5. Nikel tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.....	53
Şekil 6.6. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin üst kısmından farklı büyütmelede alınan mikroyapı görüntüleri.....	55
Şekil 6.7. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin alt kısmından farklı büyütmelede alınan mikroyapı görüntüleri.....	56
Şekil 6.8. 1150°C’de 90 dakika homojenleştirilen numunenin üst kısmından farklı büyütmelede alınan mikroyapı görüntüleri.....	57
Şekil 6.9. 1150°C’de 90 dakika homojenleştirilen numunenin alt kısmından farklı büyütmelede alınan mikroyapı görüntüleri.....	58
Şekil 6.10. %30 deforme edildikten sonra a) kumda ve b) havada soğutulan numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	60
Şekil 6.11. %30 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	61
Şekil 6.12. %60 deforme edildikten sonra a) kumda ve b) havada soğutulan numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	62

Sayfa

Şekil 6.13. %60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	63
Şekil 6.14. 600°C’de 1 saat temperlenen numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	67
Şekil 6.15. 600°C’de 2 saat temperlenen numunelerin mikroyapı görüntüleri.....	68
Şekil 6.16. Numunelerin uygulanan işlem türüne göre değişen sertlik grafiği.....	70
Şekil 6.17. %30 ve %60 oranında deforme edilen numunelerin deformasyon oranına ve soğutma ortamlarına göre sertlik değerleri.....	71
Şekil 6.18. 600°C’de 1-2 saat temperlenen numunelerin sertlik değerleri (Hv0.5).....	74
Şekil 6.19. Farklı şartlarda ısıl işlem uygulanan ve deforme edilen numunelerin yoğunluk değerleri (Hv0.5).....	75
Şekil 6.20. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin üst kısmından farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	77
Şekil 6.21. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin üst kısmından alınan nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.....	77
Şekil 6.22. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin alt kısmından farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	78
Şekil 6.23. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin alt kısmından alınan nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.....	78
Şekil 6.24. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numunenin üst kısmından farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	79
Şekil 6.25. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numunenin üst kısmından alınan nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.....	79
Şekil 6.26. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numunenin alt kısmından farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	80
Şekil 6.27. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numunenin alt kısmından alınan nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.....	80
Şekil 6.28. %30 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunenin farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	83
Şekil 6.29. %30 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.....	83
Şekil 6.30. %30 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunenin farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	84

Sayfa

Şekil 6.31. %30 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.....	84
Şekil 6.32. %30 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunenin farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	85
Şekil 6.33. %30 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.....	85
Şekil 6.34. %60 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunenin farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	86
Şekil 6.35. %60 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.....	86
Şekil 6.36. %60 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunenin farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	87
Şekil 6.37. %60 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.....	87
Şekil 6.38. %60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunenin farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	88
Şekil 6.39. %60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.....	88
Şekil 6.40. 600°C'de 1 saat temperlenen numunelerin farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	90
Şekil 6.41. 600°C'de 1 saat temperlenen numunelerin çizgi ve nokta EDS analiz sonuçları.....	91
Şekil 6.42. 600°C'de 2 saat temperlenen numunelerin farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.....	92
Şekil 6.43. 600°C'de 2 saat temperlenen numunelerin çizgi ve nokta EDS analiz sonuçları.....	93

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. AISI 4340 çeliğinin % kimyasal bileşimi.....	13
Çizelge 2.2. AISI 4340 çeliğinin ısıtılma özellikleri.....	13
Çizelge 2.3. AISI 4340 çeliğinin mekanik özellikleri.....	13
Çizelge 2.4. AISI 4340 çeliğinin yaklaşık olarak kritik sıcaklık değerleri.....	13
Çizelge 5.1. AISI 4340 çeliğinin üretiminde kullanılan tozların özellikleri.....	41
Çizelge 5.2. AISI 4340 çeliğinin kimyasal kompozisyonu.....	41
Çizelge 5.3. Numunelere uygulanan ısıtılma işlemleri ve soğutma ortamları.....	46
Çizelge 5.4. Çalışmada uygulanan ısıtılma işlemlerinin zaman ve sıcaklık çizelgesi.....	47
Çizelge 6.1. Çalışmada kullanılan tozların boyut ve saflık değerleri.....	54
Çizelge 6.2. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunelerin % ferrit-perlit ve ortalama tane boyutu değerleri.....	60
Çizelge 6.3. Sıcak deforme edilen numunelerin % ferrit-perlit ve ortalama tane boyutu değerleri.....	64
Çizelge 6.4. Sinterlenen, homojenleştirilen, deforme edilen ve temperlenen numunelerin %yoğunluk, %gözeneklilik değerleri.....	71

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Cr	: krom
W	: tungsten
P	: fosfor
Mo	: molibden
Al	: alüminyum
Co	: kobalt
Nb	: niyobyum
Pb	: kurşun
C	: karbon
Ni	: nikel
Ti	: titanyum
Cu	: bakır
S	: kükürt
V	: vanadyum
Se	: selenyum
Si	: silisyum
Mn	: manganez
Fe	: demir
A1	: ötektoid reaksiyon sıcaklığı
A3	: ötektoid altı çeliklerde tam östenit alanına geçiş sıcaklığı
Ms	: martenzit başlama sıcaklığı
MPa	: mega paskal

KISALTMALAR

AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
DIN	: Deutch Industrie Normen (Alman Endüstri Normları)
HMK	: Hacim Merkez Kübik
HMT	: Hacim Merkez Tetragonal
TM	: Toz Metalurjisi
ZSD	: Zaman Sıcaklık Dönüşüm Diyagramı
SEM	: Tarama Elektron Mikroskobu
TEM	: Geçirmeli Elektron Mikroskobu
EDS	: Enerji Dağılım Spektroskopisi

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Çeliğin kullanım alanı günümüzde gelişen teknoloji ile birlikte hayatımızın her alanına doğru genişlemiştir. Daha önce dayanıklı çelik üretiminde sadece karbonun etkili olduğu bilinmekteydi. Ama çalışmalar gösterdi ki bileşimde karbon oranı arttıkça sertliğin artmasının yanı sıra bazı olumsuz etkilerin de ortaya çıkması kaçınılmaz olmuştur. Bu durum çeliğe farklı miktarlarda değişik alaşım elementlerinin katılmasına sebep olmuştur. Çeliğin bileşiminden başlayıp üretim aşamalarındaki her parametre çeliğe farklı özellikler kazandırmaktadır. Buna bağlı olarak çeliğin mekanik ve metalografik özelliklerini iyileştirmek, ısıl işlemler yolu ile çeliğe farklı özellikler kazandırmak önemli hale gelmiştir [1–3]. Bu değişiklikleri anlamak ve kontrol etmek için sıcaklık ve yapısal geçişlerin bilinmesi gerekmektedir. Çelikte ısıtma ve soğutma işlemlerinden dolayı işlem parametrelerine bağlı olarak bazı değişiklikler meydana gelmektedir. Bu yapısal değişikliğe faz geçişi denir. Faz değişiminin meydana geldiği sıcaklığa kritik sıcaklık veya dönüşüm sıcaklığı denir [4]. Çeliğe su verilmesi işleminde, soğuma hızı ve birim zamanda gerçekleşen ısı geçişinin saptanması önemlidir. Soğutma ortamı, malzemenin ısı transfer özelliği, çeliğin sertleşebilirliği gibi parametrelerden herhangi birinin değiştirilmesi ısıl işlemin sonucunu da etkilemektedir [4].

Çelik üretiminde kökeni eskiye dayanan ama kullanımda modern bir yöntem olan toz metalurjisi, geleneksel üretim yöntemleriyle birbiri içerisinde çözünmeyen elementleri bir araya getirerek, karmaşık geometrili parçaların üretilmesine olanak sağlayan ekonomik bir üretim yöntemidir. Ayrıca bu yöntem ile geleneksel üretim yöntemlerinde meydana gelen malzeme ve zaman kaybıda önlenmektedir [5,6]. Toz metalurjisi ile parça üretimi metalik tozun üretimi, tozların karıştırılması, tozların şekillendirilmesi ve mukavemet kazandırmak amacıyla sinterlenmesi şeklinde süreç sahiptir. Bu malzemelerin üretimi esnasında sinterleme sonrası soğutma hızının

ayarlanması ile malzemelerin mikroyapısı ve mekanik özelliklerinde iyileşmeler sağlanmaktadır. Toz metalurjisi ile üretilen düşük alaşımlı çelik malzemelerin mekanik etkileri ve diğer fiziksel özellikleri, çeşitli endüstriyel alanlarda güvenli kullanım için iyi bilinmelidir. Malzemenin mikroyapısı ve mekanik özellikleri sinterleme sıcaklığı, presleme basıncı, presleme süresi, sinterleme sonrası uygulanan ısı işlem, gözenek sayısı ve geometrik şekillerine göre değişmektedir [7].

Çeliğin kullanım alanının son derece geniş olması dayanıklı çelik üretiminin öneminin bir göstergesidir. Ancak mukavemetli çelik tamamen kullanılacağı yere ve şartlara göre değişiklik göstermektedir. Bu bağlamda teknolojinin de gelişmesi ile birlikte ıslah çeliklerinin yaygın kullanımı artmıştır. Genellikle yüksek gerilmeye maruz kalan makine elamanlarında kullanılan AISI 4340 çeliği tokluk, süneklik ve mukavemet gibi avantajları sağlayan düşük alaşımlı bir çeliktir. Tüm bu avantajlarının yanı sıra temperleme işleminin sıcaklık aralığına bağlı olarak gevrekleşmeye neden olduğu söylenebilir [8].

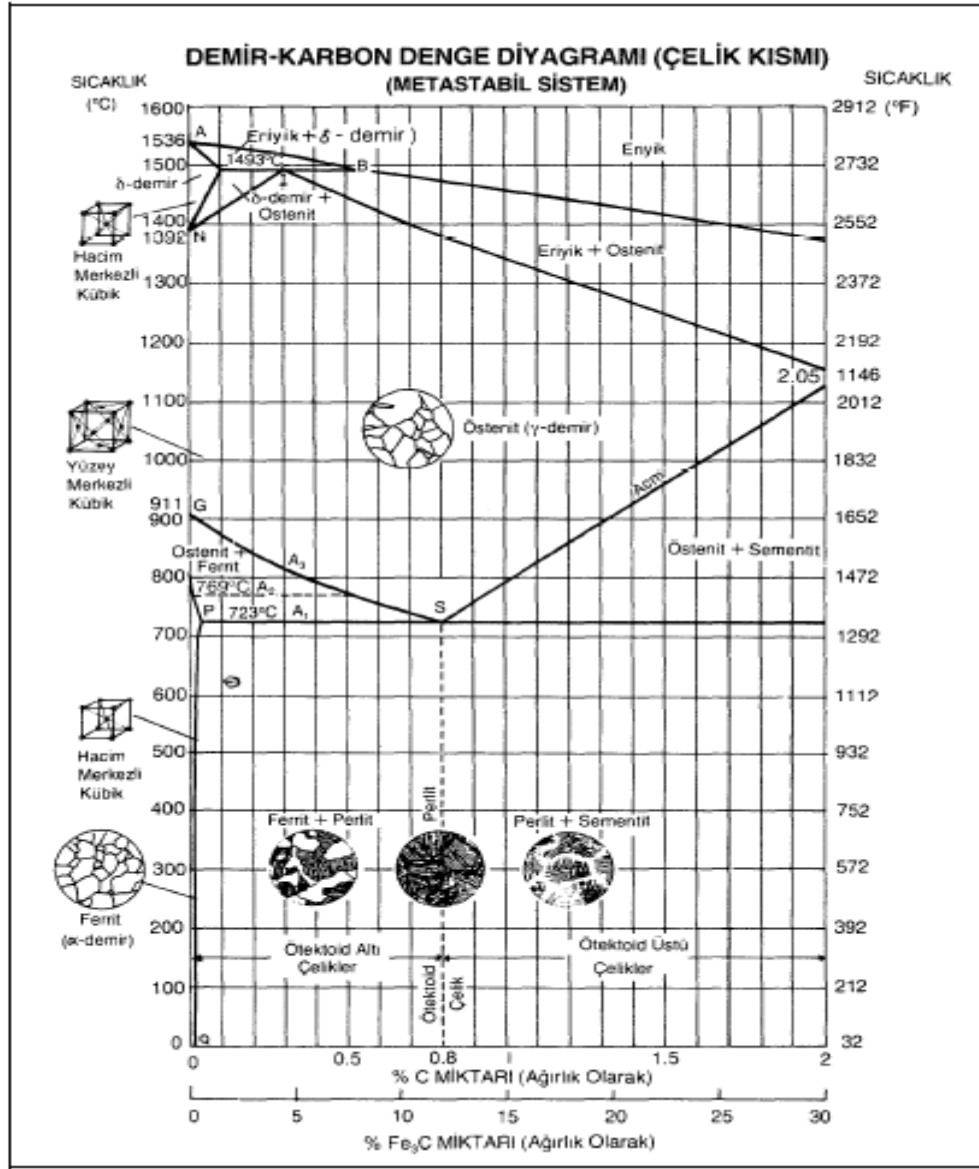
Yukarıdaki faktörler göz önüne alındığında farklı tavlama kombinasyonları ile bir nikel- krom- molibden çeliği olan AISI 4340 çeliğinin (AISI 43XX serisi) mikroyapı ve mekanik özellikleri üzerine bir çalışma yapılması ihtiyacı doğmuştur. Bu çalışmada AISI 4340 çeliği toz metalurjisi yöntemiyle üretilmiş olup, sıcak basma ile farklı oranlarda deforme edildikten sonra farklı soğuma ortamlarında soğutulmuştur. Numunelerin sertlik değerleri, yoğunlukları ve mikroyapı görüntüleri alınıp sonuçlar tartışılmıştır. Martenzitik yapı gösteren numuneler farklı sıcaklık ve zaman aralıklarında yapılan temperleme sonrasında tekrar sertlik ve yoğunluk değerleri ölçülüp mikroyapı görüntüleri karşılaştırmalı olarak değerlendirilmiştir. Yapılan çalışmada normal atmosfer koşullarında sıcak olarak deforme edilen AISI 4340 çeliği, sıcak deformasyon uygulanmayan sinterlenmiş veya homojenleştirilmiş AISI 4340 çeliğine göre daha üstün mikroyapı ve mekanik özellik sergilemiştir.

BÖLÜM 2

ÇELİKLER

Çelik genellikle, bileşiminde % 2'ye kadar karbon içeren bir demir-karbon alaşımı olarak tanımlanır. Alman DIN normunda çelik, herhangi bir işlem görmeden dövülebilen bir demir-karbon alaşımıdır ve karbon içeriği genellikle % 1,7'den fazla değildir. Bir istisna olarak, alaşım elementlerinin yüksek oranı nedeniyle, çelik grubu % 2 karbon içeriğine sahip yüksek alaşımlı çelik olarak adlandırılır [9].

Demir, diğer elementlerle bileşikler oluşturan aktif bir element olmasına rağmen, demir ve karbon alaşımı çok önemlidir. Demir ve karbonun oluşturduğu iki malzeme grubu vardır. Bunlar çelik ve dökme demirdir. Şekil 2.1, demir ve karbonun oluşturduğu ikili denge diyagramını göstermektedir. Bu diyagram saf demir içerisine katılan karbon alaşımının sıvı halden soğutulmasını takip ederek çizilmiştir [9]. Diyagramda üç önemli dönüşüm vardır. Bunlardan ilki peritektik dönüşümdür. Dönüşümde 1495°C'de %0.15 karbon bileşimden östenit oluşmaktadır. İkinci dönüşüm ötektik dönüşümdür. Ötektik dönüşüm 1148°C'de %4.3 karbon bileşiminde gerçekleşir. Ötektik reaksiyon dökme demir teknolojisi için önemlidir. Demir- karbon denge diyagramındaki üçüncü dönüşüm noktası çelikler için önemli bir yere sahiptir. Ötektoid dönüşüm 727°C'de ve ağırlıkça %0.8 karbon bileşiminde olan östenitin "ferrit + sementit" e dönüşümü şeklinde olur ve bu dönüşümün ürünü perlit (ferrit + sementit) adını alır [9].



Şekil 2.1. Demir- karbon denge diyagramı [9]

Çelikler, geçmişten günümüze kadar dünya çapında en çok kullanım alanı olan malzemelerdir. Ucuz ve kolay üretilebilir olmaları, mekanik özelliklerinin değiştirilebilir ve iyileştirilebilir olması çelik kullanımını güvenilir kılmıştır. Temelinde demir-karbon bileşiminden oluşan çelikler, çeşitli alaşım elementleri ile farklı özellikler kazanabilirler. Çelikte kimyasal bileşimin etkisinin yanı sıra, çeliğe ısı işlem uygulayarak istenilen mekanik, fiziksel ve elektriksel özelliklere tam ulaşılabilir [10,11]. Çelikler içerdikleri kimyasal bileşime göre sınıflandırılırsa alaşımlı çelikler ve alaşımsız çelikler olarak ikiye ayrılır.

2.1. ALAŞIMSIZ ÇELİKLER (KARBON ORANINA GÖRE ÇELİKLER)

Alaşimsız çelikler içerdikleri karbon oranına göre sade karbonlu, orta karbonlu ve yüksek karbonlu olmak üzere üç kısma ayrılırlar.

2.1.1. Sade Karbonlu Çelikler

Sade karbonlu çelikler yapılarında %0.20'ye kadar karbon içeren çeliklerdir. Dünya genelinde üretilen çeliklerin nerdeyse %90'nı sade karbonlu çelikler oluşturur. Sade karbonlu çeliklerin içerdikleri karbon miktarı ile yapılarındaki tüm özellikler doğrudan ilişkilidir. Sertleşme yetenekleri karbon oranından dolayı düşüktür. Kalın kesitli parçalar kütleli olarak sertleştirilemezler. Bu çeliklere uygulanan sementasyon ve nitrürasyon ile içi tok yapıda, yüzeyi sert çelikler elde edilebilir [3,11,12].

2.1.2. Orta Karbonlu Çelikler

Orta karbonlu çelikler yapılarında %0.20 - 0.60 arasında karbon içeren çeliklerdir. Karbon oranına bağlı olarak orta derecede mekanik özellikler gösterirler. En büyük özellikleri ısıl işleme çok uygun olmalarıdır. Orta karbonlu çeliklerin yapıları ve mekanik özellikleri ısıl işlem ile önemli ölçüde değiştirilebilir, istenilen düzeyde sertleştirilebilirler [11,12].

2.1.3. Yüksek Karbonlu Çelikler

Yüksek karbonlu çelikler %0.55- 1.6 arasında karbon içeren çeliklerdir. Şekil alabilme kabiliyetleri, işlenme kabiliyetleri ve kaynak edilebilirlikleri düşüktür. Bunun yanında aşınmaya dayanıklı ve kesici özelliğe sahip olmaları takım çeliği imalatında yaygın şekilde kullanılmalarında etkili olmuştur [11,12].

2.2. ALAŞIMLI ÇELİKLER

Alaşimli çelikler, bileşimlerinde çeliğin özelliğini değiştirecek oranlarda krom, nikel, molibden, wolfram ve vanadyum bulundurlar [13]. Alaşimsız çeliklerin kullanım

alanları sınırlıdır ve bu çeliklerin sertleştirme, korozyon dayanımı özellikleri iyi değildir [12]. Bunun yanı sıra alaşımsız çeliklerden üretilen parçaları mukavemetlendirmek için uygulanan su verme işleminde çeliğin kafes yapısı çarpılabilir ve iç gerilmelerin de artmasıyla çelik gevrek davranış gösterebilir. Bu yüzden benzer durumlardan kaçınmak ve malzemenin mekanik özelliklerini iyileştirerek mukavemet kazandırmak için alaşımlama tercih edilir [12,14]. Çeliğe alaşım elementlerinin eklenmesiyle, başka hiçbir malzemede görülmeyen yapısal çeşitlilikler elde edilebilir [13]. Alaşımlama sonucunda çeliğin bünyesine katılan alaşım elementlerinin türüne ve miktarına göre çeliğin özellikleri geliştirilir [12].

Bileşimindeki alaşım elementleri toplamı %5'i geçmeyen çelikler düşük alaşımlı, bileşimindeki alaşım elementleri toplamı %5'i geçen çelikler ise yüksek alaşımlı çeliklerdir [13].

2.2.1. Düşük Alaşımlı Çelikler

Alaşım elementlerinin toplam miktarı %5 veya daha az olan çeliklerdir [15]. Düşük alaşımlı çelikler ile alaşımsız çelikler birbirlerine benzer özellikler gösterirler. Ni, Cr, Mo gibi alaşım elementlerinin takviyesi ile düşük alaşımlı çeliklerin mekanik özelliklerinde iyileşme ve sertleşme kabiliyetinde artış olur [16]. Düşük alaşımlı çeliklerin sertleşme kabiliyeti bu çelikleri alaşımsız çeliklerden ayıran en önemli özelliktir [17]. Bu çelikler üretim maliyetlerinin düşük olması ve döküm yoluyla üretime uygun olması sebebiyle karmaşık geometrili parçaların üretiminde tercih edilirler [8].

2.2.2. Yüksek Alaşımlı Çelikler

Çeliğin bileşiminde bulunan alaşım elementlerinin toplam miktarı %5'den fazla olan çeliklerdir. Bu çelik türü, nikel, molibden, krom, gibi alaşım elementlerini, korozyon direnci ve mukavemet gibi özellikleri güçlendirmek için yüksek oranlarda içerir. Yüksek alaşımlı çelikler çoğunlukla paslanmaz çelik ve takım çelikleri grubunda kullanılır. Bu çelikler kullanım alanına uygun olarak özel amaçla üretilir [12,18].

2.2.3. Alaşım Elementlerinin Etkisi

Çelik genel olarak demir-karbon alaşımıdır; ancak demir ve karbon dışında muhteviyatında farklı elementler de bulunabilir. Çeliğın türüne göre Cr, Ni, Mo, Co, Ti, V, W, Al, Nb, Cu gibi elementlerin yanında Se, P, Te, Pb ve S gibi elementler de yapıda yer alabilmektedirler [19].

Çeliklere alaşım elementi eklenmesinin temel amaçları řu şekilde sıranalabilir:

1. Sertleşme kabiliyetini, sertleşme derinliğini iyileştirmek ve mukavemeti artırmak
2. Mekanik özellikleri iyileştirmek
3. Tokluğu arttırmak
4. Aşınma ve korozyon direncini arttırmak
5. Manyetik özellikleri iyileştirmek [19]

2.2.3.1. Karbon

Çeliğın içerisindeki karbon miktarında olan çok küçük değişimler dahi çeliğın özelliklerini önemli oranda değiştirir. Bileşimdeki karbonun temel amacı alaşımı sertleştirmektir. Bunun yanında karbon, demir atomlarının kaymasını engeller, kırılma tokluğunu azaltır, sünek gevrek geçiş sıcaklığını ise artırır [10]. Alaşımdaki karbon miktarı arttırılırsa bu martenzit ve beynitik yapının oluşmasına sebep olur. Yani karbon miktarını arttırmak çeliğın sertliğini, akma dayanımını arttırmakla beraber süneklik ve kaynak edilebilirlik özelliğini azaltmakta ve kırılma direncini arttırmaktadır [20].

Alaşımlama yaparken karbon mukavemeti arttırmak için endüstride akla gelen ilk alaşım elementidir. Ancak, toz metalurjisi yöntemiyle üretilen malzemelerde sertlik arttıkça tozlarda sıkıştırılabilirlik azalır. Bu negatif etkiyi en aza indirmek ve tozların sinterlenmede sıkıştırılmasını kolaylaştırmak için karbon grafit olarak alaşıma katılır. Sinterleme esnasında grafit demir içerisinde çözünür [21].

2.2.3.2. Manganez

Mangan çeliğin sertliğini, dayanım değerlerini ve korozyon direncini artırır, sünekliği azaltırken dövülebilirliğini ve kaynak edilebilirliğini olumlu yönde etkiler. Alaşımda az miktarda bulunan mangan çentik darbe mukavemetini iyi yönde etkilerken kritik soğuma hızını ise fazlasıyla düşürür. Mangan içeriğinin artması tane büyümesine sebep olur. Çelikte mangan ilavesinin etkisi düşük karbonlulara kıyasla yüksek karbonlu çeliklerde daha yüksektir [22,23].

2.2.3.3. Silisyum

Silisyum ilavesi çeliğin tokluğunu ve sünekliğini düşürmeden sertlik ve dayanımını artırır. Silisyum iyi bir oksijen gidericidir ve döküm işlemi sırasında döküme akıcılık kazandırır. Çelik içerisindeki silisyumun artmasına oranla tane büyüklüğü de artar [11].

2.2.3.4. Fosfor

Fosfor alaşıma düşük miktarlarda eklense dahi ferrit içerisinde tamamen çözüldüğü için ferritin dayanımını en çok arttıran elementtir. Alaşıma eklendiği zaman çeliğin dayanımını, sertliğini artırır, ancak sünekliğe ve darbe dayanımına olumsuz yönde etki eder [1].

2.2.3.5. Kükürt

Kükürt elementi, fosfor gibi özel durumlar haricinde yapıda istenmeyen bir elementtir. Malzemenin kaynak kabiliyetini, tokluğunu ve sünekliğini olumsuz yönde etkilediği için özel otomat çelikleri dışında yaygın olarak kullanılmaz [24].

2.2.3.6. Krom

Krom çeliklerin sertliğini, korozyon direncini, yüksek sıcaklıklara dayanımını, artırırken sertleştirme sıcaklığını, sünekliği ve kaynak kabiliyetini düşürür. Krom

tokluğu arttırır ama etkisi azdır. Çelikte tufal ve kabuk oluşumunu engeller [23,25]. Krom Ac1 ve Ac3 sıcaklıklarını arttırıp Ac4 sıcaklığını düşürür. Böylece östenit bölgesi daralırken ferrit bölgesi genişler [25]. Krom bazı alaşımlamalarda meneviş kırılabilirliğine sebep olabilir bu etkiyi azaltmak için molibden ile birlikte kullanılır [23].

2.2.3.7. Nikel

Bileşime nikel ilavesi sertleşme derinliğini iyileştirir, mukavemeti, tokluğu ve aşınma direncini arttırır ayrıca daha ince yapıli tane elde edilmesini sağlar. Nikel, krom ile birlikte kullanıldığında tufal oluşumunu engeller [23]. Nikel östenit yapıcı bir elementtir. A3 ve Ms dönüşüm sıcaklıklarını düşürür, böylece çeliğin düşük sıcaklıklarda östenitleşmesini sağlar [7].

2.2.3.8. Molibden

Molibden eklendiği alaşımın sertliğini, tokluğunu, sürünme dayanımını, kaynak edilebilirliğini ve aşınma direncini arttırır, tane irileşmesini önler. Krom ile birlikte kullanıldığı zaman akma ve çekme dayanımını arttırır [23].

2.2.3.9. Vanadyum

Vanadyum, mikroyapıda karbür ve nitrür oluşturur ve önemli bir tane küçültücü elementtir [26]. Bu alaşım elementi sertlik derinliğini ve sıcaklık dayanımını artırır [11]. Yapılan çalışmalarda mikroyapıya vanadyum ilavesinin korozyon hızını azaltan bir etkiye sahip olduğu görülmüştür [26].

2.2.3.10. Titanyum

Titanyumun mikroyapıda karbür ve nitrür yapıcı özelliği vardır ve tanelerin incelttilmesinde etkilidir. Ayrıca çelik üretimi sırasında deoksidan görevi görür [11,27].

2.2.3.11. Tungsten

Tungsten genel olarak çeliğin dayanımını artıran bir alaşım elementidir. Yüksek sıcaklığa karşı dayanımı artırır ve temperleme işlemi sırasında çeliğin sertliğini kaybetmesini engeller. Bu nedenle alaşım elementi olarak uzun ömürlü ve yüksek sıcaklığa karşı dayanıklı olması istenen takım çeliklerinin, ıslah çeliklerinin ve yüksek hız çeliklerinin üretiminde kullanılır [11,23].

2.3. ISLAH ÇELİKLERİ

Islah çelikleri, sertleştirilmeye uygun olan, yüksek tokluk ve yüksek dayanım gösteren alaşımlı ve alaşımsız imalat çelikleridir [28]. Çelik ilk önce sertleştirilip ardından temperlenirse arka arkaya uygulanan bu işlemler toplamı ıslah etmek olarak adlandırılır [8]. Islah çeliklerinden yüksek dayanım değerleri ve süneklik bir arada istenmektedir, bu çelikler sertleştirme işlemi uygulandıktan sonra yüksek sıcaklıkta temperlenmektedir. Islah çeliklerinde sertlik martenzit yapı ile sağlanır. Bu yapıyı yakalamak için bileşimlerinde nispeten yüksek miktarda karbon (%0,25 C - %0,60 C) bulunur [29]. Günümüzde ıslah çelikleri yaygın olarak kullanılmakta ve buna bağlı olarak çeliğin mekanik özelliklerinin iyileştirilmesinde uygulanabilecek ısıl işlemlerin önemi de giderek artmaktadır [8].

Islah çelikleri kimyasal bileşimlerine göre dört ana grupta toplanmaktadır.

1. Alaşımsız ıslah çelikleri
2. Mangan alaşımlı ıslah çelikleri
3. Krom alaşımlı ıslah çelikleri
4. Krom- molibden alaşımlı ıslah çelikleri [8].

2.3.1. Alaşımsız Islah Çelikleri

Bu çelikler makine parçalarının üretiminde kullanılmaktadır. Ancak bu çeliklerde sertleşebilme derinliği sadece küçük boyutlu parçalar için çekirdeğe kadardır. Alaşımsız ıslah çeliklerinde yüksek sıcaklıklardan ani bir şekilde yapılan soğutma

işlemi tanelerin kabalaşmasına yol açar ve mukavemeti düşürür. Büyük boyutlu parçalarda çekirdeğe kadar yüksek mukavemetin elde edilebilmesi için alaşımlama gerekmektedir [29]. Bu çeliklerde dayanıklılık karbon miktarının artışına bağlıdır [30].

2.3.2. Mangan Alaşımlı İslah Çelikleri

Mangan alaşımlı ıslah çeliklerinde, mangan mikroyapıda sertleşebilirliği artırır, kaynak kabiliyetini geliştirir [31]. Mangan ilavesi derinlemesine sertleşme sürecini hızlandırır [23]

2.3.3. Krom Alaşımlı İslah Çelikleri

Bu ıslah çeliklerinde krom elementi, sertleşebilirliği artırır ve plastisiteye de olumlu etki sağlar [31]. Krom az miktarda katı eriyik mukavemetlenmesi sağlamlasının yanında güçlü karbür yapma özelliği sayesinde mukavemete katkı sağlar. Çoğu alaşım elementi gibi karbür oluşması eğilimini de artırır. Cr elementi çeliklere korozyon ve oksidasyon direnci kazandırmak amacıyla da ilave edilir. [25].

2.3.4. Krom- Molibden Alaşımlı İslah Çelikleri

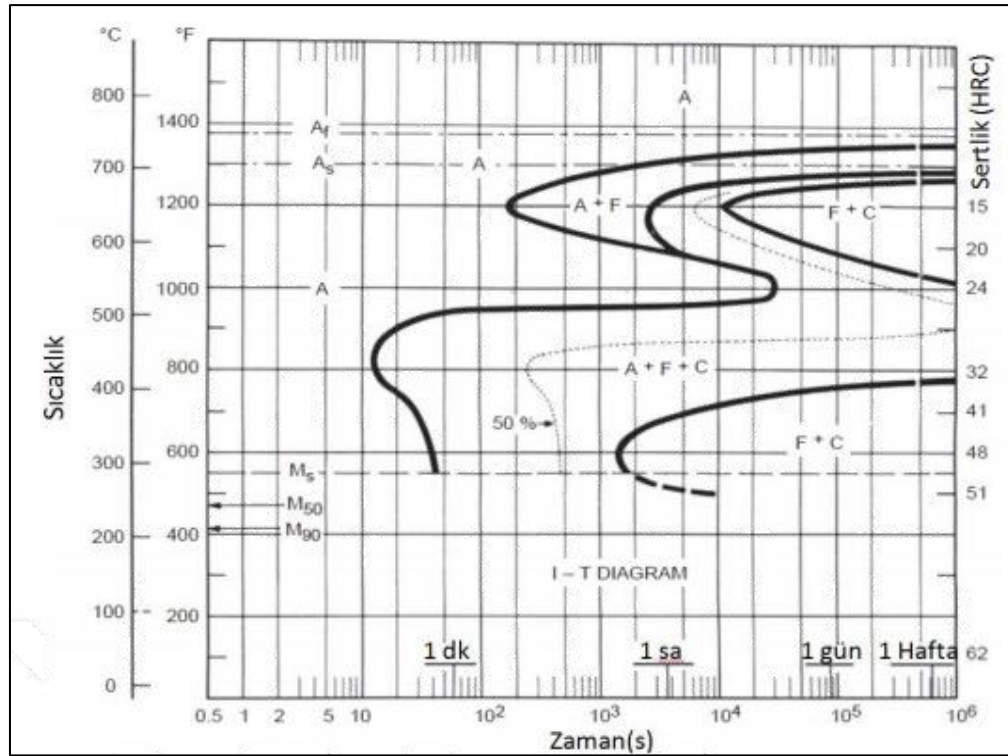
Bileşimlerinde %0.38- 0.43 C, %0.15- 0.25 Mo ve %0.5- 1.1 Cr bulunduran, sertleşmeye elverişli, yüksek tokluk gösteren, ıslah edilmiş makine yapım çelikleri krom-molibden alaşımlı ıslah çelikleri olarak adlandırılır. Krom-molibden'li çeliklerin kaynak kabiliyetleri ve sertleşme derinlikleri iyidir. Bu çeliklerin aşınma dirençleri ve yorulma dirençleri yüksektir [32]. Molibdenin kroma kıyasla sertleşebilirlik üzerindeki etkisi daha yüksektir ve meneviş kırılma ihtimalini azaltır [31].

2.4. AISI 4340 ÇELİĞİ

AISI 4340 çeliği ıslah çelikleri sınıfından olup, ısıtma işlemi uygulanabilen çelikler kategorisine ait olan ve özellikle karbon içeriği açısından su vermeye uygun, ıslah işlemi sonunda belirli bir çekme dayanımına ve yüksek tokluğa sahip bir nikel-krom-molibden çeliğidir [33]. AISI 4340, düşük alaşımlı çelikler olarak sınıflandırılan çelik

ailesine aittir. Ayrıca refrakter çelik veya ısıya dayanıklı çelik olarakta bilinir. Çünkü diğer refrakter metaller ve alaşımlar gibi yüksek sıcaklık uygulamalarında büyük potansiyele sahiptir [34]. AISI 4340, sürtünme dişli kutuları, miller, pistonlar, bağlantı çubukları, ön akslar ve aks kutuları üretmek için kullanılır. Ayrıca uçaklarda, otomobillerde, motor parçalarında, eksantrik millerde ve krank millerinde, direksiyon parçalarında ve burçlarda kullanılır [33]. Yüksek tokluğa sahiptir ve yüzey sertleştirmeye uygundur. Bu tür makine parçaları zorlu kimyasal ortamlara maruz kalır ve yüksek aşınma direnci gerektirir [35].

AISI 4340 ıslah çeliğinin ZSD eğrisi Şekil 2.2 de, kimyasal bileşimi, mekanik özellikleri, ısı işlem sıcaklıkları, farklı temperleme sıcaklıklarında mekanik özellikleri ve kritik sıcaklık değerleri Çizelge.2.1-2.4 arasında verilmiştir.



Şekil 2.2. 4340 çeliğinin sabit sıcaklıktaki ZSD diyagramı [36].

Çizelge 2.1. AISI 4340 çeliğin % kimyasal bileşimi [36]

Element	% Ağırlık
C	0.38-0.43
Cr	0.70-0.90
Mo	0.20-0.30
Ni	1.65-2.0
Si	0.15-0.35
Mn	0.6-0.8
P	0.035
S	0.040

Çizelge 2.2. AISI 4340 çeliğinin ısı işleme özellikleri [36]

Sıcak Şekillendirme Sıcaklığı °C	850-1050
Yumuşatma Tavlama Sıcaklığı °C	650-700
Normalleştirme Tav Sıcaklığı °C	850-880
Su Verme Sıcaklığı °C	830-860
Menevişleme Sıcaklığı °C	540-680

Çizelge 2.3. AISI 4340 çeliğin mekanik özellikleri [36]

Akma Dayanımı, (MPa)	Ø<16 mm	Ø17-40mm	Ø41-100mm	Ø100-160mm
	1000	900	800	700
Çekme Dayanımı, (MPa)	<16 mm	17-40 mm	41-100 mm	100-160 mm
	1200-1400	1100-1300	1000-1200	900-1100
Çentik Değeri (J)	<16 mm	17-40 mm	41-100 mm	100-160 mm
	40	45	50	55

Çizelge 2.4. AISI 4340 çeliğinin yaklaşık olarak kritik sıcaklık değerleri [36].

28 °C/h ısıtma kritik sıcaklık		28 °C/h soğutma kritik sıcaklık	
Ac1	Ac3	Ar3	Ar1
725	775	710	655

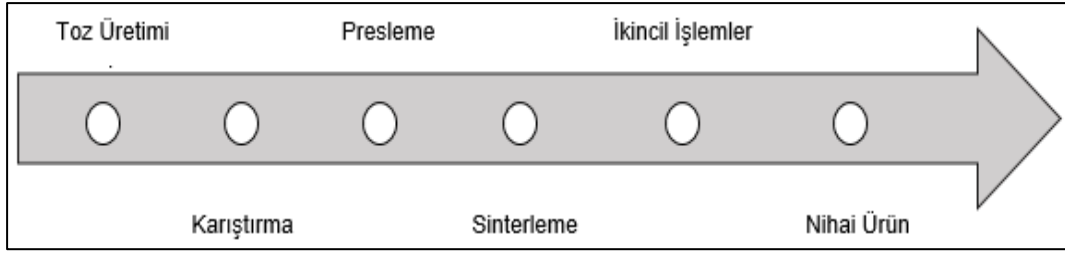
BÖLÜM 3

TOZ METALURJİSİ

Toz metalurjisi, ince parçacık halindeki saf metallerin, alaşım tozlarının veya seramik esaslı tozların karıştırılarak basınç altında şekillendirilmesi ve ısı işlem ile mukavemetlendirilmesi tekniğidir [37]. Toz metalurjisi (T/M), metal işleme yöntemleri arasında çok büyük farklılık gösteren bir üretim tekniğidir. Çok eskilerden beri uygulanan bir yöntem olmasına rağmen, bu üretim tekniği uygulama açısından yeni sayılabilir. Toz metalurjisini cazip kılan etmenler, çok yüksek hassasiyet ile karmaşık şekilli, ekonomik ve minimum malzeme kaybı ile yüksek kalitede parça üretiminin mümkün olmasıdır [6,38].

Periyodik cetvelde metal olarak kabul edilen 86 elementten yaklaşık 8000 alaşım üretilebilmiştir. Oysaki bu 86 elementten farklı kombinasyonlar ile 1025 mertebelerinde alaşım üretebilmek mümkün olabilir. Bunu mümkün kılabilen yegane yöntem olarak tozmetalurjisi ortaya çıkmaktadır [38]. Toz metalurjisi, ergitilmesi zor olan W, Mo, Nb gibi malzemelerin kullanımında, gözeneklilik istenen parçalarda, biri ergime sıcaklığında iken bir diğer elementin gaz fazında olduğu alaşımlarda nihai ürüne ulaşmak için zorunlu olarak kullanılmaktadır [39].

Metal tozlarının üretimi toz metalürjisinin ilk adımıdır. Üretilen tozlar karıştırıldıktan sonra bir kalıbın içerisine konular ve belirli bir basınç altında preslenir. Daha sonra sıkıştırılan toz metal parçalar sinter fırınlarında sinterlenir. Bu işlem genelde toz metalurjisi yönteminin son adımıdır. Toz metalurjisi aşamaları Şekil 3.1'de gösterilmiştir. Fakat bazen nihai üründe bazı ikincil işlemlerde istenilebilir [40].



Şekil 3.1. Toz metalurjisinin aşamaları.

3.1. TOZ METALURJİSİNİN ARTILARI VE EKSİLERİ

Toz metalurjisinin diğer geleneksel üretim yöntemleri karşısındaki avantajları aşağıda maddeler halinde sıralanmıştır:

1. Karmaşık geometrili, hassas ölçüleri sahip parçalar kolaylıkla üretilebilir.
2. Geleneksel yöntemler ile bir araya getirilmesi güç olan malzemeler bu yöntem ile bir araya getirilebilir.
3. Talaş kaldırma yoluyla üretime göre toz metalurjisinde malzeme kaybı oldukça azdır. Hurda talaş çıkması istenmeyecek değerli malzemeler toz metalurjisi ile malzemede kayıp yaşanmadan üretilebilir.
4. Toz metalurjisi ile üretilen nihai ürünlerde genellikle ikincil bir işleme ihtiyaç duyulmaz.
5. Bu yöntem ile üretilen parçaların mekanik özellikleri diğer yöntemlere kıyasla daha iyidir. Tane boyutu daha küçük, işlenebilirlik kabiliyeti ve çekme dayanımı yüksek ürünler elde edilebilir.
6. Toz metalurjisi ile üretilen parçaların yoğunluğu ve dolayısıyla içerdikleri gözeneklilik geniş bir aralıkta değişir. Toz ürün yüksek sönümlenme performansına sahiptir. Manyetizma, aşınma ve diğer özellikler, belirli uygulama alanlarının ihtiyaçlarını karşılamak için kontrollü bir şekilde tasarlanabilir.
7. Üretimin hızlı olması, işgücü ihtiyacının az olması ve malzemede israfın en aza indirilmesi sebebi ile bu yöntemin kullanımı ekonomiktir [6,37].

Toz metalurjisi yönteminin artılarının yanında bazı eksi getirileri de vardır:

1. Toz ile üretimin en göze çarpan etkisi mikroyapı içerisindeki gözenekliliktir.

2. Toz metalurjisi ile üretimde bazı sınırlamalar vardır. Bu yüzden kalın kesitli parçaların üretiminde zorluklar yaşanabilir. Üretilen parçanın boyutları, nihai ürünün homojen yoğunlukta olması için belirli sınırlar içerisinde kalmalıdır.
3. İlk yatırım (aletler, presler ve sinterleme ekipmanı) çok pahalıdır. Seri üretim yapılmazsa yatırım giderleri yüksektir.
4. Metal tozunun maliyeti ingot olarak üretilen malzemeden daha pahalıdır.
5. Kalıp içindeki tozun akışkanlığı sınırlıdır. Bu nedenle imal edilecek parçanın şekli sınırlayıcı faktör olabilir.
6. Üretimde kullanılacak kalıpların maliyeti yüksektir [6,41].

3.2. TOZ ÜRETİMİ

Toz metalurjisinde kullanılan tozların üretim yöntemi, tozların kalitesi ile doğrudan bağlıdır. Kullanılacak tozun özellikleri presleme ve sinterleme davranışlarını ayrıca son ürünü de doğrudan etkiler. Bu yüzden malzemelerin bir çoğu kendi özelliklerine uygun olan bir teknikle toz haline getirilir [6,42]. Toz metalurjisinde ortalama olarak boyutları birkaç micron ile birkaç yüz mikrona kadar olan parçalanmış partiküller, toz olarak tanımlanmıştır. Tozların morfolojileri küresel, dendritik, süngerimsi vb. gibi farklı olabilir (Şekil 3.2). Bu farklılıklar tozun üretim yöntemine göre değişmektedir. Yine üretim yöntemine bağlı olarak tozun yüzey durumu da değişiklik gösterebilir. Tozun ortalama boyutu, şekli ve yüzey durumu nihai ürün açısından önemlidir [43]



3.2. Üretim yöntemine göre değişen toz morfolojileri

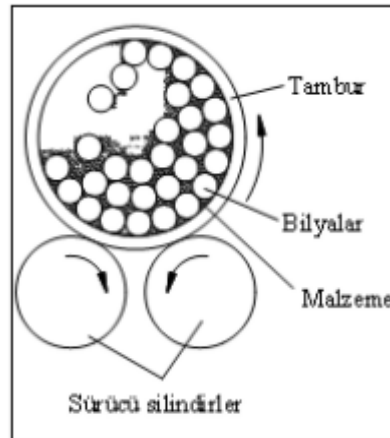
Tozun nasıl üretildiğini bilmek, boyut ve şekil gibi tozun özelliklerinin bir ön tahminini verebilir. Hemen hemen her malzeme toz haline getirilebilir, ancak toz haline getirme için belirli bir malzeme seçme yöntemi: maliyet, reaksiyon ve gerekli performans gibi birçok faktörün kombinasyonuna bağlıdır [43]. Temel olarak üretim yöntemleri mekanik yöntemler, kimyasal yöntemler, elektroliz yöntemi ve atomizasyon yöntemi olarak dörde ayrılır.

3.2.1. Mekanik Yöntemler

Mekanik yöntemlerde kendi içerisinde öğütme ve mekanik alaşımlama olarak iki ayrı toz üretim seçeneği sunar.

3.2.1.1. Öğütme

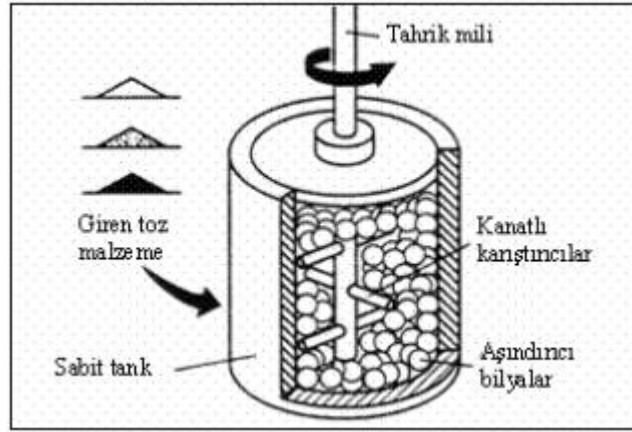
Yöntemlerden ilki olan öğütme; darbeli bir öğütücü içerisinde aşınmaya dayanıklı bilyalar ile malzemeyi önce küçük parçalara daha sonra da küçük toz tanelerine ayırır [6,42]. Toz haline getirilecek olan metal, büyük, aşınmaya dayanıklı ve sert bilyaların bulunduğu tambur içerisine kabaca kırılmış olarak yerleştirilir. Kabaca kırılmış olan malzeme sert bilyalar ile birlikte dödürülerek veya titreştirilerek oluşan darbeler etkisiyle ufalanarak küçük tozlar haline gelir [44]. Bilyalı öğütme cihazının şematik gösterimi Şekil 3.3’de gösterilmiştir.



Şekil 3.3. Öğütme cihazının şematik gösterimi [44].

3.2.1.2. Mekanik Alışım

Mekanik alışım yöntemi ince ve homojen bir yapı elde edilmesini sağlar, yüksek dayanımlı kompozit malzeme üretiminde kullanılır [42]. Alışım için değirmene konulan metal tozu, yüksek hızda çarpışan çelik bilyeler arasında kalır, birlikte kaynar, kırılır ve tekrar kaynar, böylece matristeki refrakter oksit partiküllerinin homojen bir şekilde dağılmasını sağlar. Bu malzemeler, özellikle havacılık endüstrisi ve gaz türbini uygulamaları için yüksek sıcaklık performansını iyileştirmek amacıyla geliştirilmiş olsa da, yaygın olarak kullanılmaktadırlar [37,44]. Şekil 3.4'te mekanik alışım yöntemi şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.4. Mekanik alışım yönteminin şematik gösterimi [35].

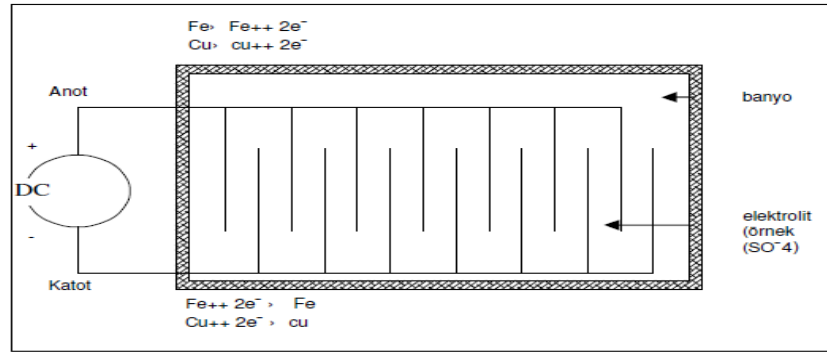
3.2.2. Kimyasal Yöntemler

Metal oksitlerinin indirgeyici gazlar yardımı ile indirgenmesi esasına dayanan toz üretim yöntemidir [45]. Neredeyse tüm metal tozları kimyasal üretim yöntemiyle üretilebilir. Kimyasal yöntemlerle metal tozlarının üretimi, tozun özelliklerinde önemli farklılıklara izin verir [43]. Kimyasal yöntem ile elde edilen tozların özellikleri kontrol edilebilir. Bu yöntem ile metal ve oksitlerinin partikül boyutu kontrolü sağlanabilir [46].

3.2.3. Elektroliz Yöntemi

Bu yöntemin temeli yüksek iletkenliğe sahip metal tozlarının elektrolitik sıvı içerisinde, anot çubuğunun üzerinde bulunan ve toz halinde olmayan metalin

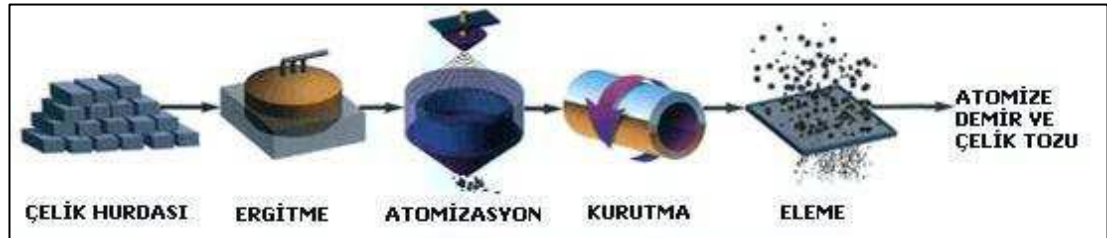
iyonlaşarak katot çubuğu üzerinde birikmesidir. Katot çubuğu üzerinde biriken süngerimsi tortu daha sonra kırma yöntemiyle toz halini alır (Şekil 3.5). Elektrokimyasal yöntemle üretilen tozun formu dendritiktir, Düzensiz şekle sahiptir ve iç gözenekler içerir [47]. Bu yöntem ile yüksek saflıkta toz üretimi sağlanabilir ancak maliyetinin çok yüksek olması bu yöntemle olan ilginin azalmasına sebep olmuştur [48,49].



Şekil 3.5. Elektroliz yöntemi [43]

3.2.4. Atomizasyon Yöntemleri

Atomizasyon, potada ergitilmiş olan metalin potanın dibindeki küçük bir delikten sızdırılması ve ergimiş metalin üzerine bir nozül yardımı ile basınçlı gaz veya sıvı püskürtülmesi esasına dayanır. Ana fikir ergimiş metali basınçlı gaz veya sıvı etkisinde bırakarak daha küçük parçalara ayrılmasıdır. Alaşım çeliklerinin, takım çeliklerinin ve oksitlenmesi kolay olan metallerin tozları bu yöntem ile üretilir [6,42]. Bu üretim tekniği metal tozu üretiminde yaygın olarak kullanılır. Atomizasyon üç ayrı aşamada gerçekleşir. Bunlar ergitme, atomizasyon ve katılaşma/soğumadır (Şekil 3.6) [43].

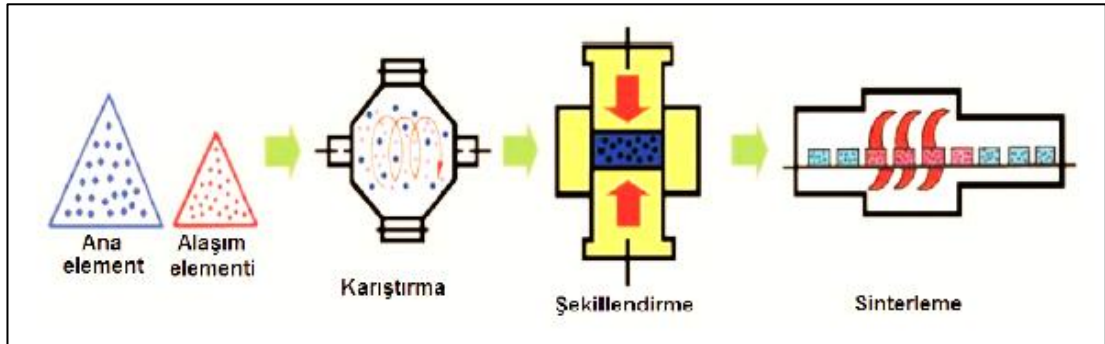


Şekil 3.6. Atomizasyon tekniğinin aşamaları [43].

Hava, azot ve argon bu yöntemde sıkça kullanılan gazlardır. Sıvı olarakta en çok su kullanılır. Kullanılan nozülün tasarımı ve geometrisi, sıvının basıncı gibi parametreler değiştirilerek toz boyutunun kontrolü sağlanabilir. Taneciğin şekli ise katılaşmanın hızıyla belirlenir. Katılaşma hızının yüksek olmasıyla karmaşık şekilli tanecikler elde edilirken yavaş olması ile de küresel geometrili tanecikler elde edilir.

3.3. TOZ METALURJİSİ YÖNTEMİ İLE PARÇA ÜRETİMİ

Toz metalurjisi ile parça üretimi Şekil 3.7'deki gibi 3 aşamadan meydana gelir. Bunlar; tozların karıştırılması, tozların preslenmesi ve tozların sinterlenmesidir.



Şekil 3.7. Toz metalurjisi ile üretimin kısa şeması [47].

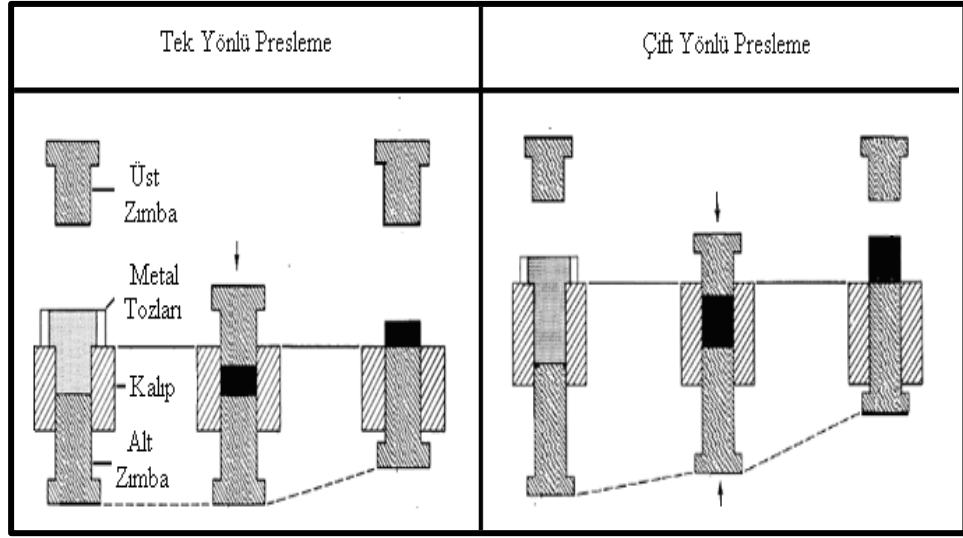
3.3.1. Tozların Karıştırılması

Karıştırma işleminde temel amaç kullanılacak olan toz karışımının homojen olmasını sağlamaktır. Karışımın homojen olması üretilecek parçanın her yerinde aynı sertleşebilirlik dağılımını göstereceğinden parçanın performansını, presleme ve sinterleme özelliklerini iyileştirir [6,21]. Toz metalurjisinin özü, karıştırma işlemiyle başlar. Farklı şekil, boyut, şekil ve yoğunluktaki tozların homojen bir şekilde karıştırılması elde edilen nihai ürünün istenen özelliklere sahip olup olmamasını etkiler [7]. Karıştırma işleminin süresi karışımın homojen olması için önemlidir, ancak bir süre sonra karıştırma süresi etkili olmamaktadır [50]. Karıştırma aşamasında etkili olan faktörler:

1. Zaman: Kullanılan karıştırıcının hızı, karıştırma yapılan kabın dönme hızı, karıştırma süresi.
2. Büyüklük: Tozun boyutu ve hacmi, karıştırıcının boyutu.
3. Ortam şartları: Karıştırma ortamındaki nem oranı ve atmosfer şartları.
4. Tozun özelliği: Karıştırılacak tozların fiziksel ve kimyasal özellikleri [7].

3.3.2. Tozların Preslenmesi

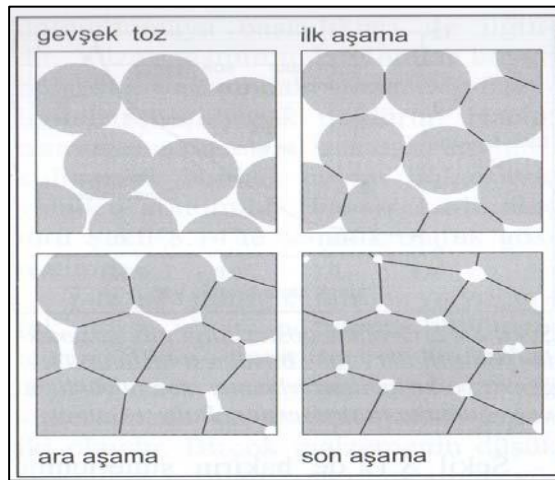
İkinci aşama olan presleme bir kalıp içerisinde serbest halde bulunan tozun, belirli bir basınç altında tek veya çift yönlü olarak sıkıştırılmasıyla hacim, yoğunluk ve bir miktar mukavemet kazanması işlemidir [42,51]. Presleme ile kalıptaki tozun boşlukları iyice doldurması istenir. Presleme, sıcak veya soğuk bir ortamda yapılabilir [7]. Tozları sıkıştırma sırasında uygulanan kuvvetin oluşturduğu basınç, partiküllerin önce sürtünme yoluyla birbirlerine doğru kaymasına ve daha sonra plastik şekil değişimine neden olarak istenen şekle sahip ham bir parça üretmesine olanak sağlar [47]. Presleme, tozlara etkiyen basınç kaldırıldıktan sonra da tozların bağlı kalmasını garanti edecek şekilde yapılmalıdır [52]. Presleme işlemi genel olarak soğuk ve sıcak presleme şeklinde iki gruba ayrılabilir. Soğuk preslemede pres işleminden sonra sinterleme için bir sıcaklık uygulanması gerekirken, sıcak presleme yönteminde basınç ve sıcaklık toza aynı anda uygulanmaktadır [7]. Presleme işleminde genellikle mekanik presler, hidrolik presler ve pnomatik presler kullanılmaktadır [39]. Tek yönlü veya çift yönlü preslemenin şematik örneklendirilmesi Şekil 3.8’ de verilmiştir.



Şekil 3.8. Tek yönlü ve çift yönlü preslemenin şematik gösterimi [33].

3.3.3. Tozların Sinterlenmesi

Sinterleme işlemi, toz metalurjisindeki en karmaşık konudur. Sinterleme sırasında parçacıklar arasında bağ kurulması, mikroyapının irileşmesi, boyut değişimi gibi olaylar gerçekleşir [39]. Presleme işlemi öncesinde parçacıklar birbirlerine nokta teması halindedir. Ancak bu bağ parçaya yük taşıma dayanımını kazandırmaz. Sinterlemede, birbirine nokta teması olan parçacıklar yüksek sıcaklık ile birbirlerine bağlanır ve parçaya belirli bir mukavemet ve yoğunluk kazandırılır [39,43]. Sinterleme işleminde parçacıkların birbirlerine bağlanma aşamaları Şekil 3.9'da gösterilmiştir.



Şekil 3.9. Sinterlemede parçacıkların bağlanma aşamaları [39].

Sinterleme işlemi yüksek sıcaklıklarda yapılır. Ancak bu sıcaklık tek bileşenli veya çok bileşenli malzemelerde her zaman ergime sıcaklığı en düşük olan alaşım elemanının ergime sıcaklığı altında olmalıdır [39]. Sinterleme sıcaklığı demir esaslı malzemeler için genellikle 1100°C-1150°C arasındadır [5]. Bu sıcaklık aralığında parçacıkların yüzey enerjilerinin azalması ve atomların yayılımı ile parçacıklar arası bağlanma gerçekleşir [39]. Sinterleme sıcaklığı, sinterleme süresi gibi kullanılan malzemeye göre değişiklik gösterir. Genelde birkaç saat süren Sinterleme işlemleri yapılır. Sinterleme süresi ile sinterleme sıcaklığı arasında basit bir ilişki vardır. Sinterleme sıcaklığı ne kadar yüksekse, sinterleme süresi o kadar kısadır [37].

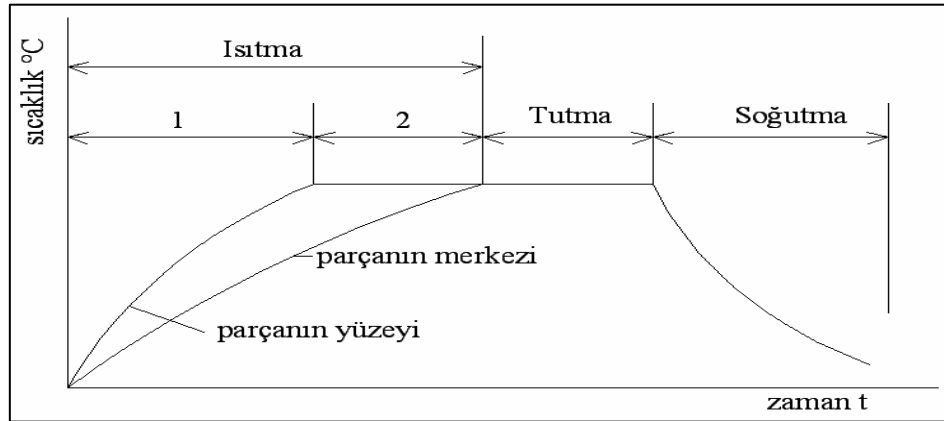
Sinterleme için gerekli atmosfer, esas olarak, parçaların ve fırınların oksidasyonunu önlemek, yüzey oksitlerini azaltmak, fırında buharlaşan yağlama gazını boşaltmak için kullanılır. Sinterleme işlemi sırasında elde edilmesi beklenen özelliklere göre sinterleme atmosferi belirlenir [37].

BÖLÜM 4

ÇELİKLERDE ISIL İŞLEM

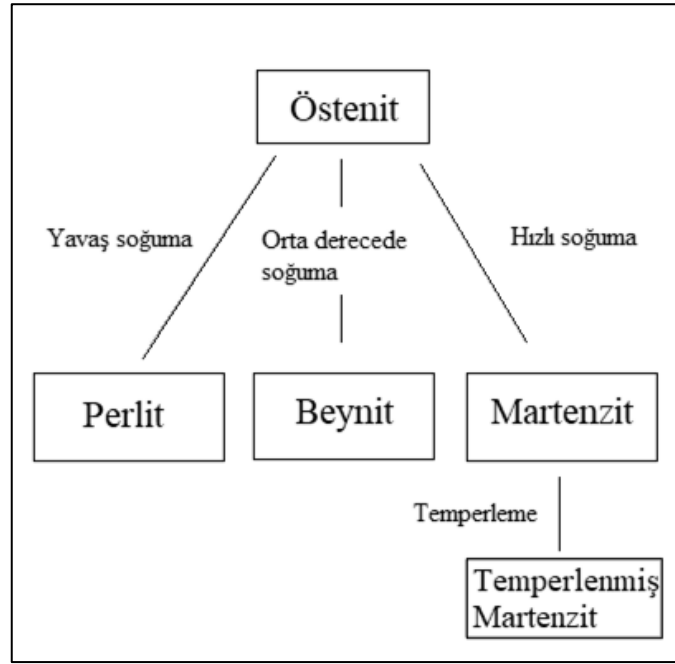
Çeliğin kimyasal bileşenlerine ve alaşımlarına göre istenilen özellikleri kazandırmak, mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla sıcaklık, zaman ve atmosferin eş zamanlı kontrolü sağlanarak çeliği kontrollü ısıtma ve soğutma işlemleri bütününe ısıtma işlemi adı verilir [19,53]. Isıl işlem yardımıyla çeliğin sertlik, dayanım, aşınma direnci, darbe dayanımı, ısıtma dayanım ve korozyon direnci gibi mekanik özellikleri, fiziksel ve elektriksel özellikleri geliştirilebilir. Eğer çeliğin kimyasal bileşimi uygunsa, istenen karakteristik değişiklikler ısıtma işlemiyle sağlanabilir, bu da çeliğin ısıtma işlemi için uygun olduğunu gösterir [19]. Isıl işlem metallerin ve alaşımlarının özelliklerini değiştirmek amacıyla kullanılan en yaygın yöntemdir. Metalurjide ve makine parçaları üretiminde sürecin en önemli halkalarından biri ısıtma işlemidir [54].

Isıl işlem süreci üç ana safhadan oluşur (Şekil 4.1): numunelerin belirli bir sıcaklığa ısıtılması, homojen iç yapıyı korumak için bir süre bu sıcaklıkta tutulması ve ardından oda sıcaklığına kadar soğutulması. Bu safhalara ısıtma, tutma ve soğutma denir [4,13]. Fakat uygulanan ısıtma işlemi türüne göre, sıcaklık, bekletme süresi, ısıtma ve soğutma hızı gibi parametreler değişiklik gösterebilir [55].



Şekil 4.1. Isıl çevrim safhaları [4].

Isıl işlem uygulanan bir çeliğin mekanik ve fiziksel özellikleri bileşiminde bulunan dönüşüm ürünlerinin miktarına ve cinsine göre değişiklik gösterir. Çeliklere uygulanan bütün ısıl işlemler temelde östenit fazının dönüşümü ile ilgilidir [4,10]. Östenitleştirme işleminde çelik malzeme Ac1 (Alt kritik sıcaklık çizgisi) çizgisinin üzerinde bir sıcaklığa kadar ısıtılır. Östenit fazı, çeliğin en yüksek karbon çözünürlüğüne sahip olduğu aşamadır. Tavlama sıcaklığının ve süresinin belirlenmesi çok önemlidir. Yüksek tavlama sıcaklıklarında, dekarbürizasyon, oksidasyon ve tane kabalaşması meydana gelebilir [23]. Östenitleştirme için genelde malzemeyi 1 - 2 saat boyunca 850°C - 900°C arasında tutmak yeterlidir [55,56]. Ancak bu sıcaklık ve zaman aralığı bazı durumlarda değişiklik gösterebilir. Östenitleştirme süresini etkileyen 3 temel değişken vardır. Bunlar kesit kalınlığı, iç gerilimler ve östenitleştirmeden önceki mikroyapıdır [56]. Şekil 4.2’de uygulanan ısıl işlem ve soğutma ortamlarının yapısal dönüşüme etkisi akış şeması olarak verilmiştir.



Şekil 4.2. Östenitin soğutma ortamlarına göre yapısal değişikliği.

Ötektoid altı çelikler Ac3 (Üst kritik sıcaklık) çizgisinin yaklaşık 40°C- 60°C üzerindeki sıcaklıklarda, ötektoid üstü çelikler ise Ac1 ile Acm (Çeliklere ait üst kritik sıcaklık) çizgisi arasında östenitleştirilirler [57]. Isıl işlem sıcaklığını ayarlamak için gereken bazı sıcaklıklar aşağıdaki şekilde hesaplanır[58].

Östenit dönüşüm başlama sıcaklığı (Ac1)

$$(Ac1) = 727 - 16,9Ni + 29,1Si + 6,38W - 10,7Mn + 16,9Cr + 290 As \quad (4.1)$$

Östenit dönüşüm bitiş sıcaklığı (Ac3)

$$(Ac3) = 910 - 203 + 44,7Si - 15,2Ni + 31,5Mo + 104V + 13,1W - 30Mn + 11Cr + 20 Cu - 700P - 400Al - 120 As - 400 Ti \quad (4.2)$$

Martenzit dönüşüm başlama sıcaklığı (Ms)

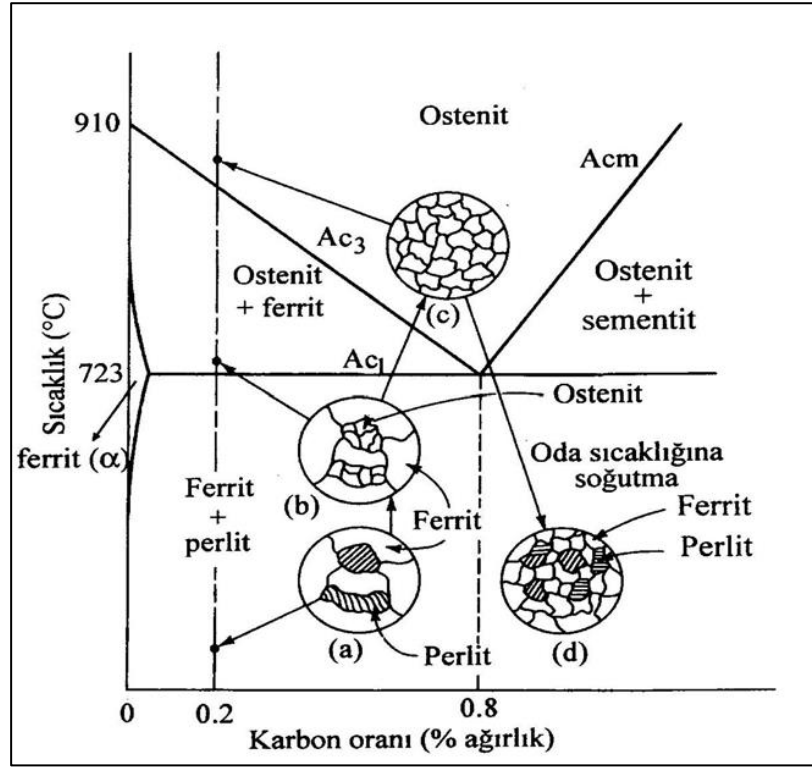
$$(Ms) = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Mn - 12,1Cr - 11Si - 7Mo \quad (4.3)$$

Beynit dönüşüm başlama sıcaklığı (BS)

$$(BS) = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo \quad (4.4)$$

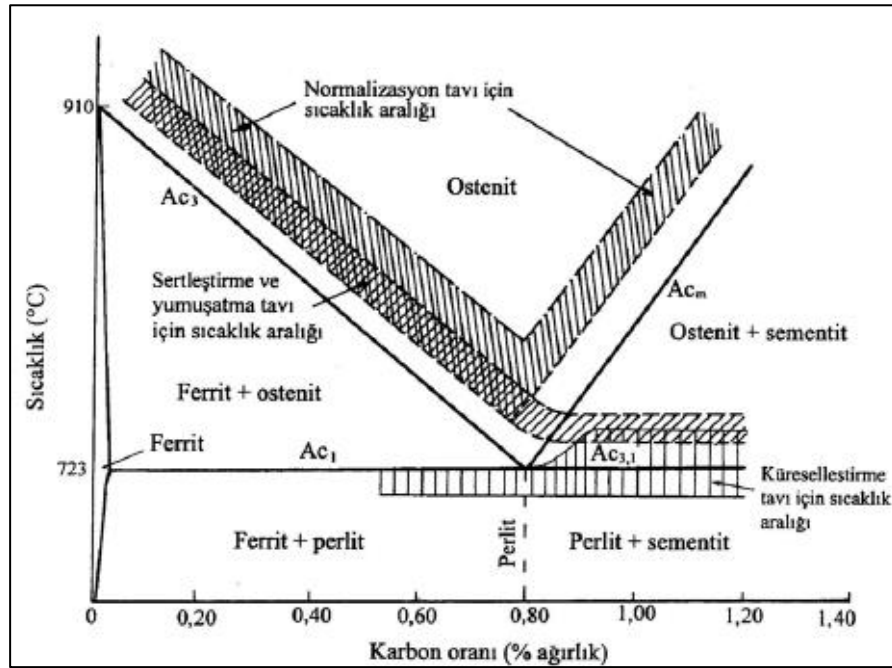
4.1. ÇELİKLERE UYGULANAN BAZI ISIL İŞLEM YÖNTEMLERİ

Genel olarak malzemeleri istenilen tavlama sıcaklığına ısıttıktan sonra faz dönüşümüne izin vererek yavaş soğutma işlemlerine tavlama adı verilir [4]. Bu işlemin genel amacı, kristal taneleri küçültmek, sertliği azaltmak, işlenebilirliği artırıp çeliğin manyetik ve elektrikselsel özelliklerini iyileştirmektir [10]. Tavlama sırasında ötektoid altı bir çeliğin mikroyapısında oluşan değişiklikler Şekil 4.3' de verilmiştir.



Şekil 4.3. % 0,2 karbon içeren çeliğin ısıtılma sırasında oluşan mikroyapı değişikliklerinin şematik gösterimi [53].

Çeliğin Ac₁ sıcaklığına kadar ısıtılması aşamasında tane yapısında değişiklik gözlenmez. Ac₁ çizgisinin üzerinde perlit, küçük taneli östenite dönüşürken ferrit değişmez. Ac₃ sıcaklığına kadar ısıtılan yapıda kaba ferrit taneleri küçük östenit tanelerine dönüşmekte ve Ac₃ sıcaklığının ortalama 30°C-50°C kadar üzerinde ise mikroyapıya tamamen küçük taneli östenit hakim olur. Soğutma işlemi oda sıcaklığına kadar fırın içerisinde ve düşük hızda olursa küçük östenit taneleri dönüşerek küçük ferrit ve perlit fazlarını meydana getirir. Dönüşüm dışı ferritin yapıda bulunması kırılganlığı azaltır [59,60]. Şekil 4.4'de çeliklere uygulanan ısıtılma işlemlerinden bazılarında tavlama sıcaklıkları verilmiştir.



Şekil 4.4. Alaşımsız çeliklere uygulanan normalizasyon, yumuşatma, küreselleştirme ve sertleştirme işlemleri için tavlama sıcaklıkları [53].

4.1.1. Normalleştirme (Normalizasyon)

Tane boyutunun ince - eşeksiz olması ve mikroyapıda homojen bir dağılıma ulaşmak için, malzemelerin sertleştirme sıcaklığına kadar ısıtılıp havada hızlı soğutulması işlemine normalleştirme denir [7,13]. Normalizasyon sonrasında elde edilen içyapıda tokluk artar ayrıca ötektoid üstü çeliklerde tane sınırlarındaki karbür ağı yok olur [4]. Ötektoid altı çeliklerde normalizasyon A_{c3} sıcaklığının üzerinde, ötektoid üstü çeliklerde ise A_{c1} sıcaklığının üzerinde yapılır [7].

4.1.2. Yumuşatma Tavlama

Genel olarak çeliklerin talaş kaldırarak soğuk işleme kabiliyetini arttırmak için uygulanan bir yöntemdir. Yumuşatma tavlama ile tane boyutu inceltir, sertlik azalır ve iç gerilmeler giderilir. Ötektoid altı çeliklerde A_{c3} çizgisi üzerinde, ötektoid üstü çelikleri ise A_{c1} çizgisinin üzerindeki sıcaklıklara ısıtılır, östenit dönüşümü gerçekleştiği sonra fırın içerisinde yavaş bir şekilde soğutulur [4].

4.1.3. Homojenleştirme

Homojenizasyon işlemi (difüzyon olarak da bilinir), uzun süre ve yüksek sıcaklıklarda difüzyon yoluyla iç yapıdaki kimyasal bileşim farklılıklarını dengelemeyi amaçlar. Genelde haddeleme öncesi uygulanan bir işlemdir. Homojenizasyon işleminin amacı, dendritik yapıdaki konsantrasyon farkını ortadan kaldırmak, katılaşma işlemi sırasında oluşan kararsız fazı çözmek ve alaşımın ekstrüzyon parametreleri üzerinde olumlu etkisi olan denge şartlarını oluşturmaktır [61]. Homojenleştirme işleminde malzemenin belirlenen sıcaklıkta bekleme süresi diğer tavlama yöntemlerine oranla oldukça uzundur. Sıcaklığın yüksek ve tavlama süresinin uzun olması istenmediği halde tane büyümesine neden olabilir [62].

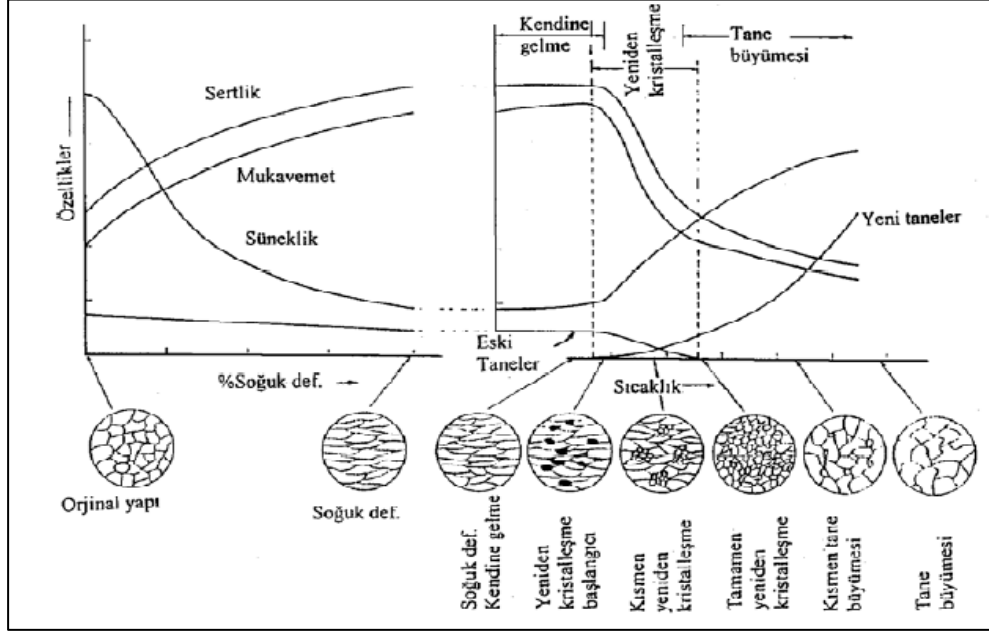
4.1.4. Gerilim Giderme Tavı

Gerilim giderme tavlaması, döküm, kaynak ve soğuk şekillendirmeden sonra iç gerilimi azaltmak için yapılan bir tavlama işlemidir. Bu işlem, metal malzemenin dönüşüm sıcaklığının altında uygun bir sıcaklığa ısıtılması ve ardından yavaşça soğutulmasıyla uygulanır. Çelikler, 540-630°C arasındaki bir sıcaklıkta gerilim giderme tavına tabi tutulur. Ara tavlamanın tavlama süresi 0.5-1 saat arasındadır. İşlemin başarılı olması için soğutma yavaş yapılmalıdır. Soğutma yavaş değilse, tekrar iç gerilim meydana gelebilir [54]. Su verme işlemi sırasında oluşabilecek kasılma ve çarpılmayı önlemek için gerilim giderme tavlaması, karmaşık şekilli ve farklı kesitli alet ve kalıplara mutlaka uygulanmalıdır [63].

4.1.5. Yeniden Kristalleştirme Tavı

Yeniden kristalleştirme tavı, soğuk deforme olmuş çeliğin sertleşmesi nedeniyle azalan plastik deformasyon kabiliyetini artırmaya yönelik bir işlemdir. Tavlama işlemi, şekil değiştirme oranına ve diğer faktörlere bağlı olarak 500°C'den daha yüksek bir sıcaklıkta ve genellikle 600°C-700°C civarında gerçekleştirilir [4]. Soğuk deformasyona uğramış malzemenin tavlama sırasında toparlanma evresini yeniden kristalleştirme takip eder. Yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip yüksek enerjili bölgelerde yeni kristal çekirdekleri oluşur. Bu çekirdeklerin büyümesiyle malzemenin

yeniden kristalleşmesi tamamlanır [64]. Şekil 4.5'te soğuk deformasyon ve tavlama ile mikroyapıda meydana gelen değişikliklerin şematik gösterilişi verilmiştir.



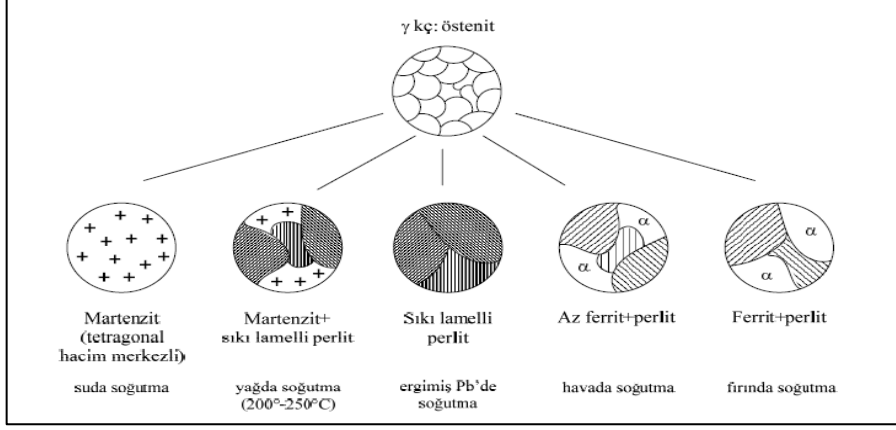
Şekil 4.5. Soğuk deformasyonun ve tavlamanın mikroyapı üzerindeki etkisi [64].

Yeniden kristalleştirme, sıcaklıkla etkinleşen bir süreçtir. Bu nedenle, yeniden kristalleşmeyi etkileyen en önemli parametreler sıcaklık ve işlem süresidir. Bu işlemi etkileyen diğer parametreler; deformasyon miktarı, metalin saflığı ve başlangıçtaki tane boyutudur [64]. Yeniden kristalleşme sıcaklığı; soğuk deforme olmuş metalin %50'sinin belirli bir standart süre içinde yeniden kristalleştiği sıcaklık olarak tanımlanır. Standart zaman genellikle bir saattir. Teorik olarak, yeniden kristalleşme sıcaklığı, metalin mutlak ergime sıcaklığının 0.3-0.5 katıdır. Yeniden kristalleşme sıcaklığındaki hafif bir artış yeniden kristalleşme süresini önemli ölçüde etkileyecektir [64].

4.1.6. Sertleştirme

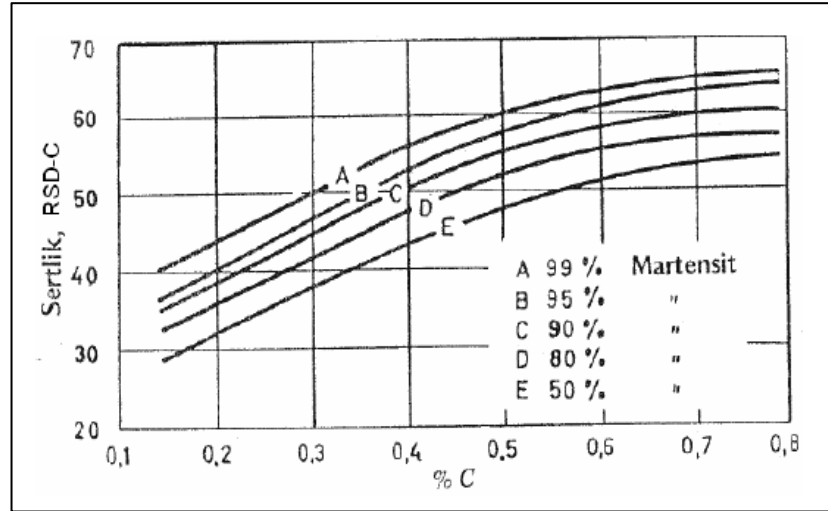
Sertleştirme işlemi basit olarak çeliklerin Ac1 veya Ac3 sıcaklık çizgilerinin üzerindeki bir sıcaklıktan su vererek ani şekilde soğutulmasıdır [13]. Sertleştirme işlemi, çelik parçanın önce östenit faz sıcaklığına kadar ısıtılması, belirli bir süre bu sıcaklıkta tutulduktan sonra uygun bir ortamda hızla soğutularak yarı kararlı tetragonal hacim merkezli martenzit yapının oluşturulduğu işlemdir. Şekil 4.6'da östenitin

soğuma hızına göre yaptığı mikroyapı dönüşümlerinin şematik gösterimi verilmiştir. Sertleştirme işleminden sonra süneklik kabiliyetinin artırılması için menevişleme yapılı [7,65].



Şekil 4.4. Östenitin soğuma hızlarına göre mikroyapısal dönüşümleri [66]

Su verme ile oluşan sertlik esas olarak çeliğin karbon içeriğine bağlıdır. Soğuma hızı kritik soğutma hızından düşük ise nihai yapıdaki martenzit içeriği ve dolayısıyla sertlik azalır. Bu etki, östenit içindeki erimiş karbon miktarından kaynaklanır [4]. Bileşim içerisindeki karbon oranı ile martenzitin ilişkisi Şekil 4.7’te verilmiştir.



Şekil 4.5. Martenzit, sertlik ve karbon miktarı arasındaki ilişkinin gösterimi [67]

Sertlik ve sertleşebilirlik birbiriyle karıştırılmamalıdır. Östenit bölgesine ısıtılan çelik aniden soğursa, dış yüzey ve iç kısımlar farklı soğutma hızlarında soğur. Bu durumda, hızla soğuyan dış yüzey ile yavaş soğuyan iç kısım arasında sertlik farkı olacaktır. Sertlikteki bu fark bize çeliğin sertleşebilirliği hakkında bilgi verecektir. Sertleştirmenin temel amacı, minimum soğutma hızında tam bir martenzit yapısı elde etmektir. Tam bir martenzitik yapı oluşturmak için minimum soğutma hızına kritik soğutma hızı (KSH) denir. Kritik soğutma hızı, çeliğin kimyasal bileşimine ve östenit tane boyutuna bağlı olarak değişir. Sertleşme sonunda elde edilecek olan mikroyapı, sertlik ve mukavemet değerleri, sertleşme sırasındaki soğuma hızına göre değişecektir [4].

4.1.7. Menevişleme

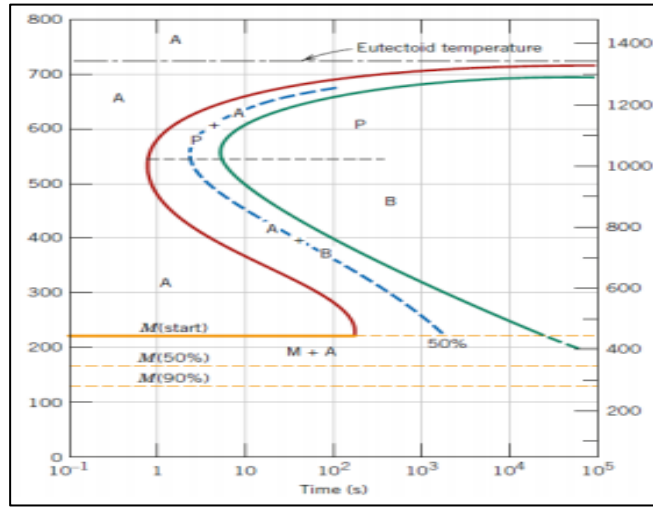
Menevişleme ile sertleştirilmiş çeliğin darbeye karşı dayanımı ve sünekliği arttırılır. Sertleştirme işlemi sonrasında oluşan kırılğan martenzit yapı temper martenzit yapıya dönüşür. Menevişleme ile mikroyapı içerisindeki gerilimler giderilir ayrıca tok bir yapı elde edilir. Tavlama işlemi sırasında, kristal kafeste tutulan karbonun bir kısmı ayrılıp serbest karbür parçacıkları oluşturacak ve martenzit yapı da ferrite dönüşmeye çalışacaktır. Malzemedeki beklenen sertlik, akma dayanımı, çekme dayanımı, süneklik ve darbe direnci gibi mekanik özelliklere göre menevişleme işleminin süresi ve sıcaklığı belirlenir [23]. Dönüşümlerin hızı menevişleme sıcaklığı yükseldikçe artar. Düşük sıcaklıklarda menevişleme malzemenin kırılğanlığını gidermeden gerilmeleri alır. Sıcaklık arttıkça malzemenin sertliği ve dayanımı düşerken daha tok ve sünek bir yapı elde edilir. Tüm bu özelliklerin değişimi, zamanla bağlantılı olarak oluşur [68].

4.2. ZAMAN-SICAKLIK-DÖNÜŞÜM (ZSD) DİYAGRAMLARI

Çeliğin mekanik özelliklerini belirleyen tüm farklı iç yapılar, östenit fazının dönüşümü ile elde edilir. İç yapıdaki farklılık, östenite uygulanan soğutma hızından kaynaklanmaktadır. Başka bir deyişle, östenitin yavaş veya hızlı soğuması farklı sonuçlar verir. Demir-karbon denge diyagramı, çeliğin farklı hızlarda ve dengesiz şekilde soğutulmasında fazları belirleyebilmek açısından yetersiz kalır. Dengesiz

soğuma koşullarında çelikte oluşan mikroyapılar ZSD (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramları ile takip edilir [69].

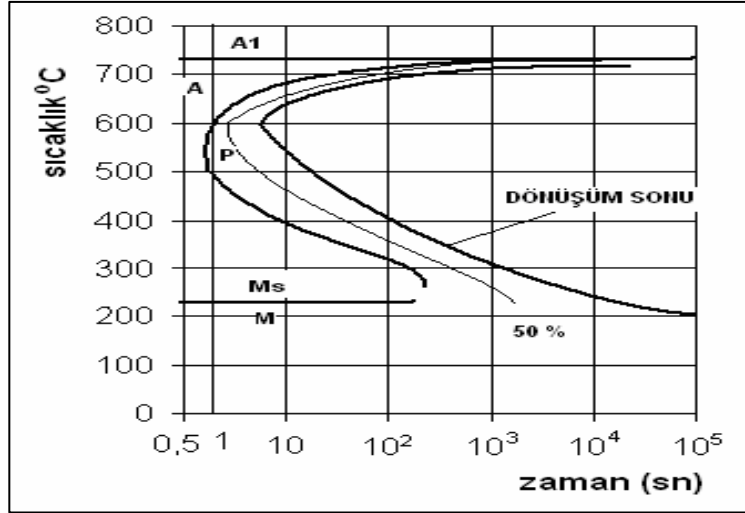
ZSD diyagramı, çeliğin östenit sahasından soğutulmasıyla ortaya çıkabilecek yapıyı açıklamak için kullanılır. Yaygın olarak kullanılan bu grafiklerde hangi zaman aralığında hangi dönüşümlerin yapıldığı izlenebilir. Şekil 4.8’de ötektoid bir çelik için ZSD eğrisi şematik olarak verilmiştir.



Şekil 4.6. Ötektoid çeliğin ZSD diyagramı [70].

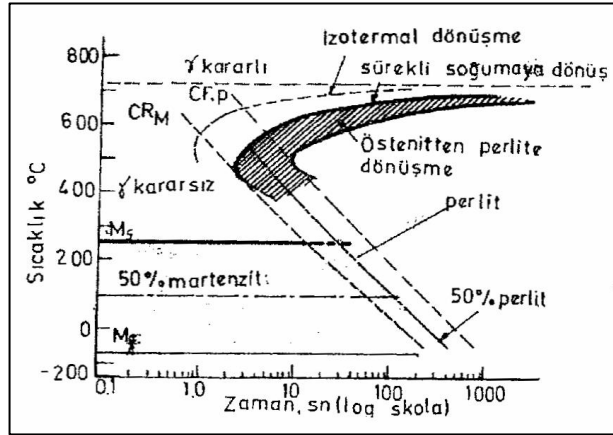
Soğutma koşulları, belirli sıcaklıkta sabit tutma şeklinde veya sıcaklığın sürekli düşmesi şeklinde olabileceğinden iki tür ZSD diyagramı vardır. Bunlar izotermal (ZSD) diyagramı ve sürekli (SD) diyagramıdır [4].

İzotermal diyagramı, belirli bir çelikte östenitin nasıl ayrıştığını açıklar. Bu nedenle, her çelik türünün ayrı bir diyagramı vardır. İzotermal dönüşümde çelik, sıcak bir banyodaki östenitleme sıcaklığından belirli bir sıcaklığı olan banyoda aniden soğutulur. Soğumanın hızlı olabilmesi için küçük ebatlarda numuneler seçilir. Belirlenen sıcaklıkta bekletilmiş ve ani şekilde soğutulmuş numunelerde henüz faz dönüşümü tamamlanmamış olan östenit martenzite dönüşür. Şekil 4.9’da görüldüğü gibi Ac1 ve Ms sıcaklık aralığında izotermal olarak bekletilen çelikte dönüşümün başladığı ve bittiği zaman aralıkları belirlenerek ilgili çeliğe ait özel dönüşüm eğrileri çizilebilir.



Şekil 4.7. Ötektoid bileşimli çeliğin ZSD diyagramı [4]

Endüstride ticari amaçlı kullanılacak çeliklere uygulanan ısıl işlemlerde farklı soğutma hızlarında çelikte meydana gelebilecek olası değişiklikleri gösteren bir grafik oluşturmak gerekir. Dönüşüm reaksiyonunda zaman ve sıcaklık etkisinin görülebildiği diyagramlara sürekli dönüşüm (SD) diyagramı denir. Şekil 4.10 ötektoid çeliğin SD diyagramını göstermektedir. SD diyagramındaki eğriler ZSD diyagramındaki eğrilere göre sağ alt tarafa kaymıştır.



Şekil 4.8. Ötektoid çeliğin SD eğrisi [69].

Sürekli soğutma eğrisindeki iki önemli soğutma hızı gösterilmektedir. Birincisi sadece martenzitin oluştuğu en düşük soğutma hızıdır. İkincisi sadece perlitin oluştuğu maksimum soğutma hızıdır. Alaşım elementleri, su verme sırasında çelikten ısı

çekilme oranını değiştirmez. Ancak martenzit oluşunu için gerekli soğutma oranını yani kritik soğuma hızını dūřür [69].

4.3. SOğUTMA ORTAMLARI

Sertleřtirme işleminin istenilen mekanik özelliklerde tamamlanmasını sağlamak için malzemenin bileşimine uygun soğutma ortamları vardır. Isıl işlem sonrasında malzemeye sertlik kazandırmak amacıyla uygun koşullarda soğutma banyosuna sıcak iř parçası daldırılarak su verme (sertleştirme) işlemi gerçekleştirilir [23]. Su verme işlemi genellikle suda, havada ve yağda gerçekleştirilir [7]. Bu ortamların seçimi malzemenin alaşım miktarı ile ilgilidir. Dūřuk alaşımlı çeliklerde soğutma ortamı olarak su ve tuz banyoları tercih edilirken, yüksek alaşımlı çeliklerde çarpılma riski göz önüne alınarak yaę gibi daha yumuşak soğutma ortamları tercih edilir [13].

elik parçasının soğutulması 3 safhada gerçekleşir:

1. Birinci safha: Yüksek sıcaklıktaki çeliğin, dūřuk sıcaklıktaki soğutma ortamıyla temasa geçtiği anda elik parçanın yüzeyinde bir buhar tabakası oluşur. Oluřan buhar tabakası yüksek sıcaklıktaki parçanın ısısının soğuma ortamına geçişini bir müddet engeller, bu yüzden ikinci safhaya kadar soğuma hızı dūřuktur.
2. İkinci safha: bu aşamada yüzeydeki buhar tabakası bozulmaya başlar. Soęutma ortamının yüzeyinde şiddetli bir kaynama meydana gelir ve parçanın sıcaklığı hızla dūřer. Soęuma hızının en yüksek olduğu aşama ikinci aşamadır.
3. Ünc safha: bu aşamada artık yüzeydeki kaynama durmuştur ve soğuma ısı iletimi olarak devam etmektedir. Soğuma hızı tekrar yavaşlamıştır [68].

4.3.1. Suda Sertleştirme

Suda soğutma işleminde diğer ortamlara göre en yüksek soğutma hızı sağlanırken, parçada çatlak ve distorsiyon oluşunu gözlenebilir. Tuz zeltelerinde gerilme azaltıcı

etki vardır. Bu yüzden içerisinde yaklaşık %10 tuz içeren tuz banyosu soğutma ortamı olarak kullanıldığında sertleşme derinliği artar ve çatlak oluşturma eğilimi azalır. Suda soğutma da, yağda soğutmaya göre üç kat daha fazla sertleşme sağlanır. Suda sertleştime, östtenitik çelikler, demir dışı metaller ve diğer metaller için yaygın olarak kullanılır. Yöntemin ekonomik olması ve kolay uygulanabilirliği endüstrideki kullanımını yaygınlaştırmıştır [7,23].

4.3.2. Yağda Sertleştirme

Yağda su verme işleminde su ortamına göre daha az sertlik elde edilir. Genellikle bitkisel ve mineral yağlar tercih edilir. Uygun yağı seçerken kolay temizlenmesine tutuşmamasına dikkat edilmelidir. Alaşımli çeliklere genellikle yağ ortamında su verme işlemi yapılır ve beynitik yapı elde edilir. Yağların soğutma gücü, banyo sıcaklığından bağımsızdır [7].

Yağda soğutmanın belkide en önemli avantajı suya göre nispeten düşük soğuma hızında olması, ani soğuma ile yapıda oluşabilecek distorsiyon ve çatlak eğiliminin düşük olmasıdır. Ancak su verme sırasında yangın tehlikesi vardır ve salınan duman çevre kirliliği yaratır [23].

4.3.3. Havada Sertleştirme

Hızlı soğutmalarda yağ ve su dışında yaygın olmasa da hava kullanılır. Hava ortamı genellikle çok hızlı soğumanın istenmediği durumlarda kullanılır [7]. Hava ortamında sertleştirilen çeliklerde yüzey ve merkez aynı derecede sertleşir. Bu yüzden yüksek alaşımli çelikler ve kesici takımlar havada yavaş soğutularak sertleştirilir [66].

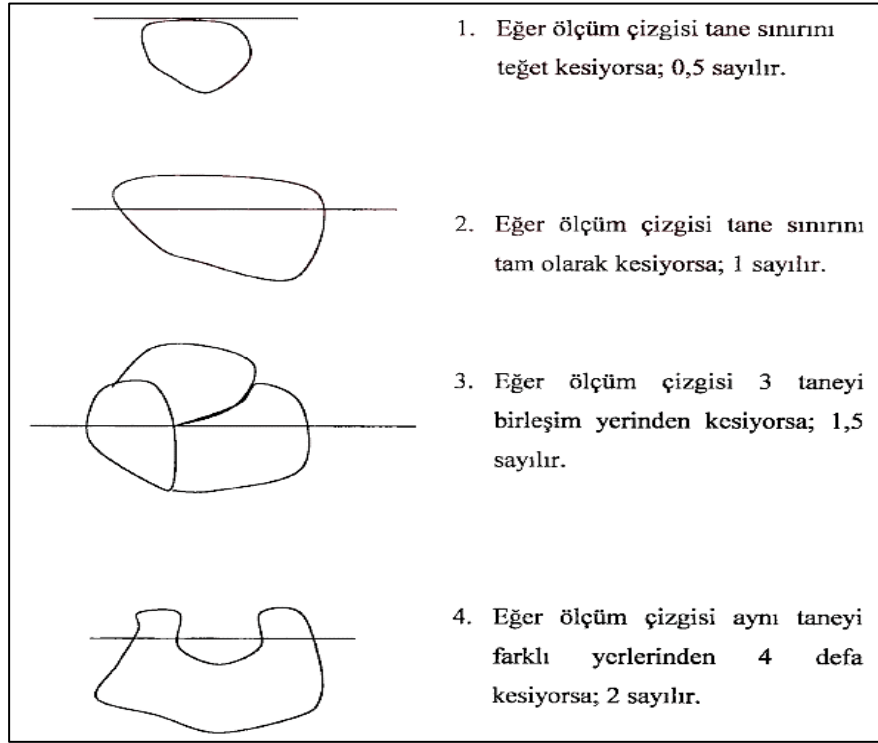
4.4. ÇELİKLERDE FAZ ORANLARININ VE ORTALAMA TANE BOYUTUNUN HESAPLANMASI

Çeliklerde faz oranlarının ve ortalama tane boyutunun hesaplanmasında farklı metodlar kullanılmaktadır. Bu metodların içerisinde tane boyutunun hesaplanmasında ‘ortalama doğrusal kesişme metodu’ faz oranlarının hesaplanmasında ise ‘nokta sayım

metodu' en yaygın kullanılan ölçüm metodlarından ikisidir. Aşağıda verilen bölüm 4.4.1 ve bölüm 4.4.2 de bu metodlar ayrıntılı olarak açıklanmaktadır.

4.4.1. Tane Boyutunun Belirlenmesi

Tanelerin büyüklüğü, ortalama doğrusal kesişme metodu ile ölçülebilir. Bu metotta haddeleme yönüne 45°'lik açı oluşturacak şekilde ölçüm çizgisi çizilir, çizginin kestiği tane sınırları sayılır. Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu, tane sınırı sayısına bölünür [20]. Tane boyutu hesaplamada dikkat edilmesi gereken hususlar Şekil 4.11'de verilmiştir.



Şekil 4.9. Tane boyutu hesaplamasında dikkat edilmesi gereken hususlar [20].

Tane boyutunun ölçülmesinde aşağıda verilen eşitlik 4.5 kullanılır.

$$\bar{L} = \frac{L}{n} \quad (4.5)$$

Burada ;

\dot{I} = İlgili fazın tane büyüklüğü

L= Ölçüm çizgisinin toplam uzunluğu

n= Ölçüm çizgisinin kestiği tane sınırı sayısını göstermektedir.

Çift fazlı yapılarda tane boyutu hesaplaması tek fazlı yapılara göre farklılık gösterir. Çift fazlı yapılarda tane boyutunun hesaplanması için aşağıda verilen eşitlik 4.6 kullanılır.

$$\dot{I}_\alpha = \frac{L \cdot f_\alpha}{n_\alpha} \quad (4.6)$$

Burada ilgili çift fazlı yapı ferrit veya perlit olarak kabul edilirse, formül 4.6'da ferrit olarak kabul edilmiştir ve bu formülde;

\dot{I}_α = Ferrit tane büyüklüğü

L= Toplam ölçüm çizgisi uzunluğu

f_α = % ferrit miktarı

n_α = Ölçüm çizgisi tarafından kesilen ferrit tanelerinin sayısını göstermektedir [71].

4.4.2. Ferrit ve Perlit Hacimsel Oranlarının Belirlenmesi

Bu metod da mikroyapı üzerine ızgara şeklinde bir ağ yerleştirilir. Izgaranın yatay ve dikey kesişen çizgileri nokta olarak belirlenir. Noktalara denk gelen fazlar sayılır, eşitlik 4.7'de verilen formül kullanılarak fazların hacimsel oranları hesaplanır. Doğru bir ölçüm sonucu elde edebilmek için en az 500 adet nokta sayılmalıdır.

$$f = \frac{n}{N} \quad (4.7)$$

Burada; f = Ferrit ya da perlit fazlarının hacimsel oranı

n = Ferrit ya da perlit fazına karşılık gelen nokta sayısı

N = Toplam nokta sayısını göstermektedir [12].

BÖLÜM 5

DENEYSEL METOD

5.1. GİRİŞ

Bu çalışmada, AISI 4340 çeliği toz metalurjisi yöntemi ile uygun bileşimde üretilmiştir. Üretilen numunelerin mikroyapısına ve mekanik özelliklerine, sıcak deformasyonun ve soğutma ortamlarının etkisi araştırılmıştır. Bölüm 5.2’de çalışmada kullanılan tozların özellikleri ve temini, Bölüm 5.3’te ise istenilen oranlarda tozların karıştırılması ve karıştırılan tozların uygun basınç altında preslenmesi anlatılmıştır. Bölüm 5.4’te preslenen numunelerin sinterlenmesi, uygun sıcaklıkta homojenleştirilmesi ve deforme edilmesi için işlem basamakları açıklanmıştır. Bölüm 5.5’te temperleme işleminin yapılması anlatılmıştır. Bölüm 5.6’da sertlik testinin uygulanması, Bölüm 5.7’de ise optik mikroskop ve SEM incelemeleri açıklanmıştır. Bölüm 5.8’de mikroyapıdaki yoğunluk, gözeneklilik ve ferrit-perlit oranlarının ölçümü anlatılmıştır. Bölüm 5.9’da üretilen numunelerin spektral analizlerinin yapılması açıklanmıştır. SEM çalışmaları Karabük Üniversitesi, Demir Çelik Enstitüsü, MARGEM Laboratuvarlarında gerçekleştirilmiştir. Sertlik testi ve optik mikroskop incelemeleri ise Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü Malzeme Laboratuvarlarında yapılmıştır.

5.2. DENEYSEL ÇALIŞMADA KULLANILAN TOZLAR

AISI 4340 çeliğinin üretiminde kullanılan tozların özellikleri ve temin edildiği firmalar Çizelge 5.1’de verilmiştir.

Çizelge 5.1. AISI 1340 çeliğinin üretiminde kullanılan tozların özellikleri.

	Elementel Tozlar	Toz Boyutu (µm)	% Saflık Değeri	Alınan Firma İsmi
1	Demir	<180	99,9	Aldrich
2	Grafit	10-20	96.5	Aldrich
3	Krom	<45	99	Aldrich
4	Nikel	<150	99,9	Aldrich
5	Molibden	<150	99,9	Aldrich

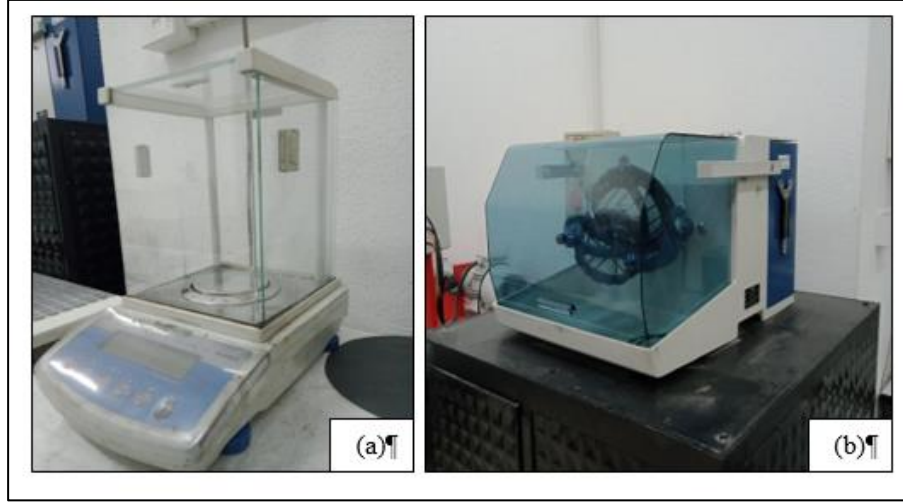
Çizelge 5.1 de özellikleri verilen tozlar, Bölüm 5.3'te verilen kimyasal kompozisyona uygun olarak karıştırılmıştır.

5.3. TOZLARIN KARIŞTIRILMASI VE SIKIŞTIRILMASI

Kimyasal bileşimi Çizelge 5.2'de verilen tozlar RADWAG AS-60-220 C/2 marka hassas terazide verilen bileşime uygun oranlarda tartılmıştır. Tartılan tozlar üç eksenli Turbulo marka karıştırıcıda 1 saat karıştırılmıştır. Şekil 5.1 tozların tartılmasında kullanılan RADWAG marka hassas teraziyi (a) ve karıştırma işleminin yapıldığı Willy A. Bachofen AG T2F marka turbula cihazı (b) göstermektedir.

Çizelge 5.2. AISI 2340 çeliğinin kimyasal kompozisyonu (%ağ).

Bileşim	C (% ağ.)	Mn (% ağ.)	Cr (% ağ.)	Mo (% ağ.)	Ni (% ağ.)	Fe (% ağ.)
AISI 4340	0,40	0,9	0,80	0,2	1,83	95,87



Şekil 5.1. Tozların tartılması ve karıştırılmasında kullanılan a) hassas terazi ve b) turbula cihazı.

Karıştırılan tozların sıkıştırılması Hidroliksan marka preste 700 MPa basınç altında gerçekleştirilmiştir. Presleme işlemi tek yönlü olarak yapılmıştır. Sıkıştırma işleminin yapıldığı 96 ton kapasiteli Hidroliksan marka pres Şekil 5.2’de gösterilmiştir.



Şekil 5.2. Presleme işleminin yapıldığı hidrolik pres.

Yapılan çalışma kapsamında 32 mm çapında ve 29 mm boyunda 8 adet numune üretilmiştir. Numune boyutları ASTM E9 standardı tarafından önerilen kısa basma numunesi boyutlarına göre belirlenmiştir. Numunelerin preslenmesinde kullanılan kalıp ve zımba Şekil 5.3’de gösterilmiştir. Presleme öncesinde üretilecek numunelerin

kalıptan kolayca ayrılması için kalıp iç yüzeyi ve kalıp zımbası etil alkol ve çinko stearat karışımı ile yağlanmıştır.



Şekil 5.3. Tozların preslenmesinde kullanılan kalıp ve zimba.

5.4. SİNERLEME, HOMOJENLEŞTİRME VE DEFORMASYON İŞLEMLERİNİN UYGULANMASI

Kalıptan çıkarılan numuneler Protherm PTF 16/75/610 marka atmosfer kontrollü boru fırında 1150°C'de 90 dakika sinterlenmiş ve fırın içerisinde oda sıcaklığına soğumaya bırakılmıştır. Koruyucu gaz olarak argon gazı kullanılmıştır. Sinterleme işlemi Karabük Üniversitesi, İmalat Mühendisliği, Mekanik Metalurji laboratuvarında yapılmıştır. Sinterleme işlemi sırasında numunelerde oluşabilecek oksitlenmeyi en aza indirmek amacıyla sünger titanium kullanılmıştır. Kullanılan sinter fırını Şekil 5.4'te gösterilmiştir.



Şekil 5.4. Sinterleme işleminde kullanılan atmosfer kontrollü fırın.

Çalışma süresince uygulanan ısı işlemler Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği, Mekanik Metalurji laboratuvarında bulunan 1600°C sıcaklık kapasitesine sahip Protherm marka ısı işlem fırınında gerçekleştirilmiştir. Üretilen 8 numuneden 7 tanesine 1150°C’de 60 dakika boyunca homojenleştirme işlemi uygulanmıştır. Homojenleştirilen ilk numune deformasyon uygulanmaksızın hava ortamında soğutulmuştur. Homojenleştirilen 6 numuneden 3 tanesi %30 oranında deforme edilmiştir. Deformasyon sonrasında numunlerden ilki hava ortamında oda sıcaklığına soğumaya bırakılmıştır. İkinci numune oda sıcaklığına soğuması için kuma gömülmüştür. Üçüncü numune ise su banyosuna daldırılarak soğumaya bırakılmıştır. Aynı işlemler %60 oranında deforme edilen son 3 numuneye de uygulanmıştır.

Deformasyon işlemi Hidroliksan marka preste sıcak basma olarak gerçekleştirilmiştir. Deformasyon başlama sıcaklığı 960°C, deformasyon bitiş sıcaklığı 930°C’dir. Deformasyon hızı 8,18 mm/sn olarak kaydedilmiştir. Numuneler fırından çıkarıldıktan sonra dönüşüm sıcaklıklarını korumak ve istenilen oranlarda (%30 ve %60) deforme etmek amacıyla numunelerin altına ve üzerine 700°C’a ısıtılan paslanmaz çelik tablalar koyulmuştur. Sıcak basma işleminde kullanılan çelik levhaların görüntüsü Şekil 5.5’te verilmiştir.



Şekil 5.5. Numunelerin %30 ve %60 oranında deforme edilmesinde kullanılan alt ve üst plaka (c).

Ayrıca, sinterlenen (a), homojenleştirilen (b), %30 deforme edilen (c) ve %60 deforme edilen (d) numunelerin makro görüntüleri Şekil 5.6’da görülmektedir. Çizelge 5.3’te üretilen 8 numuneye uygulanan ısı işlemler, deformasyon oranları ve soğutma ortamları, Çizelge 5.4’te ise uygulanan ısı işlem sıcaklıkları ve süreleri detaylı olarak verilmiştir.



Şekil 10.6. Deneysel çalışma için hazırlanan numunlerin genel görüntüsü, a) sinterlenen, b) homojenleştirilen, c) %30 deforme edilen, d) %60 deforme edilen.

Çizelge 5.3. Numunelere uygulanan ısıl işlemler ve soğutma ortamları.

Numunelere uygulanan işlemler	Soğutma ortamları
Sinterlenen numune	Fırın
Homojenleştirilen numune	Hava
%30 oranında sıcak deforme edilen numune	Hava
	Kum
	Su
%60 oranında sıcak deforme edilen numune	Hava
	Kum
	Su

Çizelge 5.4. Çalışmada uygulanan ısıl işlemlerin zaman ve sıcaklık çizelgesi

Sinterleme sıcaklığı ve süresi	Homojenleştirme sıcaklığı ve süresi	Temperleme sıcaklığı	Temperleme süresi
1150°C 90 dk	1150°C 60 dk	600°C	60 dk
			120 dk

5.5. TEMPERLEME İŞLEMİNİN UYGULANMASI

Temperleme işlemi %30 ve %60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunelere uygulanmıştır. Numuneler üst yüzeylerine paralel olarak ortadan ikiye kesilmiş, üst ve alt kısım olarak ayrılmıştır. Temperleme sıcaklığı 600°C, temperleme süresi ise üst kısımlar 1 saat, alt kısımlar 2 saat olacak şekilde belirlenmiştir. İşlemin uygulanmasından sonra numuneler hava ortamında oda sıcaklığına soğumaya bırakılmıştır. Temperleme işlemi Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği, Mekanik Metalurji laboratuvarında bulunan ısıl işlem fırını ile gerçekleştirilmiştir.

5.6. SERTLİK TESTİNİN UYGULANMASI

Sinterlenmiş numunenin, homojenleştirilmiş numunenin, %30 ve %60 deforme edildikten sonra hava, kum, su ortalarında soğutulan numunelerin ve temperlenen numunelerin sertlik ölçümleri Shimadzu marka sertlik cihazında yapılmıştır. Sertlik ölçümleri Hv_{0.5} (500 gr) yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir. Her numune için 5 adet sertlik ölçümü alınmıştır. Alınan sertlik ölçümlerinden farklı şartlarda işlem görmüş numunelerin ortalama sertlik değeri belirlenmiştir.

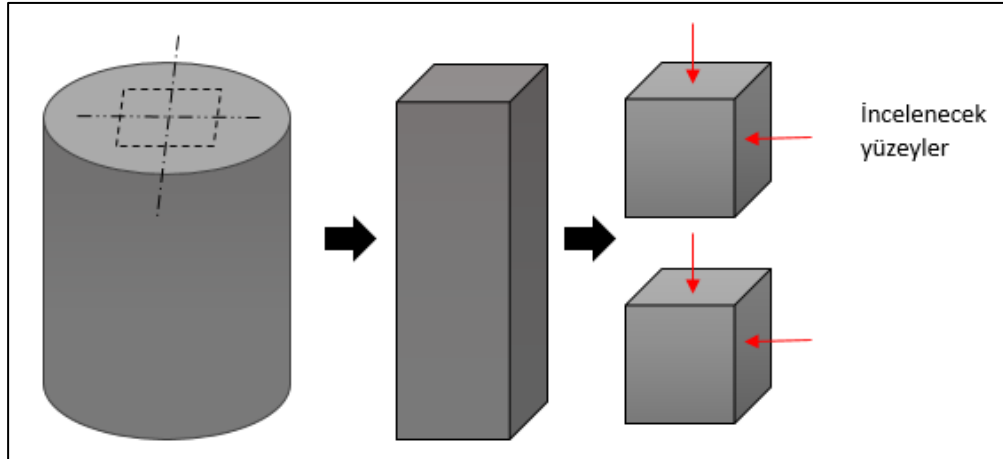
5.7. OPTİK MİKROSKOP VE SEM İNCELEMELERİ

Mikroyapı incelemeleri için, Karabük Üniversitesi, İmalat Mühendisliği, Metalografi laboratuvarında bulunan X50-X1000 büyütme kapasiteli Nikon Epiphot marka optik mikroskop kullanılmıştır. Her numunenin farklı bölgelerinden ve farklı büyütme oranlarında görüntüler alınmıştır. Alınan görüntülerin tüm mikroyapıyı temsil edebilir olmasına dikkat edilmiştir ve mikroyapıda meydana gelen değişiklikler incelenmiştir.

SEM incelemeleri ise Karabük Üniversitesi, Demir Çelik Enstitüsü, MARGEM Laboratuvarında bulunan CARL ZEISS ULTRA PLUS GEMINI FESEM marka tarama elektron mikroskobu kullanılarak gerçekleştirilmiştir SEM incelemeleri ile mikroyapıdaki çökelti türü ve dağılımı tespit edilmiştir.

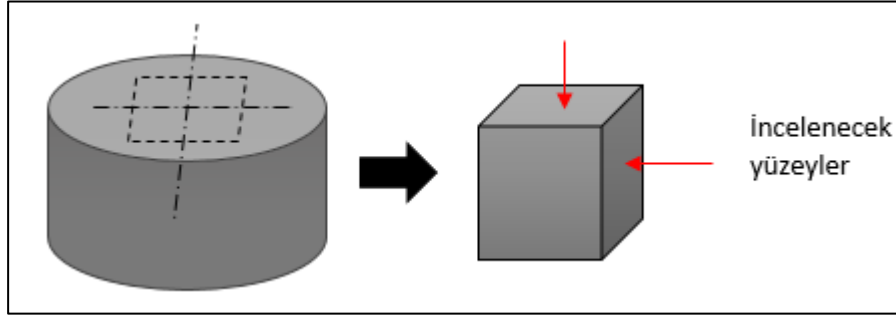
5.7.1. Metalografik İncelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması

Numunelerin metalografik incelemeye hazırlanmasında ilk olarak sinterlenmiş ve homojenleştirilmiş numunelerin et kalınlıkları göz önüne alınarak orta noktalarından 10x10 mm'lik kısımlar kesilmiştir. Elde edilen numuneler daha sonra kalınlık yönünde ortadan ikiye bölünmüş, incelemeler için alt ve üst kısım olarak iki parçaya ayrılmıştır Sinterlenmiş ve homojenleştirilmiş numunelerin metalografik olarak incelenecek olan yüzeyleri Şekil 5.7' de ok ile gösterilmiştir.



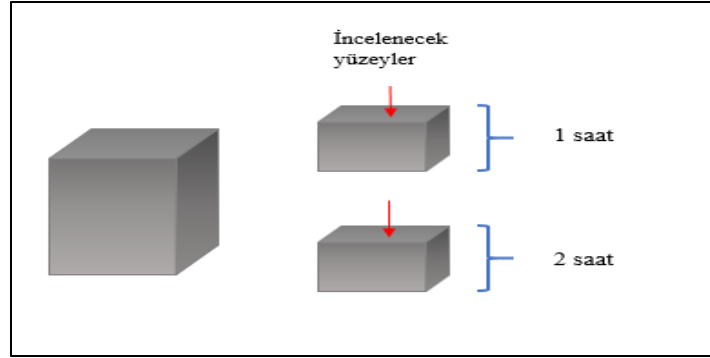
Şekil 5.7. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunelerin metalografik incelemeleri yapılan yüzeyleri.

%30 ve %60 oranında deforme edilen ardından hava, kum ve su ortamlarında soğutulan numunelerin et kalınlıkları göz önünde bulundurularak orta noktalarından 10x10 mm'lik kısımlar kesilmiştir. Bu numuneler için metalografik inceleme yapılacak yüzeyler Şekil 5.8'de gösterilmiştir.



Şekil 5.8. %30 ve %60 oranında deforme edilen numunelerin metalografik incelemeleri yapılan yüzeyleri.

Ayrıca %30 ve %60 oranında deforme edildikten sonra su ortamında soğutulan numunelerin orta noktalarından elde edilen 10x10 mm'lik kısımlar iki parçaya kesilerek 600°C' de 1 ve 2 saat süreyle temperleme işlemine uygun hale getirilmiştir. Bu numuneler için metalografik inceleme yapılacak yüzeyler Şekil 5.9'da gösterilmiştir. Numunelerin hazırlanmasında yapılan kesim işlemleri Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği, Görüntü Laboratuvarında bulunan Metkon METACUT 251 marka numune kesme cihazı ile gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.9. Numunelerin temperleme süreleri ve metalografik incelenen yüzeylerinin şematik gösterimi.

Kesilen numuneler sırasıyla 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 ve 2000 meshlik su zımparasıyla yüzeydeki pürüzler yok edilinceye kadar dikkatlice zımparalanmıştır. Bu yüzeyler 3 µm elmas pasta ile parlatılarak dağlama işlemine hazır hale getirilmiştir.

5.7.2. Dağlayıcıların Hazırlanması ve Dağlama İşleminin Yapılması

Parlatılarak dağlamaya hazır hale getirilen numuneler, methanol içerisine % 2 nitrik asit konularak elde edilen Nital çözeltisinde 8-10 sn süre ile bekletilerek dağlanmıştır. İşlem sonrası dağlanan yüzeyler methanolla temizlenip kurutulmuştur ve optik mikroskop ile incelemeye hazır hale getirilmiştir.

5.8. YOĞUNLUK, FERRİT-PERLİT HACİMSEL ORAN, GÖZENEKLİLİK VE TANE BOYUTU ÖLÇÜMLERİ

Numunelerin yoğunluk ölçümleri, Karabük Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, İmalat Mühendisliği Bölümü Mekanik Metalurji Laboratuvarında bulunan RADWAG marka hassas terazide yoğunluk ölçüm kiti kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Ferrit-perlit fazlarının yüzde hacimsel oranları mikroyapı görüntüleri üzerinden nokta sayım metodu kullanılarak bulunmuştur. Tane boyutu ölçümleri ise yine mikroyapı görüntüleri üzerinden ortalama doğrusal kesişme metodu kullanılarak hesaplanmıştır. Faz hesaplamalarında kullanılan nokta sayım metodu ve tane boyutu ölçümünde kullanılan ortalama doğrusal kesişme metodu, Bölüm 4.4.1 ve Bölüm 4.4.2’de detaylı olarak açıklanmıştır.

5.9. ÜRETİLEN NUMUNELERİN SPEKTRAL ANALİZLERİNİN YAPILMASI

Üretilen numunelerin kimyasal bileşimlerinin, üretim öncesinde planlanan kimyasal bileşim ile sonrasında elde edilen bileşimin uyumlu olup olmadığı spektral analiz yöntemi kullanılarak tespit edilmiştir. Uygulama Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Isıl İşlem Laboratuvarında bulunan GNR S3 MiniLab marka optik emisyon cihazı ile yapılmıştır. Her numune için 3 ölçüm yapılmış olup elde edilen sonuçların ortalaması alınmıştır.

BÖLÜM 6

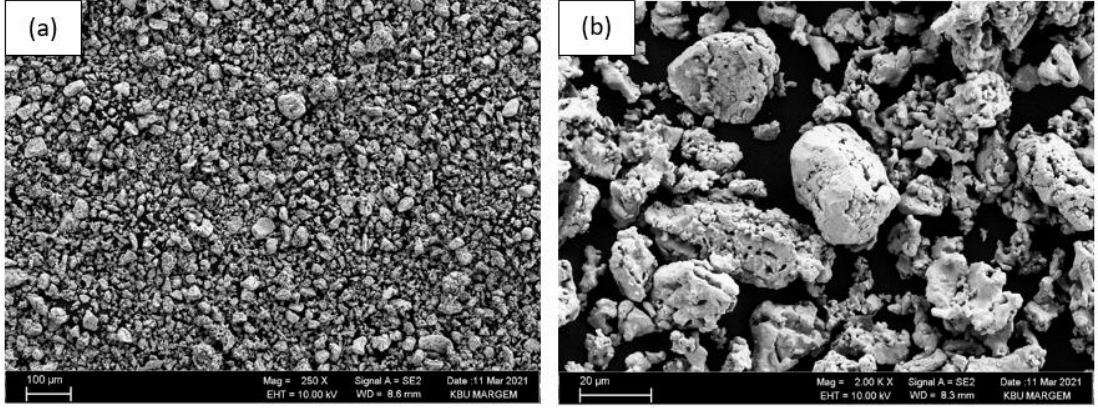
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. GİRİŞ

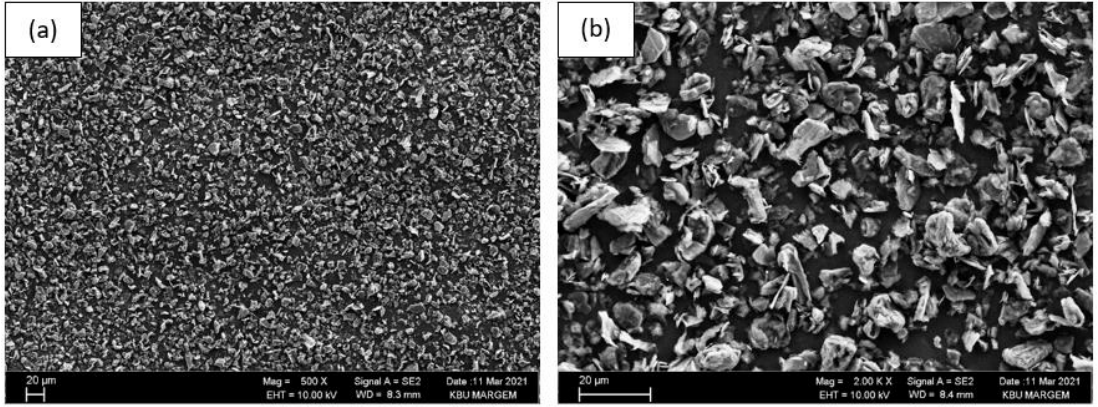
Bu bölümde, toz metalurjisi yöntemi ile üretilen AISI 4340 çeliğinin, sinterlenen, homojenleştirilen, % 30 ve % 60 oranlarında sıcak deforme edilen ve ardından 3 farklı soğutma ortamında (hava, kum, su) soğutulan numunelerin ve suda soğutulduktan sonra 600°C'de 1 ve 2 saat temperlenen numunelerin mikroyapı ve mekanik özelliklerindeki değişime ait deney sonuçları ve tartışmaları yer almaktadır. Bölüm 6.2'de deneysel çalışmada kullanılan tozların karakterizasyonu analiz edilmiştir. Bölüm 6.3'te spektral analiz sonuçları değerlendirilirken, bölüm 6.4'te optik mikroskop ile numunelerden alınan mikroyapı görüntüleri analiz edilmiştir. Bölüm 6.5'te sertlik ve yoğunluk ölçüm sonuçları değerlendirilmiştir. Son olarak bölüm 6.6'da SEM sonuçları ve çökelti oluşumu verilerek analiz edilmiştir.

6.2. TOZLARIN KARAKTERİZASYONU

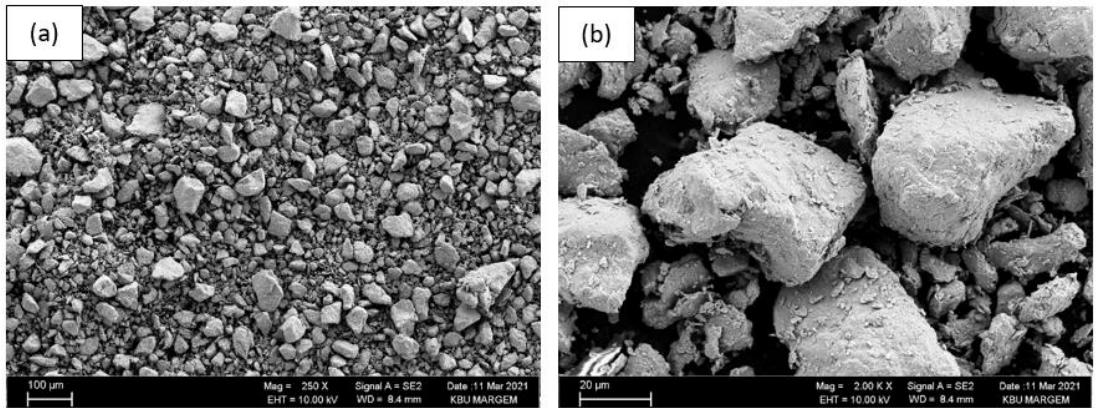
AISI 4340 çeliğinin üretiminde kullanılan tozların SEM görüntüleri X250 ve X2000 büyütmelerde alınmıştır. Matris olarak kullanılan demir tozu, karbon ve krom tozları Şekil 6.1, 6.2 ve 6.3'te görüldüğü gibi düzensiz şekillidir. Diğer alaşım elementlerinden molibdenin taneli yapısı Şekil 6.4'te, Şekil 6.5'te ise küresel yapıya sahip olan nikel tozunun görüntüsü verilmiştir. Ayrıca, bölüm 5 deneysel metod kısmında bulunan Çizelge 5.1'de tozların saflık değerleri ve toz boyutları görülmektedir.



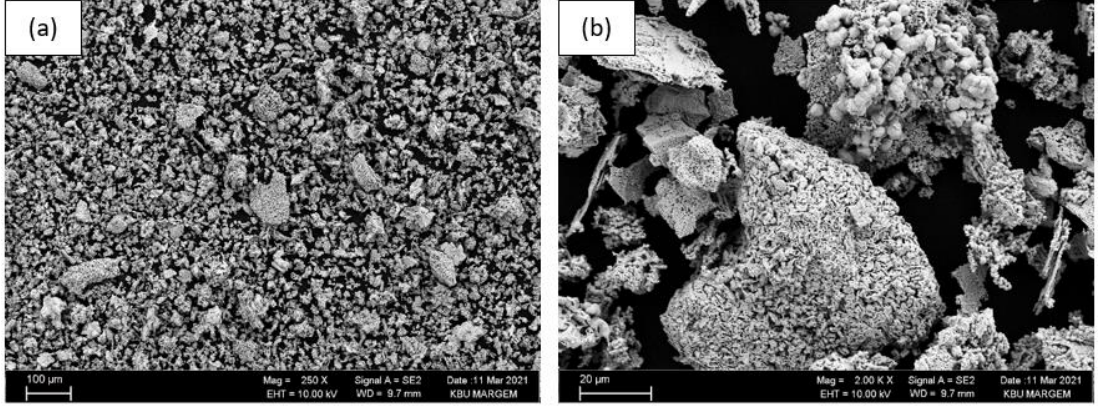
Şekil 6.1. Demir tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



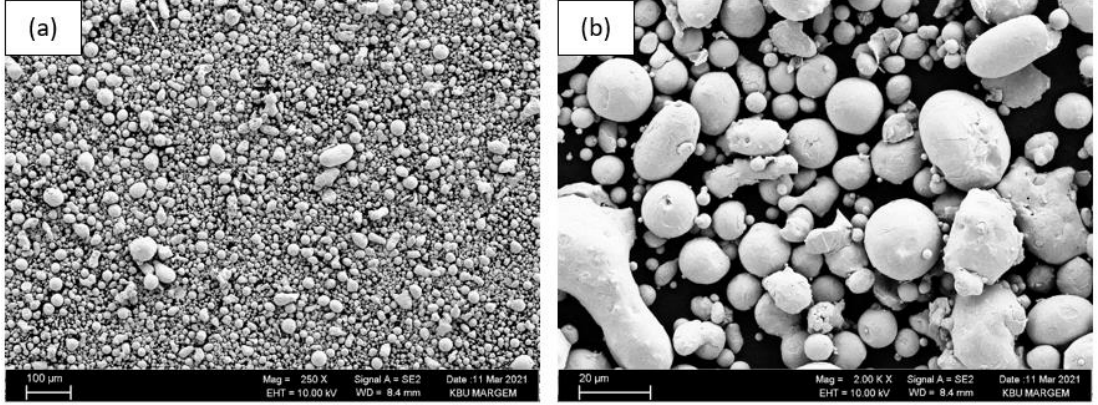
Şekil 6.2. Karbon tozunun a) X500 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



Şekil 6.3. Krom tozunun a) X21150 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



Şekil 6.4. Molibden tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.



Şekil 6.5. Nikel tozunun a) X250 ve b) X2000 büyütülmüş SEM görüntüsü.

Metal tozlarının kullanıldığı üretim işlemlerinde tozun şekli ve boyutu, toz metalurjisi ile üretilen ürünlerin optimum karakteristik özelliklerini belirler. Toz şekli yapıda tozun akıcılığını, ham yoğunluk ve mukavemetini, sıkıştırılabilirliğini etkileyen önemli bir faktördür. Toz üretim teknikleri tozun şeklini belirlemektedir. Kullanılan tozun boyutu azaldıkça ham yoğunluk değeri de azalır. Ancak küresel şekilli tozlar yuvarlak yüzeyleri yüzünden bu özelliğin dışındadır. Tozun şekli küresellikten ne kadar uzaklaşırsa yapıdaki ham yoğunluğu o aranda düşürür. Küresel şekilli tozlar genellikle gaz atomizasyon yöntemi ile üretilirken karmaşık şekilli tozlar su atomizasyonu ile elde edilir. Parça üretiminde, görünür yoğunluğu yüksek tozların kullanılması, daha yüksek parça yoğunluğu elde edilmesini sağlar. Ayrıca tane şeklindeki düzensizlik ve gözenekli yapı arttıkça tozun sıkıştırılabilme kabiliyeti aynı oranda düşer. Metal tozlarının kimyasal özellikleri sinterlenecek parçaların

özelliklerine doğrudan etki eder. Elektroliz yöntemi ile üretilen tozların saflık derecesi yüksektir [6,72].

6.3. SPEKTRAL ANALİZ SONUÇLARININ DEĞERLENDİRİLMESİ

1150°C’de 90 dakika. sinterlenen AISI 4340 çeliğinin elementel kompozisyonu spektral analiz yapılarak belirlenmiştir. 3 ölçümün ortalaması alınarak elde edilen sonuçlar Çizelge 6.1’de verilmiştir. Spektral analiz sonuçları üretim öncesi planlanan kimyasal bileşim ile üretim sonrası elde edilen kimyasal bileşim değerlerinin birbiri ile uyumlu olduğunu göstermektedir.

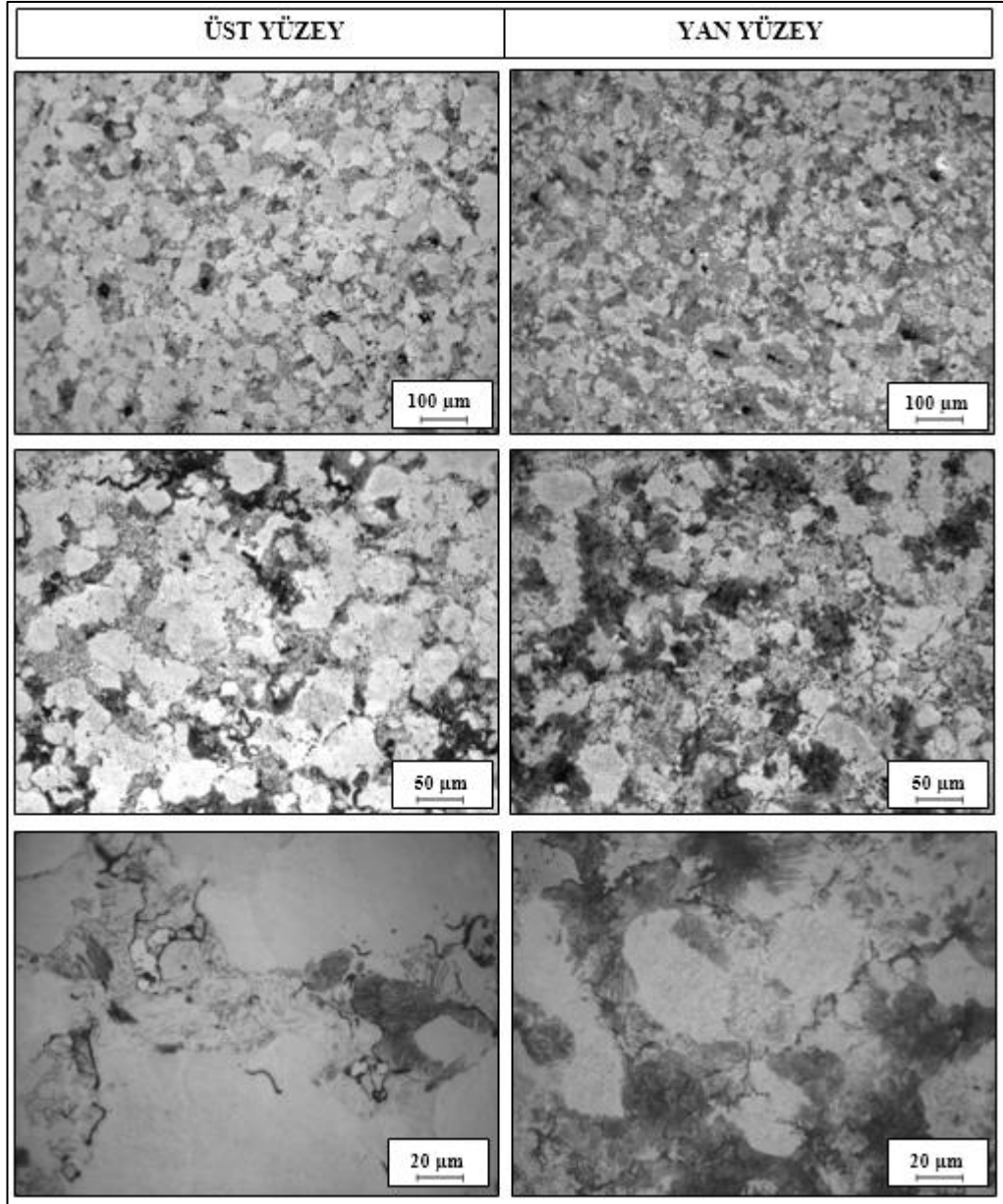
Çizelge 6.1. Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen AISI 4340 çeliğinin spektral analiz sonuçları.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Fe
0.411	0.015	0.706	0.017	0.019	0.786	0.244	1.943	Geri kalan

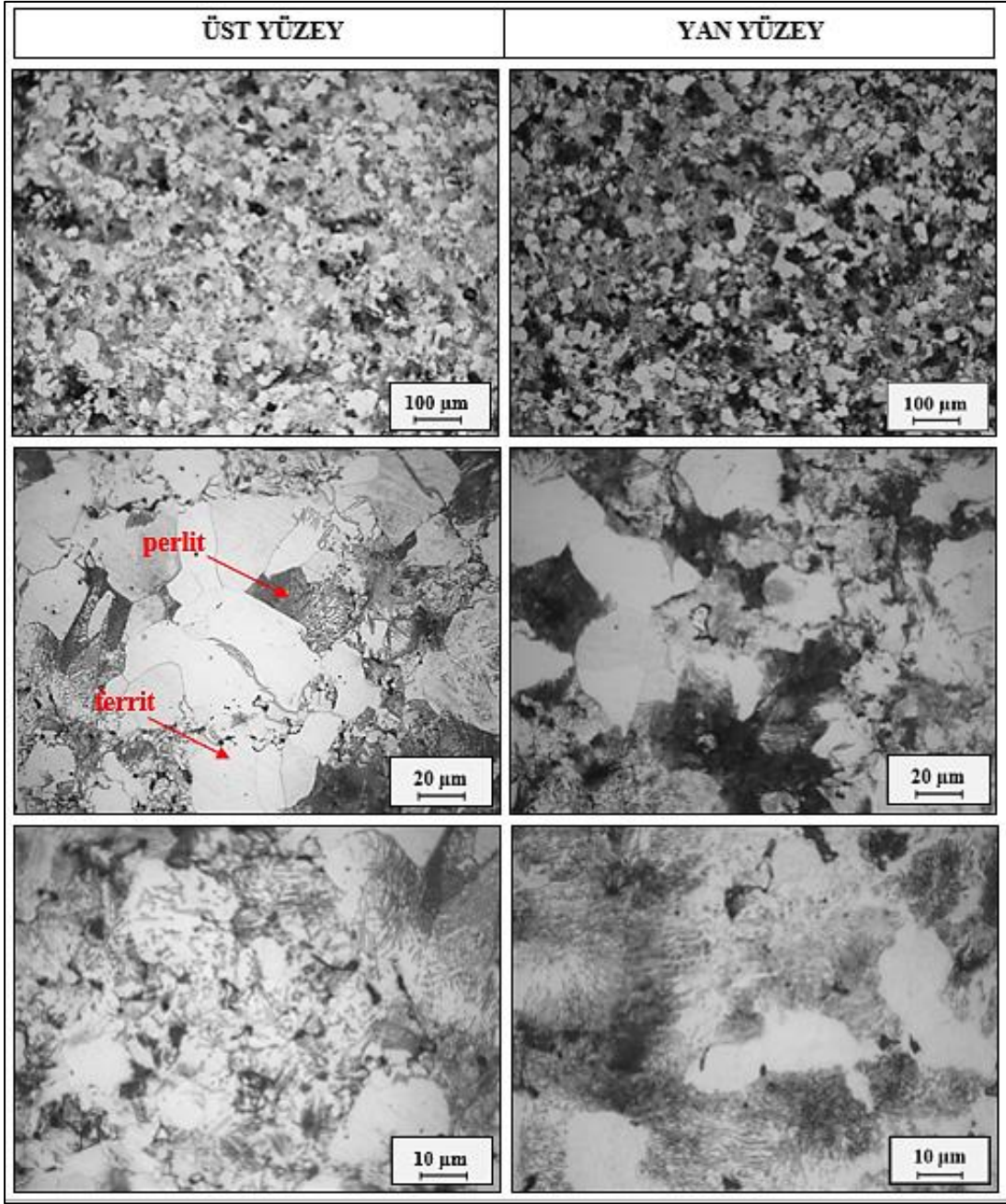
6.4. OPTİK MİKROYAPI SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

6.4.1. Sinterlenen ve Homojenleştirilen Numunelerin Optik Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

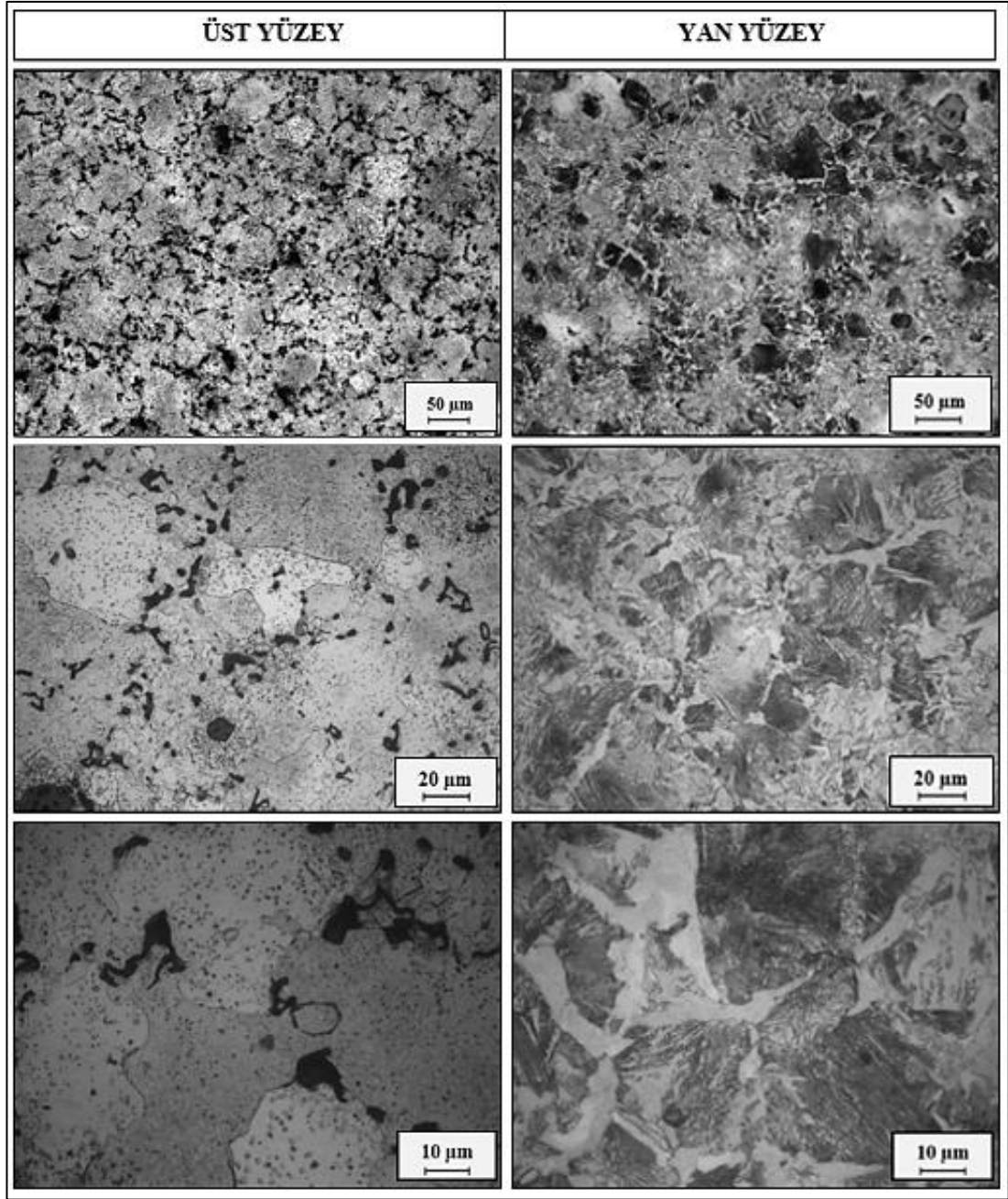
1150°C’ de 90 dakika sinterlenen ve fırında soğutulan ana malzemenin metalografik olarak incelenen yüzeyleri, Bölüm 5, Şekil 5.7’de şematik olarak gösterilmiştir. Yüzey ve merkez arasındaki soğuma hızından kaynaklanan değişimi net olarak görebilmek için üst ve alt kısım olarak iki ayrı parçaya ayrılan sinterlenmiş ana malzemenin mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 6.6 ve 6.7’de gösterilmiştir. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen ve hava ortamında soğutulan numune de incelenmek üzere iki kısma ayrılmıştır. Homojenleştirilen numunenin mikroyapı görüntüleri Şekil 6.8 ve 6.9’da gösterilmiştir.



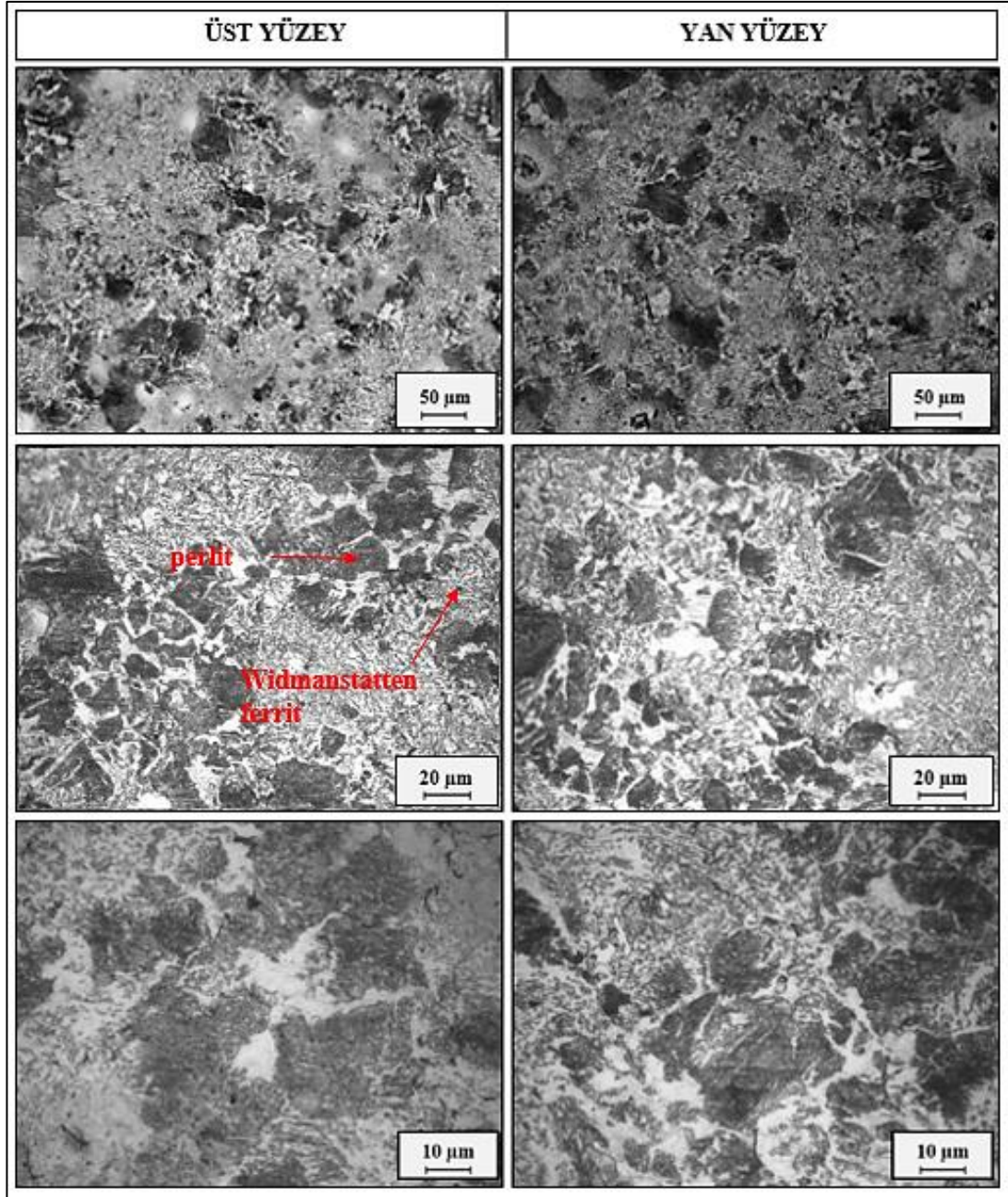
Şekil 6.6. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin üst kısmından farklı büyütmelerde alınan mikroyapı görüntüleri.



Şekil 6.7. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin alt kısmından farklı büyütme ölçeklerinde alınan mikroyapı görüntüleri.



Şekil 6.8. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numunenin üst kısmından farklı büyütme ölçeklerinde alınan mikroyapı görüntüleri



Şekil 6.9. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numunenin alt kısmından farklı büyütmelerde alınan mikroyapı görüntüleri.

Şekil 6.6, 6.7, 6.8 ve 6.9’da verilen mikroyapı resimlerine bakıldığında sinterlenen ve homojenleştirilen numunelerin eş eksenli farklı tane boyutuna sahip ferrit ve perlit fazlarından meydana geldiği görülmektedir. Ayrıca, homojenleştirme ısıl işlemi sonrası ferrit ve perlit fazlarının daha homojen dağıldığı görülmektedir. Fakat, homojenleştirme işlemi uygulanan numunelerin (45 µm) sinterlenen numunelere (88 µm) göre ortalama tane boyutunun daha küçük olduğu Çizelge 6.2’den görülmektedir.

Bu durum homojenleştirilen numunelerin sinterlenen numunelere göre daha hızlı soğutulmalarından kaynaklanmaktadır. Havada soğutulan homojenleştirilmiş numunelerin soğuma hızı fırında soğutulan sinterlenen numunelerin soğuma hızından yüksek olmasından dolayı yapının ince taneli olduğu görülmektedir. Fırında soğutma gibi düşük soğuma hızlarında östenit-ferrit dönüşümünden önce yeniden kristalleşme ve hatta tane büyümesi meydana gelmektedir [73,74].

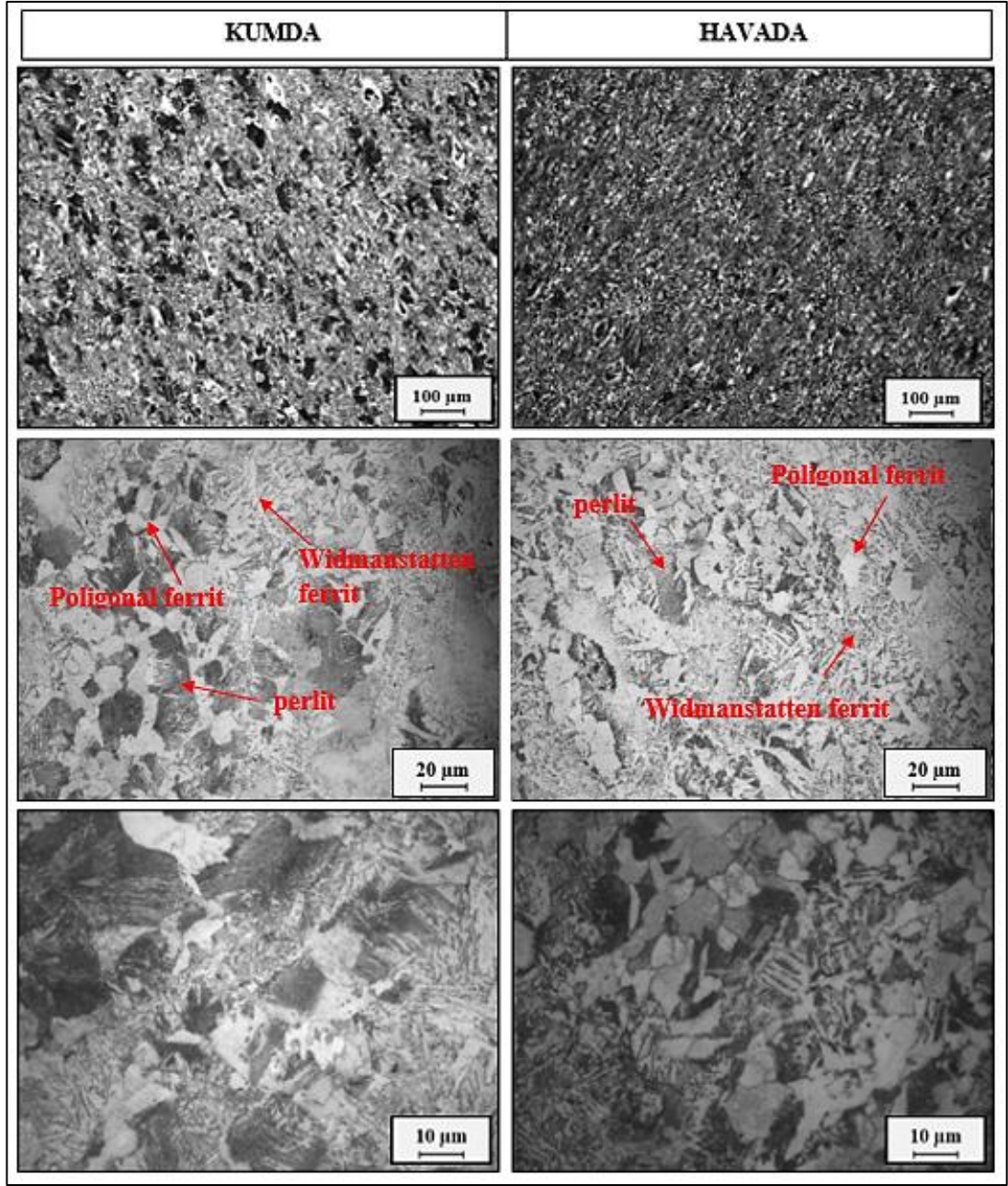
Çizelge 6.2. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunelerin % ferrit-perlit ve ortalama tane boyutu değerleri.

Uygulanan İşlem	Soğutma Ortamı	Ferrit (%)	Perlit (%)	Tane Boyutu (µm)
Sinterlenen	Fırın	73	27	88
Homojenleştirilen	Hava	60	40	45

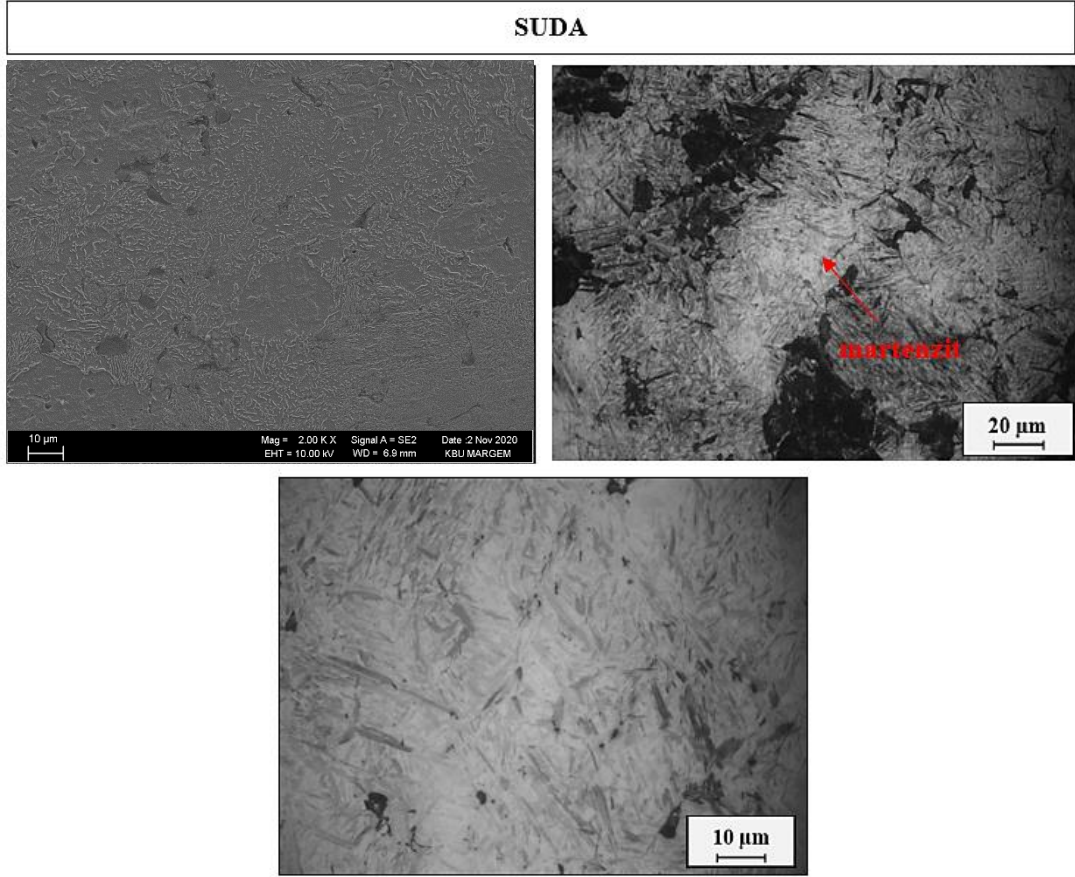
Ayrıca homojenleştirilen numunelerin üst kısmının üst yüzeyinden alınan ve Şekil 6.8'de verilen mikroyapı görüntülerine bakıldığında homojenleştirilen numunelerin üst yüzeyinde dekarbürizasyon meydana geldiği görülmektedir. Dekarbürizasyon, fırın atmosferindeki malzemenin yüzeyindeki karbon atomlarının gaz fazına geçişi olarak tanımlanabilir. Karbon, maksimum dekarbürizasyon derinliği oluşana kadar yüksek konsantrasyondan düşük konsantrasyona geçer. Yapı tamamen östenit olduğunda karbon difüzyon hızı sıcaklıkla artar. Ferritik çelik ve östenitik çelikteki karbon difüzyon hızı, sıcaklığa ve bileşime bağlıdır. Dekarbürizasyon, parçaların yüzey özelliklerini ve yorulma mukavemetini olumsuz etkilediği için ciddi bir sorundur. Sorunun ciddiyeti, dekarbürizasyonun derinliği ölçülerek belirlenir. Bunu önlemek için atmosfer kontrollü bir fırına ihtiyaç vardır [75]. Yapılan incelemelerde dekarbürizasyon derinliğinin numune yüzeyi ile sınırlı kaldığı görülmüştür. Yapılan çalışmada sinterlenen, homojenleştirilen, % 30 ve % 60 sıcak deformasyon uygulanan numunelerin tane boyutu ölçümleri, ferrit ve perlit fazlarının belirlenmesi, dekarbürizasyonun olmadığı yan yüzeylerden alınan mikroyapı görüntüleri kullanılarak belirlenmiştir.

6.4.2. Sıcak Deformasyon Uygulanan ve Ardından Farklı Ortamlarda Soğutulan Numunelerin Optik Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numuneler, 1150-930°C sıcaklık aralığında % 30 ve % 60 oranlarında plastik deformasyon uygulandıktan sonra hava, kum ve su ortamlarında soğutulmuştur. Numunelerin üst yüzeylerinde dekarburizasyon oluşmasından dolayı sadece yan yüzeyleri metalografik olarak incelenmiştir. Şekil 6.10’da % 30 deforme edildikten sonra kumda ve havada soğutulan numunelerin, Şekil 6.11’de ise su ortamında soğutulan numunenin mikroyapı görüntüleri verilmiştir.

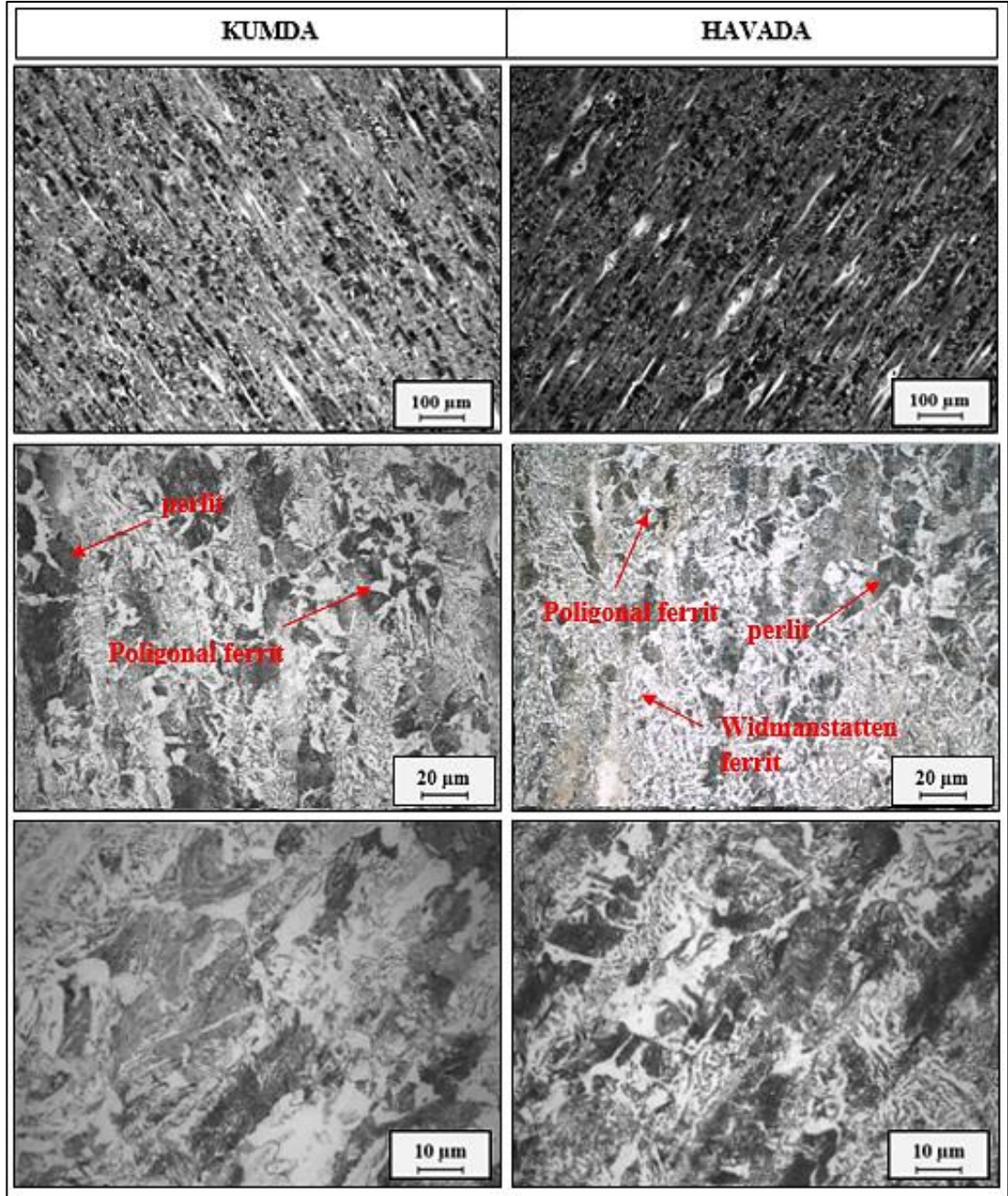


Şekil 6.10. %30 deforme edildikten sonra kumda ve havada soğutulan numunelerin farklı büyütmelerde alınan mikroyapı görüntüleri.

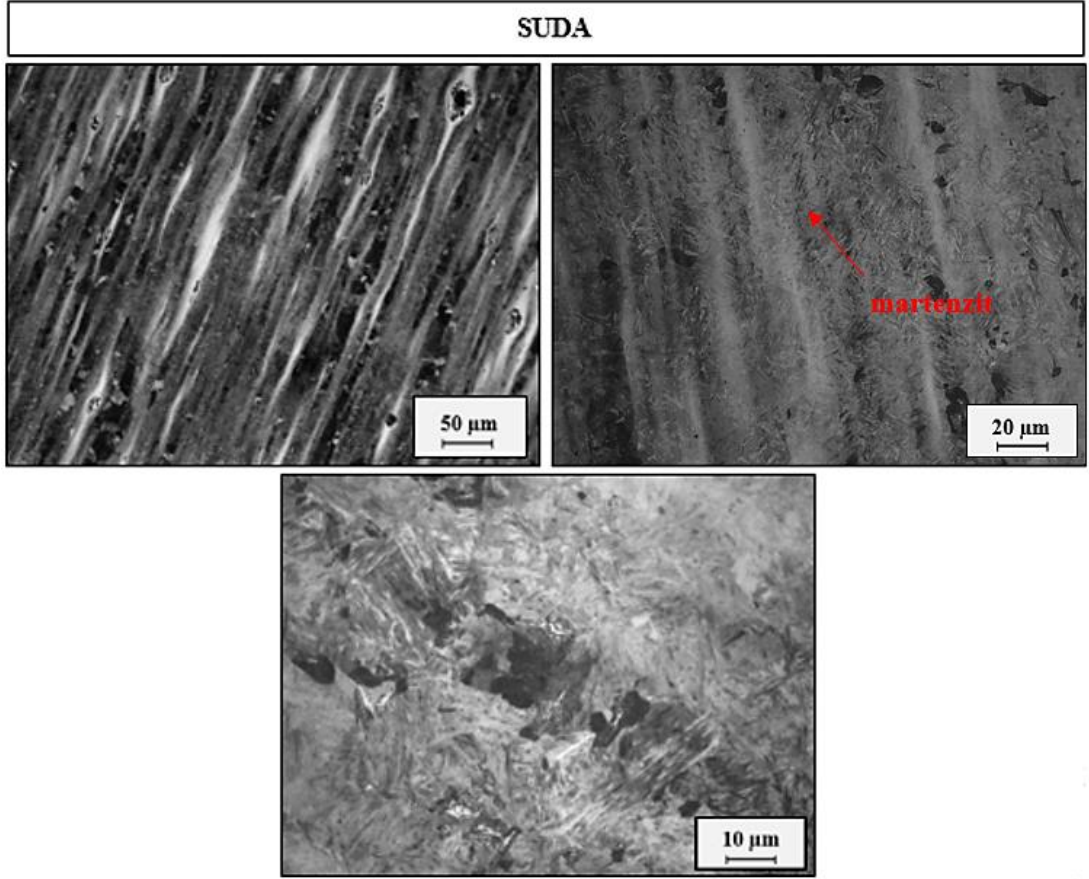


Şekil 6.11. %12 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunenin farklı büyütmelerde alınan mikroyapı görüntüleri.

% 60 deforme edilen ardından kum ve hava ortamlarında soğutulan numunelerin mikroyapı görüntüleri Şekil 6.12’de, suda soğutulan numunelerin mikroyapı görüntüleri ise Şekil 6.13’te gösterilmiştir. Çizelge 6.3’te de %30 ve %60 deforme edilen numunelere ait ferrit-perlit oranı ve tane boyutu değerleri verilmiştir.



Şekil 6.12. %60 deforme edildikten sonra kumda ve havada soğutulan numunelerin farklı büyütme ölçeklerinde alınan mikroyapı görüntüleri.



Şekil 6.13. % 60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunenin farklı büyütme oranlarında alınan mikroyapı görüntüleri.

Çizelge 6.3. Sıcak deforme edilen numunelerin % ferrit-perlit ve ortalama tane boyutu değerleri.

Uygulanan İşlem	Soğutma Ortamı	Ferrit (%)	Perlit (%)	Tane Boyutu (μm)
%30 deforme edilen	Kum	65	35	51
	Hava	58	42	41
	Su	-	-	-
%60 deforme edilen	Kum	71	29	36
	Hava	68	32	30
	Su	-	-	-

Şekil 6.10, 6.11, 6.12, 6.13 ve Çizelge 6.3'ten görüldüğü gibi soğuma hızının artmasıyla ötektoid öncesi ferritin östenit tane sınırlarında ince ve network şeklinde dağıldığı ve ferritin hacimsel oranının azaldığı % 30 ve % 60 deforme edilen numunelerin her ikisinde görülmüştür. Bu durum genellikle soğuma hızının artışına

bağlı olarak ferritin çekirdekleşmesi ve büyümesiyle ilgilidir [76,77]. Havada soğutma sırasında ötektoid dışı fazların oluşumu için yeterli zaman olmadığından havada soğutulan numuneler kumda soğutulan numunelere göre daha düşük oranda ötektoid dışı ferrit içermektedir [53]. Ayrıca, soğuma hızının artması dönüşüm sıcaklığını düşürerek ferrit ve perlit fazlarının düşük sıcaklıkta ince taneli olarak oluşmasına neden olmaktadır.

% 30 ve % 60 plastik deformasyon sonrası numunelerin en düşük soğuma hızına sahip kum ortamında soğutulması östenit-ferrit dönüşümü öncesi östenitin yeniden kristalleşmesine ve tane büyümesine yol açmaktadır (Şekil 6.10, kum ve Şekil 6.12 kum). Bu durum son yapının kaba ferrit ve perlit tanelerinden oluşmasına neden olmaktadır [76,77]. % 30 ve % 60 plastik deformasyon sonrası havada soğutulan numunelerin mikroyapısı ince ferrit ve perlit tanelerinden meydana gelmektedir (Şekil 6.10, hava ve Şekil 6.12, hava). Ayrıca, havada soğutulan numunelerde Widmanstatten ferritin olduğu görülmektedir. Widmanstatten ferrit yüksek soğuma hızlarında poligonal ferrite göre daha yüksek oranda oluşmaktadır [78].

% 30 ve % 60 plastik deformasyon sonrası suda soğutulmuş numunelerin mikroyapısı Şekil 6.11 (su) ve Şekil 6.13 (su)'da görüldüğü gibi martenzit fazından meydana gelmiştir. Martenzitik yapı hızlı soğuma neticesinde difüzyonsuz dönüşüm ile oluşan çok sert ve gevrek bir yapıdır. Soğuma hızı artırılıp, belirli bir değerin üzerine çıkarıldığında karbon atomları difüzyon ile katı çözümlerden ayrılmak için yeterli zaman bulamazlar. Demir atomları bir miktar hareket etse bile, karbon atomları çözelti içerisinde hapsedildiğinden kafes yapısı HMK yapıya dönüşemez ve farklı bir yapı oluşur. Hızlı soğuma sonucunda oluşan bu yapıya "martenzit" adı verilir. Martenzit, karbon ile aşırı doymuş hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya sahip bir katı çözümlüdür [79]. AISI 4340 çeliğinin kimyasal bileşiminde bulunan % 0.8 Cr ve % 0.2 Mo, zaman-sıcaklık-dönüşüm (ZSD) ve sürekli soğuma (SD) diyagramlarını uzun zamana kaydırarak kritik soğuma hızını düşürür ve bunun sonucunda martenzitik dönüşüm kolaylaşır [80]. Martenzit çeliklerin tokluğunu düşürdüğü için istenen bir faz değildir [74].

Homojenleştirme işlemi sonrası % 30 ve % 60 deforme edilen numuneler birbiri ile kıyaslandığında bütün soğuma şartlarında % 60 deforme edilen numunelerin ortalama tane boyutu daha küçükken ferritin hacimsel oranı yüksektir (Çizelge 6.3). Elde edilen bu sonuçlar Smith ve Siebert'in yapmış olduğu çalışma ile benzerlik göstermektedir [82]. Yazarlar yapmış oldukları çalışmada, deformasyon miktarının % 0.1C, % 0.39 Mo-B bileşimindeki çeliğin zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramına etkisini araştırmışlardır. Deformasyon uygulanmayan numunelerde, γ ve perlit burnunun uzun zamanda yer aldığı fakat yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede % 50 deforme edilen numunelerde α burnunun kısa zamana kayarak ferrit oluşumunu hızlandırdığı tespit edilmiştir. % 30 deforme edilen numunelerde perlitin çekirdekleşmesinin deforme edilmeyen numunelere göre 8 kat daha fazla olduğu görülmüştür. Bu durum γ tane sınırlarında deformasyon miktarına bağlı olarak gerilimli bölgelerin ve buna bağlı olarakta çekirdekleşme hızının artmasından kaynaklanmaktadır.

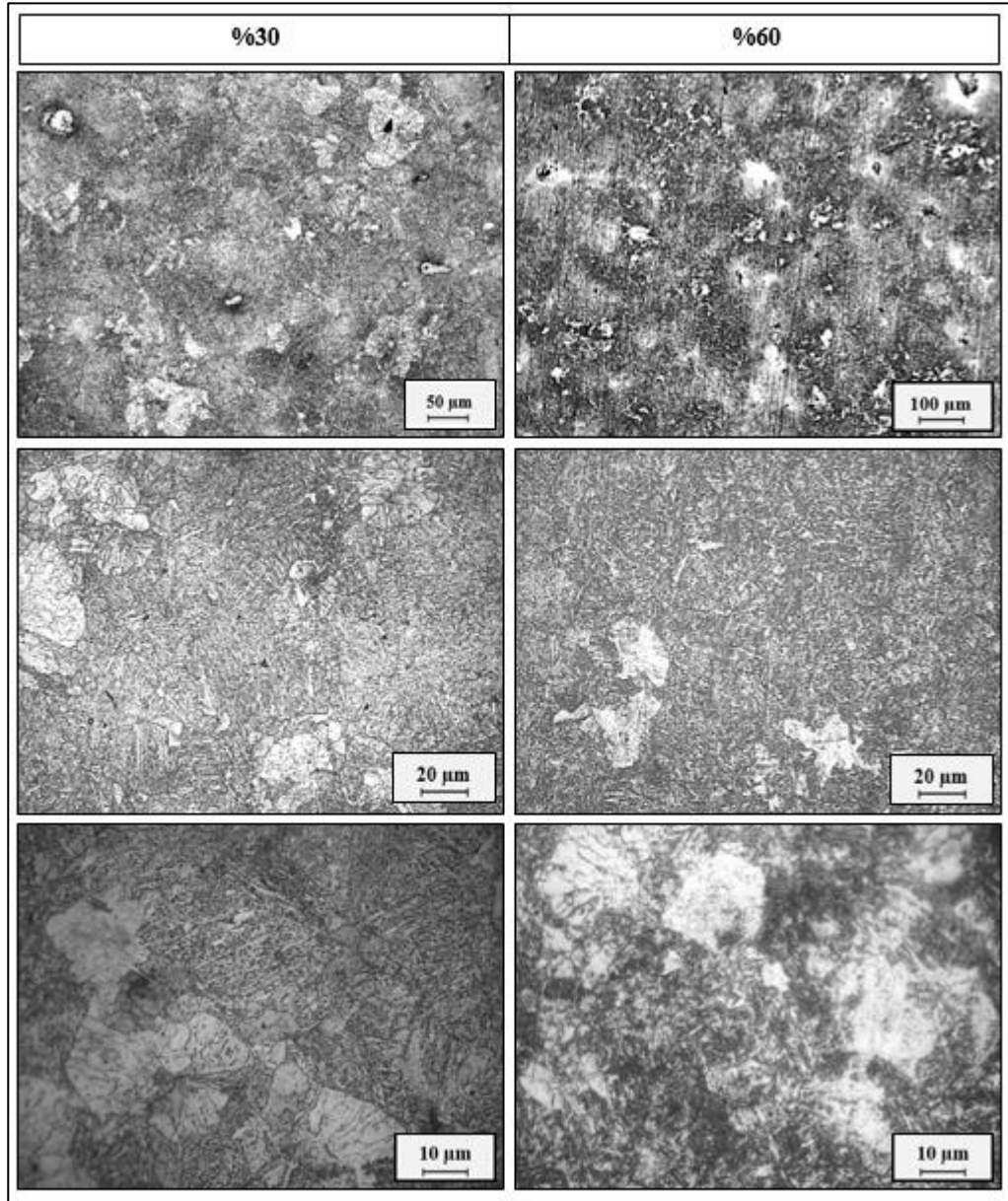
Ayrıca Inagaki [83] deformasyona bağlı olarak tane içerisinde oluşan kayma bantlarında, tavlama ikiz sınırlarında ve tane sınırlarında oluşan yüksek gerilmeli bölgelerin çekirdekleşme miktarını arttırdığını ve bunun sonucunda küçük taneli yapının oluştuğunu göstermiştir. Bu durum östenitin yeniden kristalleşmenin olmadığı bölgede yapılan deformasyonun ferrit oluşumunu hızlandırdığını göstermektedir. Ayrıca deformasyon miktarının artması tane sınırlarının deformasyonuna neden olarak ferritin çekirdekleşme hızını arttırmaktadır.

Bu çalışmadan elde edilen sonuçlara ek olarak %30 ve %60 deforme edilen numuneler, bütün soğuma şartlarında, sinterlenen ve homojenleştirilen numunelere göre daha küçük tane boyutuna sahip olmuşlardır. Bu durum deformasyon işleminin toz metalurjisi yöntemiyle üretilen AISI 4340 çeliğinde tane incelmeye neden olduğunu göstermektedir. Ren ve ark. [84] 3Cr2MnNiMo çeliğinin mikroyapısına ve mekanik özelliklerine dövme oranının etkisini araştırmışlardır. Bu çalışmada dövme oranının artmasıyla yapıda bir sürü çekirdekleşme merkezlerinin oluştuğu, yeniden kristalleşmenin meydana geldiği ve bunun sonucunda tane incelmesinin 3Cr2MnNiMo çeliğinde oluştuğu gösterilmiştir.

Mikroyapılardan da görüldüğü üzere plastik deformasyon sonrasında tanelerde deformasyon yönünde yönlenme meydana gelmiştir. Artan deformasyon oranı ile tanelerdeki yönlenme de artmıştır. Plastik deformasyon öncesinde çok taneli metalik malzemelerin her bir tanesi birbirlerine göre rastgele yönlenmiş durumdadır. Plastik deformasyon sonrasında, tanelerin deformasyon yönünde yönlenme eğiliminin olduğu bilinen bir gerçektir. Bu yönlenme olayına deformasyon tekstürü denir [81]. Ayrıca sıcak deformasyon uygulanan numunelerde yönlenmenin oluşması, bu numunelerde CrC(N) ve MoC(N) gibi çökeltilerin oluştuğunu göstermektedir. Oluşan çökeltiler östenitin düşük sıcaklıklarında yeniden kristalleşmeyi engelleyerek deformasyon tekstürünün gelişmesine neden olmaktadır.

6.4.3. Temperlenen Numunelerin Optik Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

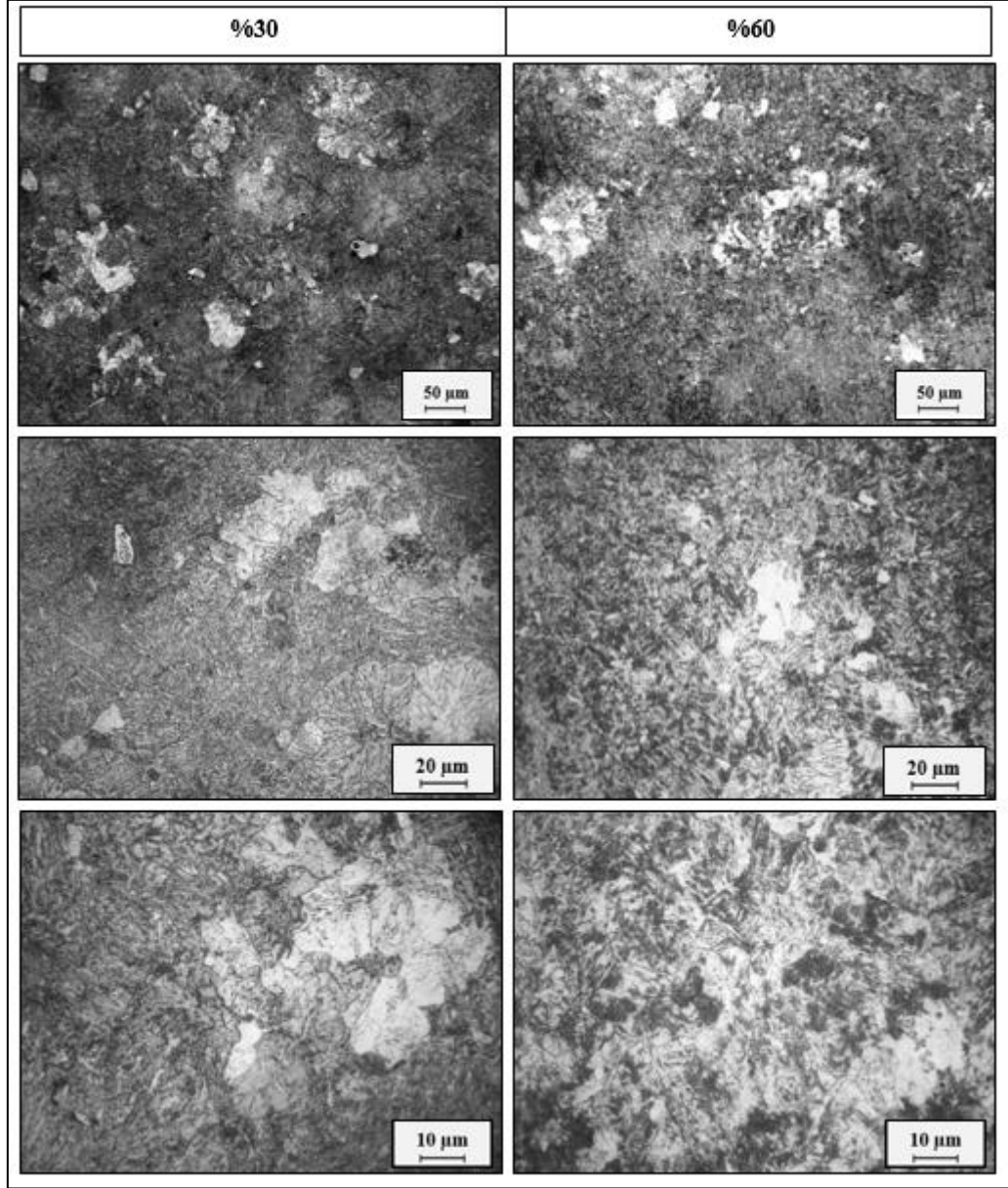
1150°C’de 60 dakika homojenleştirildikten sonra %30 ve %60 oranında deforme edilen ardından su ortamında soğutulan numunelere, 600°C’de 1 ve 2 saat süreyle temperleme işlemi uygulanmıştır. temperleme işlemi öncesinde martenzit mikroyapıya sahip olan numuneler farklı sürelerde temperlenmek üzere iki parçaya ayrılmıştır. Numunelerin hazırlanması “5.7.1. Metalografik İncelemelerde Kullanılan Numunelerin Hazırlanması” başlığı altında şematik olarak gösterilmiştir. 600°C’de 1 ve 2 saat süreyle temperlenmiş numuneler işlem sonrası hava ortamında soğutulmuştur. Şekil 6.14’te 1 saat, Şekil 6.15’te 2 saat temperlenen numunelerin mikroyapı görüntüleri verilmiştir.



Şekil 6.14. 600°C’de 1 saat temperlenen numunelerin farklı büyütmelerde alınan mikroyapı görüntüleri.

Martenzitik iç yapı, çelik içerisinde artık gerilmelerin kalmasına yol açar. Gevrek bir yapı olduğu için mühendislik uygulamalarına uygun değildir. Endüstrideki kullanım alanını genişletmek, gevrekliği giderip tokluğu arttırmak için temperleme işlemi yapılır. Bu işlem ile çelikte bulunan kalıntı gerilmeler giderilirken, çeliğin süneklik ve tokluk değerlerinde artış, sertlik ve mukavemet değerlerinde ise azalma görülür [53]. Şekil 6.14 incelendiğinde, %30 ve %60 deformasyon oranında deforme edilen ve 600°C’de 1 saat temperleme sonucunda martenzit yapı içerisinde yeniden kristalleşme

ile oluşan ferrit taneleri görülmektedir. Ferrit fazı en yumuşak faz olmasından dolayı malzemelerin mukavemetini düşürürken şekil alabilme kabiliyetini arttırmaktadır. Temperleme süresinin 2 saate çıkmasıyla Şekil 6.15’de görüldüğü gibi ferrit alanları daha belirgin hale gelmektedir.



Şekil 6.15. 600°C’de 2 saat temperlenen numunelerin farklı büyütme ölçeklerinde alınan mikroyapı görüntüleri.

Şekil 6.15 incelendiğinde sabit sıcaklıkta artan temperleme süresinin etkisi, büyüyen ve küreselleşen ferrit taneleri olarak görülmektedir. Martenzit fazı kararsız dengeli bir fazdır. Temperleme işlemi sonrasında martenzit fazı içerisinde sıkışıp kalan ve yapının

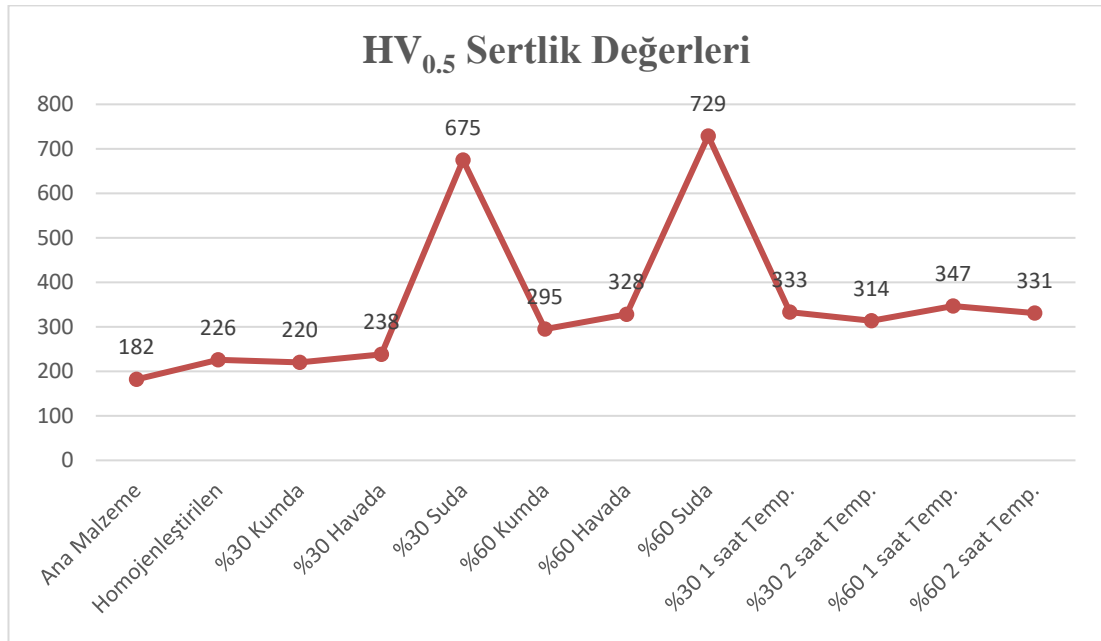
hacim merkez tetragonal (HMT) olmasını sağlayan karbon karbür olarak çökelirken yapı, hacim merkez kübik (HMK) yapıya dönüşür. Martenzitin temperlenmesi sırasında yapıda ilk olarak epsilon (ϵ) karbürler çökeler. Temperleme süresinin veya sıcaklığının artması ile yapıda sementit çökelererek ϵ karbürler kaybolur. Temperleme sıcaklığı ve süresi arttıkça difüzyon hızı artar ve çökelen karbürler daha hızlı büyüyerek birleşirler. Büyüyen sementit (Fe_3C) karbürlerinin birleşmesi sonucunda çeliğin metalografik yapısında geniş ferrit alanları oluşur. Temperleme süresi arttıkça sementit karbürleri küreselleşir [53]. Ayrıca, temperleme işlemi sürecinde yapı içerisinde $CrC(N)$ ve $MoC(N)$ gibi ikinci faz partikülleri oluşarak kabalaşma eğilimi sergilemektedir. Temperleme öncesinde martenzit iç yapının hakim olduğu numunelerde temperleme işlemi sonrasında ferrit, temperlenmiş martenzit ve küresel karbür yapıları görülmüştür. Numunelerde oluşan çökeltieler Bölüm 6.6'da SEM ve EDS analizleri ile detaylandırılarak açıklanacaktır.

6.5. SERTLİK VE YOĞUNLUK TEST SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Çizelge 6.4 sinterlenen, homojenleştirilen, %30 ve %60 oranlarında deforme edildikten sonra kum, hava ve su ortamlarında soğutulan ve 600 °C'de 1 ve 2 saat süreyle temperlenen numunelerin sertlik ve yoğunluk değerlerini vermektedir. Şekil 6.16'daki grafikte ise bütün numunelerin sertlik değerleri uygulanan işleme göre karşılaştırmalı olarak gösterilmiştir. Çizelge 6.4 ve Şekil 6.16'dan görüldüğü gibi homojenleştirilen numune (226 Hv) sinterlenmiş numuneye (182 Hv) göre daha yüksek sertlik değeri göstermiştir. Sertlikteki bu yükselme soğuma hızının artışına bağlı olarak homojenleştirilen numunenin daha küçük taneli yapıya sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Homojenleştirme işlemi sonrası havada soğutulan numune, sinterleme sonrası fırında soğutulan numuneye göre daha yüksek soğuma hızına sahip olmuştur. Soğuma hızının yüksek olması ferrit ve perlit fazlarının dönüşüm sıcaklığını düşürerek bu fazların daha düşük sıcaklıkta ince taneli olarak oluşmasına neden olmaktadır [85].

Çizelge 6.4. Sinterlenen, homojenleştirilen, deforme edilen ve temperlenen numunelerin %yoğunluk, %gözeneklilik ve sertlik değerleri.

Uygulanan İşlem	Soğutma Ortamı	Temperleme Süresi (saat)	Yoğunluk (%)	Gözeneklilik (%)	Sertlik (HV _{0.5})
Sinterlenen	Fırın	-	90	10	182
Homojenleştirilen	Hava	-	92	8	226
%30 deforme edilen	Kum	-	96	4	220
	Hava	-	94	6	238
	Su	-	96	4	675
%60 deforme edilen	Kum	-	97	3	295
	Hava	-	97	3	328
	Su	-	97	3	729
%30 deforme edilen	Su	1	96	4	333
		2	96	4	314
%60 deforme edilen	Su	1	97	3	347
		2	97	3	331

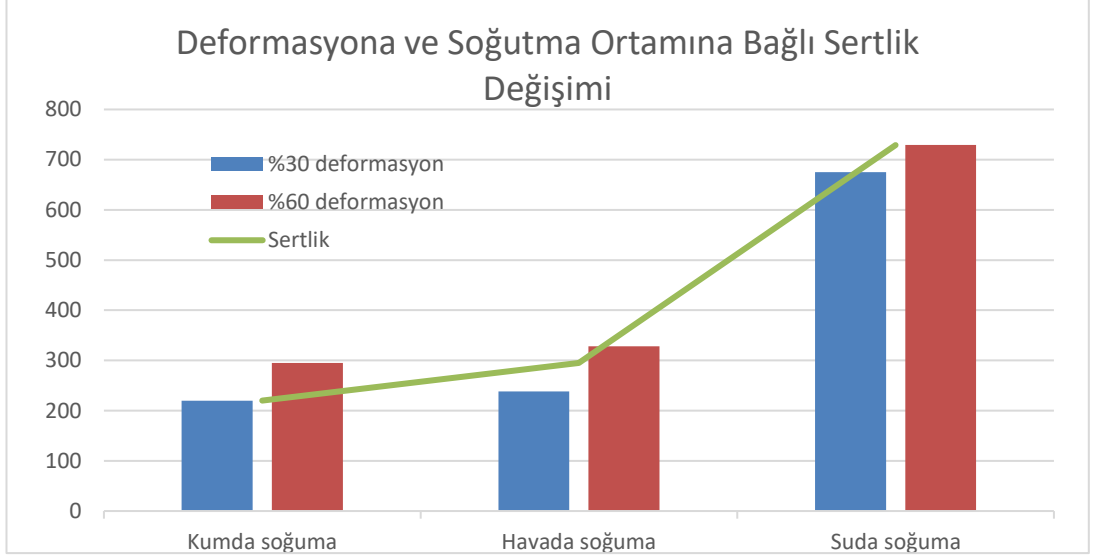


Şekil 6.16. Farklı şartlarda ısıl işlem uygulanan ve deforme edilen numunelerin sertlik değerleri (Hv 0.5).

Ayrıca, sertlik sonuçları %30 ve %60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunelerin kumda ve havada soğutulan numunelere göre daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğunu göstermiştir. Bu durum östenit bölgesinden ani soğutulan

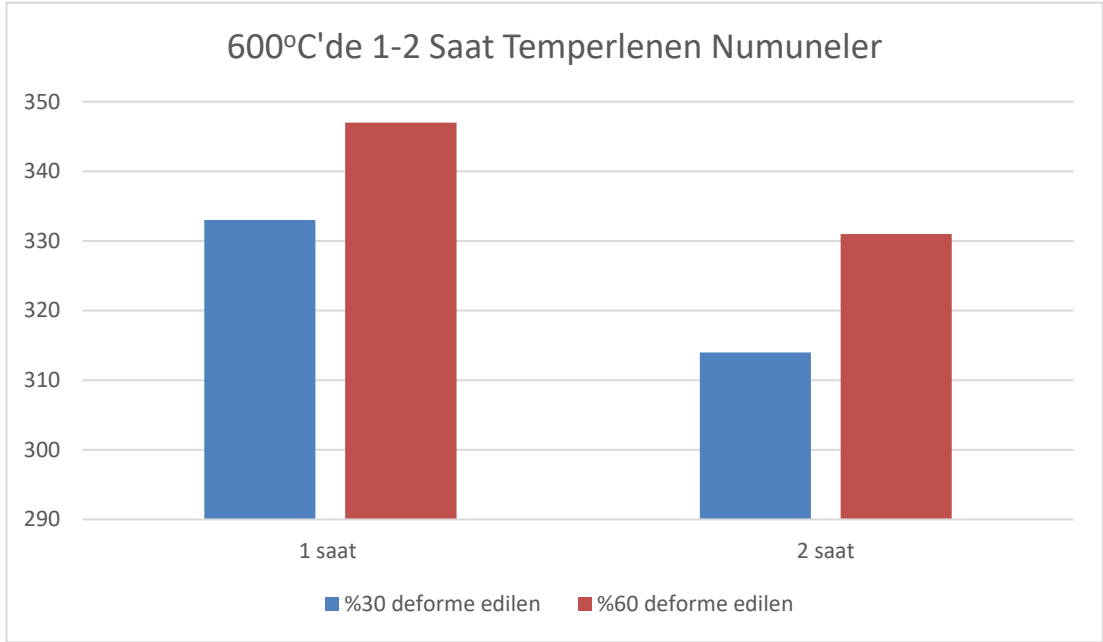
numunelerde oluşan aşırı karbonca doymuş martenzit fazından kaynaklanmaktadır. Martenzit yapı sert ve gevrek, yapı içerisinde kalıntı gerilmelere de yol açmaktadır [53]. Havada soğutulan numunelerin ise kumda soğutulan numunelere göre daha yüksek sertliğe sahip olduğu tespit edilmiştir. Bu durum daha hızlı soğuma hızına sahip havada soğutulan numunelerin içerisinde MoC(N) ve CrC(N) gibi homojen olarak dağılmış küçük çökeltilerin bulunmasından kaynaklanmaktadır. Bu çökeltiler dislokasyonların hareketini ve tane büyümesini engelleyerek sertlik değerinin artmasına neden olmuştur [86].

Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen bütün numunelerin sertlik sonuçları birbiriyle kıyaslandığında en yüksek sertlik değeri %60 oranında deforme edilen numunelerde görülürken bunu %30 deforme edilen, homojenleştirilen ve sinterlenen numunelerin sırayla takip ettiği görülmektedir. %60 deforme edilen numunelerin en yüksek sertliğe sahip olması bu numunelerde çekirdekleşme bölgelerinin fazla olmasından kaynaklanmaktadır. Çekirdekleşme merkezlerinin farklılaşması deformasyon miktarına bağlıdır. Deformasyon miktarının az olması durumunda çekirdekleşme yalnızca γ tane sınırlarında gerçekleşirken, deformasyon miktarının çok olması durumunda tavlama ikizleri ve kayma bantları, γ tane sınırlarıyla birlikte çekirdekleşme oranını arttırmaktadır [87]. Bu durum yapıda küçük çökeltilerin, ferrit ve perlit fazlarının homojen dağılımını sağlayarak sertlik artışına neden olmaktadır. Deformasyon oranına ve soğuma hızına bağlı olarak sertliğin değişimi Şekil 6.17'deki grafikte detaylı olarak gösterilmiştir.



Şekil 6.17. %30 ve %60 oranında deforme edilen numunelerin deformasyon oranına ve soğutma ortamlarına göre sertlik değerleri (Hv0.5).

%30 ve %60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunelere uygulanan temperleme işlemi, numunelerin sertliğini düşürürken, martenzit yapıdan dolayı oluşan gevrekliği ve kalıntı gerilmeleri gidererek tokluğu arttırmıştır. Şekil 6.18’de sabit sıcaklıkta 1 ve 2 saat temperlenen numunelere ait sertlik değerleri grafik olarak verilmiştir. Bölüm 6.4.3’te verilen Şekil 6.14 ve 6.15’te görüldüğü gibi temperleme ile martenzit yapıda ϵ karbürler çökelmiş ve yeni ferrit taneleri oluşmaya başlamıştır. Temperleme süresi arttıkça ϵ karbürlerin yerine Fe_3C çökeltileri oluşarak büyümüştür. Ayrıca, temperleme işlemi sürecinde yapı içerisinde $CrC(N)$ ve $MoC(N)$ gibi ikinci faz partikülleri oluşarak kabalaşma eğilimi göstermiştir. İyice büyüyen karbürler mikroyapıdaki dislokasyonların hareketini engelleyemediği için sertlikte düşme meydana gelmiştir [53]. Bu nedenle 2 saat temperlenen numunelerin sertlik değerleri 1 saat temperlenen numunelere göre daha düşük olarak bulunmuştur.

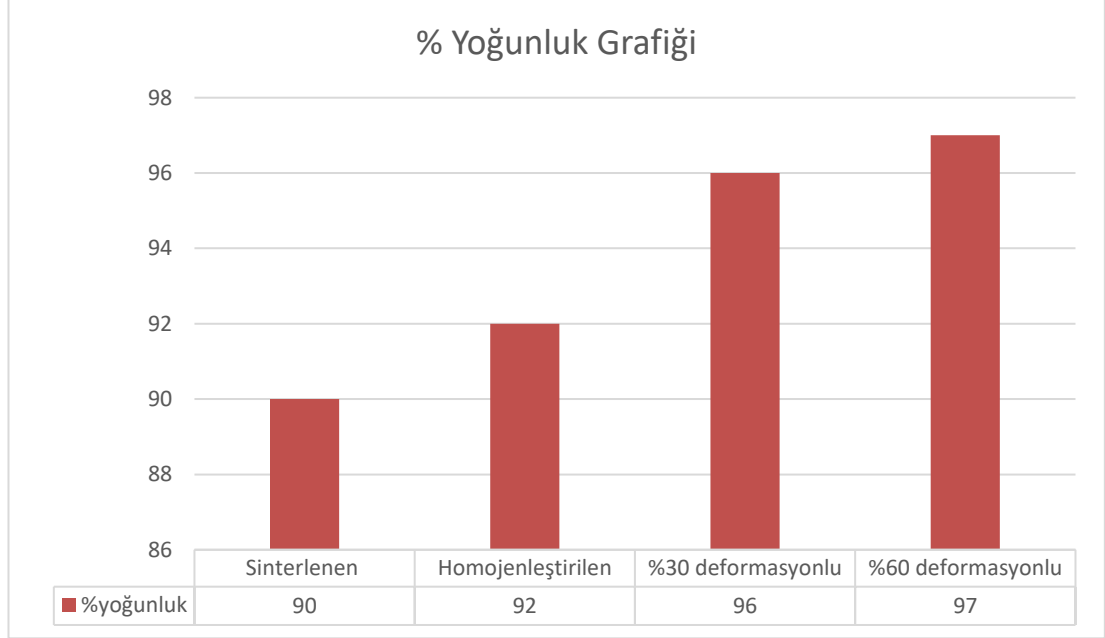


Şekil 6.18. 600°C'de 1-2 saat temperlenen numunelerin sertlik değerleri (Hv0.5)

Ayrıca Çizelge 6.4'den AISI 4340 çeliğinin yoğunluğu artan deformasyon miktarıyla arttığı buna bağlı olarakta gözeneklilik oranının azaldığı görülmüştür. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen numunelerin mekanik özellikleri gözenek miktarından etkilenmektedir. Çünkü, gözenekler gerilme yoğunlaşmasına neden olarak malzeme içerisinde çatlakların oluşup ilerlemesini kolaylaştırmaktadır [88-91]. Malzemelerin süneklik ve tokluğu yoğunluk artışına bağlı olarak yükselmektedir [92-94]. Yapılan bu çalışma kapsamında deformasyon miktarının artmasıyla yoğunluğun arttığı veya diğer bir deyişle gözenek miktarının azaldığı tespit edilmiştir. Bunun sonucunda AISI 4340 çeliğinin sertliği deformasyon miktarının artmasına bağlı olarak yükselmiştir.

Şekil 6.19, farklı şartlarda işlem gören numunelerin artan deformasyon oranıyla birlikte % yoğunluk değerlerinde artış olduğunu detaylı olarak göstermektedir. Geleneksel toz metalürjisi yöntemi toz üretimi, soğuk presleme ve sinterleme işlemlerini kapsamaktadır [95]. Bu yöntem ile üretilen malzemelerin yapısı gözenekli olduğundan mekanik özelliklerin düşmesine neden olabilmektedir. Gözenekli yapı gerilmelerin artmasına neden olarak yüksek dayanım gerektiren uygulamalarda malzemelerin kullanımını kısıtlar [96]. Toz metalürjisi yöntemiyle üretilen malzemelere sıcak deformasyon işleminin uygulanması, bu malzemelerin döküm ve dövme yöntemiyle üretilen malzemelere göre daha iyi mekanik özellik göstermesine

neden olduğu literatürde ifade edilmektedir [97]. Buna bağlı olarak mevcut çalışmada uygulanan deformasyonla birlikte malzeme içerisindeki gözenek miktarının düştüğü tespit edilmiştir.



şekil 6.19. Farklı şartlarda ısıl işlem uygulanan ve deforme edilen numunelerin yoğunluk değerleri (Hv0.5).

6.6. TARAMA ELEKTRON MİKROSKOBU (SEM) İNCELEMELERİ VE ÇÖKELTİ OLUŞUMUNUN DEĞERLENDİRİLMESİ

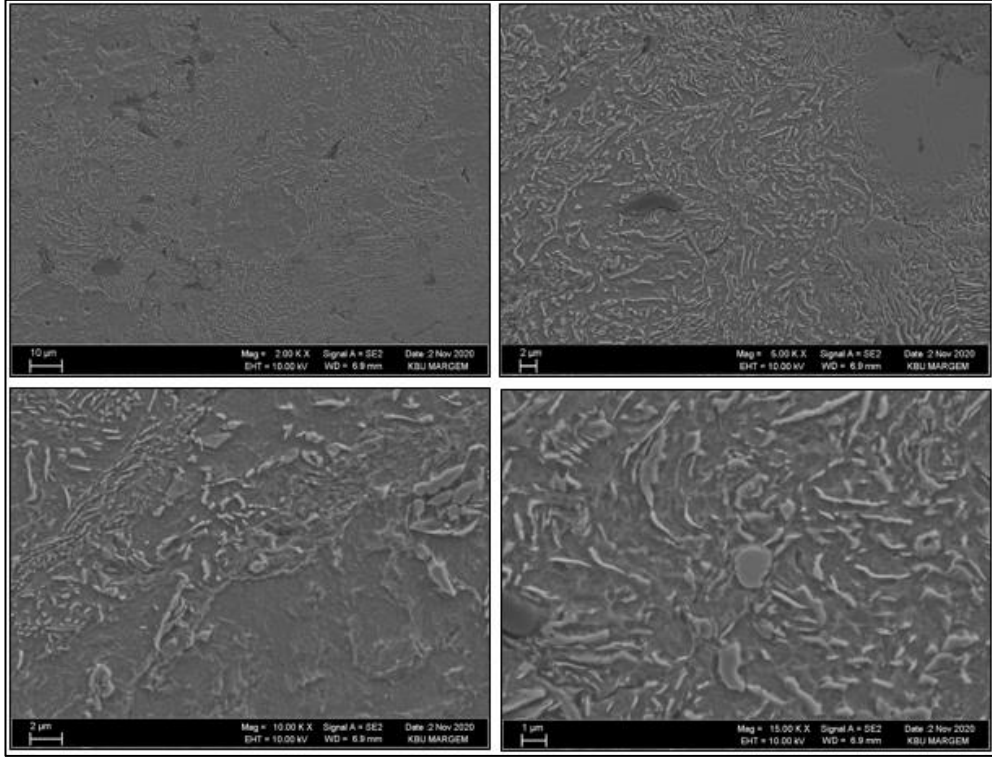
Bu bölümde, 1150°C’de 90 dakika sinterlendikten sonra fırın ortamında soğutulan, 1150°C’de 60 dakika homojenleştirildikten sonra havada soğutulan, 1150-930°C sıcaklık aralığında %30 ve %60 oranlarında plastik deformasyon uygulanan numuneler ile deforme edildikten sonra 600°C’de 1 ve 2 saat süreyle temperlenen numunelerin detaylı mikroyapı analizleri SEM kullanılarak yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar bölüm 6.6.1, 6.6.2, 6.6.3’te verilerek değerlendirilmiştir.

6.6.1. Sinterlenen ve Homojenleştirilen Numunelerin SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

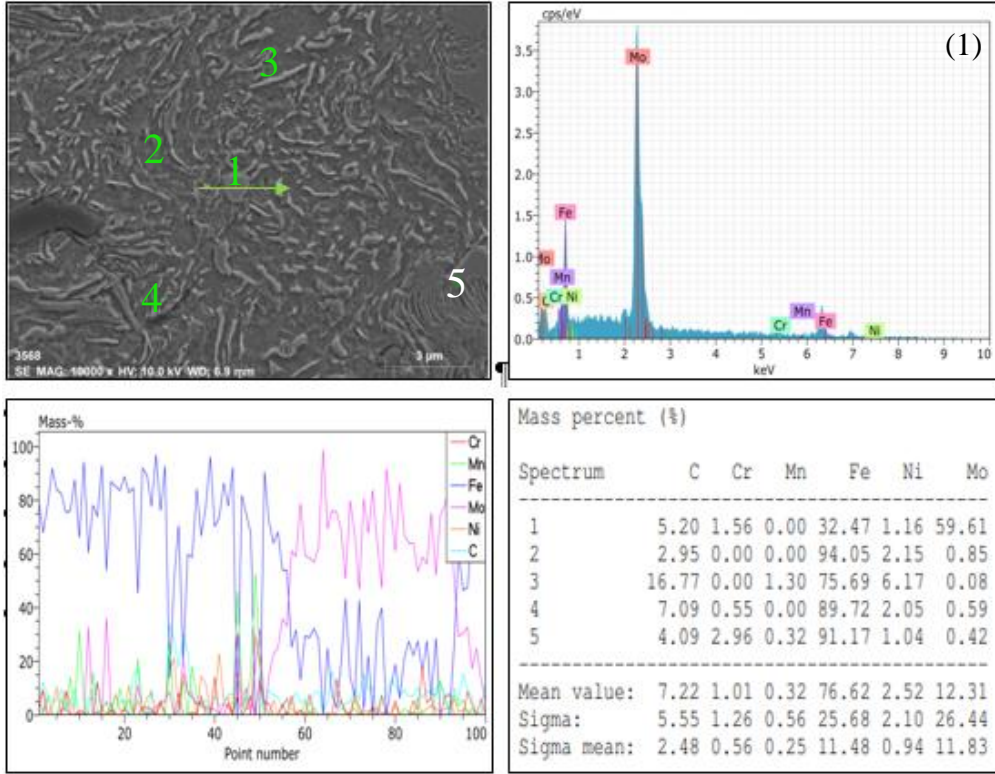
Yüzey ve merkez arasındaki soğuma hızından kaynaklanan değişimi net olarak görebilmek için sinterlenen ve homojenleştirilen numunelerin SEM incelemeleri optik mikroskop incelemelerinde olduğu gibi üst ve merkezi temsil eden alt kısımdan alınan görüntüler ile gerçekleştirilmiştir. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen ve fırında soğutulan ana malzemenin üst yüzeyinden elde edilen SEM görüntüleri Şekil 6.20’de, nokta ve çizgi EDS analiz sonuçları ise Şekil 6.21’de gösterilmektedir. Yine aynı numunenin alt kısmından alınan SEM görüntüleri Şekil 6.22’de, nokta ve çizgi EDS analiz sonuçları ise Şekil 6.23’de verilmektedir.

Sinterleme işleminden sonra 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen ve hava ortamında soğutulan numunelerin üst yüzeyinden elde edilen SEM görüntüleri Şekil 6.24’de, nokta ve çizgi EDS analiz sonuçları ise Şekil 6.25’de gösterilmektedir. Yine aynı numunenin alt kısmından alınan SEM görüntüleri Şekil 6.26’da, nokta ve çizgi EDS analiz sonuçları ise Şekil 6.27’de verilmektedir.

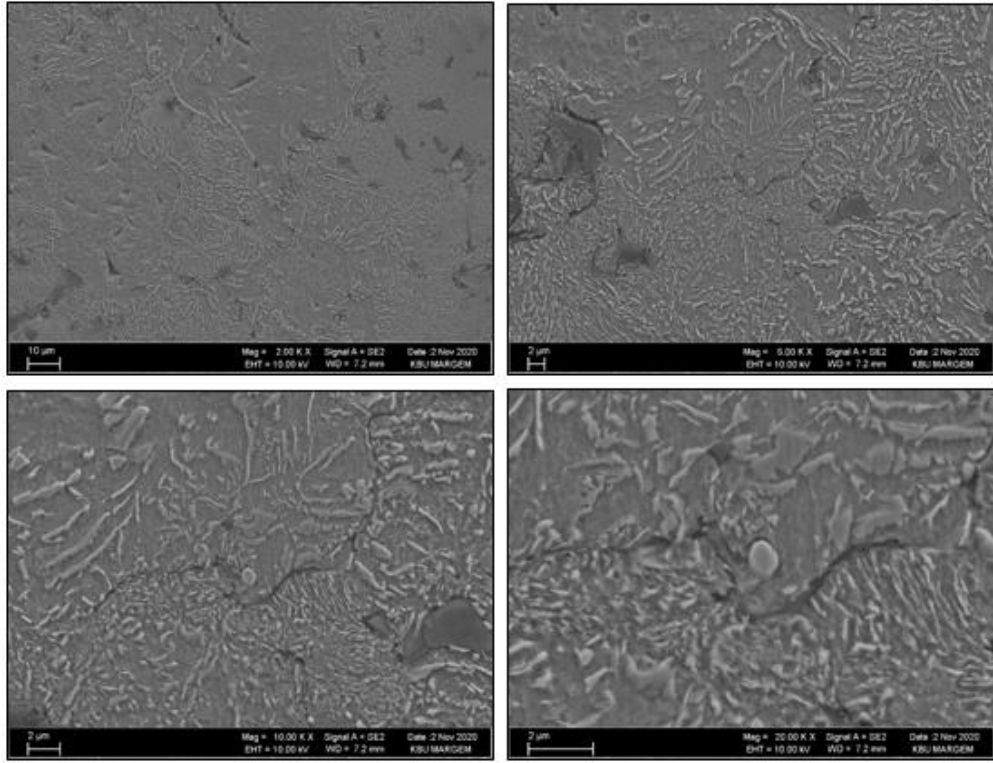
Sinterlenen ve homojenleştirilen numunelere ait SEM ve EDS analiz sonuçları incelendiğinde, farklı boyutlara sahip çökeltilerin olduğu görülmektedir. Ayrıca EDS sonuçları bu çökeltilerin Cr, Mo ve karbon elementi içermesinden dolayı CrC(N) ve MoC(N), karbon ve demir elementi içermesinden dolayı Fe₃C olduğunu göstermektedir. Oluşan bu çökeltiler katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunan element atomlarına göre tane büyümesini önemli derecede engellemektedir [98, 99].



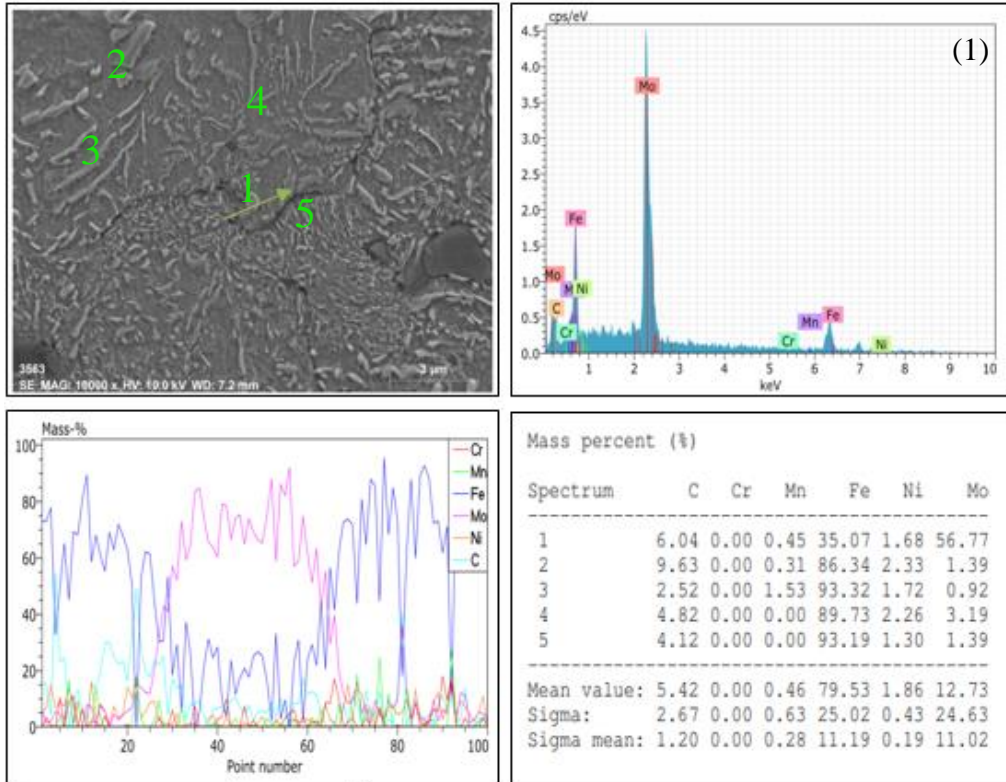
Şekil 6.20. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin üst kısmından farklı büyütme alanlarında alınan SEM görüntüleri.



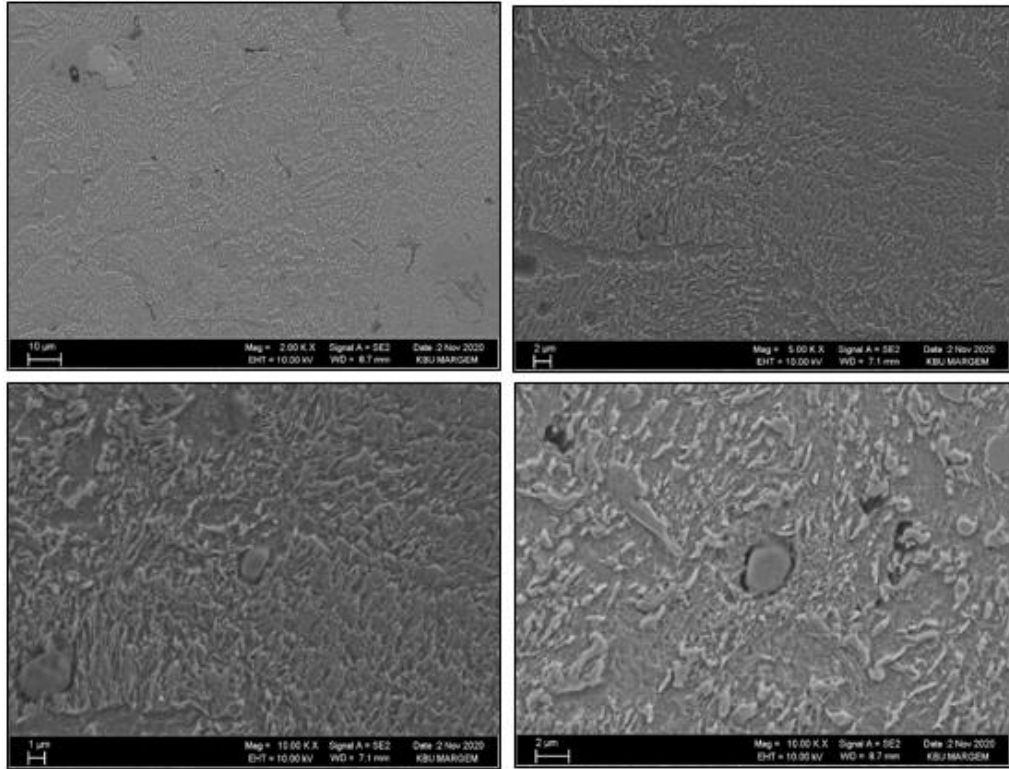
Şekil 6.21. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin üst kısmından alınan nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.



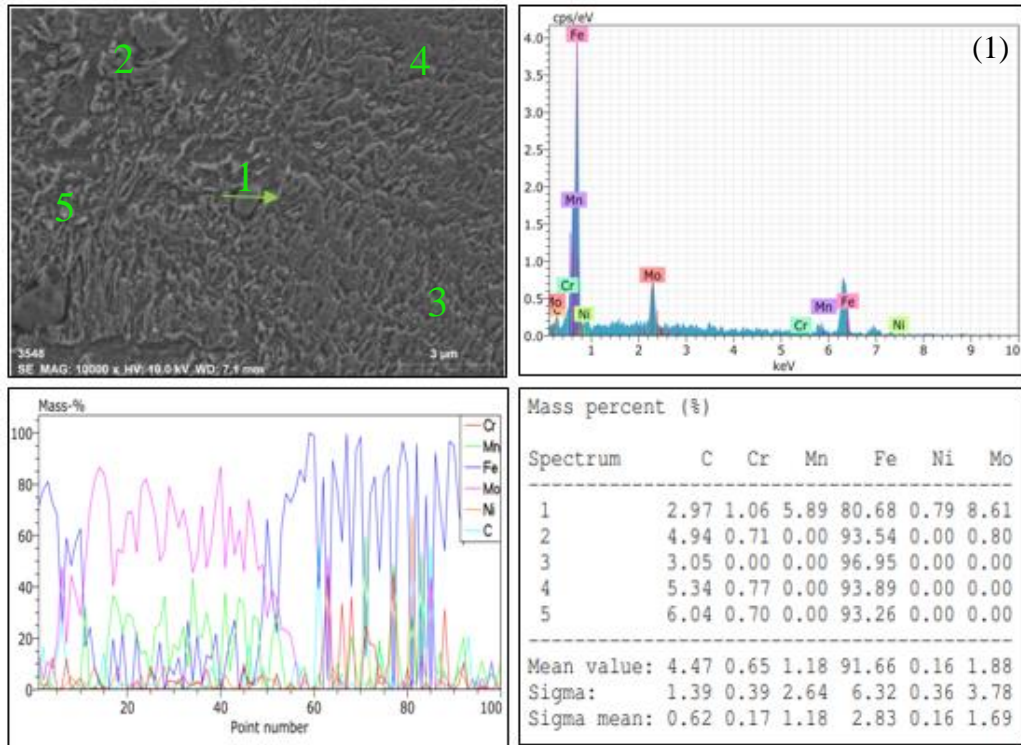
Şekil 6.22. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin alt kısmından farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.



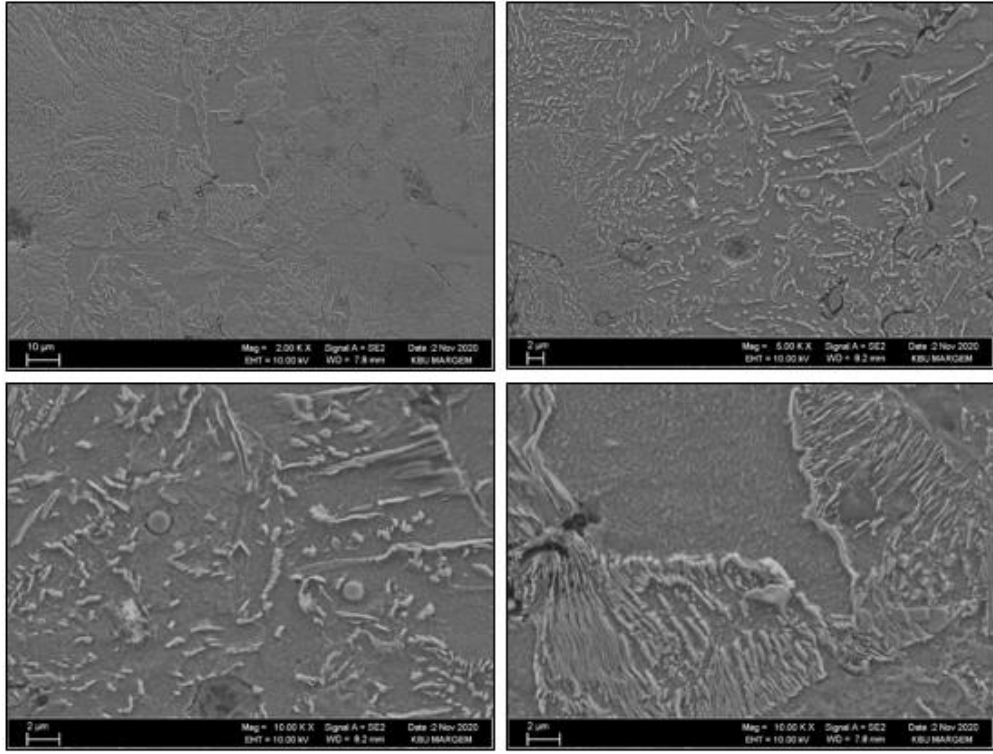
Şekil 6.23. 1150°C’de 90 dakika sinterlenen numunenin alt kısmından alınan nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.



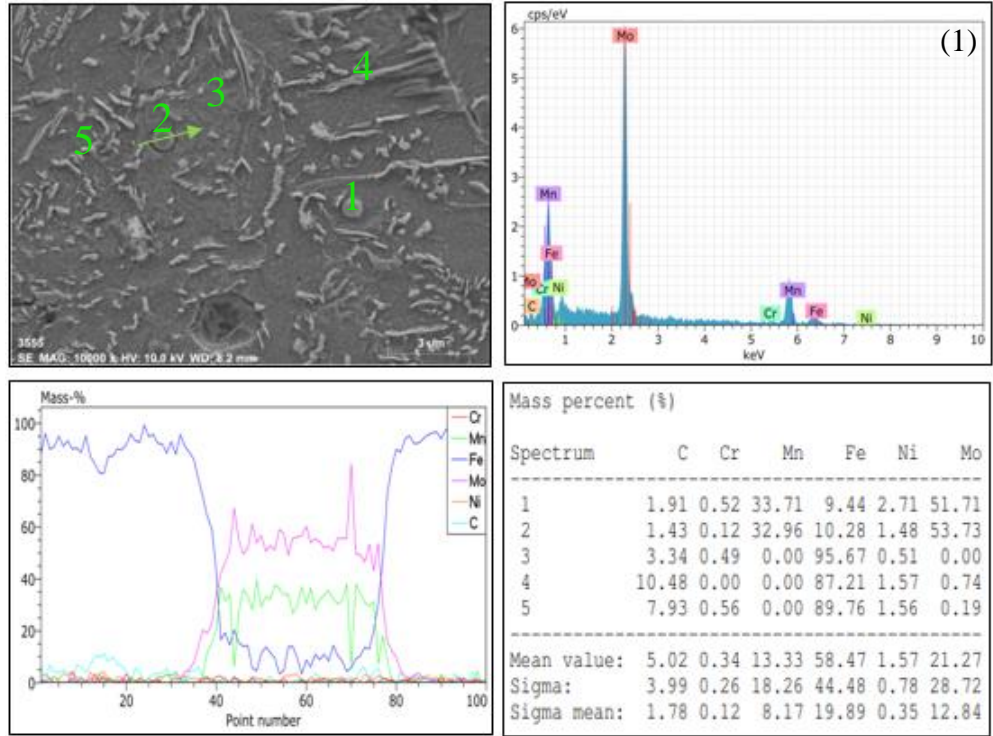
Şekil 6.24. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numunenin üst kısmından farklı büyütmelerde alınan SEM görüntüleri



Şekil 6.25. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numunenin üst kısmından alınan nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.



Şekil 6.26. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numunenin alt kısmından farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.



Şekil 6.27. 1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numunenin alt kısmından alınan nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.

6.6.2. Sıcak Deformasyon Uygulanan ve Ardından Farklı Ortamlarda Soğutulan Numunelerin SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

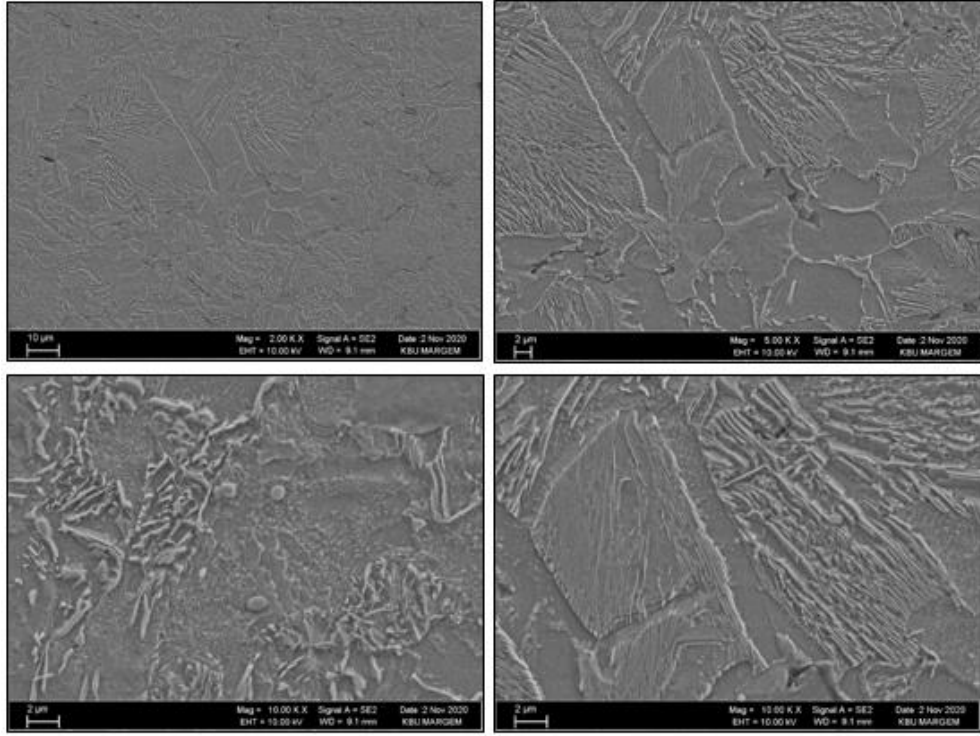
1150°C’de 60 dakika homojenleştirilen numuneler, 1150-930°C sıcaklık aralığında %30 ve %60 oranlarında plastik deformasyon uygulandıktan sonra hava, kum ve su ortamlarında soğutulmuştur. Şekil 6.28 ve 6.29’da %30 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunenin, Şekil 6.30 ve 6.31’de %30 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunenin, Şekil 6.32 ve 6.33’de ise yine %30 deforme edildikten sonra su ortamında soğutulan numunenin SEM görüntüleri, çizgi ve nokta EDS analiz sonuçları verilmiştir. Şekil 6.34 ve 6.35’de %60 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunenin, Şekil 6.36 ve 6.37’de %60 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunenin, Şekil 6.38 ve 6.39’da ise yine %60 deforme edildikten sonra su ortamında soğutulan numunenin SEM görüntüleri, çizgi ve nokta EDS analiz sonuçları verilmiştir.

%30 ve %60 deforme edildikten sonra hava, kum ve su ortamlarında soğutulan numunelerin SEM mikroyapı resimleri incelendiğinde uygulanan deformasyonla birlikte numunelerin tane boyutlarının küçüldüğü ve ayrıca gözenekli yapının minimize edildiği tespit edilmiştir. Suda soğutulan numunede soğutma hızına bağlı olarak oluşan martenzit yapı bulunmaktadır. Ayrıca mikroyapı görüntüleri ve EDS analiz sonuçları incelendiğinde %30 ve %60 deforme edilen numunelerin her ikisinde de farklı boyutlara sahip çökeltilerin oluştuğu görülmektedir. Bu çökeltilerin Cr, Mo, C ve Fe içermesinden dolayı CrC(N), MoC(N) ve Fe₃C olduğu düşünülmektedir.

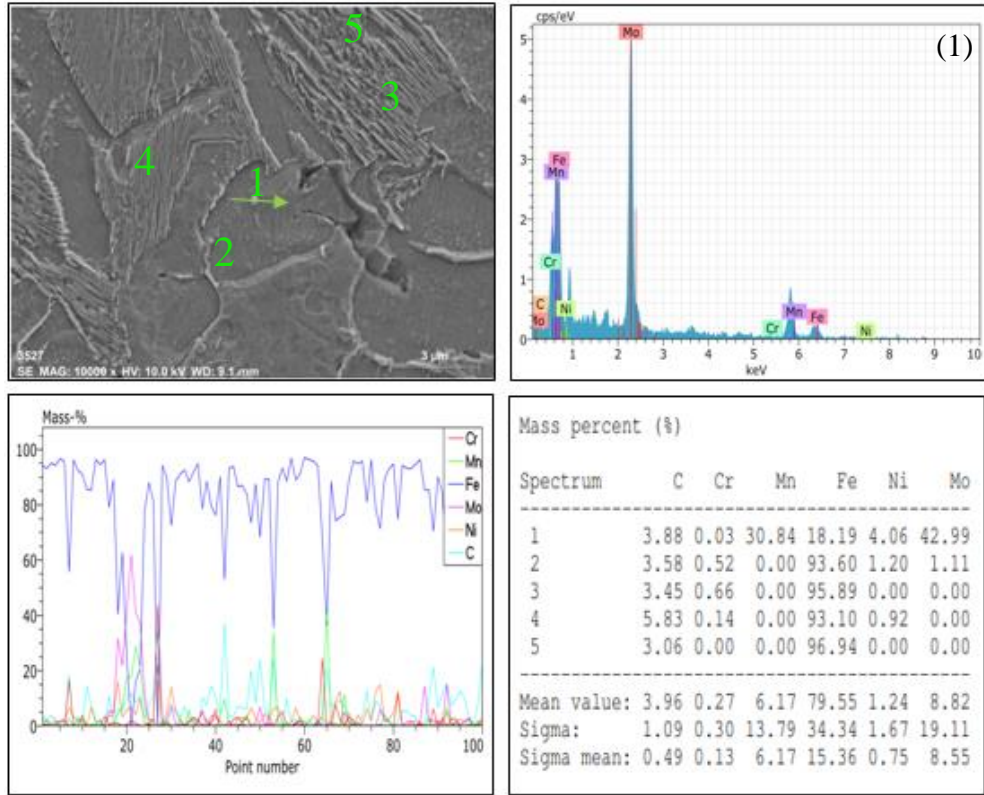
Çelik içerisindeki çökeltiler sinterleme, homojenleştirme ve deformasyon sırasında östenit bölgesinde küçük partiküller halinde oluşarak östenit tanelerinin büyümesini engellemiş ve soğuma sırasında küçük ferrit ve perlit tanelerinin oluşmasına neden olmuştur [100, 101]. Bunun yanında deformasyon miktarının artması çökelti oluşumunu hızlandırarak tane sınırı hareketini yoğun bir şekilde engellemektedir ve daha küçük tanelerin oluşmasına neden olmaktadır [102, 103]. Bu nedenle %30 ve %60 oranlarında deforme edilmiş numuneler, sinterlenen ve homojenleştirilen numunelere göre daha küçük tane boyutuna ve daha yüksek sertlik değerine sahip olmuşlardır (Çizelge 6.2-6.4).

Soğuma ortamlarının farklı olması soğuma hızını dolayısıyla çökelti boyut ve dağılımını etkilemektedir. Mevcut çalışmada %30 ve %60 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunelerin havada soğutulan numunelere göre daha kaba çökeltilere sahip olduğu görülmüştür. Örneğin %30 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunelerde (Şekil 6.28) ortalama çökelti boyutu 330 nm iken kumda soğutulan numunelerin (Şekil 6.30) ise 600 nm civarında olduğu görülmüştür. Benzer durum %60 deforme edilen numunelerde de gözlenmiştir. Bunun nedeni, deformasyon sonrası hava ve kumdaki soğuma hızının farklı olmasından kaynaklanmaktadır. Küçük çökelti dislokasyonların hareketini güçlü bir şekilde engellediği için %30 veya %60 deformasyon sonrası havada soğutulan numuneler, kumda soğutulan numunelere göre daha üstün mekanik özellikler sergilemiştir. Ayrıca hızlı soğutmanın küçük çökeltilerin meydana gelmesine izin vermesinin yanında dönüşüm sıcaklığını düşürerek ince perlit lamellerinin oluşmasına neden olmaktadır. Buda malzemenin dayanımına ayrı bir katkı sağlamaktadır [104].

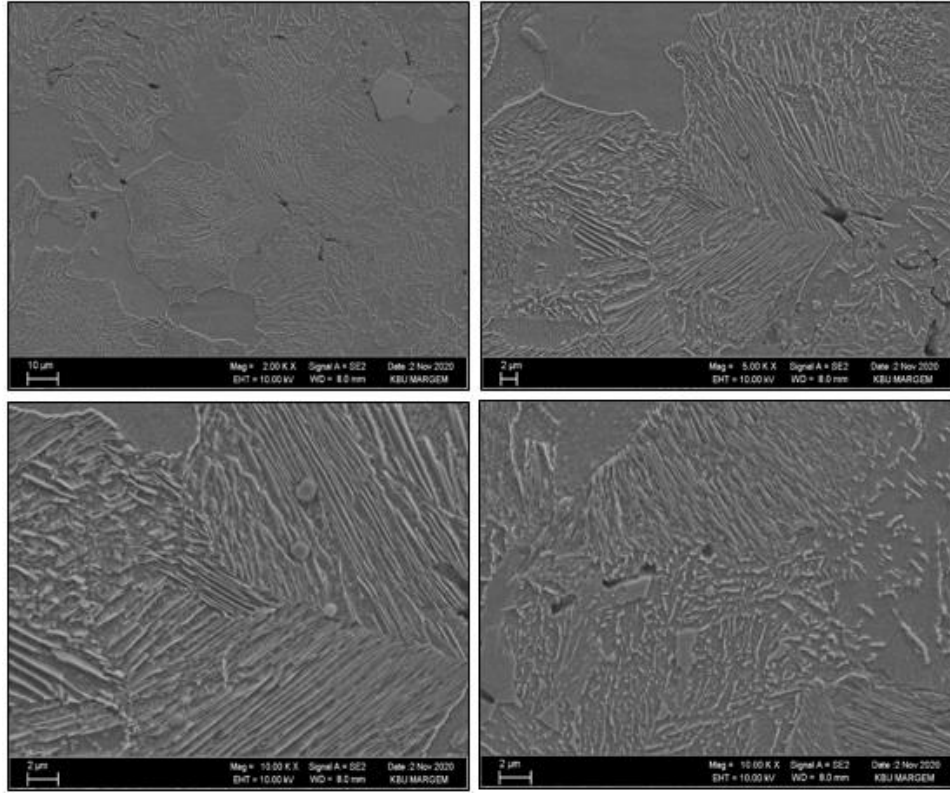
%30 ve %60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunelerin her ikisinde martenzitik yapı sergilemişlerdir. Ayrıca, Şekil 6.32, %30 deforme edilen ve Şekil 6.38, %60 deforme edilen numunelerin SEM görüntüleri incelendiğinde martenzit fazı içerisinde CrC(N) ve MoC(N) gibi çökeltilerin olduğu görülmektedir. Bu durum östenit bölgesinde yapılan deformasyon sürecinde bu çökeltilerin oluştuğunu ve soğuma sonucu oluşan martenzit fazı içerisinde çözünmeden kaldığını göstermektedir. Deformasyon sürecinde östenitte oluşan bu çökelti tane büyümesini engelleyerek martenzitik dönüşümü kolaylaştırmışlardır.



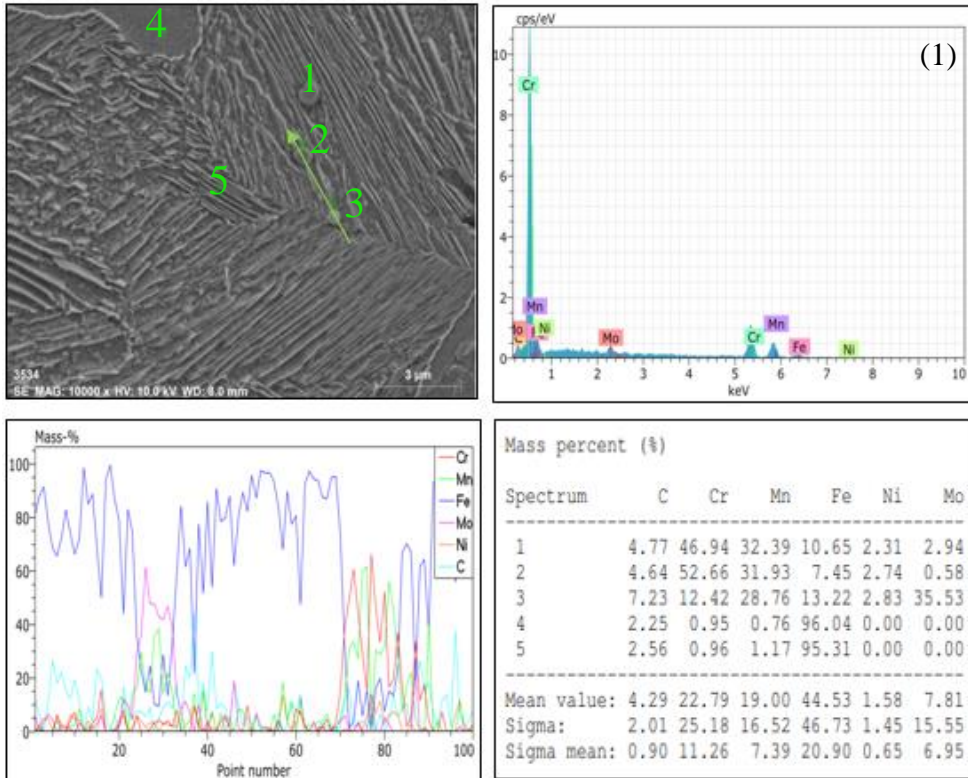
Şekil 6.28. %30 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunenin farklı büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri.



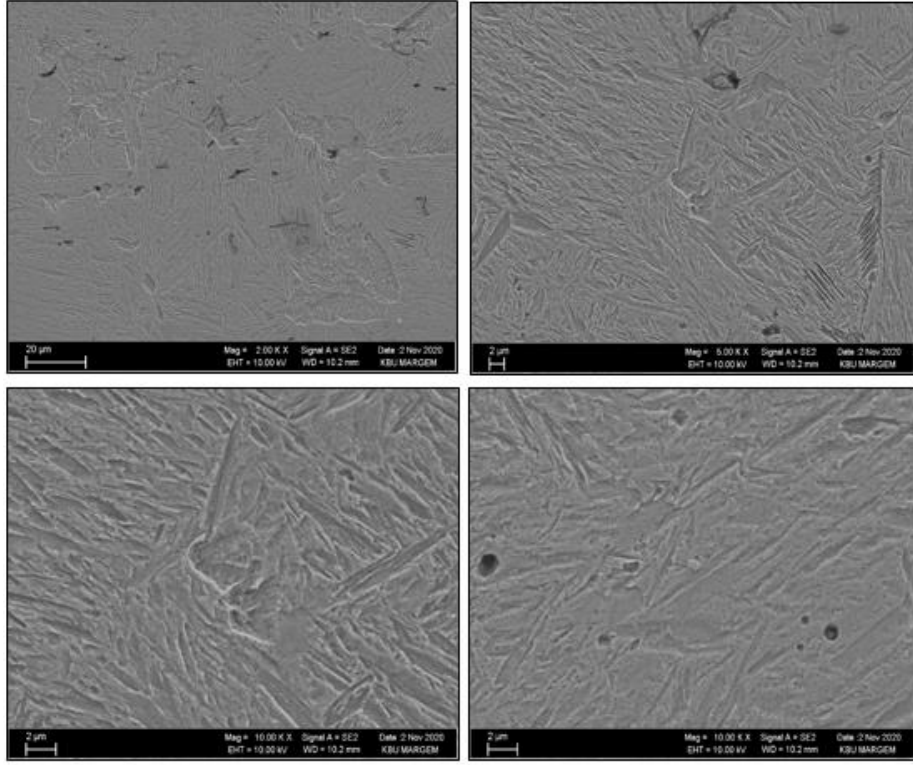
Şekil 6.29. %30 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.



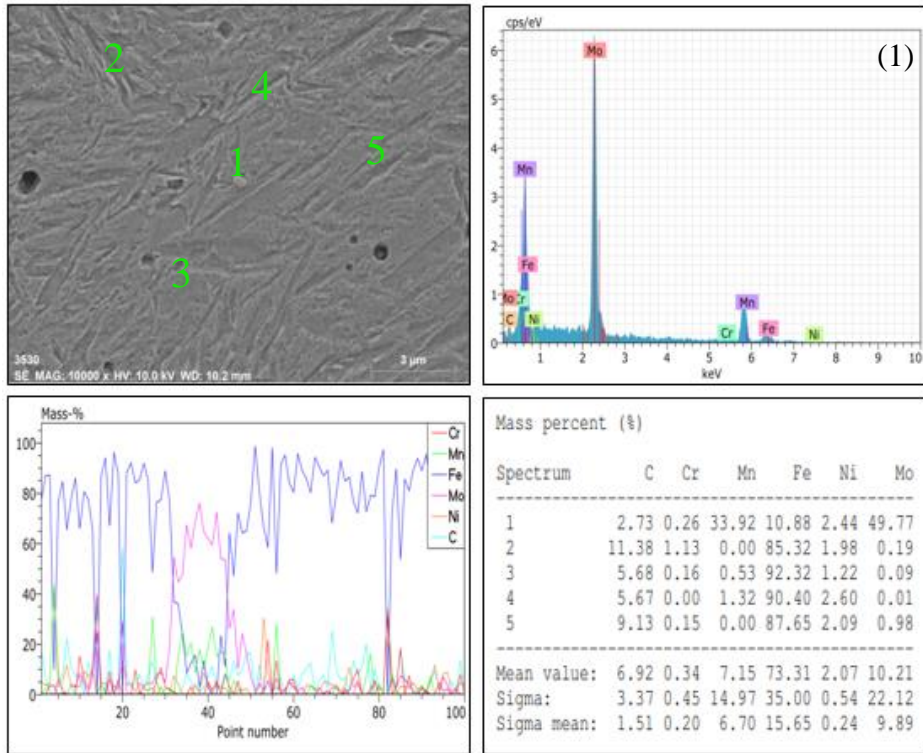
Şekil 6.30. %30 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunenin farklı büyütme alanları için alınan SEM görüntüleri.



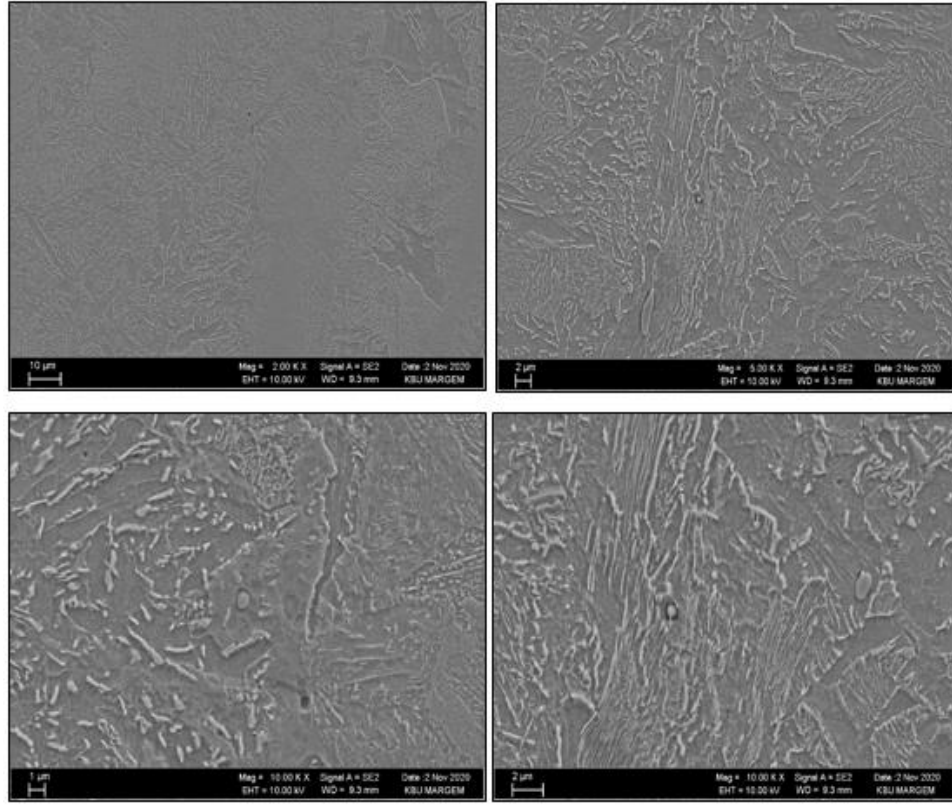
Şekil 6.31. %30 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.



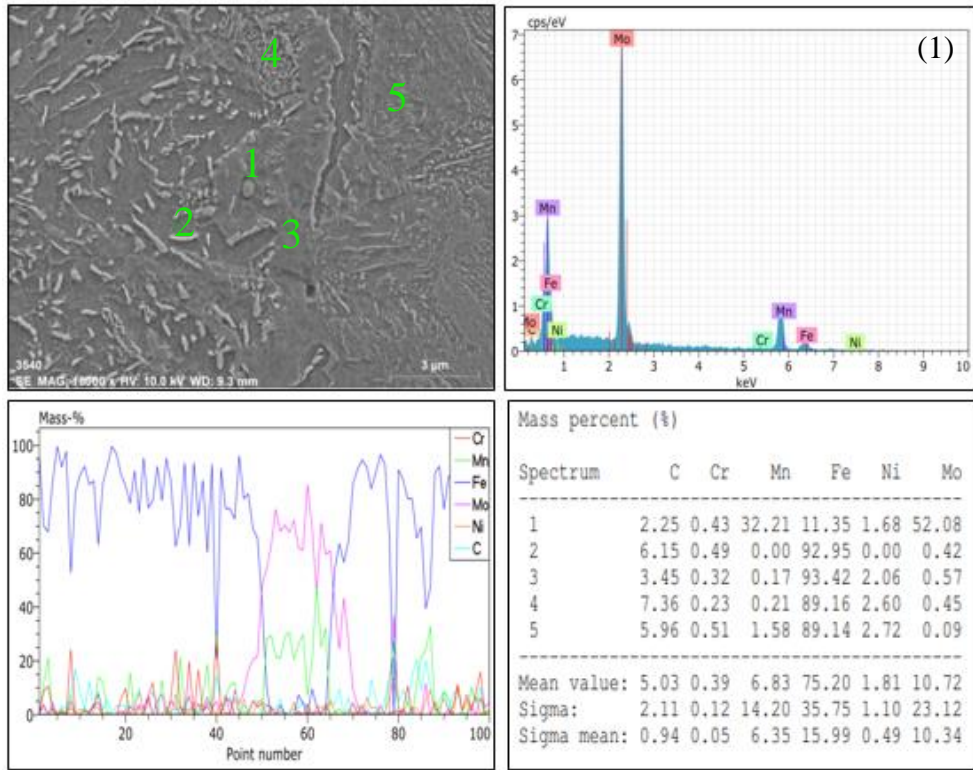
Şekil 6.32. %30 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunenin farklı büyütme alanları SEM görüntüleri.



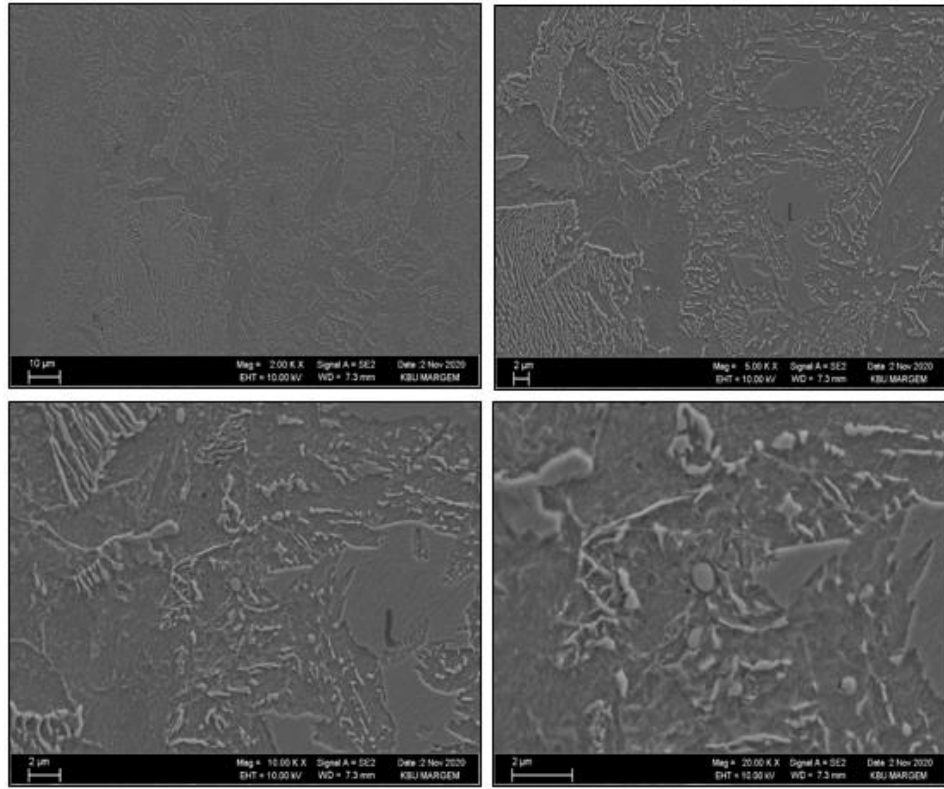
Şekil 6.33. %30 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.



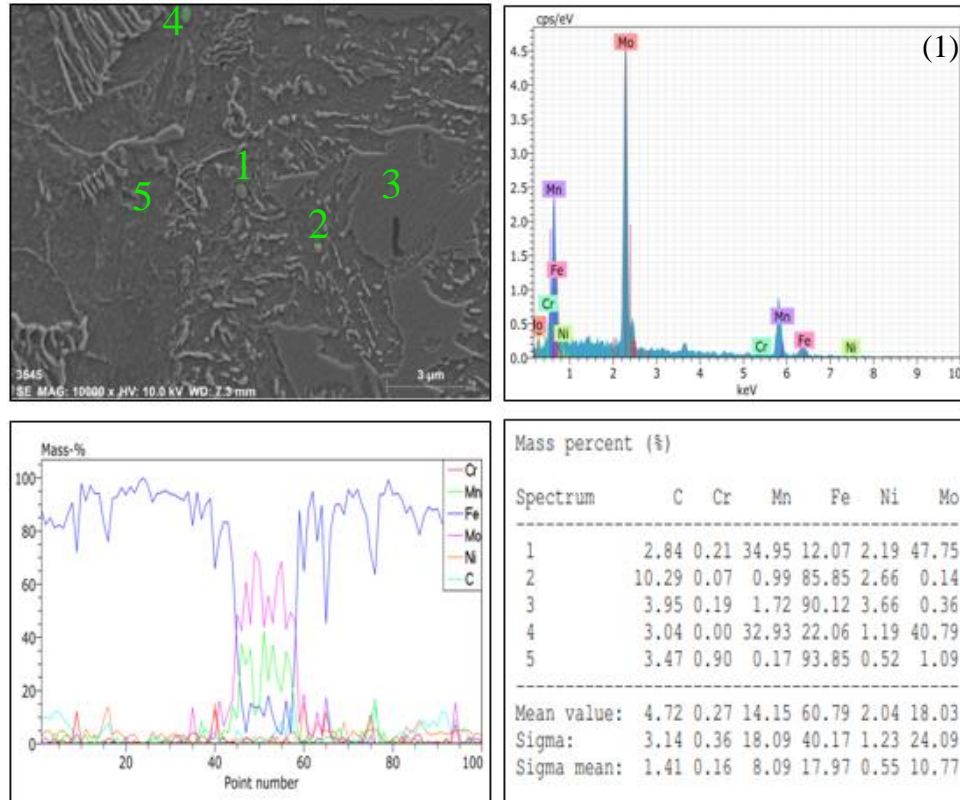
Şekil 6.34. %60 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunenin farklı büyütmelerde alınan SEM görüntüleri.



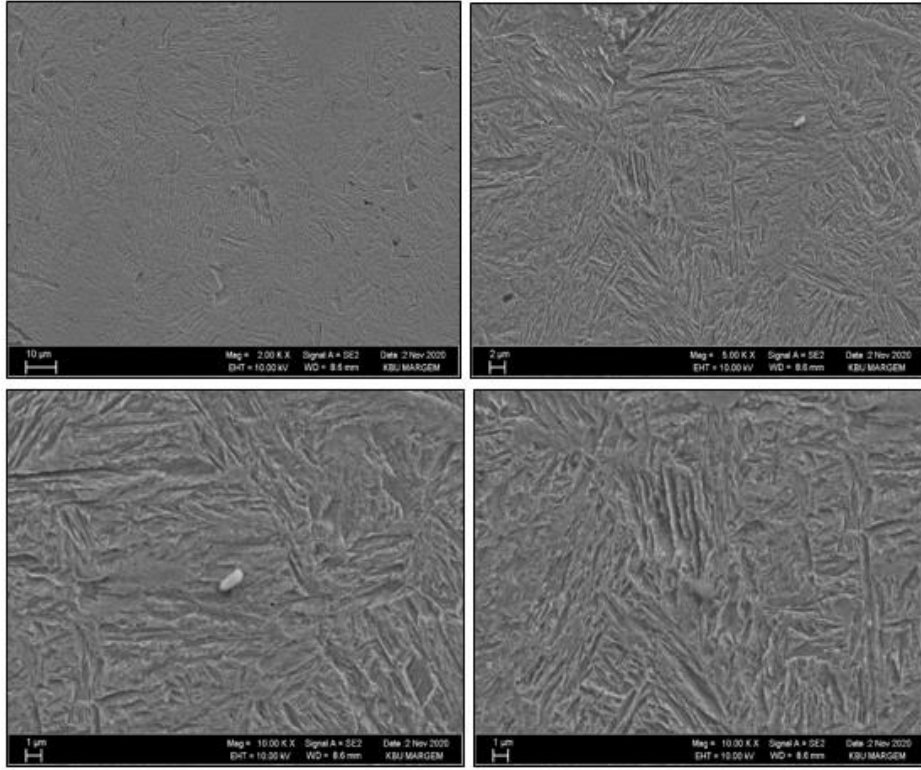
Şekil 6.35. %60 deforme edildikten sonra havada soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.



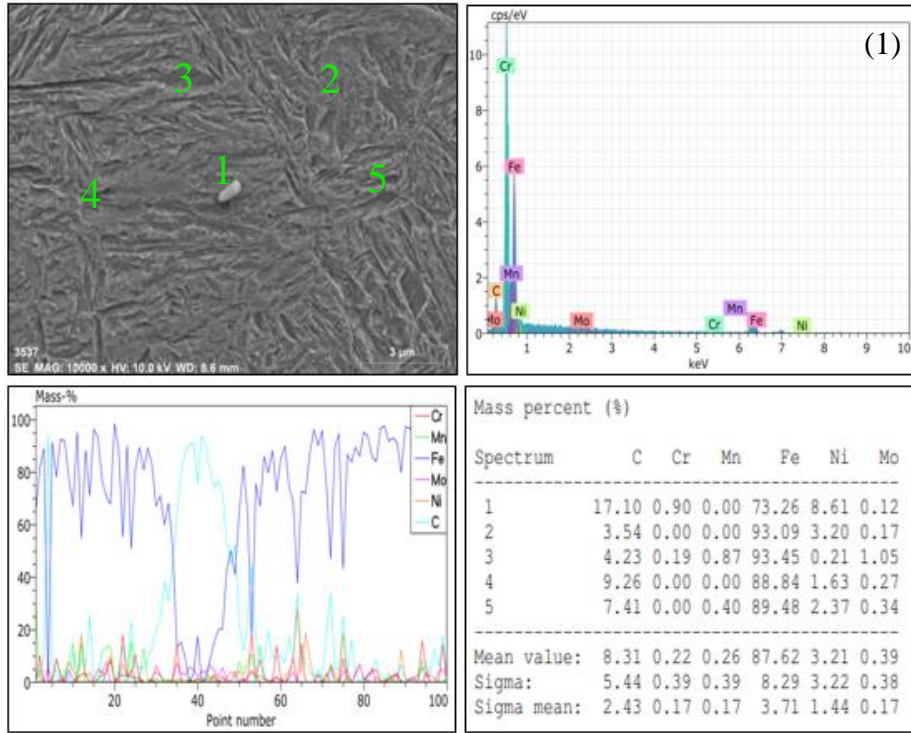
Şekil 6.36. %60 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunenin farklı büyütme alanları için alınan SEM görüntüleri.



Şekil 6.37. %60 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.



Şekil 6.38. %60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunenin farklı büyütme ölçeklerinde alınan SEM görüntüleri.



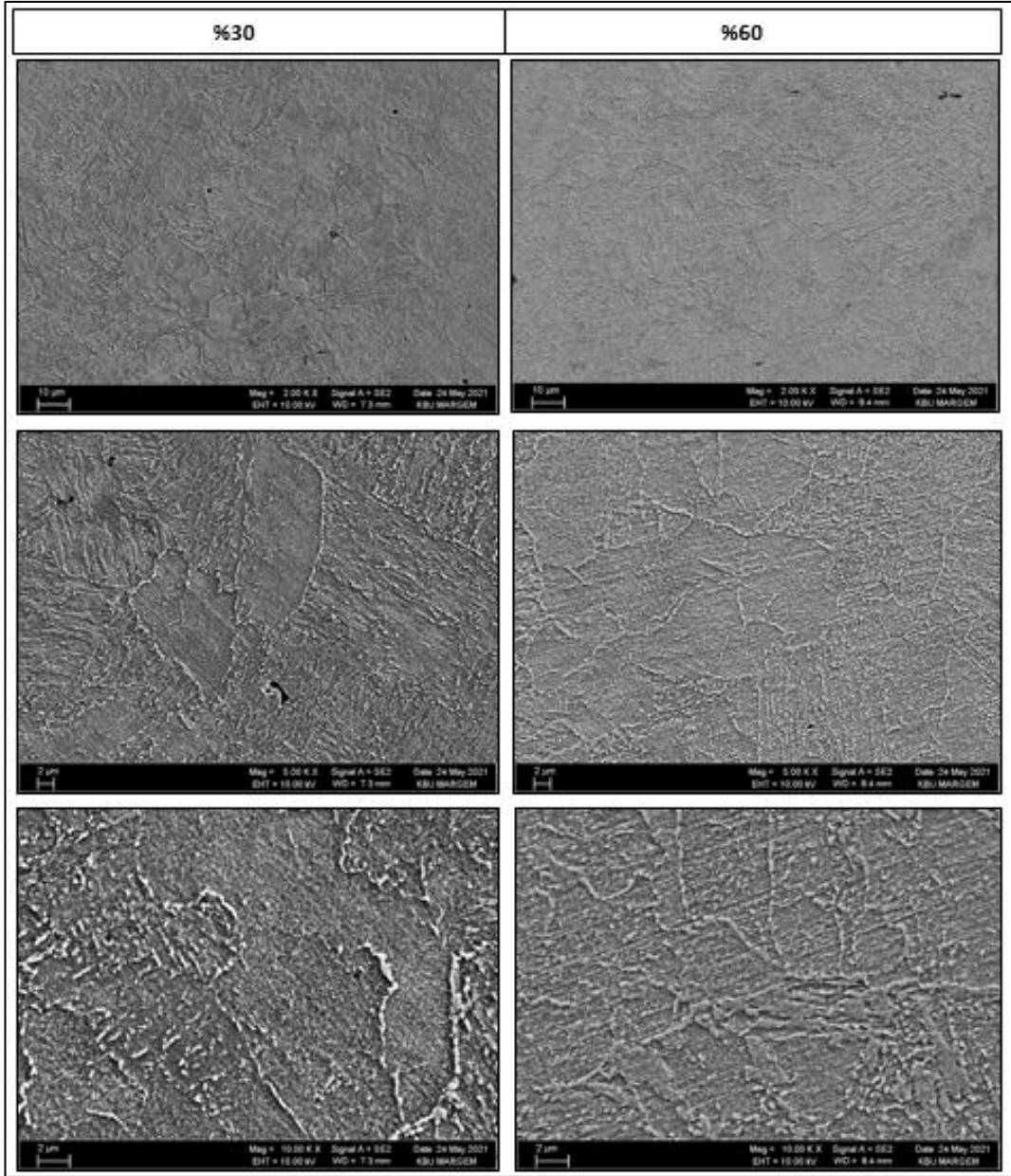
Şekil 6.39. %60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunenin nokta ve çizgi EDS analizlerinin sonuçları.

6.6.3. Temperlenen Numunelerin SEM Mikroyapı Sonuçları ve Değerlendirilmesi

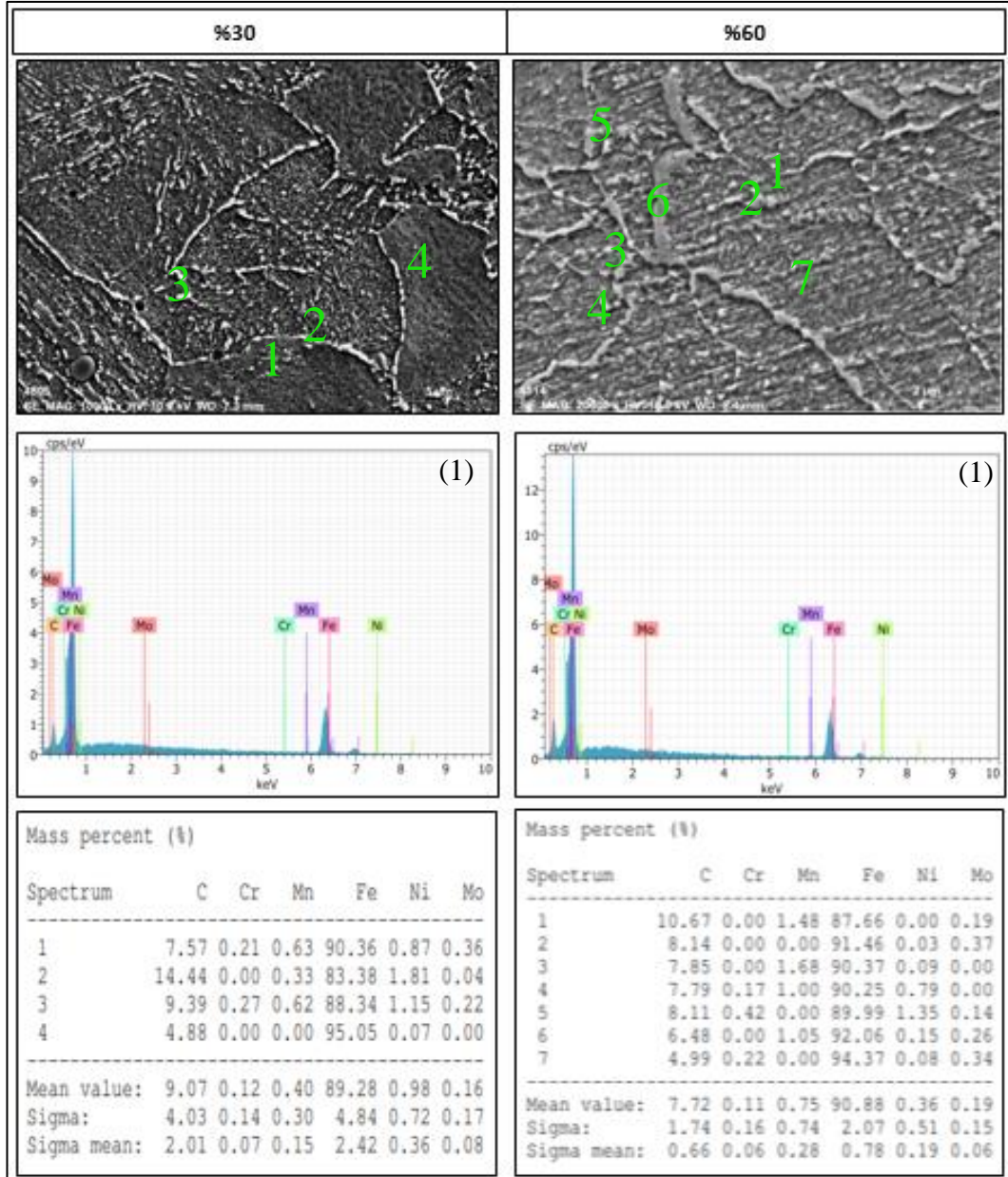
1150°C’de 60 dakika homojenleştirildikten sonra %30 ve %60 oranında deforme edilen ardından su ortamında soğutulan numunelere, 600°C’de 1 ve 2 saat süreyle temperleme işlemi uygulanmıştır. Temperleme işlemi öncesinde martenzit mikroyapıya sahip olan numuneler farklı sürelerde temperlenmek üzere iki parçaya ayrılmıştır. 600°C’de 1 ve 2 saat süreyle temperlenmiş numuneler işlem sonrası hava ortamında soğutulmuştur. Şekil 6.40 ve 6.41’de %30 ve %60 deforme edilen numunelerdeki 1 saat temperlenmiş martenzitik yapının, Şekil 6.42 ve 6.43’de ise yine %30 ve %60 deforme edilen numunelerdeki 2 saat temperlenmiş martenzitik yapının çizgi ve nokta EDS analiz sonuçları verilmiştir.

Temperleme işlemi genel olarak çeliklerdeki gerginliği almak, endüstriyel alanda kullanımını kolaylaştırmak ve kullanımını yaygınlaştırmak amaçlı uygulanır. Temperleme süresi arttıkça yeniden kristalleşme ile birlikte martenzit yapı içerisinde yeni ferrit tanelerinin oluştuğu gözlemlenmektedir. Ferrit alanlarının artması mukavemeti belirli ölçüde düşürse de şekil alabilirliği önemli derecede arttırmaktadır. Ferrit fazının en yumuşak faz olmasından kaynaklı olarak temperleme süresiyle artan ferrit alanlarının sertlik üzerindeki etkisi bölüm 6.5’te açıklanmıştır. Şekil 6.40-6.43’de sırasıyla 600°C’de 1 ve 2 saat temperlenen numuneler incelendiğinde 2 saat temperlenen numunelerin 1 saat temperlenen numunelere göre ferrit alanlarının biraz daha büyüüp genişlediği görülmektedir.

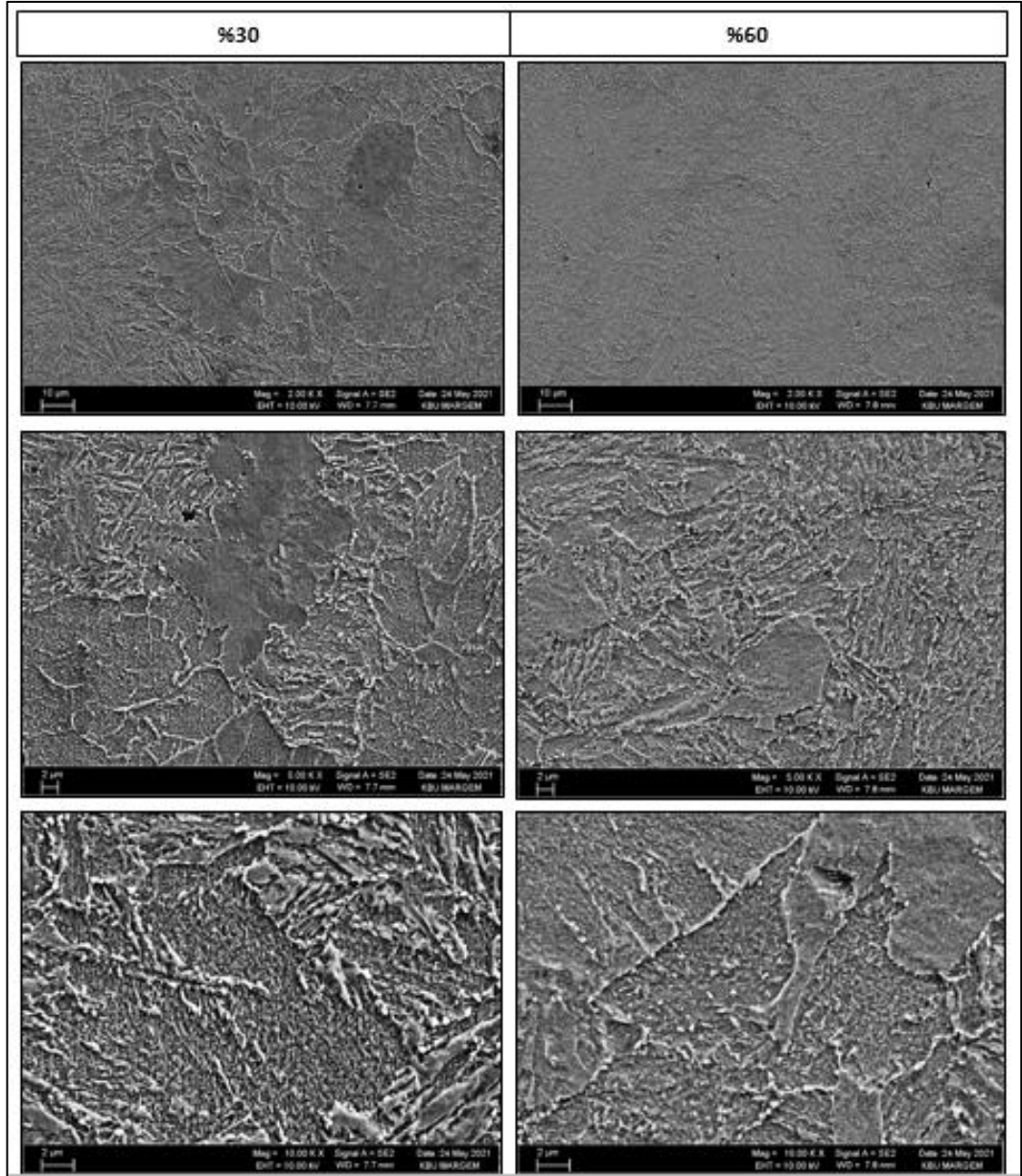
Şekiller 6.40-6.43’den görüldüğü gibi su verme işlemi sırasında oluşan martenzit 600 °C’de yapılan temperleme zamanının 1 saate çıkması ile tetragonal yapısını kaybederek CrC(N), MoC(N) ve Fe₃C tip karbürler ile düşük karbonlu martenzite dönüşmüştür. Temperleme süresinin 2 saate çıkması ile ferrit alanlarının genişlediği Fe₃C’nin tane sınırlarında dağıldığı görülmüştür. Bu durum çeliğin metalografik yapısında geniş ferrit alanlarının oluşmasına neden olmuştur [105]. Ayrıca, CrC(N) ve MoC(N) gibi çökeltilerin temperleme zamanının artmasına bağlı olarak kabalaştığı düşünülmektedir.



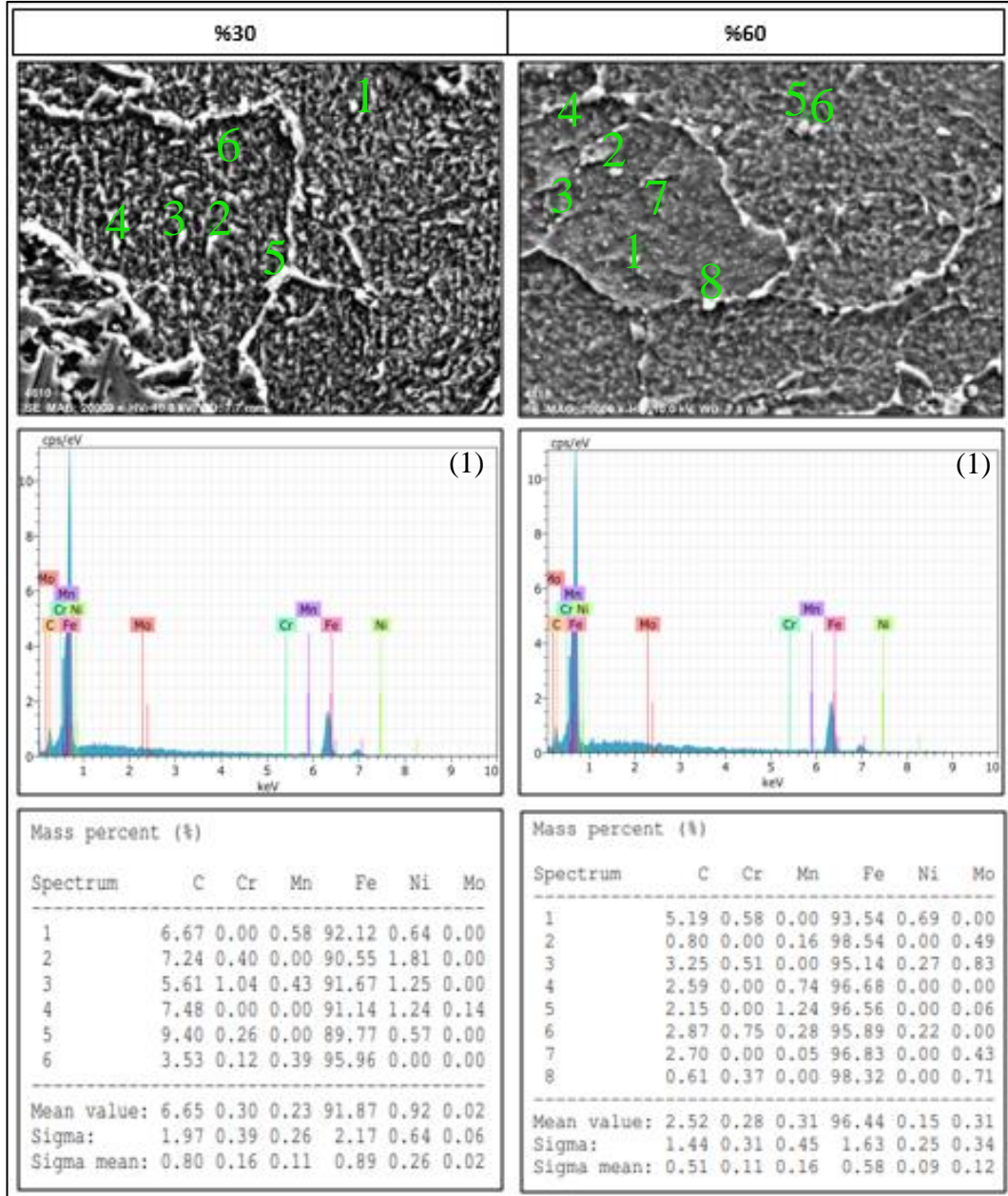
Şekil 6.40. 600°C’de 1 saat temperlenen numunelerin farklı büyütmelerde alınan SEM görüntüleri.



Şekil 6.41. 600°C'de 1 saat temperlenen numunelerin çizgi ve nokta EDS analiz sonuçları.



Şekil 6.42. 600°C’de 2 saat temperlenen numunelerin farklı büyütmelerde alınan SEM görüntüleri.



Şekil 6.43. 600°C’de 2 saat temperlenen numunelerin çizgi ve nokta EDS analiz sonuçları.

BÖLÜM 7

GENEL SONUÇLAR VE ÖNERİLER

6.7.1. GENEL SONUÇLAR

Bu çalışmada, AISI 4340 çeliği toz metalurjisi yöntemi ile üretilmiş olup üretilen numuneler 1150°C'de 90 dakika sinterlenmiş ve ardından fırında soğutulmuştur. Sinterlenmiş durumda olanlar dışında, üretilen numunelerden birine 1150°C'de 1 saat homojenleştirme ısıl işlemi uygulanmış ve daha sonra havada soğutulmuştur. Diğer numuneler normal atmosfer şartlarında ve açık kalıpta 1150-930°C sıcaklık aralığında %30 ve %60 oranlarında deforme edildikten sonra kum, hava ve su ortamlarında soğutulmuştur. Su ortamında soğutulan numuneler 600°C'de 1 ve 2 saat temperleme işlemine tabi tutulmuştur. Belirtilen şartlar altında üretilen ve işlem gören AISI 4340 çeliğinin mikroyapı ve mekanik özellikleri incelenerek aşağıdaki sonuçlar çıkarılmıştır.

1. Sinterlenen ve homojenleştirilen numunelerin eş eksenli farklı tane boyutuna sahip ferrit ve perlit fazlarından meydana gelmektedir. Ayrıca, homojenleştirme ısıl işlemi sonrası ferrit ve perlit fazlarının daha homojen dağıldığı görülmektedir. Fakat, homojenleştirme işlemi uygulanan numunelerin sinterlenen numunelere göre ortalama tane boyutunun daha küçük olduğu tespit edilmiştir. Bu durum homojenleştirilen numunelerin sinterlenen numunelere göre daha hızlı soğutulmalarından kaynaklanmaktadır.
2. %30 ve %60 oranlarında plastik deformasyon uygulandıktan sonra hava, kum ve su ortamlarında soğutulan numunelerde soğuma hızının artmasıyla ötektoid öncesi ferritin östenit tane sınırlarında ince ve network şeklinde dağıldığı ve ferritin hacimsel oranının azaldığı görülmüştür. Havada soğutma sırasında ötektoid dışı fazların oluşumu için yeterli zaman olmadığından havada

soğutulan numuneler kumda soğutulan numunelere göre daha düşük oranda ötektoid dışı ferrit içermektedir. Ayrıca % 30 ve % 60 plastik deformasyon sonrası suda soğutulmuş numunelerin mikroyapısı martenzit fazından meydana gelmiştir.

3. Homojenleştirme işlemi sonrası %30 ve %60 deforme edilen numuneler birbiri ile kıyaslandığında bütün soğuma şartlarında %60 deforme edilen numunelerin ortalama tane boyutu daha küçükken ferritin hacimsel oranı yüksektir. Bu durum γ tane sınırlarında deformasyon miktarına bağlı olarak gerilimli bölgelerin ve buna bağlı olarakta çekirdekleşme hızının artmasından kaynaklanmaktadır.
4. 1150°C'de 60 dakika homojenleştirildikten sonra %30 ve %60 oranında deforme edilen ardından su ortamında soğutulan numunelere, 600°C'de 1 saat temperleme işlemi uygulandığında martenzit yapı içerisinde yeniden kristalleşme ile oluşan ferrit taneleri görülmektedir. Ferrit fazı en yumuşak faz olmasından dolayı malzemelerin mukavemetini düşürürken şekil alabilme kabiliyetini arttırmaktadır. Temperleme süresinin 2 saate çıkmasıyla ferrit alanları daha belirgin hale gelerek CrC(N) ve MoC(N) gibi çökeltilerin kabalaştığı görülmektedir.
5. Toz metalurjisi yöntemiyle üretilen bütün numunelerin sertlik sonuçları birbiriyle kıyaslandığında en yüksek sertlik değeri %60 oranında deforme edilen numunelerde görülürken bunu %30 deforme edilen, homojenleştirilen ve sinterlenen numunelerin sırayla takip ettiği görülmektedir. %60 deforme edilen numunelerin en yüksek sertliğe sahip olması bu numunelerde çekirdekleşme bölgelerinin fazla olmasından kaynaklanmaktadır. %30 ve %60 deforme edildikten sonra suda soğutulan numunelere uygulanan temperleme işlemi, numunelerin sertliğini düşürürken, martenzit yapıdan dolayı oluşan gevrekliği ve kalıntı gerilmeleri gidermektedir.
6. AISI 4340 çeliğinin mekanik özellikleri yoğunluk artışına bağlı olarak iyileşmektedir. Yapılan bu çalışma kapsamında deformasyon miktarının artmasıyla yoğunluğun arttığı veya diğer bir deyişle gözenek miktarının

azaldığı tespit edilmiştir. Bunun sonucunda AISI 4340 çeliğinin mekanik özellikleri deformasyon miktarının artmasına bağlı olarak yükselmiştir.

7. Sinterlenen, homojenleştirilen, %30 ve %60 deforme edildikten sonra hava, kum ve su ortamında soğutulan numunelere ait SEM ve EDS analiz sonuçları incelendiğinde, farklı boyutlara sahip çökeltilerin oluştuğu görülmektedir. Ayrıca EDS sonuçları bu çökeltilerin Cr, Mo ve karbon elementi içermesinden dolayı CrC(N) ve MoC(N), karbon ve demir elementi içermesinden dolayı Fe₃C olduğunu göstermektedir. Oluşan bu çökeltiler katı ergiyik içerisinde serbest halde bulunan element atomlarına göre tane büyümesini önemli derecede engellemektedir.
8. %30 ve %60 deforme edildikten sonra kumda soğutulan numunelerin havada soğutulan numunelere göre daha kaba çökeltilere sahip olduğu görülmüştür. Bunun nedeni, deformasyon sonrası hava ve kumdaki soğuma hızının farklı olmasından kaynaklanmaktadır. Küçük çökeltiler dislokasyonların hareketini güçlü bir şekilde engellediği için %30 veya %60 deformasyon sonrası havada soğutulan numuneler, kumda soğutulan numunelere göre daha üstün mekanik özellikler sergilemiştir.

6.2. ÖNERİLER

1. Mevcut çalışma kapsamında kullanılan sinterleme, homojenleştirme ve deformasyon sıcaklıkları değiştirilerek AISI 4340 çeliğinin farklı mikroyapılara sahip olması sağlanabilir. Elde edilen mikroyapıların mekanik özelliklere etkisi detaylı olarak araştırılabilir.
2. AISI 4340 çeliği östenit bölgesinde farklı deformasyon oranlarında sıcak olarak deforme edilmesinden sonra farklı soğutma ortamlarında soğutularak elde edilen sonuçlar, mevcut çalışmadan elde edilen sonuçlar ile karşılaştırılabilir.
3. Geçirmeli elektron mikroskop (TEM) kullanılarak mevcut çalışmada farklı deformasyon ve soğuma şartlarında oluşturulan çökeltilerin detaylı analizi

yapılabilir. TEM çalışmasından elde edilen sonuçlar, mekanik test sonuçlarıyla karşılaştırıldığında daha detaylı bilgilere ulaşılabilir.

KAYNAKLAR

1. Balıkçı, G., "AISI 4140 Çeliğinin Sıcak Dövme Karakteristiğinin İncelenmesi ", *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, (2016).
2. Uzkut, M.; Özdemir, İ., "Farklı Çeliklere Uygulanan Değişen Isıtma Hizlarının Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi", *Deü Mühendislik Fakültesi Fen Ve Mühendislik Dergisi*, 65–74 (2001).
3. Koç, A., "AISI 4142 Çeliğinin Isıl İşlem Ve Ergitme Yöntemleriyle Yüzey Modifikasyonu Sonucu Mekanik Davranışlarının İncelenmesi", *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Malatya, (2007).
4. Çakır, M., "Su Verme Isıl İşleminde Çelik–Ortam Arasındaki Isı Transferinin İncelenmesi", *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta,(2008).
5. Sundaram, M. V., "Processing Methods for Reaching Full Density Powder Metallurgical Materials", *Chalmers University Of Technology*, Gothenburg, (2017).
6. Özgün, Ö., "Toz Metalurjisi İle Üretilen Alaşımli Çeliklerin Mikroyapı Ve Mekanik Özellikleri", *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya,(2007).
7. Ekici, M. R., "Alaşım Elementleri ve Sinterleme Sıcaklıkların TM İle Üretilen Çelik Malzemelerin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerin Etkisi", *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, (2010).
8. Saraç, E., "Temperleme Sıcaklıklarının AISI 4140 Ve AISI 4340 Çeliklerinin Mekanik Özellikleri Üzerine Etkilerinin Araştırılması", *Düzce Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Düzce,(2019).
9. Gülgen, İ. S., "İş Makineleri Tırnakları Üretiminde Kullanılan Az Alaşımli Çeliklerin Isıl İşlemi", *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya,(2008).
10. Ulu, S., "Karbonlu Ve Düşük Alaşımli Çeliklerin Temel Mekanik Özelliklerinin Araştırılması", *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Afyon, (2004).
11. Ata Esener, P., "Farklı Oranlarda Bor İlave Edilmiş AISI 4140 (42crmo4) İslah Çeliğinin Isıl İşlemi Ve Karakterizasyonu ", *Nevşehir Hacı Bektaş Veli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Nevşehir, (2017).

12. Kaynar, A., "Orta Karbonlu Alaşimsız Ve Mikroalaşımli Çeliklerde Sıcak Deformasyon Ve Soğuma Şartlarının Mekanik Özelliklere Etkisinin Araştırılması", *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, (2013).
13. Dokuzlar, Ö., "36CrB4 ve 42CrMo4 Çeliklerde Isıl İşlemin Mekanik Özelliklere Etkisinin Araştırılması ", *Gümüşhane Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Gümüşhane, (2018).
14. Turgut, O. K., "Ç 1040 Çeliklerinde Isıl İşlem Ve Kaynağın Mekanik Özelliklerine Olan Etkilerinin İncelenmesi", *Hitit Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Çorum, (2013).
15. Akay, S. K., "Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Çift Fazlı Çeliklerin Fiziksel Özelliklerinin Araştırılması", *Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Bursa, (2005).
16. Kısasöz, A., "Sıcak İş Takim Çeliklerinin Elastikliğine Isıl İşlemlerin Etkisi", *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, (2010).
17. Ayvacı, B., "Toz Metalürjisi İle Üretilen Çeliklerde Presleme Tekniğinin Mikroyapı Mekanik Özelliklere Etkisinin Araştırılması", *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2019).
18. Akçakese, O., "Yüksek Alaşımli Çeliklerin Nitrülenmesi", *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2011).
19. Albaraz, Z., "Isıl İşlem Parametrelerinin Ve Kimyasal Kompozisyonun Sıcak İş Takim Çeliklerinin Mekanik Özelliklerine Etkisi", *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2010).
20. Karabulut, H., "Mikroalaşımli çeliklerde yaşlanma sertleştirmesinin mekanik özelliklere etkisi", *Zonguldak Karaelmas Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2004).
21. Hafizoğlu, H., "Astaloy CrA Alaşımlarında Sinterleme İle Sertleştirme", *TOBB Ekonomi Ve Teknoloji Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2013).
22. Erdem, S., "Yüksek Karbon İçeriğine Sahip, Yüksek Kromlu, Manganli ve Alaşimsız Düşük Karbonlu Çeliklerin Aşınma Davranışlarının Araştırılması", *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2006).
23. Ezgi, E., "Otomotiv Endüstrisinde Kullanılan Denge Çubukları İçin Isıl İşlem Prosesindeki Farklı Sertleştirme Ortamlarının Yorulma Davranışına Etkileri", *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2012).
24. Altun, S., "Isıl İşlem Görmüş Ray Çeliğinin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi", *Mersin Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2019).

25. Arıcı, G., "Düşük Kromlu Çeliklerde Kobalt Miktarının Mikroyapıya ve Tokluğa Etkisi", *Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2019).
26. Arıkan, M., "Yüksek Kromlu Beyaz Dökme Demirlerin Aşınma Direncine Alaşım Elementlerinin ve Isıl İşlemin Etkisi", *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (1999).
27. K. V. Güngörmüş, "Az Alaşımlı İmalat ve Yapı Çeliklerinin Zayıf Asidik Ortamdaki Ağırlık Kaybına Mikroyapı ve Alaşım Elementlerinin Etkisi", *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, 17–22 (2008).
28. Saraç, E. and Altan Özbek, N., "Temperleme Isıl İşlem Sıcaklıklarının AISI 4140 Çeliğinin Mekanik Özellikleri Üzerine Etkilerinin Araştırılması", *Düzce Üniversitesi Bilim Ve Teknoloji Dergisi*, 7: 1574–1586 (2019).
29. Aydınoglu, B., "Az Alaşımlı Krom- Molibden Çeliklerinin Yapı Kontrolü", *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2002).
30. Internet: Tabek Demir Çelik, "İslah Çeliği Nedir", <https://www.tabekcelik.com/teknik-bilgi/> (2021).
31. Internet: Yılmazlar Çelik, "İslah Çelikleri", http://www.yilmazlarcelik.com/urunlerimiz.php?p=urun&urunid=islah&adi=ISLAH_CELIKLERI (2021).
32. Kesti, E., "Ç - 4140 Çeliğinin, Mikro Yapı ve Mekanik Özelliklerine Su Verme Ortamının Etkilerinin Araştırılması", *Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2009).
33. Güven, Şevki Yılmaz; Çelik, D., "SAE 4340 Çeliğinde Isıl İşlem Parametrelerinin Yorulma ve Mikro Yapı Üzerine Etkisi", *Teknik Bilimler Dergisi*, 8 (2): 55–61 (2018).
34. Dahunsi, O. A., Awopetu, O. O., Ogedengbe, T. I., Mohammed, T. I., and Adamolekun, T. M., "Evaluation of Optimal Economic Life of Cemented Carbide Tool Turning AISI4340", *International Journal Of Engineering Technologies-Ijet*, 3 (2): 37–43 (2017).
35. Basak, H., Duzcukoglu, H., and Senyurt, M. A., "Effect Of Plasma Nitration Process At Various Temperatures On Wear Behavior Of AISI 4340 Steel", *Gazi University Journal Of Science*, 31 (2): 600–614 (2018).
36. Çelik, D., "SAE 4340 Çeliğinde Isıl İşlem Parametrelerinin Yorulma ve Mikro Yapı Üzerine Etkisi", *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2018).
37. Ulu, R., "Alaşım Elementlerinin Nial Alaşımlarının Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklerine Etkisi", *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2019).

38. Baksan, B. and Gürler, R., "Toz Metalurjisinin Savunma Sanayiinde Uygulanması", *Osmangazi Üniversitesi Metalurji Enstitüsü*,(2003).
39. Çavdar, U., "Demir Esaslı Toz Metal Parçaların İndüksiyonla Sinterlenmesinde Parametrelerin Belirlenmesi", *Celal Bayar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2009).
40. Avşar, E., "Demir Esaslı Toz Metal Parçaların Sinterleme İle Birleştirilmesi", *TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2009).
41. Türkan, M., "Difüzyon Bağlı Demir Esaslı Tozlarından Üretilen T/M Çeliklerin Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklerine Farklı Ara Kritik Tavlama Isıl İşlemlerin Etkilerinin Araştırılması", *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2010).
42. Yurtkuran, E., "T/M İle Üretilmiş Alüminyum Esaslı Malzemelerin Alaşım Elementleri Ve Takviye Elemanı İçeriklerine Bağlı Tel Erezyonunda İşlenebilirliklerinin Araştırılması", *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2011).
43. Ayata, A., "Toz Metal Alüminyum Malzemelerin Mikrodalga Enerjisi İle Sinterlenebilirliğinin İncelenmesi", *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2014).
44. Internet: Dr. Rahmi ÜNAL, "Toz Üretim Teknikleri", https://rahmiunal.net/toz/tozuretimi/powder_product.html (2021).
45. González-gutiérrez, J., Stringari, G. B., and Emri, I., "Powder Injection Molding of Metal and Ceramic Parts", <https://www.researchgate.net/>, (March): (2012).
46. Sayılğan, S., "Production And Characterization Of High Performance Al – Fe – V – Si Alloys For Elevated Temperature Applications", *The Graduate School Of Natural And Applied Sciences Of Middle East Technical University*, (2009).
47. Gökçe, A., "Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Al-Cu Alaşımlarının Mekanik Özelliklerinin Geliştirilmesi", *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2013).
48. Whittaker, D., "Introduction To Powder Metallurgy The Process And Its Products", *European Powder Metallurgy Association (EPMA)*, (2008).
49. Sarıççek, N., "Östempelenmiş Toz Metal Çeliklerin Mekanik Ve Mikroyapı Özelliklerinin Araştırılması", *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2012).
50. Altuntaş, O., "Yüksek Karbonlu Toz Metal Çeliklerin Mikroyapı ve Darbe Tokluğu Özelliklerine Küreselleştirme Isıl İşlemleri Etkilerinin Araştırılması", *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2013).

51. Özdemirler, D., "Niyobyum (Nb) İle Güçlendirilmiş Demir (Fe) Matrisli Alaşımların Toz Metalürjisi Yöntemiyle Üretimi Ve Mekanik Özelliklerinin Araştırılması", *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2017).
52. Somunkıran, İ., "Demir Esaslı Molibden, Nikel, Bakır Katkılı Toz Metal Alaşımının Mekanik Özelliklerine Bakır Oranının Etkisi", *Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (1999).
53. Savaşkan, T., "Malzeme Bilimi ve Malzeme Muayenesi", *Papatya Yayıncılık*, (2017).
54. Kaya, M., "Çeşitli Isıl İşlem Rejimlerinin Alaşimsız Dökme Çeliklerin Kirilma Tokluğuna Etkisinin Araştırılması", *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2014).
55. Mealy, N. E. and Bayés, M., "Metals Handbook", *Drugs of the Future*, 63 (1993).
56. Yalçın, M. A., "Optimization Of Alloying And Heat Treatment Process Parameters Of Austempered Ductile Iron (ADI) Castings", *Atılım University the Graduate School of Natural and Applied Sciences*, (2019).
57. Gregory, E., "The Heat Treatment of Steel", *Pitman Publishing Company*, London, (1966).
58. Htun, M. S. and Lwin, K. T., "Effect of Heat Treatment on Microstructures and Mechanical Properties of Spring Steel", *Journal Of Metals, Materials And Minerals*, 191–197 (2008).
59. WEISSBACH, W., "Malzeme Bilgisi ve Muayenesi", *Birsen Yayınevi*, İstanbul, (1998).
60. Prabhudev, K., " Handbook of Heat Treatment of Steels", *Hill Publishing Company Limited*, (1988).
61. Engin, A., "AZ91 Magnezyum Alaşımına Farklı Oranlarda Alaşım Elementlerinin İlavesi İle Uygulanan Isıl İşlemin Mikroyapı ve Sertlik Üzerine Etkilerinin İncelenmesi", *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2013).
62. Baker, S. P., Joo, Y. C., Knauß, M. P., and Arzt, E., "Electromigration Damage in Mechanically Deformed Al Conductor Lines: Dislocations as Fast Diffusion Paths", *Acta Materialia*, 48 (9): 2199–2208 (2000).
63. Çarkıt Aydın, G., "Plazma Nitrürlenmiş H11 Sıcak İş Takım Çeliğinin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi", *Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2009).
64. Akbaş, C., "Saf Bakirin Soğuk Deformasyon Ve Yeniden Kristalleşme Davranışının Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklere Etkisi", *İstanbul Üniversitesi*

Fen Bilimleri Enstitüsü, (2011).

65. Kayalı, Y., "Bortemperlenmiş Küresel Grafitli Dökme Demirin Mekanik Özellikleri Ve Aşınma Davranışının Araştırılması", *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2006).
66. Bakanlığı, M. E., "Makine teknolojisi kalıp malzemeleri", *MEGEP*, (2015).
67. Tekin, A., "Çelik ve Isıl İşlemi", *Flaş Matbaacılık*, İstanbul, 616-undefined (1987).
68. Kınıt, U., "30MNB4 Civata Malzemesinin Statik Dayanım Değerlerinin Değişik Isıl İşlem Türlerine Göre Deneysel İncelenmesi", *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2013).
69. Çavdar, B., "Alaşimli Çeliklerin Sertleşebilme Kabiliyetinin Saptanması", *Trakya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2007).
70. Öztürk, S., "Faz Diyagramları Ders Notları", .
71. Erden, M., A., "Toz Metalurjisi Yöntemiyle Üretilen Mikrolaşım Çeliklerinin Mikroyapı Mekanik Özellik İlişkisinin Araştırılması", *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2015).
72. Akpınar, İ. Ş., "Atomizasyon Yöntemiyle Toz Metal Üretimi Ve Tozların Karakterizasyonu", *Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2011).
73. Jahazi, M. and Eghbali, B., "The Influence of hot forging conditions on the microstructure and mechanical properties of two microalloyed steel", *Journal Of Materials Processing Technology*, 113: 594–598 (2001).
74. Madariage, I., Gutierrez, I., Garcia-de, A. C., and Capdevila, C., "Acicular ferrite formation in a medium carbon steel with a two stage continuous cooling", *Scripta Mater*, 229–235 (1999).
75. Internet: Karfo Endüstriyel, "Çelik Dekarbürizasyon Ölçümü", [https://www.karfo-endustriyel.com.tr/tr/cozumler/endustriyel-mikroskop-cozumleri/celik-metalografisi/celik-dekarbruzasyon-olcumu#:~:text=Dekarbürizasyon fırın atmosferinde malzeme yüzeyindeki karbon atomlarının gaz fazına geçmesi olarak tanımlanabilir.&text=Yapı tamamen östenitik olduğunda karbon,oranları sıcaklık ve kompozisyona bağlıdır.](https://www.karfo-endustriyel.com.tr/tr/cozumler/endustriyel-mikroskop-cozumleri/celik-metalografisi/celik-dekarbruzasyon-olcumu#:~:text=Dekarbürizasyon%20fırın%20atmosferinde%20malzeme%20yüzeyindeki%20karbon%20atomlarının%20gaz%20fazına%20geçmesi%20olarak%20tanımlanabilir.&text=Yapı%20tamamen%20östenitik%20olduğunda%20karbon,oranları%20sıcaklık%20ve%20kompozisyona%20bağlıdır.) (2021).
76. Kaynar, A., Gündüz, S., and Türkmen, M., "Investigation on the behaviour of medium carbon and vanadium microalloyed steels by hot forging test", *Materials And Design*, 51 (December): 819–825 (2013).
77. Gündüz, S. and Çapar, A., "Influence of forging and cooling rate on microstructure and properties of medium carbon microalloy forging steel", *Journal Of Materials Science*, 41 (2): 561–564 (2006).

78. Zhao, J., Lee, J. H., Kim, Y. W., Jiang, Z., and Lee, C. S., "Enhancing mechanical properties of a low-carbon microalloyed cast steel by controlled heat treatment", *Mater Sci*, 427–435 (2013).
79. Smallman, R. E. and Ngan, A. H. W., "Modern Physical Metallurgy", 8. Ed., *Butterworth-Heinemann*, (2013).
80. Askeland, D. R., "The Science and Engineering of Materials", 3. Ed., *Chapman And Hall*, London, (1996).
81. Korkmaz, K., "Kübik Kristalli Metalik Malzemelerde Doku Oluşumu ve Dokunun Temsil Edilmesi", *Gebze Yüksek Teknoloji Enstitüsü Mühendislik ve Fen Bilimleri Enstitüsü*, (1998).
82. Jessell, M., Siebert, E., Bons, P., Evans, L., & Piazolo, S. "Deformasyonun lokalizasyonu" (2008).
83. Niinomi, M., Kobayashi, T., Inagaki, I., & Thompson, AW, "Ticari titanyum alaşımlarının kırılma tokluğuna deformasyon kaynaklı dönüşümün etkisi"(1990).
84. R. Jin-Yi, L Chang-sheng, G.Cairu, Q. Chunlin, "Effect of forging ratio on microstructure and mechanical properties of 3Cr2MnNiMo steel. In the 4th International Symposium on Advanced Rolling Equipment Technology and Green & Intelligent Material Processing", *Shenyang*, December (2017).
85. D.R. Askeland, "The Science And Engineering Of Materials", 3th ed., *London: Chapman and Hall* (1996).
86. S. Gündüz, A. Çapar, "Influence of forging and cooling rate on microstructure and properties of medium carbon microalloy forging steel", *J Mater. Sci*, 41, 561–564 (2006).
87. I. Tamura, C. Ouchi, T. Tanaka, H. Sekine, "Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steel", 1st Edition, (1988).
88. D. Wilbert, W. Ángel, L. T. Jurado, J. C. Alcalá, E. C. Martínez, V. V. Cedeño, "Effect of copper on the mechanical properties of alloys formed by powder metallurgy", *Mater. Des.*, 58, 12–18 (2012).
89. M. A. Erden, S. Gündüz, M. Türkmen, H. Karabulut, "Microstructural characterization and mechanical properties of microalloyed powder metallurgy steels", *Mater. Sci. Eng. A.*, 616, 201–206, (2014).
90. M.A. Erden, S. Gündüz, H. Karabulut, M. Türkmen, "Effect of vanadium addition on the microstructure and mechanical properties of low carbon microalloyed powder metallurgy steels", *Materials Testing*, 58 (5), 433-437 (2016).

91. D. Sharma, K. Chandra, P. S. Misra, “Design and development of powder processed Fe–P based alloys”, *Mater Des.*, 32, 198–204 (2011).
92. S. Qing-yun, L. Gui-yan, Q. Li-feng, Y. Ping-yuan, “Effect of cooling rate and coiling temperature on precipitate in ferrite of a Nb-V-Ti microalloyed strip steel”, *Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium*, 316–319 (2007).
93. S. Gündüz, M. A. Erden, H. Karabulut, M. Turkmen, The effect of vanadium and titanium on mechanical properties of microalloyed PM steel, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 55, 5-6 (2016).
94. S. Gündüz, M.A. Erden, H. Karabulut, M. Türkmen, “Effect of the addition of niobium and aluminium on the microstructures and mechanical properties of micro alloyed PM steels”, *Materials and Technology*, 50,5, 641–648 (2016).
95. R. Kannan, S. Shanmugam, R. Narayanasamy, “Deformation behaviour of sintered high carbon alloy powder metallurgy steel in powder preform forging”, *Mater. and Des.*, 29, 1862–1867 (2008).
96. V.A. Maslyuk, L.N. Orlova, V.K. Kud, A.K. Grabchak, A.A. Mamonova, A.K. Skuratovskii, “Theory, process technology, articles forming hot-forged wear-resistant powder materials based on stainless steels of the austenitic class”, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 45, 20–27 (2006).
97. W.B. James, P.F. Products, H. Corporation, R. Road, T. Lane, “New shaping methods for powder metallurgy components”, 8, 187–197 (1987).
98. A. Skowronek, D. Woźniak, A. Grajcar, “Effect of Mn addition on hot-working behavior and microstructure of hot-rolled medium-Mn steels”, *Metals*, 11, 354 (2021).
99. M. Korczynsky, “Microalloying and thermo-mechanical treatment. In Proceedings of the International Symposium on Microstructure and Properties of HSLA Steels”, Pittsburgh, PA, USA, 3–5,169–201 (1987).
100. Ollilainen V., Kasprzak W., Hollapa L., “The effect of silicon, vanadium and nitrogen on the microstructure and hardness of air cooled medium carbon low alloy steel”, *Journal of Materials Processing Technology*, 134:405-412, (2003).
101. Xiang-dong H., Xin-ping M., Sheng-xia L., “Effect of annealing temperature on recrystallization behavior of cold rolled Ti-microalloyed steel”, *J. of Iron and Steel Res Int.*, 20(9):105-110, (2013).
102. Kostryzhev, A.G, Al Shahrani, A., Zhu, C., Cairney, J.M., Ringer, S.P., Killmore, C.R., “Effect of niobium clustering and precipitation on strength of an NbTi-microalloyed ferritic steel”, *Mater Sci Eng A.*; 607:226–235 (2014).

103. Erden, M.A., Gündüz, S., Türkmen, M., Karabulut, H., “Microstructural characterization and mechanical properties of microalloyed powder metallurgy steels”, *Materials Science&Engineering A*, 616:201–206, (2014).
104. Sha, W., Kirby, B. R., Kelly F. S., (2001) *Materials Transactions*, 42, pp 1913-1927.
105. Honeycombe R. W. K. and Bahaduria H. K. D. H., “Steels Microstructure and Properties 2 ed.”, Arnold E., London, 83-113 (1995).

ÖZGEÇMİŞ

Ayşe Gözde YİRİK, ilk ve orta öğrenimini İstanbul'da tamamladı. Liseyi ise Mersin'de tamamladı. 2013 yılında Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2018 yılında iyi derece ile mezun oldu. 2018 yılında yüksek lisans eğitimine Karabük Üniversitesi, İmalat Mühendisliği anabilim dalında başlamıştır.