



**LABORATUVAR ÖLÇEKLİ HADDELEME
ÜNİTESİNDE HADDELENEN ALAŞIMLI
ÇELİKLERİN MİKROYAPI VE MEKANİK
ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

Furkan Yılmaz KÜÇÜKAKARSU

**2022
YÜKSEK LİSANS TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ**

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

**LABORATUVAR ÖLÇEKLİ HADDELEME ÜNİTESİNDE HADDELENEN
ALAŞIMLI ÇELİKLERİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİK
İLİŞKİSİNİN ARAŞTIRILMASI**

Furkan Yılmaz KÜÇÜKAKARSU

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

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

**KARABÜK
Haziran 2022**

Furkan Yılmaz KÜÇÜKAKARSU tarafından hazırlanan “LABORATUVAR ÖLÇEKLİ HADDELEME ÜNİTESİNDE HADDELENEN ALAŞIMLI ÇELİKLERİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN ARAŞTIRILMASI” 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. 29/06/2022

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. Şükrü TALAŞ (AKÜ)

.....

Üye : Prof. Dr.Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. Ramazan KAÇAR (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.”

Furkan Yılmaz KÜÇÜKAKARSU

ÖZET

Yüksek Lisans Tezi

LABORATUVAR ÖLÇEKLİ HADDELEME ÜNİTESİNDE HADDELENEN ALAŞIMLI ÇELİKLERİN MİKROYAPI VE MEKANİK ÖZELLİK İLİŞKİSİNİN ARAŞTIRILMASI

Furkan Yılmaz KÜÇÜKAKARSU

**Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı**

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

Haziran 2022, 100 sayfa

Bu çalışmada, ağırlıkça % 0,22 karbonlu yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik ve ağırlıkça % 0,4 orta karbon içeren düşük alaşımlı çelik laboratuvar ölçeğinde üretilmiş olup toplam deformasyon % 42 olacak şekilde 4, 5 ve 6 pasoda sıcak haddelenmiştir. Çok pasolu sıcak haddeleme işleminden sonra numuneler iki gruba ayrılmıştır. Bu gruplardan birisi haddelenmiş şekliyle diğeri ise haddeleme sonrası ısıtılma işlemi görmüş haliyle incelenmiştir. Sonuçlar, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik ve orta karbonlu düşük alaşımlı çeliğin mikroyapı ve mekanik özelliklerinin her iki durum içinde sıcak haddeleme koşullarından etkilendiğini göstermiştir.

Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikten haddelenmiş numunelerdeki mukavemet değerlerinin paso sayısı arttıkça artma eğiliminde olduğu tespit edilmiştir. Yüksek mukavemetli ve düşük alaşımlı çelikten haddelenmiş numunelerin aksine, 1150 °C'de

45 dakika östenitlendikten sonra havada soğutulan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı haddelenmiş ve ısıtıl işlem görmüş çelik numunelerde mekanik özelliklerin biraz düştüğü tespit edilmiştir. Mikroyapısal incelemeler haddelenmiş yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerin haddelenmiş ve ısıtıl işlem uygulanmış çeliklere göre yapısında küçük boyutlu çökeltilere sahip olduğunu ve bundan dolayı çökelti sertleşmesi ile dayanımın arttığını göstermiştir. Çökelme sertleştirmesine ek olarak, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikten haddelenmiş numunelerdeki ince çita beynitin ve blok halinde martenzit/östenit fazlarının bulunması mukavemet artışını desteklemektedir.

Orta karbonlu düşük alaşımlı çelikten haddelenmiş numunelerdeki mukavemet değerlerinin paso sayısı arttıkça azalma eğiliminde olduğu görülmüştür. Orta karbonlu düşük alaşımlı çelikten haddelenmiş numunelerin aksine, 850 °C'de 30 dakika östenitlendikten sonra yağda soğutulan ve ardından 460 °C'de 60 dakika temperlenen orta karbonlu düşük alaşımlı haddelenmiş ve ısıtıl işlem görmüş çelik numunelerde mekanik özelliklerin arttığı tespit edilmiştir. Mikroyapısal incelemeler haddelenme sonrası ısıtıl işlem görmüş orta karbonlu düşük alaşımlı çeliklerin haddelenmiş çeliklere göre daha küçük boyutlu çökeltilere sahip olduğunu ve bundan dolayı çökelti sertleşmesi ile dayanımın arttığını göstermiştir.

Anahtar Sözcükler : Mikroalaşımlı çelik, sıcak haddeleme, çok pasolu haddeleme, mikroyapı, mekanik özellikler.

Bilim Kodu : 91514

ABSTRACT

M. Sc. Thesis

INVESTIGATION OF THE RELATIONSHIP BETWEEN MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF ALLOYED STEELS AFTER ROLLING PROCESS ON LABORATORY SCALE ROLLING MILL

Furkan Yılmaz KÜÇÜKAKARSU

**Karabük University
Institute of Graduate Programs
Department of Manufacturing Engineering**

Thesis Advisor:

Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ

June 2022, 100 pages

In this work, high strength low alloy steel with 0,22 wt.% carbon and medium carbon low alloy steel with 0,4 wt. % carbon were produced in laboratory scale and hot rolled with a total deformation of 42% via 4, 5 or 6 passes. After multi-pass hot rolling process, the samples were divided into two groups. One of these groups was examined in as rolled and the other in as heat treated after rolling. The results indicated that microstructural and mechanical properties of high strength low alloy steel and medium carbon low alloy steel are influenced by hot rolling conditions for both cases.

It was determined that strength values in as rolled samples of high strength low alloy steel tend to increase with increment in rolling pass number. In contrast to as rolled samples of high strength and low alloy steel, it was seen that mechanical properties

were slightly decreased in as rolled and heat-treated samples of high strength low alloy steel that were austenitized at 1150 °C for 45 min. and then cooled in still air. Microstructural investigations showed that finer precipitates in as rolled samples of high strength low alloy steel are obviously more than that of as rolled and heat-treated samples of high strength low alloy steel, as an evidence for higher strength results by precipitation hardening. Additionally, to precipitation strengthening, refinement of lath bainite and amount of blocky martensite/austenite in as rolled samples of high strength low alloy steel favor the increase in strength.

However, the strength values in as rolled samples of medium carbon low alloy steel showed a tendency to decrease with increment in rolling pass number. In contrast to as rolled samples of medium carbon low alloy steel, it was seen that mechanical properties were increased in as rolled and heat-treated samples of medium carbon low alloy steel that were austenitized at 850 °C for 30 min., then oil cooled and then tempered at 460 °C for 60 minutes. Microstructural investigations showed that finer precipitates in as rolled and heat-treated samples of medium carbon low alloy steel are obviously more than that of as rolled samples, as an evidence for higher strength results by precipitation hardening.

Key Word : Microalloyed steel, hot rolling, multi-pass rolling, microstructure, mechanical properties.

Science Code : 91514

TEŞEKKÜR

Bu tez çalışmasının planlanmasında, araştırılmasında, yürütülmesinde ve oluşumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, engin bilgi ve tecrübelerinden yararlandığım, yönlendirme ve bilgilendirmeleriyle çalışmamı bilimsel temeller ışığında şekillendiren sayın hocam Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ' e sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Döküm prosesinin ve mekanik testlerin yapılmasında yardımlarını esirgemeyen ÇEMTAŞ A.Ş. Çelikhane Ar-Ge Şefi Emre ALAN' a ve Çelikhane Ar-Ge Mühendisi M. Fatih KAYADEĞİRMENİ' ne teşekkür ederim.

Haddeleme prosesinin yapılmasında yardımlarını esirgemeyen, Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Arş. Gör. Demet TAŞTEMÜR' a teşekkür ederim.

Sevgili aileme manevi hiçbir yardımı esirgemediğim yanımda oldukları için tüm kalbimle teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xvii
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	2
ÇELİKLER VE ÜRETİM YÖNTEMLERİ.....	2
2.1. BİRİNCİL ÇELİK ÜRETİM YÖNTEMİ	5
2.2. İKİNCİL ÇELİK ÜRETİM YÖNTEMİ.....	7
2.3. ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI.....	7
2.3.1. Çeliklerin Karbon Miktarına Göre Sınıflandırılması.....	8
2.3.2 Çeliklerin Alaşım Türü Ve Miktarına Göre Sınıflandırılması.....	9
2.3.3. Çeliklerin Kullanım Alanlarına Göre Sınıflandırılması	11
2.4. ISLAH ÇELİKLERİ.....	12
2.4.1. Sertleştirme İşlemi	13
2.4.2. Temperleme İşlemi	14
2.5. MİKROALAŞIM ELEMENTİ İÇEREN ÇELİKLER.....	15
2.5.1. Mikro Alaşım Elementlerinin Mekanik Özelliklere ve Mikroyapıya Etkileri	16

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 3	20
PLASTİK DEFORMASYON	20
3.1. PLASTİK DEFORMASYON MEKANİZMALARI	20
3.1.1. Kayma	21
3.1.2. İkizlenme	22
3.1.3. Tane Sınırı Kayması	23
3.1.4. Yayınma Sürünmesi	24
3.2. PLASTİK DEFORMASYONU ETKİLEYEN FAKTÖRLER	25
3.2.1. Malzeme Yapısı	25
3.2.2. Kalıntı Gerilmeler	25
3.2.3. Deformasyon Hızı	26
3.2.4. Sıcaklık	27
3.2.5. Sürtünme ve Yağlama	28
3.2.6. Geometrik Faktörler	28
3.2.7. Malzemelerin mekanik özellikleri	29
3.3. PLASTİK DEFORMASYON YÖNTEMLERİ	29
3.4. HADDELEME İLE PLASTİK DEFORMASYON	30
3.5. HADDELEME YÖNTEMLERİ	33
3.5.1. Sıcak Haddeleme	34
3.5.2. Soğuk Haddeleme	34
3.6. HADDELEME MERDANELERİ VE TEZGÂH DÜZENLERİ	35
3.7. HADDE GEOMETRİSİ VE KUVVET HESAPLAMALARI	37
 BÖLÜM 4	 41
ISIL İŞLEM UYGULAMALARI	41
4.1. TAVLAMA	42
4.2. NORMALİZASYON	45
4.3. SU VERME VE TEMPERLEME (ISLAH İŞLEMİ)	47
4.4. ZAMAN-SICAKLIK-DÖNÜŞÜM VE SÜREKLİ SOĞUMA DİYAGRAMLARI	 49
4.5. SÜREKLİ SOĞUTMA	50
4.6. SOĞUTMA ORTAMLARI	51

	<u>Sayfa</u>
BÖLÜM 5	52
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	52
5.1. İNGOT DÖKÜM ÜRETİMİ.....	53
5.2. HADDELEME PROSESİ	54
5.3. HADDELENEN MALZEMELERİN ISIL İŞLEMİ.....	54
5.4. MİKROYAPI İNCELEME ÇALIŞMALARI.....	54
5.4.1. Optik Mikroskop İncelemeleri.....	55
5.4.2. Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) Mikroyapı ve Kırık Yüzek İncelemeleri	55
5.5. MEKANİK TESTLER	55
5.5.1. Çekme Testi	55
BÖLÜM 6	57
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	57
6.1. KİMYASAL ANALİZ SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ	57
6.2. MİKROYAPI SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	57
6.2.1. 42CrMo4 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi	58
6.2.2. 42CrMo4 Çeliğinin Haddeme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi	61
6.2.3. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi	64
6.2.4. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddeme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi	68
6.3. MEKANİK TEST SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	71
6.3.1. 42CrMo4 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Mekanik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi	72
6.3.2. 42CrMo4 Çeliğinin Haddeme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Mekanik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi	73
6.3.3. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Mekanik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi	75

Sayfa

6.3.4. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddeme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Mekanik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi	77
6.4. KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ.....	80
6.4.1. 42CrMo4 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi	80
6.4.2. 42CrMo4 Çeliğinin Haddeme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi	82
6.4.3. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi	84
6.4.4. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddeme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi	85
BÖLÜM 7	88
SONUÇLAR	88
KAYNAKLAR	92
ÖZGEÇMİŞ	100

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1. Fe-C denge diyagramı.....	3
Şekil 2.2. Yıllara göre dünyada çelik üretim miktarları ve çelik üretim oranlarına göre ülke sıralamaları.	4
Şekil 2.3. Çelik üretimi için tercih edilen proses rotaları.....	5
Şekil 2.4. Elektrik ark ocağı ile çelik üretim rotası.....	7
Şekil 2.5. Çeliklerin farklı kriterlere bağlı olarak sınıflandırılmasının şematik gösterimi.	8
Şekil 2.6. Hızlı soğutma işlemi ile YMK yapının HMT yapıya dönüşümünün şematik gösterimi.	14
Şekil 2.7. Çökelti oluşumu ile mikroyapıda meydana gelebilecek değişiklikler.	17
Şekil 2.8. Çelik içerisinde çökelti oluşturan alaşım elementlerinin kabiliyetleri.....	17
Şekil 2.9. Mikroalaşım elementlerinin çökelti oluşum sıcaklıkları.....	18
Şekil 3.1. Gerilme-Gerinim grafiğinde elastik ve plastik deformasyon bölgelerinin gösterimi.	21
Şekil 3.2. Kayma hareketinin şematik gösterimi.	22
Şekil 3.3. İkizlenme olayının şematik gösterimi.....	23
Şekil 3.4. Tane sınırı kaymasının şematik gösterimi.	24
Şekil 3.5. Yayınma sürünmesi mekanizması.	24
Şekil 3.6. Kalıntı gerilmelerinin plastik şekil verme yöntemleri ile azaltılması.....	26
Şekil 3.7. Deformasyon hızının mukavemete etkisi.	26
Şekil 3.8. Deformasyon hızının sıcaklığa bağlı olarak mukavemete etkisi.	27
Şekil 3.9. Sıcaklığın mukavemet süneklik üzerindeki etkisi.....	28
Şekil 3.10. Plastik şekillendirme yöntemlerinin sınıflandırılması.	30
Şekil 3.11. Haddeleme yönteminin şematik gösterimi.....	31
Şekil 3.12. Çeliklerin şekillendirilmesinde kullanılan başlangıç malzemeleri ve nihai ürünler.....	32
Şekil 3.13. Haddeleme tesislerin endüstriyel olarak isimlendirilmesi.	33
Şekil 3.14. Sıcak haddeleme işleminin şematik gösterimi.	34
Şekil 3.15. Soğuk haddeleme işleminin şematik gösterimi.	35
Şekil 3.16. Haddeleme işlemlerinde farklı merdane düzenleri.	36

Şekil 3.17. Merdane dönme hızına bağlı olarak malzeme geçiş hızının değişmesi...	37
Şekil 3.18. Haddeleme geometrik bağıntılarının şematik gösterimi.	38
Şekil 3.19. Haddeleme boyut parametreleri.	38
Şekil 3.20. Haddelemede temas açısının gösterimi.	39
Şekil 3.21. Haddeleme kuvvetinin toplandığı kabul edilen (a) mesafesi.	40
Şekil 4.1. Demir-karbon denge diyagramında karbon oranına bağlı olarak uygulanan ısıt işlemler ve sıcaklıkları.	41
Şekil 4.2. Zamana ve sıcaklığa bağlı olarak elde edilen ısıt işlem grafikleri.	42
Şekil 4.3. Fe-C denge diyagramı üzerinde gerilim giderme tavlamaşının uygulandığı aralık.	43
Şekil 4.4. Gerilim giderme tavlamaşına ait zaman-sıcaklık grafiğı.	44
Şekil 4.5. Yumuşatma tavlamaşının Fe-C denge diyagramı üzerinde gösterimi.	44
Şekil 4.6. Yumuşatma tavlamaşının zaman-sıcaklık grafiğı ile gösterimi.	45
Şekil 4.7. Normalizasyon ısıt işleminin Fe-C denge diyagramı üzerinde gösterimi..	46
Şekil 4.8. Normalizasyon ısıt işlemine ait zaman-sıcaklık diyagramı.	46
Şekil 4.9. Su verme işleminin Fe-C denge diyagramı üzerinde gösterimi.	47
Şekil 4.10. Islah işleminin zaman- sıcaklık grafiğı olarak gösterimi.	48
Şekil 4.11. 42CrMo4 çelik kalitesine ait örnek TTT diyagramı.	49
Şekil 4.12. 42CrMo4 çelik kalitesine ait örnek CCT diyagramı.	50
Şekil 5.1. İngot döküm üretiminde kullanılan ekipmanlar ve proses şeması.	53
Şekil 5.2. Çekme test numunesi ölçüleri.	56
Şekil 6.1. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş 42CrMo4 çeliğinin mikroyapı görüntüleri. (ÖTS: Östenit tane sınırı, ÇB: Çıta beynit, GB: Granular beynit,	59
Şekil 6. 2. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş 42CrMo4 çeliğinin mikroyapı görüntüleri ve d), e) 5 pasoda haddelenen numunedeki işaretlenen çizgi boyunca alınan EDS analiz sonuçları.	60
Şekil 6. 3. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş ve ısıt işlem uygulanmış 42CrMo4 çeliğinin mikroyapı görüntüleri (ÇB: Çıta beynit, GB: Granular beynit, M/Ö: Martenzit/Östenit).	62
Şekil 6. 4. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş ve ısıt işlem uygulanmış 42CrMo4 çeliğinin mikroyapı görüntüleri ve d), e) 6 pasoda haddelenen numunedeki işaretlenen çizgi boyunca alınan EDS analiz sonuçları.	63
Şekil 6. 5. JmatPro software parogramında hesaplanan 42CrMo4 çeliğinin sürekli soğuma-diyagramı (CCT) [65].	64

Şekil 6. 6. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş CARGEM B1200 çeliğinin mikroyapı görüntüleri (ÖTS: Östenit tane sınırı, ÇB: Çıta beynit, GB: Granular beynit, M/Ö: Martenzit/Östenit).....	66
Şekil 6. 7. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş CARGEM B1200 çeliğinin mikroyapı görüntüleri ve d), e) 4 pasoda haddelenen numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.	67
Şekil 6. 8. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelen ve haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan CARGEM B1200 çeliğinin mikroyapı görüntüleri (ÖTS:Östenit tane sınırı, ÇB: Çıta beynit, GB: Granular beynit, M/Ö:Martenzit/Östenit)	69
Şekil 6. 9. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenen ve haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan CARGEM B1200 çeliğinin mikroyapı görüntüleri ve d), e) 6 pasoda haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.....	70
Şekil 6. 10. CARGEM B1200 çeliğinin deformasyon-sürekli-soğuma-dönüşüm (DCCT) diyagramı [61].	71
Şekil 6. 11. Farklı haddeleme koşullarında haddelenmiş 42CrMo4 numunelerin gerilme-gerinim diyagramları.....	73
Şekil 6. 12. Farklı haddeleme koşullarında haddelenmiş ve haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış 42CrMo4 numunelerin gerilme-gerinim diyagramları.	74
Şekil 6. 13. Farklı haddeleme koşullarında haddelenmiş CARGEM B1200 numunelerin gerilme-gerinim diyagramları.....	76
Şekil 6. 14. Farklı haddeleme koşullarında haddelenmiş ve haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış CARGEM B1200 numunelerin gerilme-gerinim diyagramları.....	78
Şekil 6. 15. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş 42CrMo4 çeliğinin SEM kırık yüzey resimleri ve d) 5 pasoda haddelenen numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.....	81
Şekil 6. 16. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenen ve haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan 42CrMo4 çeliğinin SEM kırık yüzey resimleri ve d) 5 pasoda haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.....	83
Şekil 6. 17. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş CARGEM B1200 çeliğinin SEM kırık yüzey resimleri ve d) 5 pasoda haddelenen numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.	85
Şekil 6. 18. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenen ve haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan CARGEM B1200 çeliğinin SEM kırık yüzey resimleri ve d) 6 pasoda haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.....	87

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. Karbon oranına göre çeliklerin endüstriyel uygulama alanları.	9
Çizelge 2.2. Alaşımsız çeliklerin sahip olabileceği kimyasal bileşim aralıkları.	10
Çizelge 2.3. Alaşımlı çeliklerin içerebileceği alaşım elementleri ve miktarları.	11
Çizelge 3.1. Bazı metallere ait kayma düzlemleri ve doğrultuları.	22
Çizelge 3.2. Bazı metallere ait ikizlenme düzlemleri ve doğrultuları.	23
Çizelge 5.1. 42CrMo4 kalitesine ait kimyasal kompozisyon bilgileri (ağ.%).	52
Çizelge 5.2. CARGEM B1200 kalitesine ait kimyasal kompozisyon bilgileri (ağ.%).	53
Çizelge 6.1. Üretimlere ait analiz sonuçları (ağ.%).	57
Çizelge 6.2. Haddelenmiş 42CrMo4 çeliğinin farklı haddeleme koşullarında çekme test sonuçları.	72
Çizelge 6 3. Haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış 42CrMo4 çeliğinin farklı haddeleme koşullarında çekme test sonuçları.	74
Çizelge 6.4. Haddelenmiş CARGEM B1200 çeliğinin farklı haddeleme koşullarında çekme test sonuçları.	76
Çizelge 6.5. Haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış CARGEM B1200 çeliğinin farklı haddeleme koşullarında çekme test sonuçları.	78

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Ac_3 : Ötektoidaltı çelikler için östenitleme sıcaklık alanına geçiş sıcaklığı

Al : Alüminyum

AlN : Alüminyum nitrür

B : Bor

C : Karbon

Cr : Krom

Fe : Demir

Fe_3C : Sementit

L_p : Hadde baskı kuvveti

Mn : Mangan

Mo : Molibden

MPa : Megapaskal

MT : Toplam moment

Nb : Niyobyum

NbC : Niyobyum karbür

Ni : Nikel

P : Fosfor

P_r : Radyal basma kuvveti

S : Kükürt

Si : Silisyum

$T_{melting}$: Ergime Sıcaklığı

Ti : Titanyum

TiN : Titanyum nitrür

V : Vanadyum

KISALTMALAR

BOF : Bazik Oksitleyici Fırın

ÇB : Çıta Beynit

ÇUB : Çıta Üst Beynit

CCT : Continuous Cooling Transformation (Sürekli Soğutma Dönüşüm)

DCCT : Deformation Continuous Cooling Transformation (Deformasyon Sürekli Soğutma Dönüşüm)

EAO : Elektrik Ark Ocağı

EDS : Energy Dispersive Spectroscopy (Enerji Dağılım Spektrum)

EN : European Norm (Avrupa Normu)

GB : Granüler Beynit

HMK : Hacim Merkezli Kübik

HMT : Hacim Merkezli Tetragonal

HSP : Hekzagonal Sıkı Paket

M/Ö : Martenzit/Östenit

OES : Optik Emisyon Spektrometresi

OM : Optik Mikroskop

SEM : Scanning Elektron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)

TTT : Time-Temperature-Transformation (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm)

YMK : Yüzey Merkezli Kübik

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Yüksek mukavemet, şekillendirilebilirlik ve maliyet avantajına sahip olması nedeniyle çelik malzemeler inşaat, otomotiv, makine ve enerji gibi sektörlerde yaygın kullanım alanına sahiptir. Çelik malzemeler kullanım potansiyelini her geçen gün arttırarak sürdürmektedir. Günümüzde teknolojinin gelişmesi ile birlikte endüstriyel uygulamalarda kullanılan malzemelerden performans beklentisi de artmaktadır. Çelik üreticileri tarafından daha üstün performansa sahip çelik malzemelerin elde edilebilmesi amacıyla alaşımlama, üretim prosesleri ve ısıtma işlem parametreleri üzerine çalışmalar yapılabilmektedir [1].

Sıcak haddeleme, sıcak deformasyon için maliyet etkin yaklaşımlardan biridir ve seri üretime kolaylıkla uyarlanabilmektedir. Bu nedenle sıcak haddeleme, çelik endüstrisindeki ticari ürünler için en sık kullanılan sıcak deformasyon tekniğidir [1]. Birçok alaşım ve metalin mekanik işlenmesinde ilk adım olan sıcak deformasyon, yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda gerçekleştirilmektedir. Genellikle deformasyon sırasında şekil değiştirerek uzayan taneler, yüksek sıcaklık nedeniyle kristalleşir ve yüksek mukavemetli yapı ile küçük taneler oluşmaktadır. Sıcak deformasyon işlemi sırasında malzemeyi ısıtarak sünekliği artar ve bu da daha yüksek kuvvetlere ihtiyaç duymadan deforme olmasını sağlamaktadır. Ayrıca sıcaklığın artmasıyla difüzyon hızı artışıdan dolayı homojen bir yapı elde edilebilmektedir [2].

Çeliklerin mekanik özellikleri, sıcak deformasyon proses parametrelerinden, alaşım elementlerinin birleşik etkilerinden ve ısıtma işlem koşullarından doğrudan etkilenmektedir. Deformasyon uygulamasının yanı sıra, ısıtma işlem ve alaşım tasarımı, mekanik özelliklerin kontrol edilmesinde önemli bir rol oynamaktadır [1]. Çelik malzemeler için yeni alaşım tasarımları ve yeni proses geliştirme çalışmaları

endüstriyel uygulamaların yüksek tonajlı ve yüksek enerji kullanımı nedeniyle oldukça maliyetli görülmektedir. Endüstriyel uygulamaları temsil edebilecek laboratuvar ölçekli üretimler küçük üretim kapasiteleri nedeniyle yeni alaşım tasarımları ve proses geliştirme çalışmalarında oldukça büyük bir avantaj oluşturmaktadır.

Mevcut tez çalışması kapsamında %0,22 C oranına sahip düşük alaşımlı çelik ve %0,4 C oranına sahip orta karbonlu düşük alaşımlı iki farklı çelik kalitesi laboratuvar ölçekli olarak üretilerek toplam deformasyon sabit kalmak şartıyla farklı paso sayılarında sıcak olarak haddelenmiştir. Haddeleme prosesi sonrası belirli numunelere ısıtma işlemi uygulanmıştır. İki farklı çelik kalitesinin mekanik özelliklerindeki ve mikroyapısal davranışındaki değişim haddeleme ve ısıtma işlem proseslerine bağlı olarak ayrı ayrı araştırılmıştır. Elde edilen sonuçlar kapsamında, haddeleme ve haddeleme sonrası ısıtma işlem proseslerinin farklı çelik kalitelerinin mikroyapısını ve mekanik özelliklerini nasıl etkilediği ortaya konulmuştur.

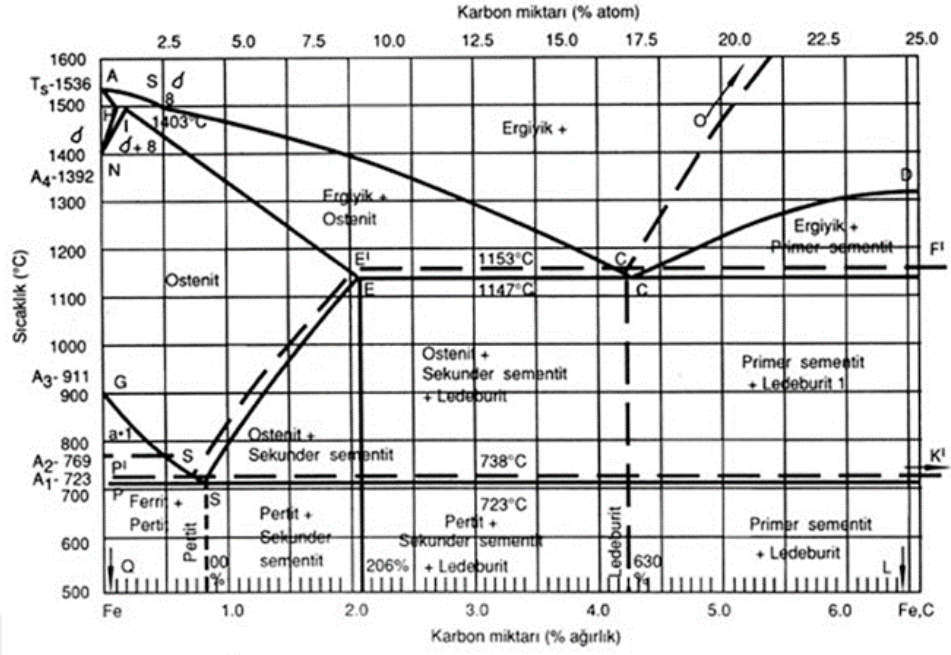
BÖLÜM 2

ÇELİKLER VE ÜRETİM YÖNTEMLERİ

Çoğunlukla demirden (Fe) oluşan ve kalitesine göre ağırlıkça %2,1 oranına kadar karbon (C) içeriğine sahip olabilen malzemeler çelik olarak nitelendirilmektedir. Ayrıca, çeliklerin kimyasal kompozisyonuna C elementine ek olarak silisyum (Si), mangan (Mn), krom (Cr), nikel (Ni) ve molibden (Mo) gibi elementlerde ilave edilmektedir. Alaşım elementlerinin miktarları ile malzemenin sertliği, sünekliği ve çekme mukavemeti gibi özellikleri kontrol edilebilmektedir. Çelikler sahip olduğu üstün mekanik özellikler ve maliyet avantajı sebebiyle oldukça yaygın olarak kullanılan bir malzemedir [3-7].

Çeliklerin faz yapılarının belirlenebilmesi amacıyla sıcaklığa ve karbon oranına bağlı olarak elde edilen demir-karbon (Fe-C) denge diyagramları kullanılmaktadır. Şekil 2.1’de yer alan denge diyagramında görüldüğü gibi çelik bölgesinde oluşan faz yapıları ferrit (α), östenit (γ), delta ferrit (δ) ve sementit (Fe_3C) şeklindedir. Demir- karbon alaşımları karbon içeriğine bağlı olarak çelik veya dökme demir olarak adlandırılmaktadır. Çelikler teknik olarak %0,008 ile %2,1 oranları arasında karbon içeriğine sahiptir [6].

Demir-çelik sektörü, başta inşaat olmak üzere makine ekipman imalatı, savunma, otomotiv ve motorlu taşıtlar sektörleri gibi sanayinin birçok alanına girdi sağlamaktadır. Sektör ülke ekonomisine ve sanayileşmede diğer sektörlerle yön verme özelliğine sahiptir. Demir-çelik sektörünün ana hammaddeleri cevher ve hurda, temel çıktısı ise ham çeliktir. Ham çelik, son ürüne göre, uzun (kütük) ve yassı (slab) yarı mamuller olarak üretilmektedir. Haddelme prosesi sonrasında uzun yarı mamuller inşaat demiri, filmaşın, kangal, dikişsiz boru, profil, ray, lama vb. ürünlere dönüşürken, yassı yarı mamullerden rulo sac ve sac levha üretilmektedir. Üretilen sac, talebe göre galvanizleme ve boyama işlemlerine tabi tutulmaktadır [8].



Şekil 2.1. Fe-C denge diyagramı [6].

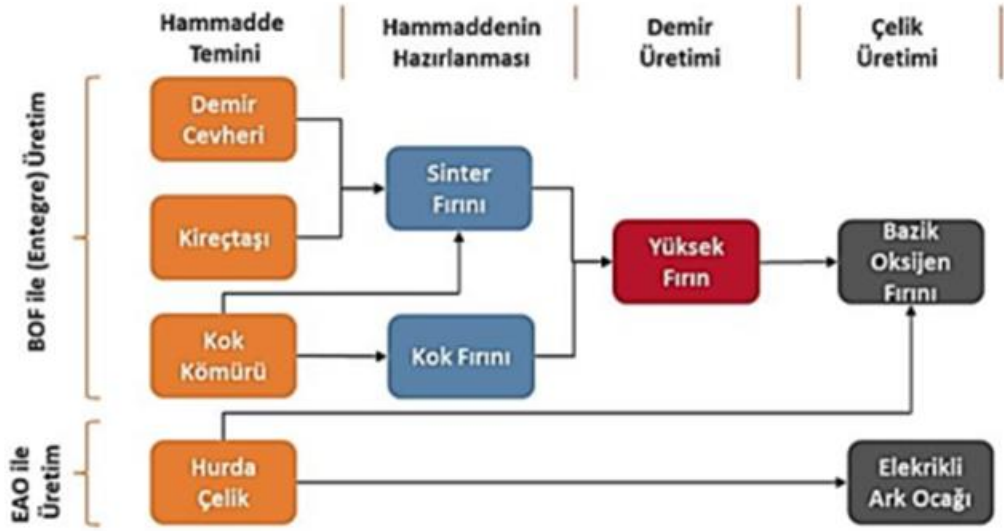
Bir demir karbon alaşımı olan çelik dünyada en çok ve yaygın olarak kullanılan bir malzeme olarak ülkelerin kalkınmalarında önemli rol oynamaktadır. Gün geçtikçe çeliğe olan talep artmakta ve buna paralel olarak da çelik üretim sektörü kapasitesini hızla büyötmektedir. Dünyada gerçekleşen ham çelik üretim miktarının yıllara bağlı olarak artış trendi Şekil 2.2’de görölmektedir. Çelik üretiminde önemli bir konuma sahip olan Türkiye, 2020 yılı verilerine göre dünyada en çok çelik üreten 7. ülke durumundadır [9]. Ayrıca 2021 yılında Türkiye’nin tüm sektörlerdeki toplam ihracatı değerlendirildiğinde çelik üretimi %9,9 oranındaki payı ile 3. sırada bulunmaktadır [10].



Şekil 2.2. Yıllara göre dünyada çelik üretim miktarları ve çelik üretim oranlarına göre ülke sıralamaları [9].

Metalik demirin; karbon, mangan, silisyum, fosfor, kükürt, ve diğer bir çok elementle alaşım, bileşim ve karışımıyla oluşan çelik, demirin allotropik (kristal yapısının sıcaklığa bağlı olarak değişen) bir metal olması, ısıtılma ve alaşımlama ile çok farklı özellikler kazanabilmesi sayesinde standartlarda 2000'den fazla türüyle endüstriyel malzemeler içinde en çok tercih edilen ve yeniden kullanım özelliği en yüksek olan bir malzemedir [8].

Demir-çelik sektörü incelendiğinde sıvı ham çelik üretiminin, demir cevherinden veya hurdadan geri dönüşüm olmak üzere iki şekilde gerçekleştirilmektedir. Şekil 2.3'te çelik üretimine ait iki farklı üretim yönteminin proses rotası görülmektedir. İlk yöntem entegre tesislerde gerçekleştirilen çelik üretimi olup bu yöntemle primer hammaddeler olan demir cevheri ve kok kömürü kullanılarak sıvı ham çelik üretimi yapılmaktadır. İkinci yöntem ise elektrik ark ocaklarında hurda kullanılarak sıvı ham çeliğin üretildiği çelik üretim yöntemidir [11].



Şekil 2.3. Çelik üretimi için tercih edilen proses rotaları [11].

Ülkemizde üretilen sıvı çeliğin büyük bir kısmı cevherden üretim yapan yüksek fırınlı bazık oksijen fırınlı (BOF) entegre demir çelik tesislerinde ve hurdadan üretim yapan elektrik ark ocaklı (EAO) tesislerde yani geri kazanım yöntemi ile gerçekleştirilmektedir. Ayrıca, Siemens Martin ve özellikle son yıllarda tartışıl原因 Corex, Finex gibi yöntemler de mevcut olmasına rağmen endüstriyel örnekleri oldukça sınırlıdır. Ülkeler için üretim yöntemlerinin ağırlığına bakıldığında her bir ülke için farklılık göstermekle birlikte, 2019 yılı toplam dünya üretiminin %74,9'u yüksek fırın, %25,1'i ise elektrik ark ocaklı yöntem ile gerçekleştirilmiştir. Türkiye'deki aynı yıl üretimin ise %35'i yüksek fırın, %65'i ise elektrik ark ocaklı yöntem ile sağlanmıştır. Elektrik ark ocaklı yöntem genel itibarı ile hem enerji tüketim yoğunluğu hemde karbon salınımları açısından daha avantajlı yöntem olarak değerlendirilmektedir. Üretim maliyetleri açısından ise daha çok dalgalanan cevher, kok, kömür ve hurda fiyatlarının etkisi ile dönemsel olarak değişen durumlar gözlemlenmektedir [12].

2.1. BİRİNCİL ÇELİK ÜRETİM YÖNTEMİ

Dünyada daha yaygın bir biçimde kullanılan entegre demir çelik tesisleri en karmaşık çelik üretim yöntemi olarak nitelendirilmektedir. Entegre üretim tesisleri kok, sinter fabrikası, pelet, yüksek fırın, su ve enerji tesisleri ve çelikhane gibi tesislerden

meydana gelmektedir. Ülkemizde şuan 3 büyük entegre demir çelik tesisinde birincil çelik üretimi gerçekleştirilmektedir [12,13].

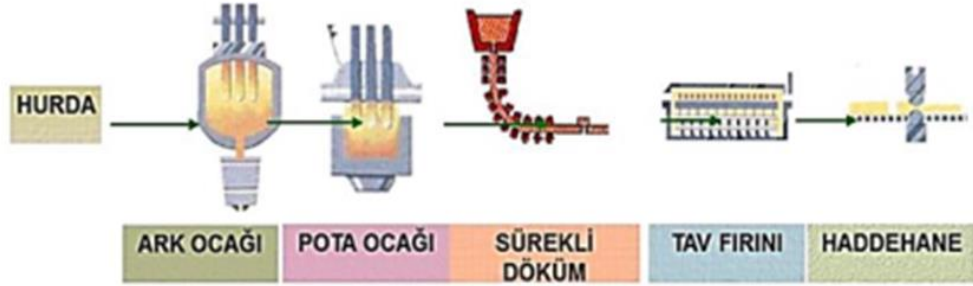
Çelik üretimi için demir cevheri, kok kömürü ve kireçtaşı gibi hammaddelere gereksinim duyulmaktadır. Yüksek fırının temel işlevi, belirli ve sabit bir kompozisyona sahip ergimiş demiri yüksek orandaki verimlilikle üretmektir. En kritik işlem parametresi, demir ve curufun fırın döküm deliğinden erimiş halde alınabilmesi için demir ve curufun sıcaklığıdır ve bu sıcaklık 1427 °C'den daha yüksek olması gerekmektedir. Üretilen pik demir çoğunlukla yeniden işlenip çeliğe dönüştürülmesi nedeniyle pik demirin kompozisyonu yüksek fırın prosesi için kritik sayılabilecek parametre değildir. Fakat bu kompozisyon çelikhane şartlarına göre uygun cüruf kompozisyonu ve fırın sıcaklığı ile kontrol altında tutulmaktadır [12,13].

Bir madenin cevher olarak değerlendirilebilmesi için işlenmesinin ve kullanılmasının ekonomik olması gerekmektedir. Çelik sanayisinde kullanılan demir cevherleri harman tenörünün en az %57 Fe olması arzu edilmektedir. Demir cevherleri tabiatta Manyetit (Fe_3O_4), Hematit (Fe_2O_3), Limonit ($2\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$), Götit ($\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$), Siderit (FeCO_3) ve Pirit (FeS_2) mineralleri şeklinde bulunmaktadır [12,13].

Üretim için gerekli olan diğer hammaddelerden taşkömürü, kok bataryalarında koklaştırılarak metalürjik kok olarak yüksek fırına şarj edilebilmesi amacıyla işlenmektedir. Ayrıca toz cevherin yüksek fırınlı tesislerde kullanılabilmesi için sinter fabrikasında işlenerek sinter haline getirilmektedir. Diğer taraftan düşük tenörlü demir cevherleri zenginleştirilerek yüksek tenörlü hale getirilmekte olup bu cevherlerin yüksek fırınlı tesislerde kullanılması için pelet tesislerinde pelet haline getirilmektedir. Hazırlanan ham maddeler yüksek fırınlarda işlenerek pik demir elde edilmektedir. Pik demir, BOF'un bulunduğu çelikhane işlemden geçirilerek çeliğe dönüştürülmekte ve sürekli döküm makinelerinde kütük ve slab olarak dökülmektedir. Yarı mamul olarak nitelendirilen slab ve kütükler yassı veya uzun ürün haddehanelerinde işlenerek nihai ürün haline getirilmektedir [12,13].

2.2. İKİNCİL ÇELİK ÜRETİM YÖNTEMİ

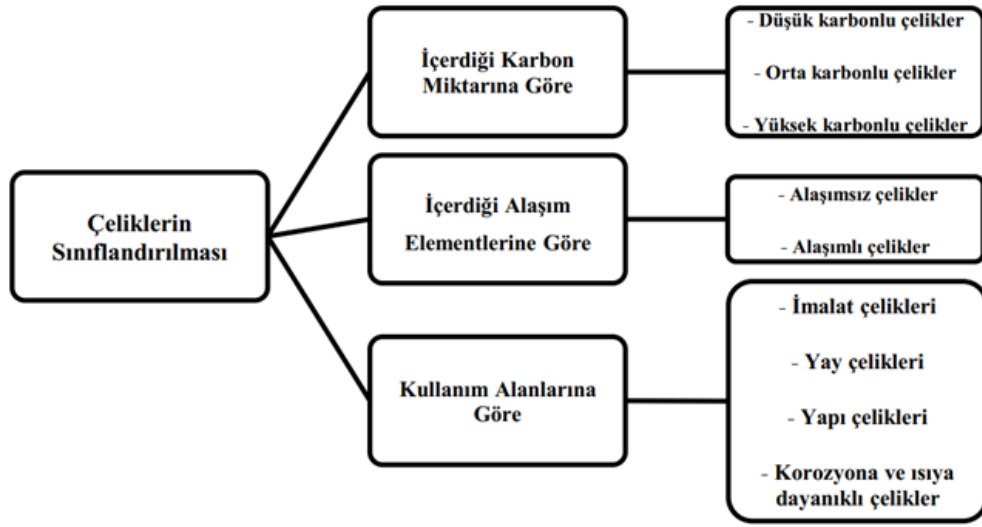
Ülkemizde yaygın bir yöntem olarak tercih edilen EAO ile çelik üretimi için ham madde hurdadır. Geri dönüşüm olarak nitelendirilebilecek olan hurdadan çelik üretimi, cevherden çelik üretimine kıyasla daha dinamik bir süreçtir. Hurdadan sıvı çelik üretimi için ilk basamak hurdanın hazırlanması ve EAO'na şarj edilmesi ile başlamaktadır. Hurda tipine göre oluşturulmuş hurda bileşimleri ocağa yüklenerek kimyasal ve elektrik enerjisi yardımıyla ergitme işlemi gerçekleştirilmektedir. Ark ocağında ergitme işlemi esnasında ilk etapta S (kükürt) ve P (fosfor) istenilen oranda sıvı çelikten uzaklaştırılmaz. Fosfor ve kükürt gibi elementlerin istenilen oranlara düşürülebilmesi için çeliğin ikinci bir işlem görmesi gerekmektedir. Bu işlem pota ocağı metalürjisi (ikincil metalürji) olarak adlandırılmaktadır. Ergitme işleminden sonra elde edilen sıvı çelik ikincil metalürji işlemleri sonrasında uygun kimyasal bileşim ve sıcaklıkla sürekli döküm makinelerinde yarı mamul haline getirilmektedir. EAO süreci ile çelik üretimini makul hale getiren konu yatırım maliyetlerindeki farklılıklardır. EAO yöntemi ile çelik üretimine ait proses şeması Şekil 2.4'te yer almaktadır [12,13].



Şekil 2.4. Elektrik ark ocağı ile çelik üretim rotası [13].

2.3. ÇELİKLERİN SINIFLANDIRILMASI

Çelik malzemeler kimyasal bileşim, üretim yöntemi, mikroyapı gibi birçok faktöre bağlı olarak sınıflandırılabilir. Şekil 2.5'te yer alan şemaya göre çeliklerin içerdikleri karbon miktarına, alaşım elementleri türüne ve kullanım alanına göre sınıflandırılması görülmektedir.



Şekil 2.5. Çeliklerin farklı kriterlere bağlı olarak sınıflandırılmasının şematik gösterimi.

2.3.1. Çeliklerin Karbon Miktarına Göre Sınıflandırılması

Çeliğin kimyasal bileşiminde yer alan en önemli elementlerden birisi karbondur. Kimyasal kompozisyondaki C oranına bağlı olarak mekanik özellikler büyük farklılık göstermektedir. Çelikler C miktarına bağlı olarak düşük karbonlu, orta karbonlu ve yüksek karbonlu çelikler olmak üzere 3 farklı grupta incelenebilmektedir [3,14].

Düşük karbonlu çelik olarak nitelendirilen malzemelerin kimyasal kompozisyonunda ağırlıkça %0,02-%0,25 oranlarında C bulunmaktadır. C seviyesinin düşük olması nedeniyle mekanik özellikleri diğer çeliklere göre daha düşüktür. Bu nedenle yumuşak çelik olarak da isimlendirilmektedirler. Global anlamda çelik üretiminin en büyük payını oluşturmaktadırlar. Genellikle inşaat ve yapı sektörü için tercih edilen malzemelerdir [3,14].

Kimyasal bileşiminde ağırlıkça %0,25-%0,55 oranlarında C içeren ve ısıtılma işlemiyle yüksek sertleşebilirlik kabiliyeti kazandırılabilen demir esaslı malzemeler orta karbonlu çelik olarak adlandırılmaktadır. Orta karbonlu çelikler düşük karbonlu çeliklere göre daha düşük kaynak ve şekil alma kabiliyetine sahiptir. Karbon miktarına bağlı olarak kendi içerisinde dövme çelikleri (%0,25-%0,35 C), mil çelikleri (%0,35-

%0,45) ve aşınmaya dirençli çelikler (%0,45-%0,55) olarak sınıflandırılmaktadır [3,14].

Karbon oranı ağırlıkça %0,55'ten daha fazla olan çelikler ise yüksek karbonlu çelikler olarak nitelendirilmektedir. Karbon oranının yüksek olması nedeniyle düşük ve orta karbonlu çeliklere göre daha üstün mekanik özelliklere sahiptirler. Ancak, sünekliği diğer çeliklere göre oldukça düşüktür [3,14]. Karbon oranına bağlı olarak çeliklerin endüstriyel uygulama örnekleri Çizelge 2.1'de yer almaktadır.

Çizelge 2.1. Karbon oranına göre çeliklerin endüstriyel uygulama alanları [14].

Kalite	Kullanım Alanları
Düşük Karbonlu Çelikler	Cıvata, somun gibi aletlerde ve inşaat sektöründe kullanılabilir.
Orta Karbonlu Çelikler	Cıvata, dingil, somun, dişli çark, frezeli mil, gemi şaftı, ray, kazma, kürek gibi aletlerin yapımında kullanılır.
Yüksek Karbonlu Çelikler	Cıvata, somun, mil, yaprak yaylar, kesici takımlar, makaslar, zımba, greyder bıçağı ve yüksek dayanımlı makine parçaları gibi araç gereçlerin yapımında kullanılır.

2.3.2 Çeliklerin Alaşım Türü Ve Miktarına Göre Sınıflandırılması

Çelikler, kimyasal kompozisyonlarında bulundurdıkları alaşım elementlerine bağlı olarak alaşımlı ve alaşımsız çelikler olarak sınıflandırılmaktadır. Yapısında demir ve karbon dışında çok düşük miktarlarda Si, Mn, S, Al, ve P gibi elementler içeren çelikler alaşımsız çelik olarak adlandırılmaktadır. Diğer alaşım miktarlarının ihmal edilebilir bir seviyede olması nedeniyle sade karbonlu çelikler olarak da isimlendirilmesi mümkündür. Alaşımsız çeliklerin kimyasal kompozisyonunda içerebileceği alaşım elementleri ve miktarları Çizelge 2.2'de görülmektedir [14].

Alaşımsız çeliklerde karbon oranındaki artışa bağlı olarak mukavemet ve sertlik değerlerinde artış görülmektedir. Ancak, tokluk ve süneklik değerlerinde azalış görülmektedir. Mukavemet ve süneklik özelliklerinin dengeli bir davranış göstermesi için farklı miktarlarda çeşitli alaşım ilaveleri yapılabilmektedir [14].

Çizelge 2.2. Alaşımsız çeliklerin sahip olabileceği kimyasal bileşim aralıkları [14].

Element (ağr.%)	Az C'lu Çelik	Orta C'lu Çelik	Yüksek C'lu Çelik
Karbon	0,0–0,20	0,20–0,50	>0,50
Silisyum	0,30–0,60	0,60–0,90	0,70–1,00
Mangan	0,10–0,20	0,15–0,30	0,15–0,30
Fosfor	0,040 maks.	0,040 maks.	0,040 maks.
Kükürt	0,050 maks.	0,050 maks.	0,050 maks.

Kimyasal bileşiminde nikel (Ni), krom (Cr), molibden (Mo), mangan (Mn), vanadyum (V), silisyum (Si) gibi alaşım elementleri bulunduran çelikler alaşımlı çelikler olarak adlandırılmaktadır [15]. Çizelge 2.3'te çeliklerin alaşımlı çelik olarak nitelendirilmesi için içermesi gereken alaşım elementleri ve minimum miktarları verilmektedir. Alaşım miktarlarına bağlı olarak alaşımlı çeliklerin düşük alaşımlı ve yüksek alaşımlı çelikler olarak sınıflandırılması mümkündür.

Düşük alaşımlı çeliklerin kimyasal kompozisyonu karbon elementi dışında %5'ten az alaşım miktarı içermektedir. Genellikle makine parçaların üretiminde ve yüksek mukavemet gerektiren yapılarda kullanılan düşük alaşımlı çeliklerin en belirgin özelliklerinden birisi sertleşebilme kabiliyetlerinin iyi olmasıdır. Ayrıca korozyon direnci, darbe direnci ve sertlik değerleri de yüksek olması nedeniyle yüksek alaşımlı çeliklere göre daha fazla tercih edilmektedir. Yüksek alaşımlı çelikler ise karbon elementi haricinde ağırlıkça %5'ten daha fazla alaşım içermektedir [15].

Çizelge 2.3. Alaşımlı çeliklerin içerebileceği alaşım elementleri ve miktarları [15].

Element	Alt sınır (ağr. %)	Element	Alt sınır (ağr. %)
Alüminyum	0,10	Mangan	1,60
Bor	0,0008	Molibden	0,08
Krom	0,30	Nikel	0,30
Silisyum	0,50	Niyobyum	0,05
Kobalt	0,10	Titanyum	0,05
Bakır	0,40	Vanadyum	0,10
Kurşun	0,40	Volfram	0,10

2.3.3. Çeliklerin Kullanım Alanlarına Göre Sınıflandırılması

Teknolojinin gelişmesi ve farklı çelik kalitelerinin geliştirilmesi ile çelik hemen hemen birçok endüstriyel alanda kendine yer bulan bir malzeme haline gelmiştir. Çeliklerin sahip olduğu mekanik özelliklerin alaşım elementi ilaveleri ve üretim proseslerindeki değişimler ile sağlamak mümkündür. Çeliklerin kullanım alanına göre sınıflandırılması şu şekilde yapılabilmektedir [15]:

- Takım çelikleri,
- Paslanmaz çelikler,
- Yay çelikleri,
- Kazan çelikleri,
- Dökme çelikler,
- Otomasyon çelikleri,
- Sementasyon çelikleri,
- Nitrürasyon çelikleri,
- Cıvata ve somun çelikleri,
- Makine yapım çelikleri,
- Genel yapım çelikleri,
- Yüksek sıcaklığa dayanıklı çelikler.

2.4. ISLAH ÇELİKLERİ

Islah çelikleri, sertleşebilirlik özellikleri olan, ısıtılma işlemi sonucunda yüksek dayanım ve süneklik özelliği barındırması istenen, alaşımlı veya alaşımsız şekillerde kullanılan makine imalat çelikleridir. Islah çelikleri dövme parçalar, dişliler, miller, cıvatalar, somunlar, krank milleri, piston kolları gibi parçalarda kullanılan ve endüstriyel uygulamalarda büyük bir paya sahip çelik türleri arasındadır [16].

Islah işlemi basit olarak su verme (sertleştirme) ardından yapılan temperleme (menevişleme) olarak özetlenmektedir. Çelik malzemelere yüksek akma ve çekme dayanımı ile birlikte süneklik de kazandırılan bir işlemdir. Mekanik özelliklerin hedeflenen aralıklarda olması amacıyla mikroyapının su verme işlemi sonrası martenzit, temperleme işlemi sonrasında ise temperlenmiş martenzit olması beklenmektedir. Dolayısıyla, yapıda yeteri kadar martenzit yapının oluşabilmesi amacıyla genellikle %0,25-%0,60 C aralığındaki çeliklere ıslah işlemi uygulanmaktadır. Sertleştirme sürecinde etkili olan ve ıslah çeliklerinde özellikle istenen bir başka özellik ise sertleştirme işleminde parçanın hangi derinliğe kadar sertleşebildiğini ifade eden sertleşebilirlik özelliğidir. Sertleşebilirliği yüksek olan bir çelikte yüzey ve merkez arasındaki sertlik farklılıkları az olmaktadır ve çelik malzeme daha düşük soğutma hızına sahip ortamlarda sertleştirilebilmektedir. Ayrıca ıslah çelik kalitelerinin istenilen mekanik özelliklere sahip olabilmesi için bir diğer önemli hususta iç yapı temizliğidir. Sıvı çelikte yer alan oksijen, hidrojen ve azot gibi gazların sıvı formdan uzaklaştırılarak arındırılması ve kalıntılardan temizlenmesi işlemi iç yapı temizliği olarak adlandırılmaktadır [16,17].

Islah çelik kalitelerinin kimyasal kompozisyonu ve mekanik özellikleri gibi karakteristikleri EN 10083 standardına bağlı olarak değerlendirilmektedir. Islah çelik kaliteleri alaşımlı ve alaşımsız olarak kullanılabilir. Alaşımsız olarak nitelendirilen çelik kaliteleri genellikle küçük ebatlardaki parçalar için tercih edilmektedir. Daha büyük parçalarda ise alaşım elementlerinin tane inceltme etkisinden de faydalanabilmek amacıyla alaşımlı ıslah çelik kaliteleri kullanılmaktadır. Kritik öneme sahip malzemelerin kullanıldığı havacılık, otomotiv ve savunma

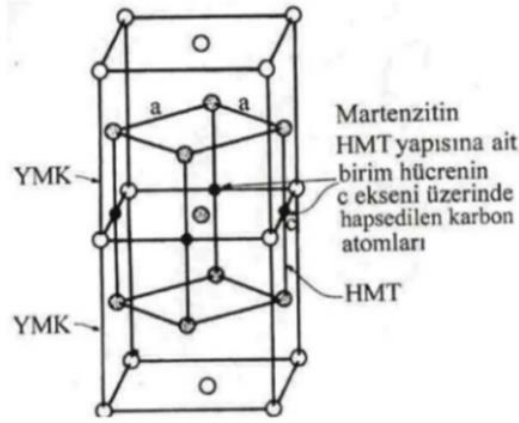
sektörlerinde ise ıslah çelik kaliteleri için çeşitli özel alaşımlandırmalar yapılabilmektedir [16-18].

2.4.1. Sertleştirme İşlemi

Islah işleminin birinci aşaması su verme (sertleştirme) olarak adlandırılmaktadır. Sertleştirme işlemi malzemeye belirli bir sertlik ve aşınmaya karşı dayanıklılık kazandırmak için yapılmaktadır. Sertleştirme işlemi de iki basamaktan oluşmaktadır. Birinci basamakta parça östenit fazına dönüşeceği sıcaklığa kadar ısıtılarak sabit sıcaklıkta belirli bir süre tutulmaktadır.

Isıtma işlemleri dışarıdan temas yoluyla veya indüksiyon yardımıyla yapılmaktadır. Tutma süresi iç yapı homojenliğinin sağlanabilmesi için oldukça büyük bir öneme sahiptir ve çelik kompozisyonuna bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Son basamakta ise malzeme uygun bir ortamda (su, yağ, polimer, hava vb.) yüksek hızda soğutulmaktadır [16,19,20].

Su verme işleminde östenit fazın oluşması için yeterli sıcaklığa ısıtılan ve yeterli bir süre bekletilerek hızlı bir soğuma rejimi ile oda sıcaklığına soğutulan çeliklerin kristal yapısı yüzey merkezli kübik (YMK) yapıdan hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya dönüşmektedir. Şekil 2.6’da ani soğuma sırasında martenzit yapının oluşmasına sebep olan HMT kristal yapısı görülmektedir. Dönüşüm esnasında karbon atomları, hızlı soğutma etkisi ile difüzyon için yeterli süreyi bulamayarak kafes içerisinde kayma hareketi yapmaktadır ve bu kayma hareketi ile kafes yapısı sıkılaşmaktadır [19,20].



Şekil 2.6. Hızlı soğutma işlemi ile YMK yapının HMT yapıya dönüşümünün şematik gösterimi [19].

Su verme işleminin en temel amacı minimum soğuma hızı ile martenzit yapı oluşturmaktır. Östenit fazından martenzit faza dönüşüm için gerekli olan minimum soğuma hızı kritik soğuma hızı olarak tanımlanmaktadır. Alaşım elementlerinin türü ve miktarı kritik soğuma hızını etkilemektedir [19,20].

Malzemenin mekanik özellikleri sertleştirme sonucunda ortaya çıkan martenzit fazının yüzdesiyle doğru orantılıdır. Bu yüzden çelik malzemedeki soğuma hızına bağlı olarak oluşan martenzit fazının dönüşüm miktarını kontrol etmek oldukça önemlidir. Su verme ortamı, ortam sıcaklığı, parça yüzeyi, parça ebadı ve kimyasal kompozisyon gibi faktörler soğuma hızını doğrudan etkilemektedir [19,20].

2.4.2. Temperleme İşlemi

İslah işleminin ikinci aşaması temperleme (menevişleme) olarak adlandırılmaktadır. Menevişleme, su verme işlemi sonucu oluşan martenzit yapıyı yumuşatarak, malzemenin tokluk değerinin artmasını sağlamaktadır. Sertleştirme sonucu oluşan çelik oldukça sert ve kırılgan bir yapıda olması nedeniyle gevrek bir malzeme olarak nitelendirilmektedir. Temperleme işlemi malzemenin daha sünek olması amacıyla parçanın belirli bir sıcaklığa ısıtılarak bu sıcaklıkta belirli bir süre tutulması işlemini ifade etmektedir. Malzeme östenitleme sıcaklığından daha düşük bir sıcaklıkta ısıtılmaktadır. Temperleme sıcaklık aralığı genellikle 150-723 °C sıcaklıklarını

kapsamaktadır. Düşük alaşımlı ya da alaşımsız çelikler için bu sıcaklık 200-350 °C iken, yüksek alaşımlı çelikler için 500-650 °C seviyelerindedir [16,20].

Malzemenin mekanik özellikleri ve mikroyapısı temperleme sıcaklığına bağlı olarak değişiklikler göstermektedir. Kimyasal kompozisyona bağlı olarak uygun temperleme sıcaklık aralığında temperleme sıcaklığı maksimum değere yaklaştıkça daha tok bir özellik gösterdiği, minimum değere yaklaştıkça ise daha yüksek aşınma direnci ve sertlik değeri elde edildiği görülmektedir. Ayrıca temperleme sıcaklığının artması ile mikroyapıda da farklılıklar oluşmaktadır. Yaklaşık olarak 200 °C'ye kadar tercih edilen temperleme sıcaklıklarında martenzitin kristal yapısı bozularak epsilon (ε)-karbür veya eta (η)-karbür yapıları oluşmaktadır. Uygulanan temperleme işlemi ile sertlik değerlerinde etkin bir azalma görülmezken, iç gerilimlerin birçoğu giderilmiş olmaktadır. 200-400 °C aralığında temperlenen çeliklerde martenzit yapıya dönüşemeyen östenit fazların alt beynite dönüşebileceği görülmektedir. Belirtilen sıcaklık aralığında temperleme sonucunda toklukta bir miktar artış gözlemlense bile sertlik değerleri yüksektir. 400-650 °C sıcaklık aralığında temperlenen çeliklerin mikroyapısında tane büyümesi görülmektedir. Bu nedenle mekanik özelliklerde önemli değişiklikler meydana gelmektedir. Tokluk ve sertlik değerleri istenilen seviyelerde kontrol edilebilmektedir. Temperleme sıcaklığının 650 °C ve üzerine çıkartılması sonucunda ise sementit tanelerinde küreselleşme görülmektedir [16,20-22]

2.5. MİKROALAŞIM ELEMENTİ İÇEREN ÇELİKLER

Çeliğin mekanik özelliklerini iyileştirmek amacıyla çeşitli alaşım ilaveleri yapılmaktadır. Kimyasal kompozisyonda çok düşük seviyelerde (%0,05-0,15) bulunan ve karbür, nitrür ve/veya karbonitrür oluşturma kabiliyetine sahip niyobyum (Nb), titanyum (Ti), vanadyum (V) ve alüminyum (Al) gibi alaşım elementleri mikroalaşım elementi olarak adlandırılmaktadır. Mikro alaşım elementi ilave edilen çelikler genellikle %0,2-0,5 oranında C ve %1,0-1,9 oranında mangan (Mn) içermektedirler [23-28].

Mikro alaşım elementi ilavesi ile çok farklı mekanik özelliklere sahip olabilen çeliklerin en dikkat çeken özellikleri yüksek dayanım, yüksek tokluk, düşük sıcaklıkta gevrek kırılma emniyeti, mükemmel kaynaklanabilirlik ve yüksek korozyon direncidir. Özellikle otomotiv sanayinde dişli, somun, mil ve ark gibi parçalarda kullanılmaktadırlar. Mikroalaşım ilavesi ile geliştirilen yeni elik alaşımları diğerk çeliklerin kaynaklanabilirliğing geliştirilmesi, dayanım ve tokluk özelliğinin arttırılması, ağırlığing azaltılması ve maliyetin düşürülmesi gibi belirli özelliklerini geliştirmek amacıyla üretilmektedir. Ayrıca, mikroalaşım ilave edilmiş yeni elik alaşımları -100 C 'den 300 C 'ye kadar geniş bir kullanım sıcaklık aralığına sahiptir ve ısıl işlem uygulanan çeliklere büyük bir alternatif olarak görülmektedir [23-28].

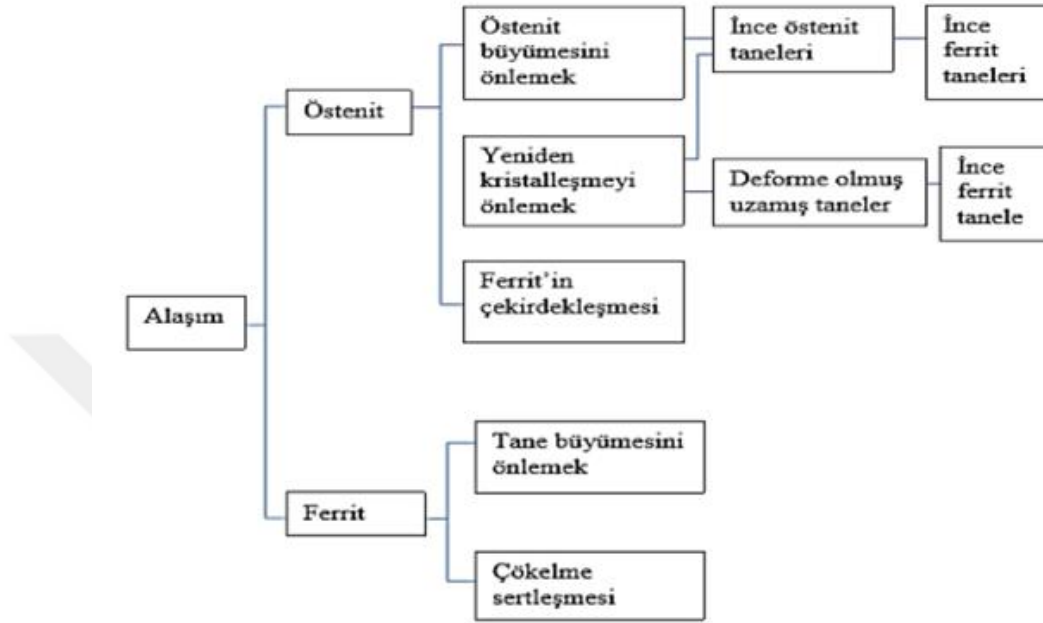
Mikroalaşım elementi ilave edilerek geliştirilen elik alaşımlarının üretimleri temel olarak dört aşamada gerçekleşmektedir. İlk aşama olan mikro alaşımlamada elik istenilen mikro element kompozisyonunda üretilmektedir. İkinci aşamada elik östenit faz sıcaklığına çıkarılarak bu sıcaklıkta belirli bir süre tutulmaktadır. Östenit sıcaklığı ve tutma süresi elik kompozisyonuna göre farklılık gösterebilmektedir. nc aşamada elik sıcak şekillendirme işlemine tabi tutulmaktadır. Son aşamada ise elik kontrollü bir şekilde belirli bir hızda soğutulmaktadır. Kontrollü soğutma sırasında mikro alaşım elementlerinin oluşturduğı karbür, nitrür veya karbonitrürler çökelerek, mikro alaşımlı çeliklere istenen özellikleri kazandırmaktadır [23-28].

2.5.1. Mikro Alaşım Elementlerinin Mekanik özelliklere ve Mikroyapıya Etkileri

Mikro alaşım elementleri elik alaşımlarının mekanik özelliklerinde ve mikroyapısında büyük farklılıklar oluşturmaktadır. İlave edilen mikro alaşım elementleri tane inceltme ve çökelme sertleştirmesi gibi mekanizmalar sayesinde mekanik özellikleri daha üstün elik malzemelerin üretilmesine imkn sağlamaktadır [27].

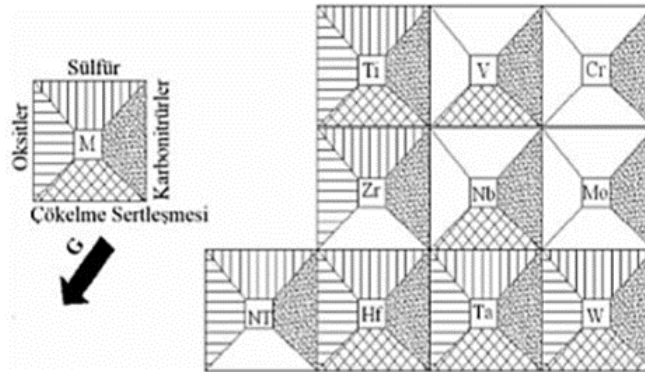
Sıcak haddeleme sonrası soğuma safhasında östenit faz içerisinde cznen mikro alaşım elementleri karbon ve azot ile karbür, nitrür ve karbonitrür keltirlerini oluşturmaktadır. Oluşan keltirler tane sınırlarında tane büyümesine engel olarak daha küçük taneli bir yapı oluşmasını sağlamaktadır. Bu sayede mikroyapısal özelliklere

bağlı olarak mekanik özellikler iyileşmektedir. En bilinen özelliği çökelti oluşturmak olan mikro alaşım elementlerinin ilavesi sonucunda çeliğin mikroyapısında meydana gelebilecek değişimler Şekil 2.7’de gösterilmektedir [28].



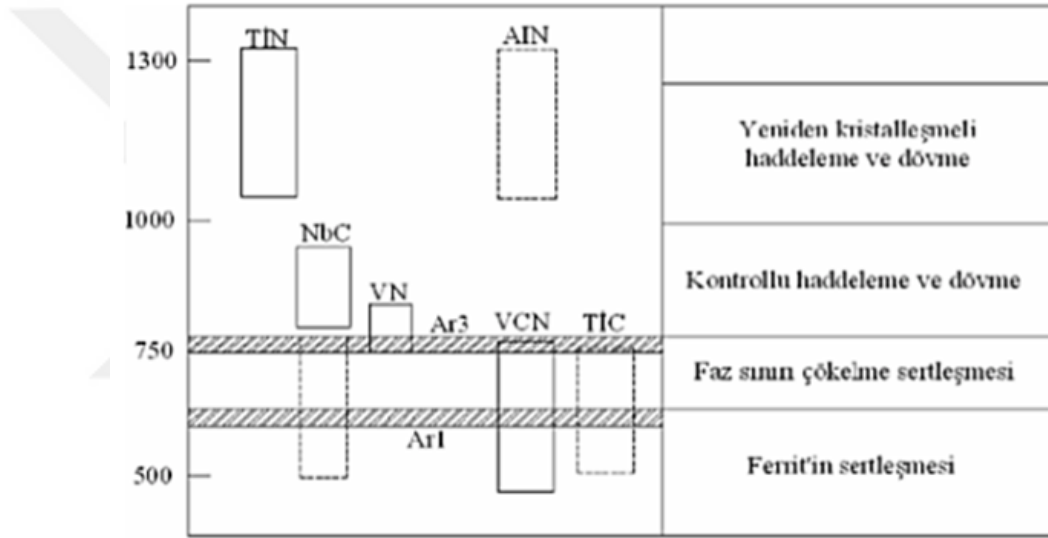
Şekil 2.7. Çökelti oluşumu ile mikroyapıda meydana gelebilecek değişiklikler [28].

Çelik alaşımına ilave edilecek mikro alaşım elementlerinin belirlenmesi için en önemli parametreler çökelti oluşturma kabiliyeti, östenit fazda çözünabilirlikleri ve çökelti oluşum sıcaklıklarıdır [29,30]. Çelik içerisinde farklı çökelti oluşturabilen elementlerin kabiliyetlerine ait şematik gösterim Şekil 2.8’de görülmektedir [29].



Şekil 2.8. Çelik içerisinde çökelti oluşturan alaşım elementlerinin kabiliyetleri [29].

Çelik malzemelerin yüksek sıcaklıklardan soğutulması aşamasında çökelti oluşumlarının yüksek sıcaklıklarda oluşması ve çözünmeden tane sınırlarında kalarak tane irileşmesinin önüne geçmesi beklenmektedir. Dolayısıyla yüksek sıcaklıklarda çözünmeyen çökelti oluşturan mikro alaşım elementleri en çok tercih edilen ilavelerdir [31]. Ayrıca soğuma esnasında daha önce oluşan çökelti azot miktarını azaltarak azotun kırılgenlik ve sertleşebilirlik üzerindeki olumsuz etkisini azaltmaktadır veya tamamen ortadan kaldırmaktadır [25]. Mikro alaşım elementlerinin ilavesi ile oluşabilecek çökelti ve bu çökelti oluşum sıcaklıkları Şekil 2.9'da görülmektedir [31].



Şekil 2.9. Mikroalaşım elementlerinin çökelti oluşum sıcaklıkları [31].

Mikro alaşım elementlerinin çökelti oluşturma karakteristikleri ve etkileri çelik için farklı etkiler yaratmaktadır. Bu elementlerin etkileri aşağıda yer almaktadır:

Alüminyum: Nitrür oluşturma kabiliyeti çok yüksektir. Azot elementi ile birlikte oluşturduğu alüminyum nitrür (AlN) çökelti tane sınırlarında oluşarak tane büyümesine engel olmaktadır ve bu sayede çeliğin yaşlanma eğilimini azaltırken, darbe tokluğu ve dayanım gibi mekanik özellikleri arttırmaktadır. AlN çökelti taneleri diğer nitrürlerden farklı olarak hegzagonal sıkı paket (HSP) kristal yapısına sahiptir [32].

Niyobyum: Karbür ve nitrür yapma kabiliyeti çok yüksek olan niyobyum elementi tane inceltme etkisi en fazla olan mikro alaşım elementi olarak değerlendirilmektedir. Karbon ile birlikte niyobyum elementinin oluşturduğu niyobyum karbürler (NbC) ferritte arayer içeriğinin azalmasına ve östenitin yeniden kristalleşmesinin engellenmesine sebep olmaktadır. Ayrıca niyobyumun karbonitrür çökeltileri çok yüksek sıcaklıklarda çözünürlüğü olmayan çökeltilerdir. Bu nedenle mikro alaşım elementlerinin tane inceltme etkisinin, çökelme sertleşmesinin ve mekanik özellikleri iyileştirme etkisinin en iyi takip edilebileceği elementtir [27,28,33].

Titanyum: Kuvvetli karbür ve nitrür yapıcı mikro alaşım elementlerinden biri olan titanyum elementi çökelti oluşturarak daha küçük tane yapısına sahip mikroyapının elde edilmesini ve buna bağlı olarak mekanik özelliklerin artmasını sağlamaktadır [3,30,33]. Yüksek sıcaklıklarda oluşarak herhangi bir sıcak işlemde kolay kolay çözünmeyen titanyum nitrür (TiN) çökeltileri östenit tane boyutlarının büyümesine engel olmaktadır. Ayrıca bor ilave edilen çeliklerde titanyum ilavesi ile bor elementinin nitrür çökeltisi oluşturması engellenmektedir [27,33].

Vanadyum: Daha düşük sıcaklıklarda çökelti oluşturması nedeniyle vanadyum elementi diğer mikro alaşım elementleri kadar yaygın kullanıma sahip değildir. Vanadyum elementinin oluşturduğu çökeltilerin tane inceltme etkisi oldukça az olmasına rağmen mukavemetin ve tokluğun artmasına yardımcı olmaktadır. Bu etkiyi çökelme sertleşmesi mekanizması ile gerçekleştirmektedir [25,28]. Ayrıca vanadyum elementi diğer mikro alaşım elementlerinde farklı olarak ferrit oluşumuna engel olmaktadır. Karbon ve azot ile oluşturduğu çökeltiler ile daha küçük ferrit tanelerinin oluşmasına sebep olmaktadır. Bunlara ek olarak vanadyum diğer mikro alaşım elementlerinin çözünürlüğünü azaltıcı bir etki yaratmaktadır [28,31,33].

BÖLÜM 3

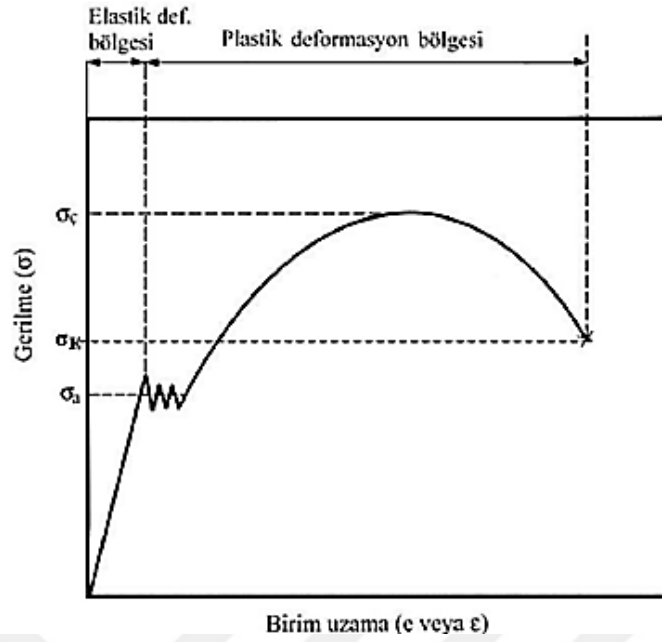
PLASTİK DEFORMASYON

Elastik sınırın üzerinde uygulanan gerilmenin etkisiyle malzemenin başlangıçtaki biçimini kaybedip kalıcı olarak şekil değişimine uğraması plastik deformasyon olarak adlandırılmaktadır. Plastik deformasyon yeteneği, malzemelerin karşılaştırılmasında kullanılan karakteristik özelliklerin başında gelir. Haddeleme, presleme, markalama, dövme, derin çekme, tel çekme ve ekstrüzyon gibi şekil verme işlemleri plastik deformasyon ile ilgilidir. Deformasyon işlemlerinin doğru yapılabilmesi için plastik deformasyon mekanizmalarının ve plastik deformasyon esnasında malzeme davranışlarının iyi bilinmesi gerekir [34].

3.1. PLASTİK DEFORMASYON MEKANİZMALARI

Malzemeler, uygulanan yüklere bağlı olarak Şekil 3.1’de yer aldığı gibi elastik ve plastik şekil değişimine uğramaktadır. Belirli bir yük altında deforme olan bir cisme uygulanan yükün kaldırılması sonucunda cismin orjinal formuna dönmesi elastik şekil değişimi olarak nitelendirilmektedir. Ancak, yükün kaldırılması durumunda oluşan şekil değişimi kalıcı ise bu durum plastik deformasyon olarak adlandırılmaktadır [35-38].

Plastik deformasyon malzemeye uygulanan bir yüke tepki olarak dislokasyonların hareketi sonucunda malzemede kalıcı geometrik şekil değişikliklerine neden olmaktadır. Dislokasyonlar kristal yapıda oluşan çizgisel kusurlardır ve çok sayıda atomun belirli bir düzlemde hareketi ile meydana gelmektedir. Malzemenin uygulanan gerilmelere ve şekil değişimine tepki verme şekli, mikro yapısı ve tane yönelimleri ile belirlenmektedir. Plastik deformasyonun amacı malzemeye şekil vermek ve mekanik özelliklerin iyileşmesini sağlamaktır [35-38].

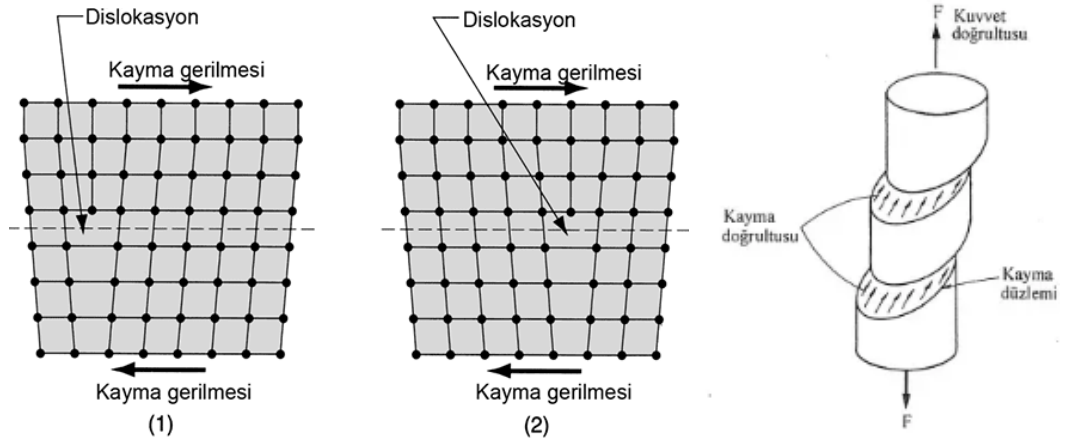


Şekil 3.1. Gerilme-Gerinim grafiğinde elastik ve plastik deformasyon bölgelerinin gösterimi [35].

Metallerde meydana gelen en önemli plastik deformasyon mekanizmaları kayma ve ikizlenme olarak adlandırılan mekanizmalardır. Diğer plastik deformasyon mekanizmaları ise bitişik tanelerin yer değiştirmesi ile meydana gelen tane sınırı kayması ve yüksek sıcaklık ve düşük deformasyon hızlarında gerçekleşen difüzyon (yayınma) sürünmesidir [35-38].

3.1.1. Kayma

Düşük sıcaklıklarda malzemelerin plastik deformasyonu genellikle kayma ile gerçekleşmektedir. Kayma, Şekil 3.2.'de görüldüğü gibi dislokasyonların hareketi sonucunda atom düzleminin komşu atom düzlemi üzerinde kayması ile oluşan deformasyon mekanizmasıdır. Kayma, belirli bir kayma gerilmesi üzerindeki gerilme etkisi ile atom yoğunluğunun en yüksek olduğu düzlem ve doğrultuda meydana gelmektedir. Ayrıca kayma ile metal malzemenin kristal yapısında ve atom dizilişlerinde farklılık oluşmamaktadır [35-38].



Şekil 3.2. Kayma hareketinin şematik gösterimi [35].

Metallerin kristal yapılarına bağlı olarak kayma düzlemi ve kayma doğrultusu farklılık göstermektedir. Çizelge 3.1’de farklı metal türlerinin kristal yapılarına bağlı olarak kayma düzlemleri ve doğrultuları yer almaktadır [35-38].

Çizelge 3.1. Bazı metallere ait kayma düzlemleri ve doğrultuları [36].

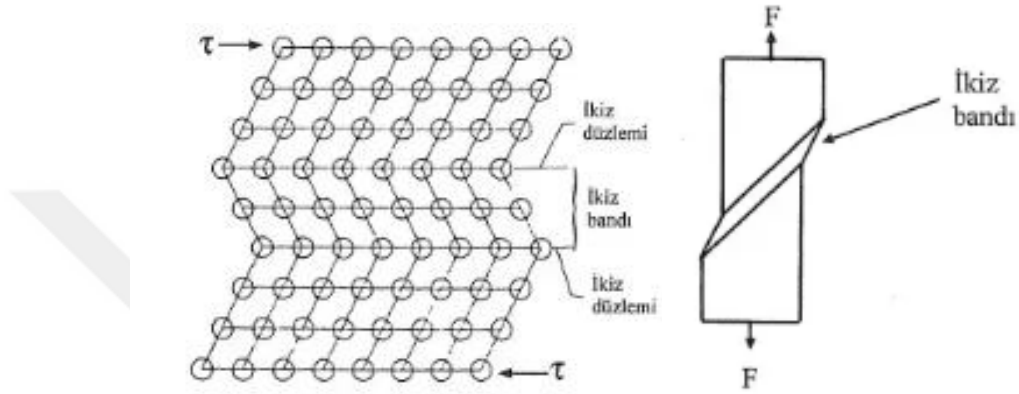
Kristal Yapı	Kayma Düzlemi	Kayma Doğrultusu	Metal
HMK	{110}	$\langle \bar{1}11 \rangle$	Molibden, Demir
YMK	{111}	$\langle 1\bar{1}0 \rangle$	Alüminyum, Bakır
SPH	(0001)	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	Magnezyum, Kobalt

Sıcaklığa bağlı olarak dislokasyonların hareketi ile meydana gelen kayma türleri çapraz kayma ve tırmanma olarak sınıflandırılmaktadır. Düşük sıcaklıklarda ($T < 0.3T_{\text{melting}}$) genellikle çapraz kayma, yüksek sıcaklıklarda ($T > 0.6T_{\text{melting}}$) dislokasyon tırmanması ve ara sıcaklıklarda ($0.3T_{\text{melting}} < T < 0.6T_{\text{melting}}$) her iki işlem de karışık bir davranış sergileyerek gerçekleşmektedir [35-38].

3.1.2. İkizlenme

İkizlenme dislokasyonların kısmi parçalara ayrılması ve atom düzlemlerinin paralel hareket etmeleri sonucunda oluşmaktadır. Şekil 3.3’te yer aldığı gibi ikizlenme ile bir düzlemdeki atomik düzen, diğer düzlemin tam bir ayna görüntüsü gibi görünmektedir. Bir ayna gibi davranan düzlemin sınırı, ikizlenme düzlemi olarak bilinmektedir. Düşük sıcaklık ve yüksek deformasyon hızı ile kayma mekanizmasının oluşması zor

olabilmektedir. İkizlenme mekanizması ile atom düzlemleri yönlendirilerek kaymayı kolaylaştırmaktadır ve toplam şekil değişimine katkıda bulunmaktadır. Ancak, kaymadan daha fazla zaman ve yük gerekmektedir. Metallerde bilinen iki farklı ikizlenme türü mevcuttur. İkizlenme deformasyon ile gerçekleşmekte ise deformasyon ikizlenmesi, ısıtılma işlemi etkisi ile gerçekleşmekte ise tavlama ikizlenmesi olarak adlandırılmaktadır [35-39].



Şekil 3.3. İkizlenme olayının şematik gösterimi [39].

Kayma deformasyonunda olduğu gibi ikizlenme düzlemleri ve yönelimleri de kristal yapıya bağlı olarak değişmektedir. Ancak, ikizlenme düzlem ve doğrultuları kayma düzlem ve doğrultularından farklıdır. Çizelge 3.2’de bazı metallerin ikizlenme düzlem ve yönelimleri verilmiştir [35-39].

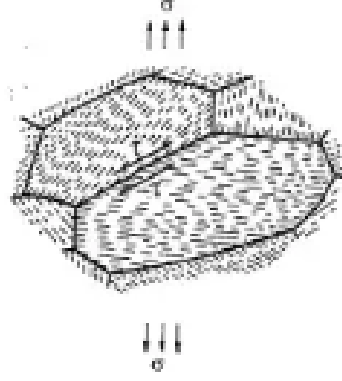
Çizelge 3.2. Bazı metallere ait ikizlenme düzlemleri ve doğrultuları [39].

Kristal Yapı	İkizlenme Düzlemi	İkizlenme Doğrultusu	Metal
HMK	$\{11\bar{2}\}$	$\langle 111 \rangle$	Molibden, Demir
YMK	$\{111\}$	$\langle 11\bar{2} \rangle$	Alüminyum, Bakır
SPH	$(10\bar{1}2)$	$\langle 10\bar{1}1 \rangle$	Magnezyum, Kobalt

3.1.3. Tane Sınırı Kayması

Çok kristalli ve ince taneli metalik malzemelerin yüksek sıcaklıkta ve düşük deformasyon hızında plastik deformasyonu tane sınırı kayması olarak

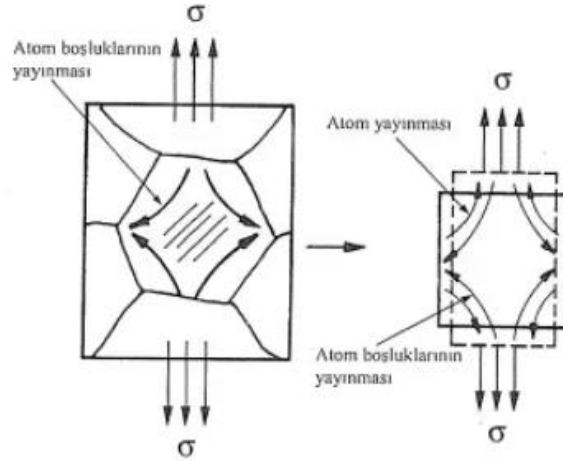
gerçekleşebilmektedir. Genellikle gerilmeyi karşılamak amacıyla Şekil 3.4'te görüldüğü gibi bitişik tanelerin birbirine göre yer değiştirmesi tane sınırı kayması olarak adlandırılmaktadır [35-39].



Şekil 3.4. Tane sınırı kaymasının şematik gösterimi [35].

3.1.4. Yayınma Sürünmesi

Düşük deformasyon hızlarında ve ergime sıcaklığına yakın yüksek sıcaklıklarda gerçekleşen bir diğer deformasyon mekanizması ise yayınma (difüzyon) sürünmesidir. Yayınma sürünmesi, kayma hareketinden daha çok atomların uygulanan gerilme yönünde yer değiştirmesi ile meydana gelmektedir. Şekil 3.5'te yayınma sürünmesi mekanizması şematik olarak gösterilmiştir. Yayınma sürünmesi esnasında atomlar uygulanan yük doğrultusunda, boşluklar ise uygulanan yük doğrultusuna dik doğrultuda yayınmaktadır ve taneler uzamaktadır [35-39].



Şekil 3.5. Yayınma sürünmesi mekanizması [37].

3.2. PLASTİK DEFORMASYONU ETKİLEYEN FAKTÖRLER

Malzemelerin şekillendirilmesi amacıyla plastik deformasyona uğraması gerekmektedir. Plastik deformasyon işlemlerinde son ürünün mekanik ve fiziksel özelliklerini etkileyen bazı parametreler vardır. Malzeme yapısı, kalıntı gerilmeler, deformasyon hızı, sıcaklık, sürtünme ve yağlama, geometrik faktörler ve malzemenin mekanik özellikleri plastik deformasyonu önemli ölçüde etkilemektedir [40,41].

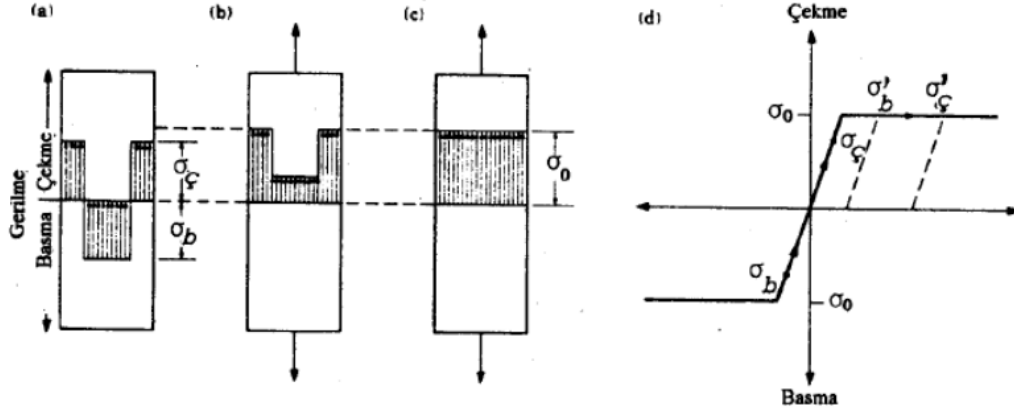
3.2.1. Malzeme Yapısı

Malzemenin tane boyutu, faz yapısı ve yapısındaki inklüzyonlar nedeniyle mekanik özellikler farklılık gösterebilmektedir. Malzemenin yapısı kimyasal bileşimine ve üretim proseslerine bağlı değiştirilebilen bir özelliktir. Tek fazlı malzemelerde deformasyon yeteneği çok fazlı yapıya sahip malzemelere göre oldukça yüksektir. Tek fazlı malzemelerde deformasyon kabiliyeti ergime sıcaklığına bağlıdır ve ergime sıcaklığı yüksek olan tek fazlı malzemenin deformasyon kabiliyeti daha düşüktür. Çok fazlı yapıya sahip malzemelerde faz yapısı, arayüzey enerjisi ve bağ yapıları deformasyon kabiliyetini etkilemektedir. İnce tane yapısına sahip malzemelerin daha büyük taneli malzemelere göre daha üstün mekanik özelliklere sahip olduğu bilinmektedir. Bu nedenle, plastik deformasyon uygulanacak ince taneli malzemelerde uygulanacak gerilmelerin daha yüksek olması gerekmektedir. Malzeme yapısında yer alan inklüzyonlar ise genellikle plastik deformasyon kabiliyetini azaltıcı bir etki yaratmaktadır [40,41].

3.2.2. Kalıntı Gerilmeler

Metal malzemelerin ısıtılma işlem sonrası veya katılaşma sırasında malzeme yüzeyi ile merkezi arasında oluşan farklı soğuma hızları nedeniyle kalıntı gerilmeler oluşabilmektedir. Ayrıca malzemenin plastik deformasyon sırasında üniform bir deformasyon oluşturulamaması nedeniyle de kalıntı gerilmeler meydana gelmektedir. Oluşan kalıntı gerilmeleri plastik deformasyonun tersi yönünde gerçekleşmektedir. Şekil 3.6’da görüldüğü gibi kalıntı gerilmeleri azaltmak veya ortadan kaldırmak

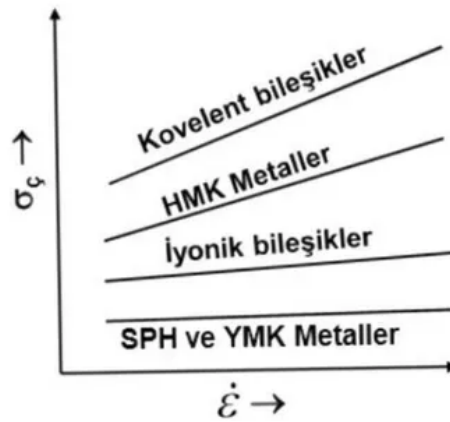
amacıyla ısıtılma işlem ve/veya plastik şekil değişimi uygulamaları yapılabilmektedir [40,41].



Şekil 3.6. Kalıntı gerilmelerinin plastik şekil verme yöntemleri ile azaltılması [40].

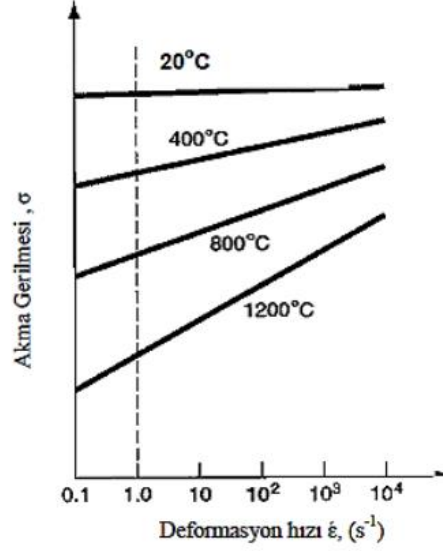
3.2.3. Deformasyon Hızı

Plastik deformasyon ile şekillendirilen malzemelerin mekanik özelliklerini etkileyen en önemli parametrelerden birisi de deformasyon hızıdır. Malzemelerin yapısına bağlı olarak deformasyon hızı mukavemet üzerinde farklı etkiler yaratmaktadır. Genellikle deformasyon hızının artması ile mukavemet artarken süneklik azalmaktadır. Şekil 3.7’de görüldüğü gibi HMK yapıya sahip malzemelerin deformasyon hızına daha duyarlı olduğu görülmektedir [40,41].



Şekil 3.7. Deformasyon hızının mukavemete etkisi [40].

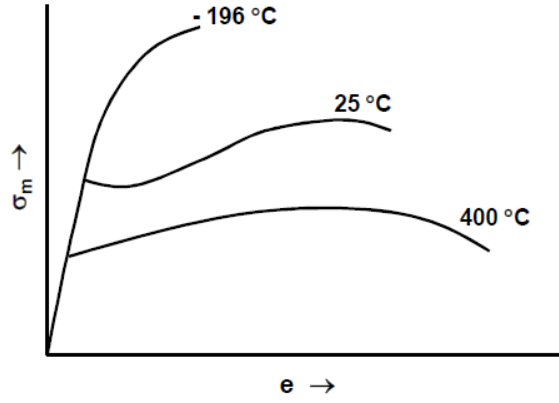
Şekil 3.8’de deformasyon hızının sıcaklığa bağlı olarak mukavemet üzerindeki etkisi gösterilmektedir.



Şekil 3.8. Deformasyon hızının sıcaklığa bağlı olarak mukavemete etkisi [40].

3.2.4. Sıcaklık

Malzemelerin mukavemet, süneklik ve kırılma gibi mekanik özellikleri üzerinde sıcaklıkta büyük bir etkiye sahiptir. Deformasyon sıcaklığının artması ile malzemenin mukavemeti azalmakta ve sünekliği artmaktadır. Sıcaklığın mukavemet ve süneklik üzerindeki etkisi Şekil 3.9’da yer almaktadır. Ayrıca çökelme, yaşlanma ve yeniden kristalleşme gibi yapısal değişiklikler ile mekanik özelliklerin değiştirilmesi sıcaklığın etkisi ile oluşmaktadır. Plastik deformasyon sıcak ($T > 0,5T_{\text{melting}}$), ılık ($0,3T_{\text{melting}} < T < 0,5T_{\text{melting}}$) ve soğuk ($T < 0,3T_{\text{melting}}$) olarak uygulanabilmektedir. Sıcak işlemlerde malzeme daha kolay şekillenmesi nedeniyle ihtiyaç duyulan enerji diğer işlemlere göre daha azdır. Soğuk işlemlerde artan deformasyon miktarı ile malzemede deformasyon sertleşmesi oluşmaktadır ve mekanizma deformasyona engel olmaktadır. Ilık işlemlerde ise malzemelerde yeniden kristalleşme oluşmamaktadır, ancak tanelerde dinamik toparlanma olmaktadır. Sıcak işlemlerde yeniden kristalleşme kabiliyeti malzemenin istif hatası enerjisi ve deformasyon miktarı ile değişmektedir [40,41].



Şekil 3.9. Sıcaklığın mukavemet süneklik üzerindeki etkisi [40].

3.2.5. Sürtünme ve Yağlama

Birbirine temas ederek bağıl hareket halinde olan iki cismin temas yüzeylerinde harekete karşı gösterdikleri direnç sürtünme olarak adlandırılmaktadır. Plastik deformasyon işlemlerinde kullanılan takım/kalıp ile temas eden iş parçası arasında sürtünme oluşmaktadır. Oluşan sürtünme etkisi ile aşınma, sıcaklık ve enerji kayıpları yaşanmaktadır. Aşınma, enerji sıcaklık kaybını ortadan kaldırmak amacıyla alınabilecek en iyi önlem yağlamadır. Yağlama etkisi ile sürtünmenin azaltılması, aşınmanın önlenmesi, deformasyon için gereken kuvvetin azaltılması, deformasyon oranının artırılması, yüzey hatalarının önüne geçilmesi ve takım/kalıp ömrünün artırılması mümkündür [40,41].

3.2.6. Geometrik Faktörler

Plastik deformasyon işlemlerinde gerilmeyi ve deformasyon oranını etkileyen bir diğer parametre ise geometrik faktörlerdir. Kalıp şekli, malzemenin plastik deformasyon öncesi formu ve şekillendirme esnasında akış durumu gibi unsurlar geometrik faktör olarak nitelendirilmektedir. Farklı plastik şekillendirme yöntemlerinde aynı deformasyon oranı ile farklı formlarda malzeme üretilmesi geometrik faktörlere bağlı bir durumdur [40,41].

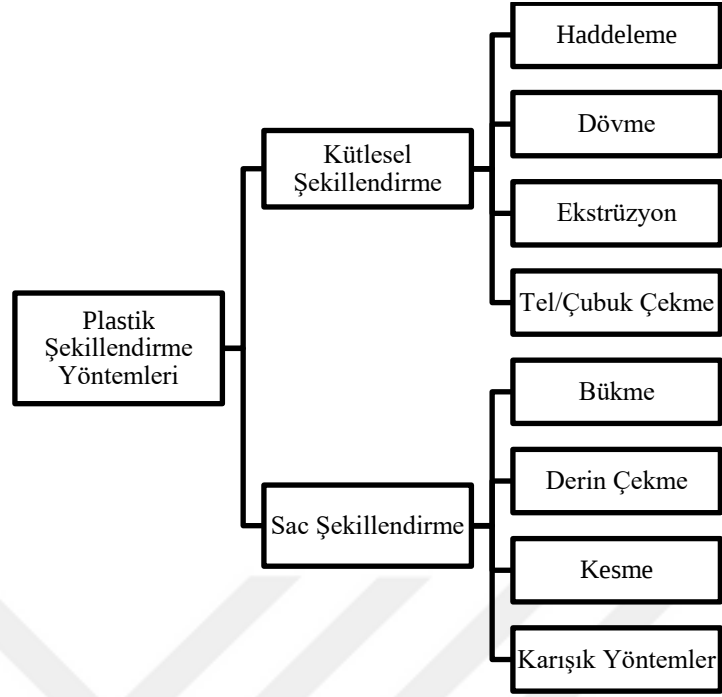
3.2.7. Malzemelerin Mekanik Özellikleri

Uygulanan yük ile malzemeler farklı davranışlar sergilemektedir. Malzemelerin belirli yük altında plastik deformasyona uğratılması karakteristik özellikleri ile ilgilidir. Dolayısıyla, plastik deformasyon işlemlerinde malzemeye uygulanacak yük ve deformasyon oranları malzemenin mukavemetine ve sünekliğine göre belirlenmektedir [40,41].

3.3. PLASTİK DEFORMASYON YÖNTEMLERİ

Genellikle döküm yöntemi ile ham malzeme olarak üretilen metallerin şekillendirilmesinde farklı yöntemler uygulanmaktadır. Plastik şekillendirme ile malzemeye deformasyon uygulanarak kalıcı şekil değişimi sağlanmaktadır. Şekil değişimi sırasında malzemenin sürekliliğini koruması önemlidir. Bu nedenle malzemede istenilen şekil değişiminin sağlanabilmesi için düşük akma mukavemeti ve yüksek süneklik istenilen özelliklerdir. Yüksek sıcaklıkta metalik malzemelerde genellikle akma mukavemeti düşmekte ve süneklik artmaktadır. Bu amaçla metalik malzemelerin şekillendirilmesi işleminde genellikle deformasyon öncesinde ısıtma işlemi uygulanmaktadır [38,40,41].

Plastik deformasyon yöntemleri, Şekil 3.10'da yer aldığı gibi kütle şekillendirme ve sac metal şekillendirme olarak sınıflandırılmaktadır. Haddeleme, dövme, ekstrüzyon, tel ve çubuk çekme gibi yöntemler kütle şekillendirme yöntemi olarak adlandırılırken bükme, derin çekme ve kesme gibi yöntemler sac metal şekillendirme yöntemi olarak adlandırılmaktadır [40,41]. Çelik malzemelerde dövme, ekstrüzyon ve haddeleme en sık kullanılan plastik deformasyon yöntemleridir [40,41].



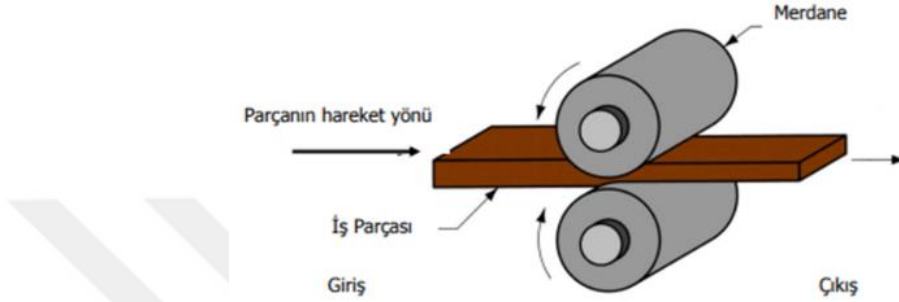
Şekil 3.10. Plastik şekillendirme yöntemlerinin sınıflandırılması.

Dövme işleminde kalıp kullanılarak (kapalı dövme) ya da kullanılmadan (açık dövme) malzemenin deformasyon ile şekillendirilmesi sağlanmaktadır. Açık dövme işleminde yüksek sıcaklığa ısıtılan malzemenin serbest olarak bir pres ya da çekiç ile deformasyonu söz konusudur. Kapalı dövme işlemi ise daha sıklıkla tercih edilen yöntem olup yüksek sıcaklığa ısıtılan malzemenin kalıp altında dövülerek kalıp boşluğunda yer alan formda üretilmesi sağlanmaktadır. Ekstrüzyon yönteminde ise malzeme istenilen şekle sahip bir kalıp içerisinden sürekli itilerek enine kesitte kalıbın formunda şekillendirilmektedir. Ekstrüzyon yöntemi haddeleme ile üretimin yüksek maliyet oluşturacağı koşullarda ve istenilen formun haddeleme ile verilmesinin zor olduğu durumlarda profil ve boru üretimi için genellikle tercih edilmektedir. Haddeleme yöntemi ise çelik üretiminde en sık tercih edilen plastik şekil verme yöntemi olup hem uzun hem de yassı ürün üretiminde kullanılmaktadır [40,41].

3.4. HADDELEME İLE PLASTİK DEFORMASYON

Birbirine zıt yönde iki merdanenin kendi eksenini etrafında dönerken aralarından malzeme geçirilerek plastik şekillendirilmesi haddeleme olarak adlandırılmaktadır. Plastik deformasyon sırasında malzemenin sıkıştırılarak daha yoğun ve küçük kesitli

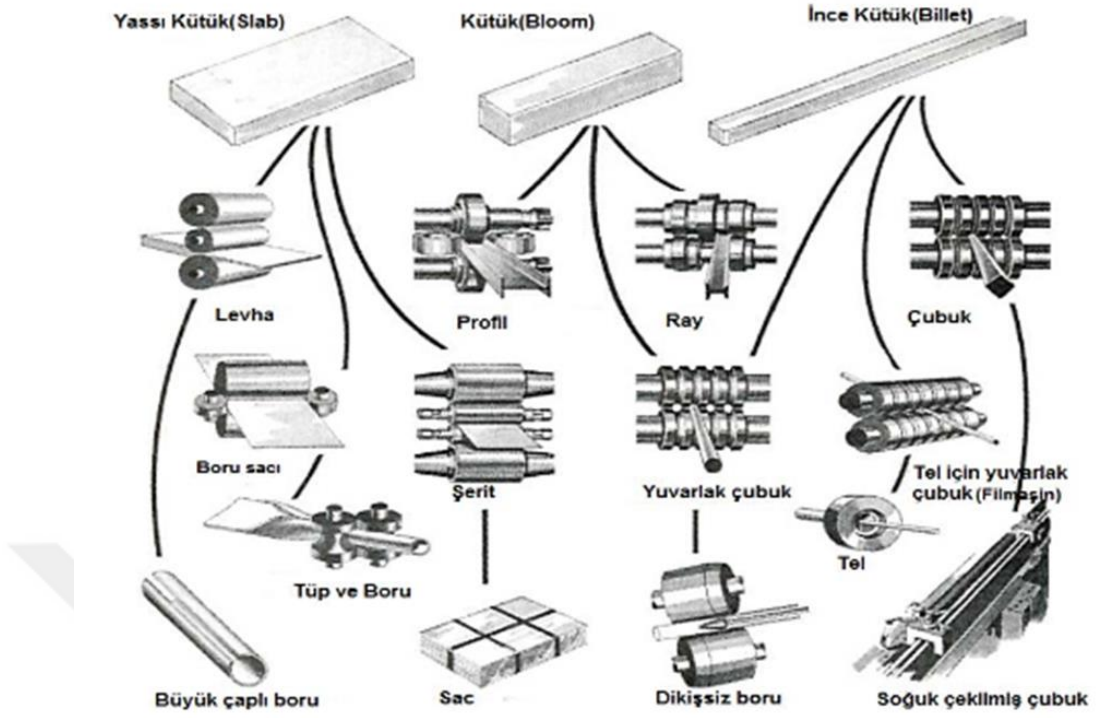
olması amaçlanmaktadır. Haddeleme yöntemi, plastik şekil verme yöntemleri arasında üretim hızının yüksek olması, ürün kontrolünün kolay olması ve basit bir yöntem olması nedeniyle en yaygın şekillendirme yöntemidir ve şekillendirilme kabiliyeti olan malzemelerin %95'i haddeleme yöntemi ile şekillendirilebilmektedir [42-44]. Haddeleme yönteminin şematik gösterimi Şekil 3.11'de verilmiştir.



Şekil 3.11. Haddeleme yönteminin şematik gösterimi [41].

Haddeleme yöntemi ile malzemenin deformasyonu merdanelerin uyguladığı radyal basma gerilmeleri ve merdane yüzeyiyle malzeme yüzeyi arasında oluşan yüzey kayma gerilmeleri ile sağlanmaktadır. Malzemenin haddeleme sırasında ileri yönlü hareket etmesi malzeme ve merdane arasındaki sürtünme kuvvetleri ile açıklanmaktadır. Merdanelerin arasından geçirilen malzemenin kesitinin daralması ve bunun sonucunda malzeme boyunun uzaması yayılma olarak adlandırılmaktadır. Malzemede gerçekleşen yayılma miktarı merdane çapı ve deformasyon oranına bağlı değişmektedir [42-44].

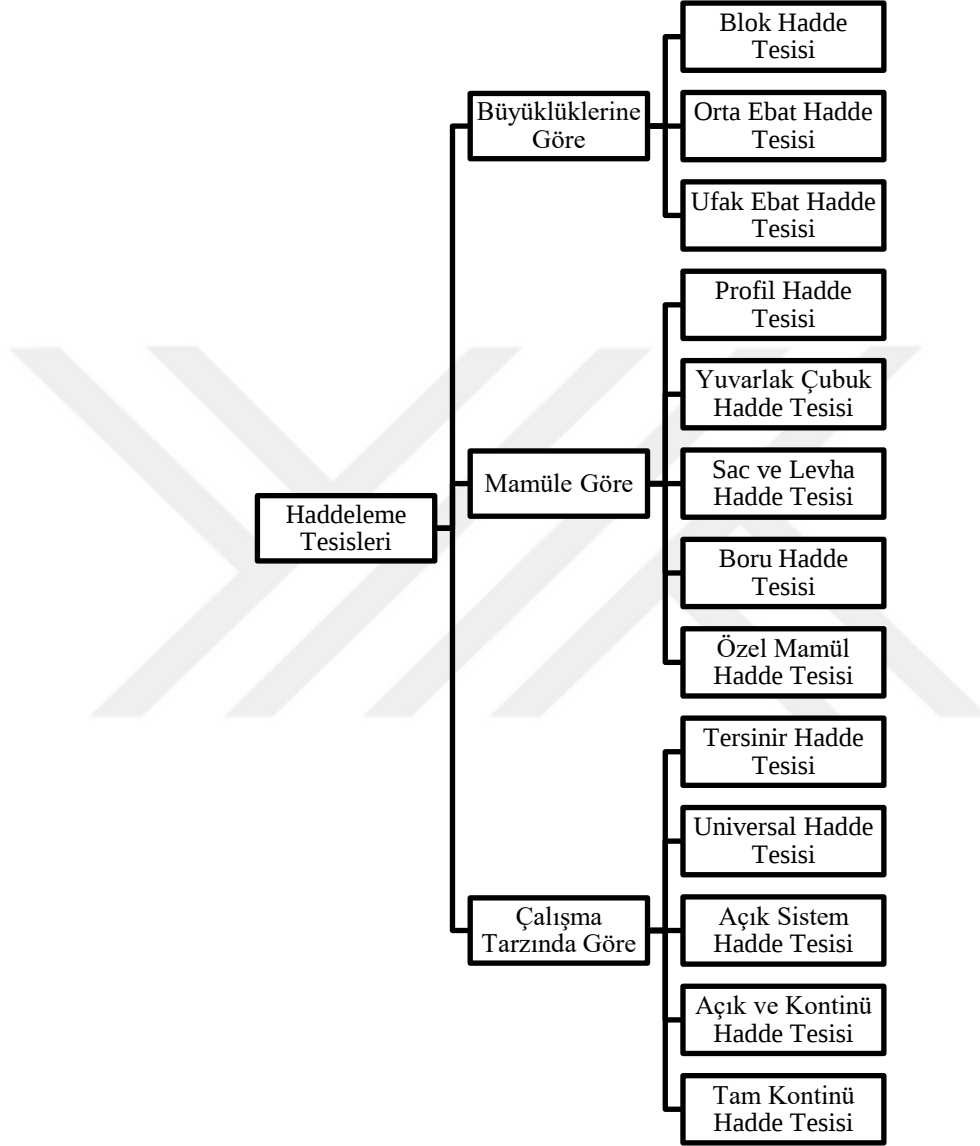
Çelik malzemelerin haddelenerek şekillendirilmesi amacıyla başlangıç malzemesi farklı ebatlarda ve geometrilerde kullanılabilir. Çeliğin katılaşma sonrasında elde edilen slab, blum ve kütük gibi yarı mamüller en yaygın başlangıç malzemeleridir. Teknik olarak yarı mamüllerin isimlendirilmesi kesidine, boyutuna ve şekline göre yapılmaktadır. Ayrıca, başlangıç malzemesinin türü ve ebatları haddeleme sonrası elde edilecek nihai ürünlere göre belirlenmektedir [45]. Şekil 3.12'de başlangıç malzemesine bağlı olarak üretilen nihai ürünler şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 3.12. Çeliklerin şekillendirilmesinde kullanılan başlangıç malzemeleri ve nihai ürünler [45].

Haddeleme işlemi öncesinde nihai ürünlerin kalitesini doğrudan etkilemesi nedeniyle yüzey kalitesi önemli bir unsurdur. Haddelenecek yarı mamüllerin yüzeylerinin minimum seviyede hata içermesi gerekmektedir. Bu nedenle çeşitli yüzey temizleme işlemleri yapılmaktadır. Haddeleme öncesi bir diğer önemli işlem ise ısıtmadır. Isıtma işlemi, malzemenin kolay şekillendirilebilmesi ve döküm yapısının giderilerek daha homojen bir tane yapısına sahip olması nedeniyle yapılmaktadır. Isıtma işlemlerinin en önemli parametreleri sıcaklık ve süredir. Yarı mamüller, kimyasal kompozisyona ve malzeme boyutlarına göre belirlenen sıcaklık ve sürede ısıtma işlemi sonrasında çeşitli hadde tezgahlarından geçerek şekillendirilmektedir. Haddeleme esnasında sıcaklık ve yük hem malzemenin yapısı, şekillendirilebilme kabiliyeti ve mekanik özellikleri gibi unsurlar açısından hem de takım/kalıp kullanım ömürleri açısından en dikkat edilmesi gereken parametredir. Son olarak, haddelenen nihai ürünlerin doğrultma yüzey temizleme ve tahribatsız muayene gibi tamamlama işlemleri ile kalite kontrol süreçleri tamamlanmaktadır [42-45].

Haddeleme yöntemi ile malzemenin şekillendirildiği endüstriyel uygulamalarda farklı hadde tesisleri bulunmaktadır. Şekil 3.13'te farklı şekilde sınıflandırılan hadde tesisleri görülmektedir [46].



Şekil 3.13. Haddeleme tesislerin endüstriyel olarak isimlendirilmesi.

3.5. HADDELEME YÖNTEMLERİ

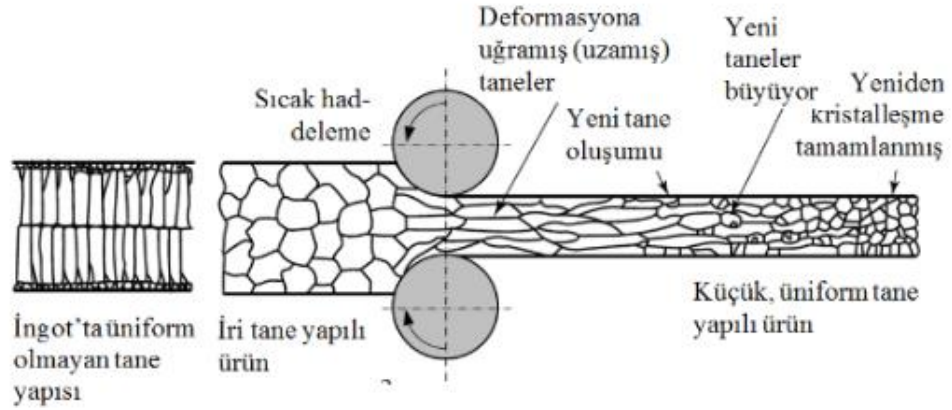
Haddeleme yapılan malzemenin sıcaklığına göre işlem sıcak haddeleme ve soğuk haddeleme olarak ikiye ayrılmaktadır. Malzemeler, yeniden kristalleşme sıcaklığının altında bir sıcaklıkta haddelenmesi soğuk haddeleme, yeniden kristalleşme

sıcaklığının üstünde bir sıcaklıkta haddelenmesi ise sıcak haddeleme olarak adlandırılmaktadır [42-44].

3.5.1. Sıcak Haddeleme

Haddeleme sıcaklığının malzemenin yeniden kristalleşme sıcaklığının üzerinde bir değerde gerçekleştirilen haddeleme işlemleri sıcak haddeleme olarak adlandırılırken genellikle malzemenin döküm yapısının bozularak daha küçük ve eş taneli bir yapının oluşması amaçlanmaktadır [42-45].

Sıcak haddeleme işleminde, döküm ile üretilen çelik yarı mamüller tav fırınlarında genellikle 1200 °C sıcaklıklara ısıtıldıkları için şekillendirme kabiliyeti artmakta ve malzemede gerçekleşen deformasyon miktarı çok daha yüksek olabilmektedir. Malzeme kararlılıkları soğuk haddeleme işlemlerine göre çok daha yüksektir. Genellikle kare, yuvarlak, yassı, çokgen, kesit, şerit, halka, köşebent, profil ve ray gibi mamüller sıcak haddeleme ile üretilmektedir [42-45] Sıcak haddeleme işleminin şematik gösterimi Şekil 3.14’te yer almaktadır.



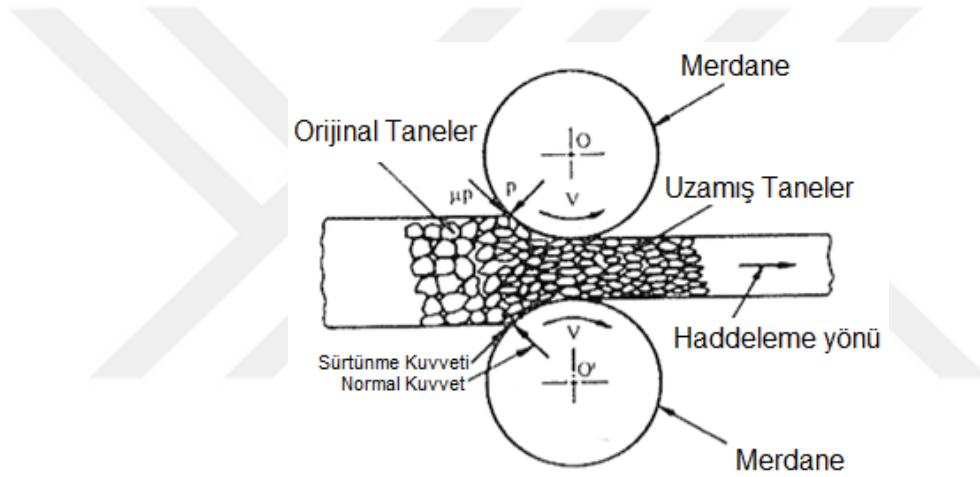
Şekil 3.14. Sıcak haddeleme işleminin şematik gösterimi [45].

3.5.2. Soğuk Haddeleme

Soğuk haddeleme işlemi ise genellikle önden sıcak haddeleme ile üretilmiş malzemelerde istenilen yüksek mekanik özelliklerin ve daha ince kesit kalınlıklarının elde edilmesi amacıyla uygulanmaktadır. Yeniden kristalleşme sıcaklığının altında bir

sıcaklıkta gerçekleşen haddeleme işlemlerinde yeniden kristalleşme ve toparlanma gibi süreçler olmaması nedeniyle tane yapısı hadde yönünde uzamış tanelerden oluşmaktadır [42-45].

Soğuk haddeleme işlemleri ile ince kesitlerde sac, tel, levha gibi nihai ürünler üretilmektedir. Elde edilen ürünler düzgün bir yüzeye, yüksek mukavemete ve hatasız boyutlara sahip olmaktadır. Malzemenin yüksek mukavemetli olması kesit daralmasının sebep olduğu pekleşme ile açıklanmaktadır. Buna bağlı olarak haddeleme işlemi için gereken haddeleme kuvveti ve gücü de artmaktadır [42-45]. Soğuk haddeleme işleminin şematik gösterimi Şekil 3.15'te yer almaktadır.



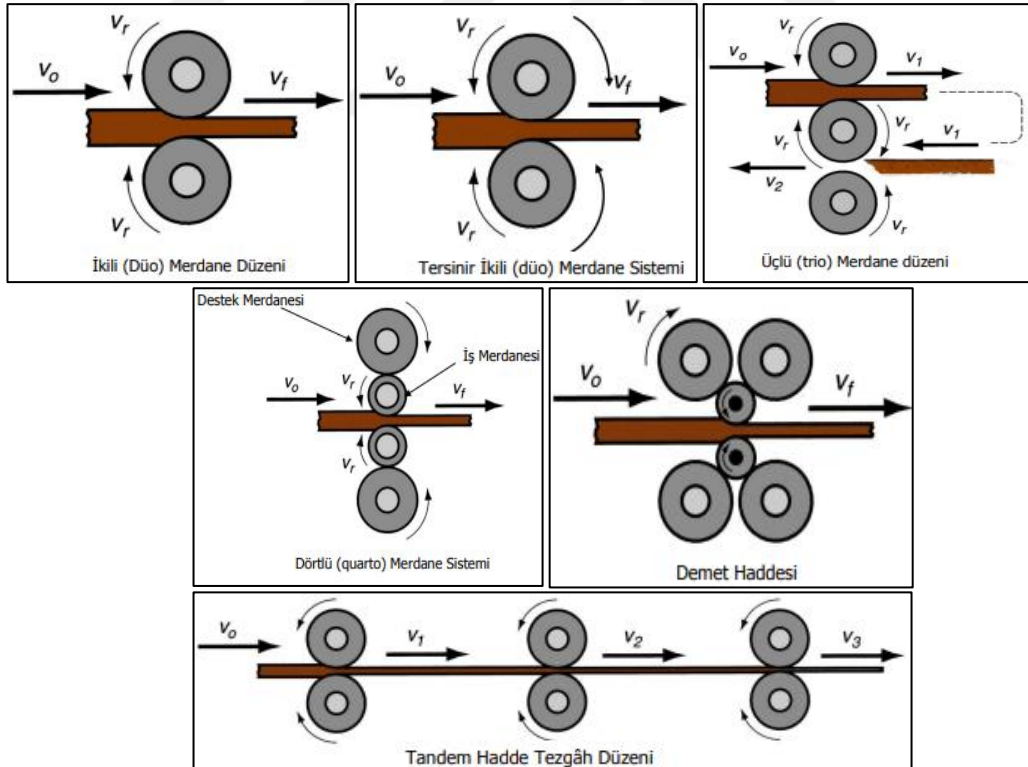
Şekil 3.15. Soğuk haddeleme işleminin şematik gösterimi [45].

3.6. HADDELEME MERDANELERİ VE TEZGÂH DÜZENLERİ

Hadde tezgahlarında yer alan merdanelerin yatay ve düşey yönlerde ayarlanması mümkündür. Yatay yönde merdanelerin ayarlanması ile merdanelerin birbirine göre konumları, düşey yönde yapılan ayarlanma ile merdaneler arası açıklık ve malzemenin çıkış yüksekliği değiştirilebilmektedir. Haddeleme işlemlerinde farklı gövde uzunluklarına sahip farklı çaplarda merdaneler kullanılabilir. Merdane çapları genellikle 5-150 cm aralığında bir değerdedir ve gövde uzunluğunun (L) çapına (D) oranı (L/D) 2,2-2,7 arasında değişmektedir [42-45].

Haddeleme işlemlerinde nihai ürünlerin şekline bağlı olarak farklı tipte merdaneler tercih edilmektedir. Düz bir yapıya sahip yassı nihai ürünler genellikle silindirik yüzeye sahip düz merdaneler kullanılmaktadır. Yuvarlak, lama veya çeşitli formlarda profillerin haddelenmesi için yüzeyinde oyuklar bulunan kalibreli merdaneler kullanılmaktadır. Kullanılan merdaneler genellikle çelik veya dökme demirden üretilmektedir. Merdanelerin aşınmaması ve eğme deformasyonu ile kırılmaması için yüksek yüzey sertliğine ve kırılma tokluğuna sahip olması beklenmektedir [42-45].

Haddeleme proseslerinde merdane sayısı ve merdanelerin hareket yönleri farklılık gösterebilmektedir. Genellikle haddeleme işlemleri için basit ikili merdane düzeni tercih edilmektedir. Buna ek olarak tersinir ikili merdane sistemi, üçlü tek yönlü merdane sistemleri, dörtlü merdane sistemi, demet haddesi ve tandem hadde sistemi endüstriyel uygulamalara örnek verilebilecek diğer merdane sistemleridir [42-45]. Farklı merdane düzenlerinin şematik gösterimi Şekil 3.16'da yer almaktadır.

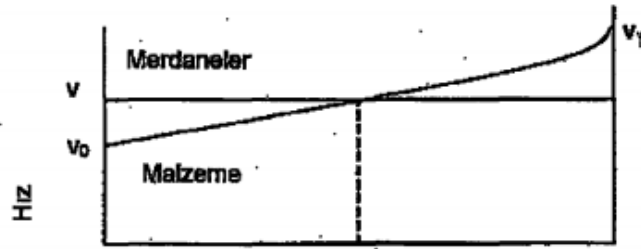


Şekil 3.16. Haddeleme işlemlerinde farklı merdane düzenleri [41].

3.7. HADDE GEOMETRİSİ VE KUVVET HESAPLAMALARI

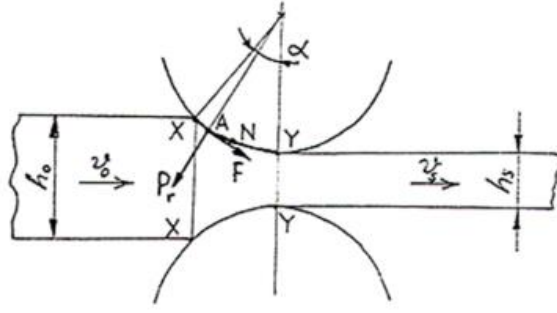
Haddeleme işleminde w_0 genişliğine ve h_0 kalınlığına sahip malzeme v_0 hızı ile merdanelere girerken haddeleme sonrası w_f genişliğinde h_f kalınlığında v_f hızı ile merdanelerden çıkmaktadır. Haddelenen ürünün w_f genişliği yayılma sebebiyle w_0 genişliğinden bir miktar büyük olmasına rağmen ihmal edilebilir seviyededir. Haddelenen malzeme miktarı sabit olması nedeniyle denklem (3.1)'de yer alan bağıntı merdane hızını tespit etmede kullanılmaktadır. Bağıntıya bağlı olarak malzemenin merdaneden çıkış hızı v_f , giriş hızı v_0 'dan fazla olacaktır. Şekil 3.17'de görüldüğü gibi merdanelerin yüzey hızı olan v değeri her zaman sabittir ve v_f ve v_0 arasında bir değere sahiptir [45].

$$t \cdot h_0 \cdot v_0 = t \cdot h_f \cdot v_f = t \cdot h \cdot v \quad (3.1)$$



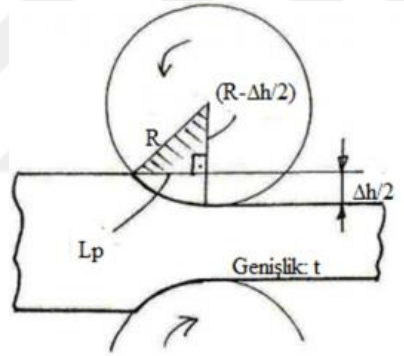
Şekil 3.17. Merdane dönme hızına bağlı olarak malzeme geçiş hızının değişmesi [45].

Haddelenen malzemenin merdaneler arasından geçiş hızı yalnızca bir noktada merdane yüzey hızına eşittir. Bu nokta nötr (N) noktası olarak adlandırılmaktadır. Merdanelerin arasından geçen malzemenin temas yüzeyi (L) boyunca her noktada malzeme üzerinde radyal basma kuvveti (P_r) ve sürtünme kuvveti (F) etkili olmaktadır. N noktasının sol kısmında malzemenin v_0 hızı merdane hızından daha düşüktür. İki hız arasındaki farklılıktan kaynaklı merdane ile malzeme arasında sürtünme oluşmaktadır ve malzeme merdane aralığına ilerlemektedir. Haddeleme işlemlerinde gerçekleşen geometrik bağıntılar şematik olarak Şekil 3.18'de yer almaktadır [47].



Şekil 3.18. Haddeme geometrik bağıntılarının şematik gösterimi [47].

P_r kuvveti ile kuvvetin temas ettiği alanın oranı özgül haddeme basıncı (p) değerini vermektedir. Denklem (3.2)-(3.5), özgül ağırlığın hesaplanması için kullanılan bağıntıları içermektedir. Şekil 3.19'da özgül haddeme basıncının bulunması için gerekli boyut parametreleri görülmektedir [47].



Şekil 3.19. Haddeme boyut parametreleri [47].

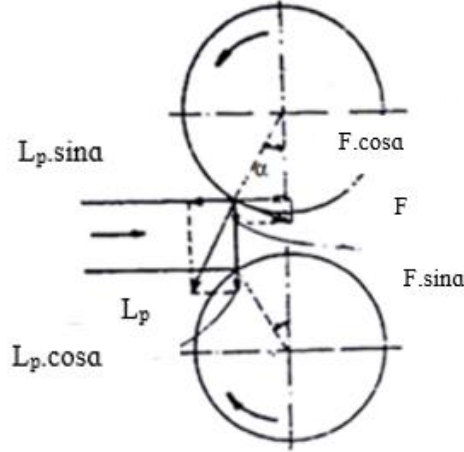
$$Temas Alanı = t \cdot L_p \quad (3.2)$$

$$L_p = \sqrt{R^2 - \left(R - \frac{\Delta h}{2}\right)^2} = \sqrt{(R^2 - R^2 + 2\Delta h \cdot \frac{R}{2} - \Delta h^2/4)} \quad (3.3)$$

$$L_p = \sqrt{(R \cdot \Delta h)} \quad (3.4)$$

$$p = \frac{P_r}{(t \cdot L_p)} = \frac{P_r}{t \sqrt{(R \cdot \Delta h)}} \quad (3.5)$$

Şekil 3.20’de yer alan şemada merdane merkezi ile malzemenin giriş ve çıkış düzlemi arasındaki açı kapma açısı (α) olarak adlandırılmaktadır. Kapma açısı Denklem (3.6) ile hesaplanmaktadır [47].



Şekil 3.20. Haddedelemde temas açısının gösterimi [47].

$$\alpha = \cos^{-1} \left[1 - \frac{\Delta}{2R} \right] \quad (3.6)$$

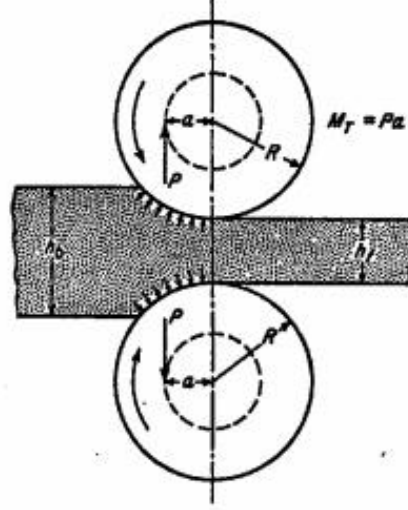
Haddeleme esnasında malzemenin merdaneler tarafından kapılması için F sürtünme kuvveti ve L_p baskı kuvveti arasında $F \cdot \cos\alpha > L_p \cdot \sin\alpha$ ve $F/L_p > \sin\alpha/\cos\alpha$ durumunun sağlanması gerekmektedir. Sürtünme kuvvetinin basma kuvvetine oranı “ μ ” olarak tanımlanmaktadır. Özetle, malzemeyi merdanenin kapma koşulu $\mu > \tan\alpha$ olarak ifade edilmektedir. Kapma koşulunun sağlanabilmesi amacıyla Δh azaltılabilir veya merdane yarıçapı R arttırılabilir [47].

Haddeleme kuvveti (P) plastik şekil değişiminin tüm temas alanında sabit akma gerilmesinin (σ_0) etkisiyle gerçekleştiği varsayılarak Denklem (3.7) ve (3.8) ile hesaplanmaktadır. Haddeleme kuvveti merdane çapı, akma gerilmesi, kesit daralması ve genişlik gibi faktörlere bağlı olarak artmaktadır [47].

$$P = \sigma_0 \cdot t \cdot L_p \quad (3.7)$$

$$P = \sigma_0 \cdot t \cdot \sqrt{R \cdot \Delta h} \quad (3.8)$$

Haddeleme işlemleri için uygulanan güç ile merdanelerin dönme hareketi sağlanmaktadır. Toplam haddeleme kuvveti, Şekil 3.21’de yer aldığı gibi merdanelerin merkez çizgisinden belirli bir (a) mesafesinde, temas yayı içindeki bir noktada toplandığı kabul edilmektedir [46].



Şekil 3.21. Haddeleme kuvvetinin toplandığı kabul edilen (a) mesafesi [46].

Haddeleme momenti hesaplanırken haddeleme kuvvetinin (P) temas yayının (L) orta noktasına etki ettiği kabul edilmektedir ve $a=L/2$ olarak alınmaktadır. İkili merdane sistemine toplam moment (MT) Denklem (3.9) ile hesaplanmaktadır.

$$MT = 2 \cdot P \cdot a = 2 \cdot P \cdot \frac{L}{2} = P \cdot L \quad (3.9)$$

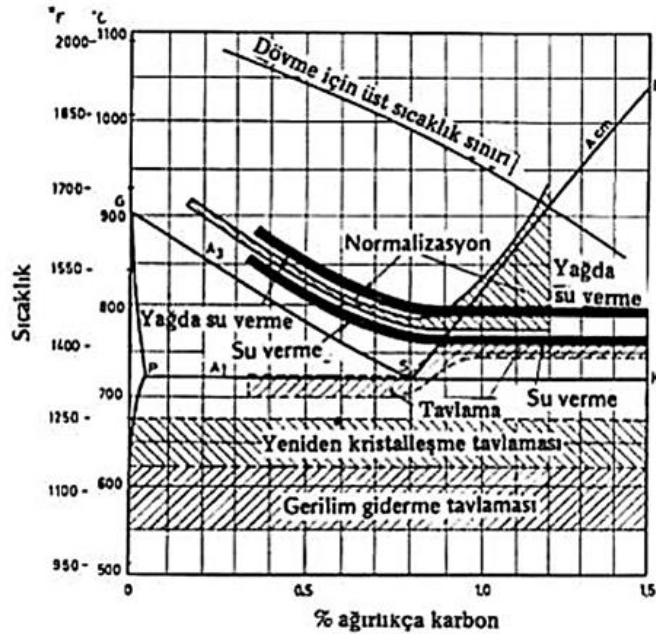
Merdanelerin her bir turunda toplam haddeleme kuvveti (P) çevre uzunluğu $2\pi a$ olan bir daire boyunca hareket etmektedir. Bu durumda iki merdanenin yaptığı toplam iş Denklem (3.10) ile hesaplanmaktadır [47].

$$\dot{İş}=2(2\pi a) \rightarrow P = 2\pi MT = 2\pi PL \quad (3.10)$$

BÖLÜM 4

ISIL İŞLEM UYGULAMALARI

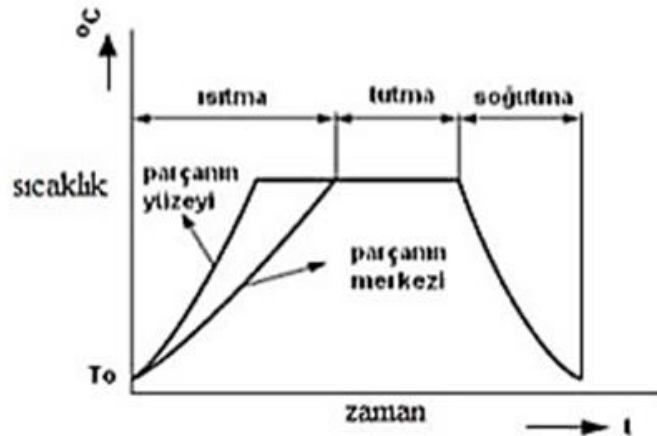
Çelik malzemelerin sahip olduğu mekanik ve metalografik özelliklerin geliştirilmesi amacıyla uygulanan ısıtma, tutma ve soğutma basamaklarından oluşan prosesler genellikle ısıl işlem olarak adlandırılmaktadır [48]. Isıl işlem süreleri ve sıcaklıkları malzemelerin mekanik özellikleri ve mikro yapısı üzerinde doğrudan etkili parametrelerdir. Dolayısıyla, çelik malzemenin istenilen mikroyapıya ve mekanik özelliklere sahip olması amacıyla demir-karbon denge diyagramı ve sıcaklığın zamana bağlı değişimini gösteren sürekli soğuma dönüşüm (CCT) diyagramı ve zaman sıcaklık dönüşüm (TTT) diyagramı yardımıyla ısıl işlem parametreleri belirlenmektedir [48]. Şekil 4.1’de yer alan demir karbon denge diyagramında karbon oranına bağlı olarak uygulanabilecek ısıl işlem türleri ve sıcaklıkları görülmektedir [48].



Şekil 4.1. Demir-karbon denge diyagramında karbon oranına bağlı olarak uygulanan ısıl işlemler ve sıcaklıkları [48].

Malzemelerde üretimde yer alan proses ya da nihai ürünün servis koşullarına göre mekanik özellik beklentisi değişebilmektedir. Uygulanan farklı ısıtma yöntemleri ve parametreleri ile mukavemet, iç gerilim, sertlik, yorulma ve tokluk gibi mekanik değerlerinin, mikroyapının değiştirilmesi, mikrosegregasyonun giderilmesi ve talaşlı işleme özelliklerinin iyileştirilmesi mümkündür [50,51].

Isıl işlem uygulamaları Şekil 4.2’de yer aldığı gibi ısıtma, tutma ve soğutma olmak üzere temelde 3 basamaktan oluşmaktadır. İstenilen mekanik özelliklere bağlı olarak ilk aşamada ısıtma sıcaklığı ve hızı belirlenmektedir. İkinci aşamada ısıtılan sıcaklıkta dönüşüm reaksiyonlarının tamamlanabilmesi amacıyla belirlenen sürelerde bekletilmektedir. Son aşamada ise bekletilme süresi tamamlanan malzeme farklı hızlarda sürekli veya kademeli olarak soğutulmaktadır [51,52].



Şekil 4.2. Zamana ve sıcaklığa bağlı olarak elde edilen ısıtma grafikleri [51].

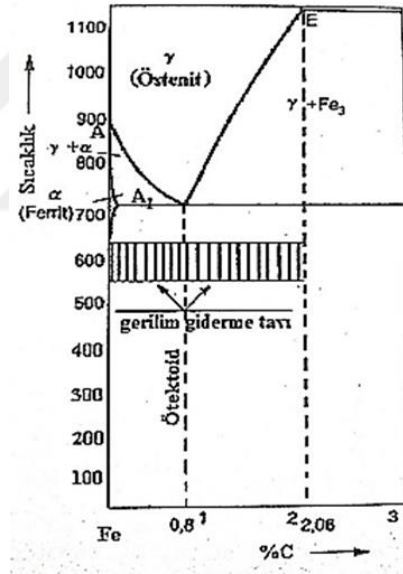
Çelik malzemelere uygulanan ısıtma işlemleri genellikle tavlama, normalizasyon, su verme ve temperleme işlemlerinden oluşmaktadır. Son dönemlerde ise uygun alaşım içeriğine sahip çelikler malzemelerin östenitleme sıcaklığına ısıtılması ve kontrollü olarak sürekli soğutulması ile ilgili uygulamalar da önem kazanmıştır [48].

4.1. TAVLAMA

Çeliklerin talaşlı imalat işlemlerini kolaylaştırmak ve şekillendirebilirlik kabiliyetlerini arttırmak amaçlı yüksek sıcaklıklara ısıtılması, bekletilmesi ve

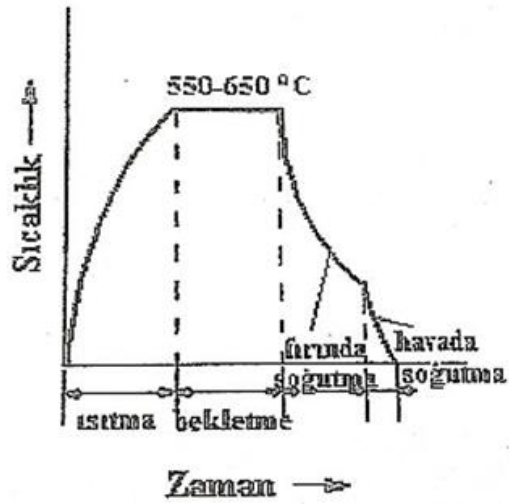
sonrasında nispeten yavaş soğuma hızlarında soğutulması ile uygulanan işlemler tavlama olarak adlandırılmaktadır. Çeliğe istenilen fiziksel ve mekanik özelliklerin kazandırılması için uygulanan işleme göre tavlama ısıl işlemleri gerilim giderme, yumuşatma, küreselleştirme gibi isimler almaktadır [52-55].

Gerilim giderme tavlaması malzemenin üretim sürecinde yer alan soğuk şekillendirme ya da kaynak gibi işlemlerden kaynaklanan gerilimlerin ortadan kaldırılması amacıyla uygulanan bir ısıl işlemdir. Çelik malzemeye kritik dönüşüm sıcaklıklarının altında genellikle 550 °C gibi sıcaklıklara ısıtılarak bir süre bekletilmesi ve sonrasında yavaş soğutulması ile gerilim giderme tavlaması uygulanmaktadır [50,56]. Şekil 4.3'te gerilim giderme tavlaması işleminin demir karbon denge diyagramı üzerinde uygulandığı sıcaklık ve karbon aralığı görülmektedir [52].



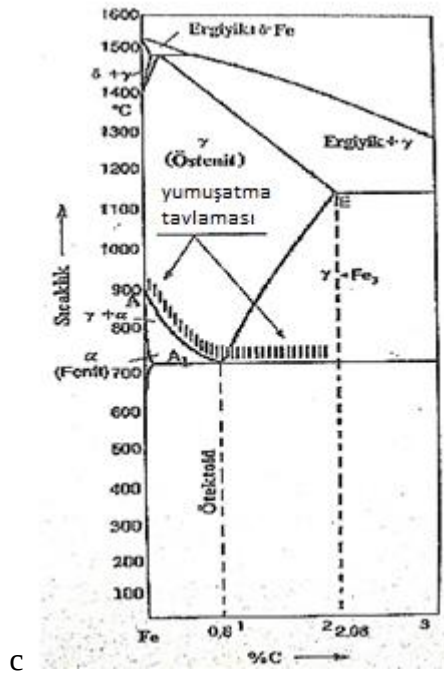
Şekil 4.3. Fe-C denge diyagramı üzerinde gerilim giderme tavlamasının uygulandığı aralık [52].

Gerilim giderme tavlama işlemi genellikle belirlenen sıcaklıklarda malzemenin 2-4 saat kadar bekletilmesi ve oluşabilecek yeni gerilmeleri gidermek amacıyla önce belirli bir sıcaklığa kadar fırında yavaş soğutulması sonrasında ise oda sıcaklığına kadar havada soğutulması ile gerçekleştirilmektedir. Şekil 4.4'te uygulanan ısıl işleme ait zaman-sıcaklık diyagramı görülmektedir [52].



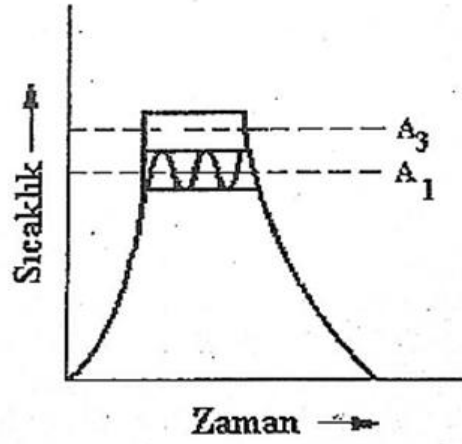
Şekil 4.4. Gerilim giderme tavlama sürecinin zaman-sıcaklık grafiği [52].

Yumuşatma tavlama işlemi malzemenin sertlik değerlerini azaltmak amacıyla uygulanmakta olan bir ısıtma işlemidir. Uygulanan ısıtma işlemi ile malzemenin soğuk şekillendirilme işlemini kolaylaştırmak hedeflenmektedir. Şekil 4.5'te görüldüğü gibi uygulama sıcaklığı ötektoid altı çeliklerde A_{C3} , ötektoid üstü çeliklerde ise A_{C1} dönüşüm sıcaklığının hemen üzerinde tercih edilmektedir [52].



Şekil 4.5. Yumuşatma tavlama sürecinin Fe-C denge diyagramı üzerindeki gösterimi [52].

Şekil 4.6’da yer alan zaman-sıcaklık diyagramında görüldüğü gibi işlem sıcaklığına kadar ısıtılan çeliğin belirtilen sıcaklıklarda bir süre bekletilmesi sonrası soğutulması ise yine fırın içerisinde çok yavaş soğuma hızlarında gerçekleştirilmektedir [52].

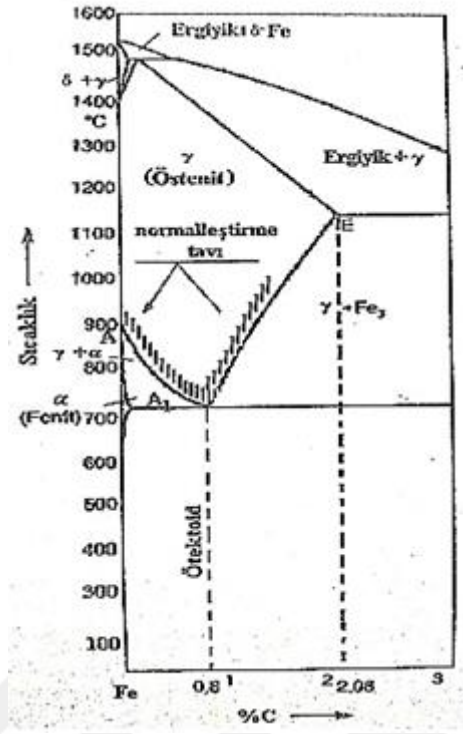


Şekil 4.6. Yumuşatma tavlama sürecinin zaman-sıcaklık grafiği ile gösterimi [52].

4.2. NORMALİZASYON

Normalizasyon ısıtma işlemleri malzemenin mekanik özelliklerini ve mikroyapısal özelliklerini iyileştirmek amacıyla uygulanan bir ısıtma işlemidir. Uygulamanın temel amacı mikroyapıda bulunan taneleri küçülterek homojen ve eş eksenli bir yapı oluşturmak ve ötektoid üstü çeliklerde tane sınırlarında yer alan karbür yapılarının düzenli dağılımını sağlamaktır. Ayrıca, yumuşatma tavlama uygulanmış çeliklerde istenilen yüksek mekanik özelliklerin tekrar sağlanabilmesi amacıyla da normalizasyon ısıtma işlemi uygulanmaktadır [55].

Çeliklere uygulanan normalizasyon işlemi Şekil 4.7’de görüldüğü gibi ötektoid altı çeliklerde A_{c3} , ötektoid üstü çeliklerde ise A_{cm} dönüşüm sıcaklıklarının yaklaşık olarak 40-50 °C üstündeki sıcaklıklara ısıtılması ve sonrasında fırın dışında durgun havada soğutulması ile gerçekleşmektedir [53-55].



Şekil 4.7. Normalizasyon ısıl işleminin Fe-C denge diyagramı üzerinde gösterimi [52].

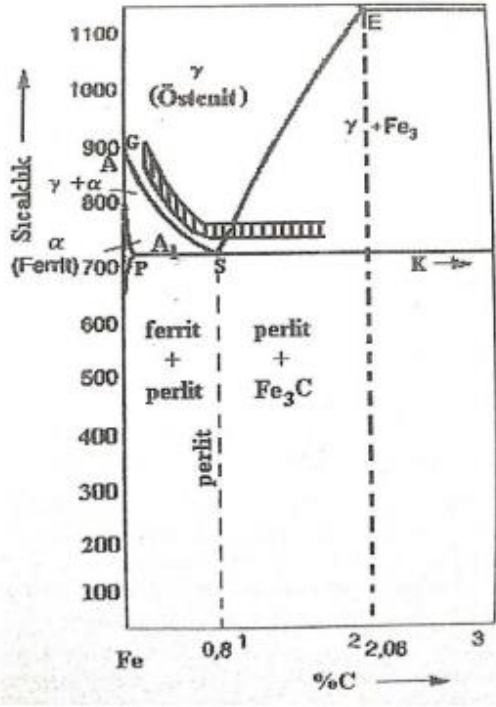
Normalizasyon ısıl işlemine ait zaman-sıcaklık grafiği Şekil 4.8’de gösterilmektedir [52].



Şekil 4.8. Normalizasyon ısıl işlemine ait zaman-sıcaklık diyagramı [52].

4.3. SU VERME VE TEMPERLEME (ISLAH İŞLEMİ)

Su verme ısıt işlemleri temel olarak östenit sıcaklığına ısıtılan çeliklerin hızlı soğutularak iğnemi yapıya sahip, sert ve kırılğan özellik gösteren martenzit yapısının elde edilmesi amacıyla uygulanan bir işlemdir [57]. Şekil 4.9'da su verme işleminin uygulandığı sıcaklık aralıkları belirtilmektedir [52].



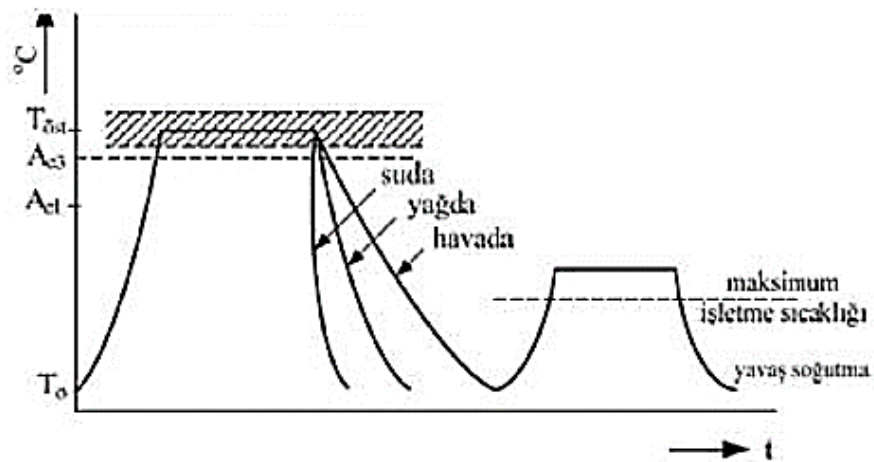
Şekil 4.9. Su verme işleminin Fe-C denge diyagramı üzerinde gösterimi [52].

Östenit sıcaklığına ısıtılan çeliklerde nispeten yavaş soğutma işlemi sonrasında yüzey merkezli kübik (YMK) östenit mikroyapısından hacim merkezli kübik (HMK) yapısına sahip ferrit, perlit gibi mikroyapılara dönüşmek için yeterli zaman oluşmaktadır. Hızlı soğutma işleminde ise karbon difüzyonu için yeterli zaman yoktur ve bu nedenle farklı bir yapı oluşmaktadır. Hacim merkezli tetragonal (HMT) yapısına sahip ve karbonca aşırı doymuş olan mikroyapı martenzit olarak isimlendirilmektedir. Martenzit, Fe-C diyagramında yer almayan ancak TTT diyagramlarında yer alan bir faz yapısıdır.

Tavlama işlemi sonrasında yüksek sıcaklıkta östenit mikroyapısı kazandırılan çeliğin hızlı soğutma işleminde genellikle su ya da yağ ortamı kullanılmaktadır. Bazı uygulamalarda çok hızlı soğutma rejimlerinin elde edildiği hava ortamı ya da farklı tuzların kullanıldığı kimyasal havuzlar da tercih edilmektedir. Belirtilen soğutma işlemi genellikle “su verme” olarak nitelendirilmektedir. Hızlı soğutma neticesinde malzeme mikroyapısındaki fiziksel değişmelerin olduğu çarpılmaların en aza indirilmesi amacıyla yağ ortamı suya göre daha sık kullanılmaktadır [48,52].

Su verilmiş çeliklerde martenzit mikroyapısı çeliğe yüksek mukavemet ve sertlik kazandırmaktadır. Fakat düşük süneklik değerlerine sahip olan çelikten istenilen mekanik özellikleri elde edebilmek amacıyla su verme işleminin ardından ek bir ısıtma işlemi daha uygulanmaktadır. Temperleme olarak isimlendirilen ısıtma işlemde çelik genellikle 400-600 °C arasındaki sıcaklıklarda ısıtılarak ardından yavaş soğutulmaktadır. Temperleme işlemi ile birlikte çeliğin mikroyapısı homojenleştirilirken istenilen süneklik ve tokluk değerleri de elde edilmektedir [54,55].

Su verme (sertleştirme) ve temperleme ısıtma işlemleri kombine edilmiş olarak uygulanırken ıslah işlemi olarak adlandırılmaktadır. Islah işlemleri zamana ve sıcaklığa bağlı olarak Şekil 4.10’da yer alan grafikteki gibi gösterilmektedir [52].

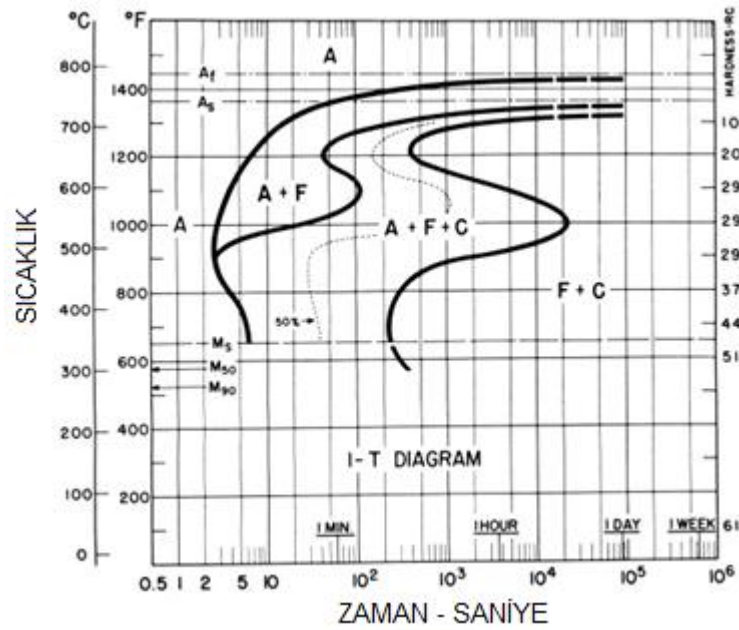


Şekil 4.10. Islah işleminin zaman- sıcaklık grafiği olarak gösterimi [52].

4.4. ZAMAN-SICAKLIK-DÖNÜŞÜM VE SÜREKLİ SOĞUMA DİYAGRAMLARI

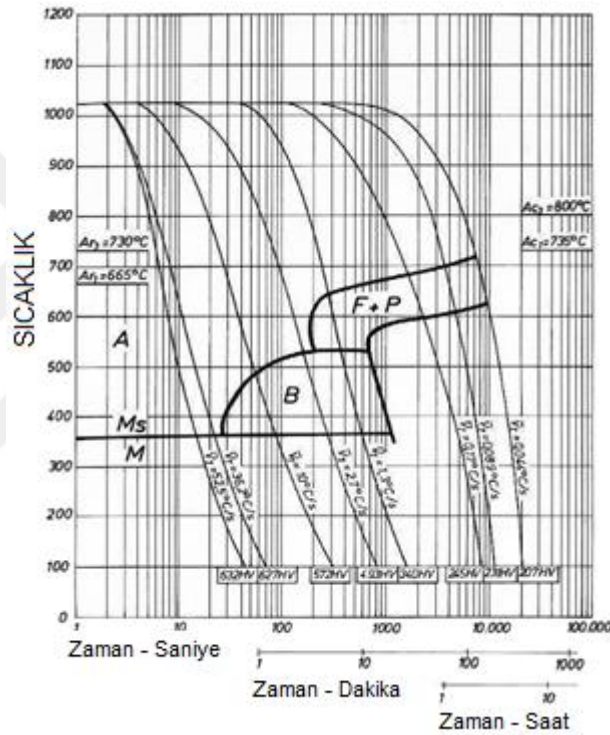
Çelik malzemelerin sahip olduğu faz yapılarının tamamını Fe-C denge diyagramından tespit etmek mümkün değildir. Martenzit ve beynit gibi yapıların elde edilebilmesi ve uygun sıcaklık ve zaman gibi parametrelerinin belirlenebilmesi amacıyla zamana bağlı dönüşümleri gösteren diyagramlara ihtiyaç duyulmaktadır. Östenitleme sıcaklığına ısıtılan malzemelerde mikroyapısal dönüşümler soğutma aşamasında sürekli soğutulularak veya izotermal olarak gerçekleştirilmektedir [58,59].

Çelik malzemelerin östenitleme sıcaklığına ısıtılması ve soğutma aşamasında dönüşümün gerçekleşmesi için sabit bir sıcaklıkta bekletilmesi işlemine izotermal dönüşüm denmektedir. Çeliğin kimyasal kompozisyonunda yer alan karbon ve diğer alaşım elementlerinin yayınması sıcaklık ve zamana bağlı olarak gerçekleşmektedir. İzotermal dönüşümler için gerekli olan sıcaklık ve süre parametrelerinin belirlenebilmesi için Şekil 4.11’de yer alan malzemenin dönüşüm eğrilerini içeren zaman-sıcaklık-dönüşüm (TTT) diyagramlarının kullanılması gerekmektedir. TTT diyagramları, izotermal dönüşüm safhasında faz yapıları ile zaman arasındaki ilişkiyi ifade etmektedir [58, 59].



Şekil 4.11. 42CrMo4 çelik kalitesine ait örnek TTT diyagramı [58].

Sürekli soğutma işlemlerinde dönüşüm kinetiği, sürekli soğutma dönüşümü (CCT) diyagramları ile ifade edilmektedir. Şekil 4.12’de yer aldığı gibi CCT diyagramları, sıcaklık zaman diyagramı üzerinde gösterilen soğuma eğrileri ile dönüşüm başlangıç ve bitiş sıcaklıklarını içermektedir. Östenitleme sıcaklığından sabit bir hızda soğutulan malzemedeki faz dönüşümlerinin ve buna bağlı olarak sertlik, mukavemet gibi mekanik değerlerin tahmin edilebilmesi amacıyla kullanılmaktadır. Malzemenin CCT diyagramlarında yer alan dönüşüm eğrileri kimyasal bileşimine bağlı olarak değişim göstermektedir [58, 60].



Şekil 4.12. 42CrMo4 çelik kalitesine ait örnek CCT diyagramı [58].

4.5. SÜREKLİ SOĞUTMA

Çelik malzemelerde istenilen mekanik özelliklerin elde edilmesi için kompozisyonda yer alan alaşım ilaveleri ve uygulanan ısı işlemler en önemli parametreleri oluşturmaktadır. Plastik şekil verme işlemleri sonrasında üretilen nihai üründe beklenen mekanik performansın sağlanması için alaşım tasarımı ve ısı işlem rotası en uygun değerlere göre belirlenmektedir. Son dönemlerde yapılan çalışmalarda

yüksek mekanik özelliklere sahip çeliklerin su verme ve temperleme işlemi uygulanmadan sürekli soğutularak da elde edilebileceği görülmektedir [61-64].

Otomotivde biyel kolu, dizel ray, çeki kancası gibi ürünlerde dövme işlemi sonrası sürekli soğutma ile yüksek mukavemete sahip olan farklı mikroalaşım ilaveleri içeren çelikler kullanılmaktadır. CCT eğrileri göz önünde bulundurularak çeliğin istenilen mikroyapısına sahip olacağı soğuma rejimlerinde yapılan soğutma işlemlerinde daha hızlı soğutmalar için hava üfleyen fanlar kullanıldığı gibi işlem durgun havada da yapılabilir. Sürekli soğutma işlemi sonrasında malzemede genellikle beynitik ya da ferrit-perlitin birlikte bulunduğu mikroyapılar elde edilmektedir. İşlem sonrası nihai üründe yüksek mukavemet ile birlikte iyi derecede tokluk değerlerinin de elde edilmesi sürekli soğutma işlemine olan ilgiyi arttırmaktadır [61-64].

4.6. SOĞUTMA ORTAMLARI

Östenitleme işlemi sonrasında soğutma hızı faz yapısının ve mekanik özelliklerin belirlenmesinde en temel unsurlardandır. Malzemenin kullanılacağı alana göre servis koşulları belirlenerek sorunsuz çalışabilmesi için uygun mekanik özelliklerde olması beklenmektedir. Dolayısıyla malzemenin hedeflenen mekanik özelliklere ve mikroyapıya sahip olması için TTT ve/veya CCT diyagramları üzerinden doğru soğutma rejimlerinin belirlenmesi gerekmektedir. Martenzit yapının oluşabilmesi için su, yağ, polimer ve tuzlu su gibi soğutma hızı yüksek ortamlar tercih edilmektedir. Martenzit yapıya göre daha yavaş soğutma hızlarında elde edilen beynit yapısının elde edilebilmesi için kimyasal bileşime bağlı olarak oda sıcaklığında ya da hava üflemeli fanlar yardımıyla soğutma işlemleri uygulanmaktadır [64].

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Tez kapsamında yapılan çalışmalarda laboratuvar ölçekli prototip olarak üretilen 42CrMo4 ve CARGEM B1200 kalite çeliklerden yararlanılmıştır. Üretim porsesi sırası ile laboratuvar ölçekli döküm, sıcak haddeme, ısıtım işlem uygulamaları ile mikroyapısal ve mekanik test incelemelerinden oluşmaktadır.

Islah ısıtım işlemi uygulanan çalışmalarda kullanılan 42CrMo4 kalitesine ait kimyasal kompozisyon Çizelge 5.1’de paylaşılmıştır. 42CrMo4 kalitesi EN 10083-3 “Suverilmiş ve temperlenmiş çelikler” standardında yer alan ısıtım işlemi sonrası elde edilen yüksek mekanik özellikleri sebebi ile otomotiv, enerji, makine sektörlerinde sıklıkla kullanılan standart bir çelik kalitesidir.

Çizelge 5.1. 42CrMo4 kalitesine ait kimyasal kompozisyon bilgileri (ağ.%).

Elemet	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
min.	0,38		0,60		0,020	0,90	0,15
maks.	0,45	0,40	0,90	0,025	0,040	1,20	0,30

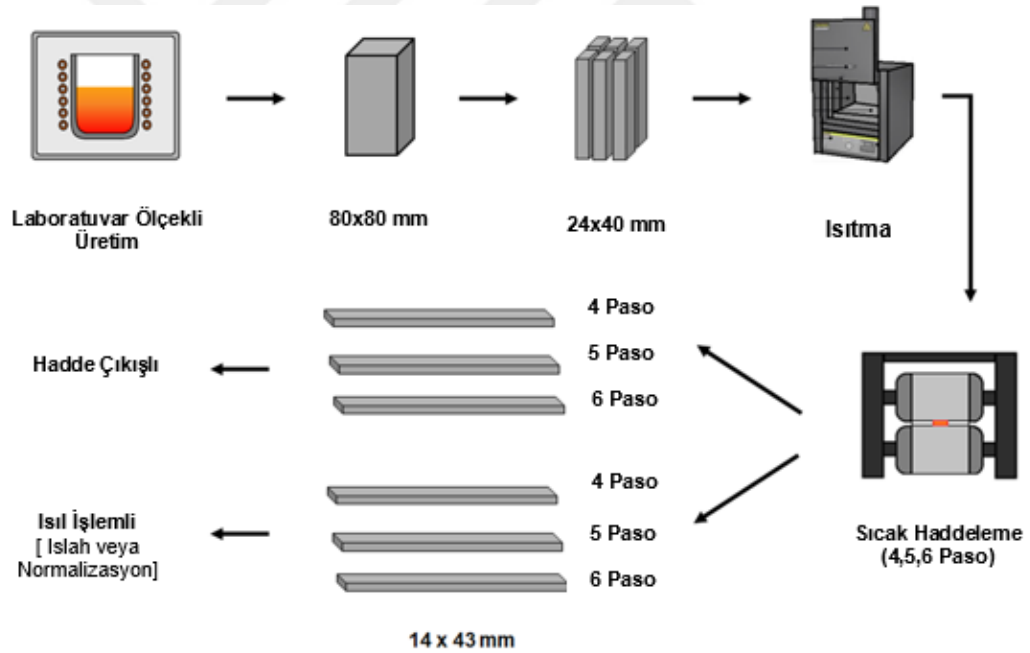
Sürekli soğutma işlemi uygulanan CARGEM B1200 ise ÇEMTAŞ Ar-Ge Merkezi tarafından geliştirilen ve özellikle otomotiv sektöründe yüksek yorulma dayanımı gerektiren uygulamalarda kullanıma uygun olan beyitlik mikroyapıya sahip özel bir çelik kalitesidir. CARGEM B1200 kalitesine ait kompozisyon bilgileri Çizelge 5.2’de paylaşılmıştır.

Çizelge 5.2. CARGEM B1200 kalitesine ait kimyasal kompozisyon bilgileri (ağ%).

Element	C	Si	Mn	S	Cr, Mo	V, Nb, Ti, B
min.	0,20	1,30	1,40	0,060	1,50	0,065
maks.	0,24	1,50	1,60	0,080		

5.1. İNGOT DÖKÜM ÜRETİMİ

Laboratuvar ölçekli üretimlerde orta frekans 35 kW ve 10 kg çelik kapasitesine sahip vakumlu indüksiyon ergitme sistemi kullanılmıştır. Ergitme işleminden sonra dökümler 80x80mm kare kesite sahip kalıplarda gerçekleştirilmiştir. İngot döküm işleminde kullanılan ekipmanlara ait görseller ve proses şeması Şekil 5.1’de paylaşılmıştır.



Şekil 5.1. İngot döküm üretiminde kullanılan ekipmanlar ve proses şeması.

Kalıp içerisinde katılaştan çeliklerin kimyasal kompozisyonları Thermo Scientific ARL 4460 optik emisyon spektrometresi (OES) ile analiz edilmiş ve hedeflenen aralıklarda analizin uygunluğu belirlenmiştir. Her bir hedef üretim kalitesi için istenilen analiz aralığını sağlayan 4 adet olmak üzere toplanda 8 adet üretim gerçekleştirilmiştir.

80x80mm kare kesitte 150 mm yükseklikte üretilen dökümler sıcak deformasyon işlemi öncesinde 24x40x150 mm ölçülerinde kesilmiştir. Böylece herbir döküm üretiminden sıcak deformasyon işlemi uygulanacak olan 6 adet numune elde edilmiştir. Elde edilen 6 numunenin 3 tanesi haddelendiği şekliyle incelenirken geri kalan diğer 3 tanesi hadde sonrası aşağıda detaylandırılan ısıl işlem prosesleri uygulanmış şekliyle değerlendirilmiştir.

5.2. HADDELEME PROSESİ

Kesme işlemi uygulanan numunelere sıcak haddeleme prosesi için 1150 °C'de 1 saat östenitleme işlemi uygulanmıştır. Daha sonrasında numuneler, Ø150 mm merdane ölçülerine sahip hadde cihazında 20 rpm hızda sıcak haddelenmiştir. Toplamda %42 deformasyon elde edilecek şekilde numunelere 4, 5 ve 6 kademeli (paso) deformasyon uygulanmıştır. Deformasyon işlemi sonrasında 14 mm kesit kalınlığına sahip numuneler elde edilmiştir. Sıcak haddeleme sırasında, 4, 5 ve 6 pasoları için son haddeleme sıcaklıkları ve haddeleme süreleri sırasıyla 950 °C/20 s, 930 °C/25 s ve 910 °C/30 s olarak ölçülmüştür.

5.3. HADDELENEN MALZEMELERİN ISIL İŞLEMİ

42CrMo4 çeliğine haddeleme ve havada soğutma sonrası östenitleme, yağda soğutma ve temperleme ısıl işlemi uygulanmıştır. 850 °C'de 30 dk. östenitleme işlemi uygulanan numuneler 60 °C sıcaklığa sahip yağ ortamında soğutulmuş ve sonrasında 460 °C'de 60 dk. temperleme yapılmıştır.

CARGEM B1200 çeliğinden haddeleme ve havada soğutma sonrası elde edilen numunelere 1150 °C'de 45 dk. tavlama işlemi uygulanmış ve sonrasında numuneler havada soğutulmuştur.

5.4. MİKROYAPI İNCELEME ÇALIŞMALARI

Haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanan ve uygulanmayan numunelerin mikroyapı incelemeleri optik ve SEM kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

5.4.1. Optik Mikroskop İncelemeleri

Optik mikroskop incelemelerinde metalografik olarak hazırlanan numuneler çeşitli büyütme oranları kullanılarak incelenmiştir. Deformasyon yönüne dik ve paralel kesitlerden alınan numuneler uygun ölçülerde kesilerek bakalite alınmıştır. Numune hazırlama işlemlerinde ilk olarak 200, 400, 600, 800 ve 1000 meshlik zımpara kağıtları kullanılarak zımparalama işlemi uygulanmıştır. Parlatma işleminde ise 3 µm elmas pasta ve kadife çuha kullanılarak numuneler dağlama işlemine hazır hale getirilmiştir. Dağlama işleminde methanol içerisine %2 nitrik asit konularak elde edilen Nital çözeltisi kullanılmıştır. İşlem sonrası numunelerin dağlanan yüzeyleri methanolle temizlenip kurutulmuştur ve optik mikroskop ile incelemeye hazır hale getirilmiştir.

Optik mikroskop incelemelerinde Nikon Eclipse görüntüleme entegrasyonuna sahip Nikon Epiphot 200 marka optik mikroskop kullanılmıştır. %2 Nital solüsyonu ile dağlanan numunelerin 100X, 200X ve 500X büyütmelerde görüntüleri alınmıştır.

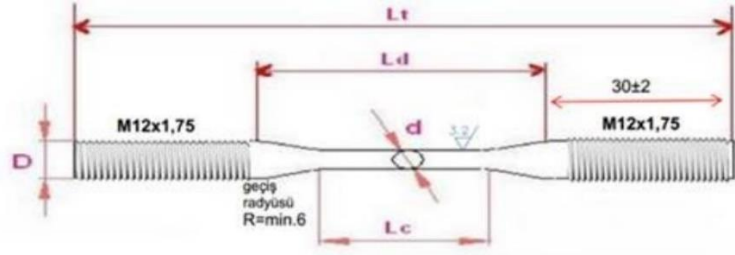
5.4.2.Tarama Elektron Mikroskobu (SEM) Mikroyapı ve Kırık Yüzek İncelemeleri

Numunelerin detaylı mikroyapı ve kırık yüzey incelemeleri Karabük Üniversitesi Demir Çelik Enstitüsünde bulunan Carl Zeiss Ultra Plus Gemini Fesem marka taramalı elektron mikroskobunda (SEM) gerçekleştirilmiştir. Haddeleme sonrası ısıtma işlemi uygulanan ve uygulanmayan 42CrMo4 ve CARGEM B1200 çeliğinden alınan numunelerin detaylı mikroyapı ve kırık yüzey resimleri incelenerek mekanik özelliklerdeki değişim tespit edilmiştir.

5.5. MEKANİK TESTLER

5.5.1. Çekme Testi

Çekme test numuneleri DIN 50125 standardına göre hazırlanmıştır. Çekme testlerinde kullanılan numunelerin ölçüleri Şekil 5.2’de paylaşılmıştır. Çekme testi 10 mm/dk. çekme hızında Zwick Z400 çekme test cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Çekme Test Çubuğu Ölçüleri				
ØD	Ød	L _c	L _d	L _t
Matzeme Çapı (mm)	Çubuk Çapı (mm)	Min. Gövde Uzunluğu (mm)	Eğimli Bölge Mesafesi (mm)	Min. Toplam Uzunluk (mm)
Dimensions : M12x1,75	8	49	61	121
Toleranslar :	-	± 0,03	± 0,40	± 0,50

Şekil 5.2. Çekme test numunesi ölçüleri.

BÖLÜM 6

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. KİMYASAL ANALİZ SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

42CrMo4 ve CARGEM B1200 kaliteleri için ısıtılmalı ve ısıtılmalı koşullarda denemelerde kullanılmak üzere toplam 8 adet üretim gerçekleştirilmiştir. Üretimlere ait analiz sonuçları Çizelge 6.1’de paylaşılmıştır.

Çizelge 6.1. Üretimlere ait analiz sonuçları (ağ.%).

Numune/Element	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	V, Nb, Ti, B
42CrMo4	0,43	0,25	0,74	0,001	1,11	0,24	-
CARGEM B 1200	0,22	1,30	1,46	-	1,50		0,065

42CrMo4 üretimlerinde analiz sonuçları EN 10083-3 standardında yer alan analiz aralıklarına uygun gerçekleştirilmiştir. Özel çelik kalitesi olan CARGEM B1200 üretimlerinde ise analiz sonuçlarının hedef kimyasal kompozisyonu sağladığı gözlemlenmiştir.

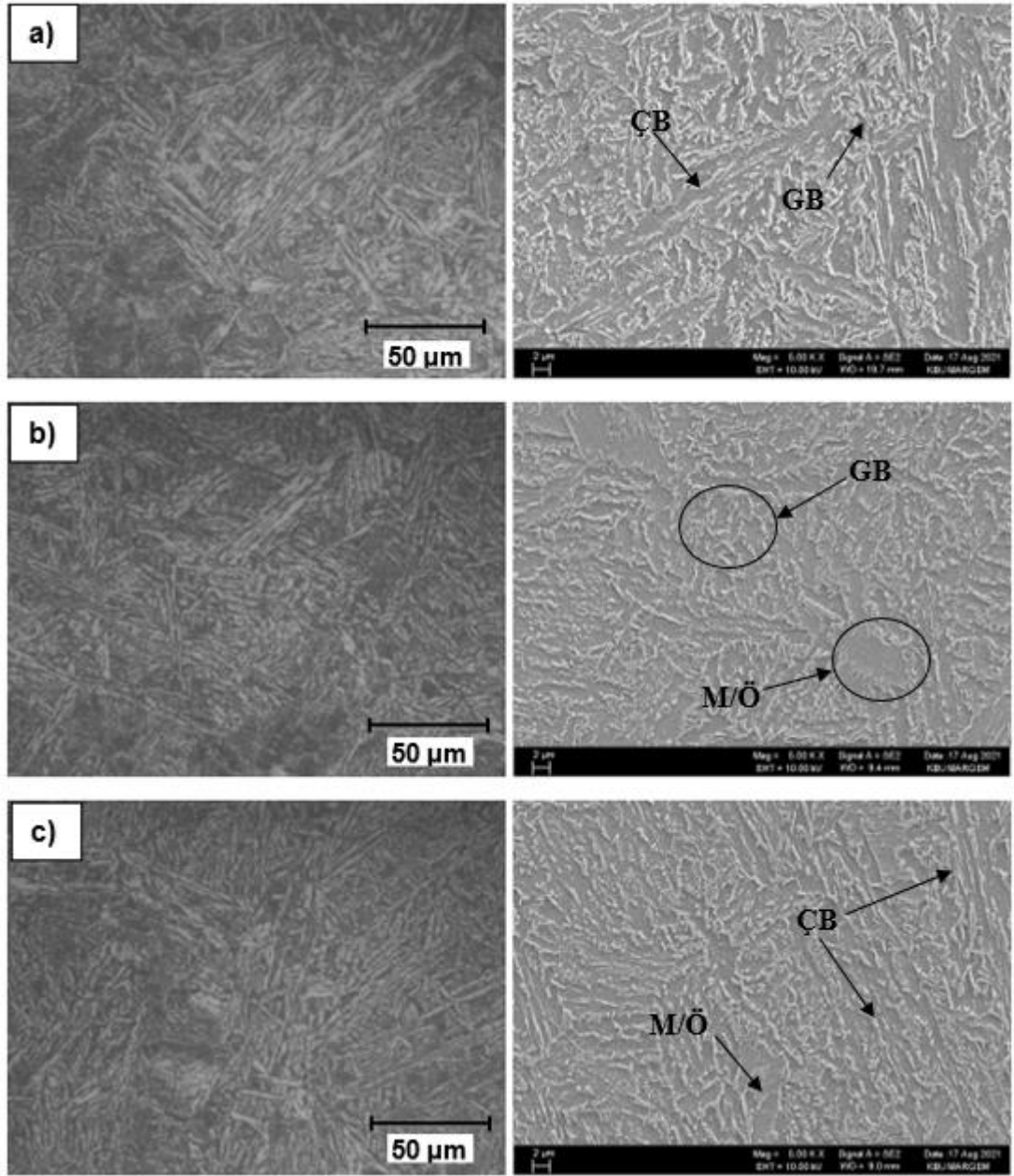
6.2. MİKROYAPI SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Bu bölümde haddelenmiş ve haddeleme sonrası ısıtılmalı işlem uygulanmış orta karbonlu düşük alaşımlı çelik (42CrMo4) ve yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik (CARGEM B1200) numunelerin mikroyapı görüntüleri paylaşarak değerlendirilmiştir. Mikroyapı görüntüleri hadde yönüne dik olarak hazırlanan numunelerden %2 Nital dağlama sonrası 100X-15000X büyütmelemlerde alınmıştır.

6.2.1. 42CrMo4 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.1’de haddelenmiş numunelerin farklı büyütmelerde alınan mikroyapı görüntüleri paylaşılmıştır. Haddelenmiş numunelerin tamamında mikroyapının yoğunluklu olarak sementit içeren beynitik ferrit ve martenzit/östenit (M/Ö) fazlarından oluştuğu gözlemlenmiştir. İçerisinde sementitin bulunduğu beynitik ferrit yapısının ise yoğunluklu olarak çita tipi beynit (ÇB) ve daha düşük oranlarda granular beynit (GB) içerdiği belirlenmiştir. Şekilden görüldüğü gibi beynit fazındaki çitalar benzer düzlemlerde fakat farklı kristalografik yönlerde yönlenmiştir. GB mikroyapısı ise granül şekilli kaba ferrit, sementit ve blok M/Ö fazlarından oluşmuştur.

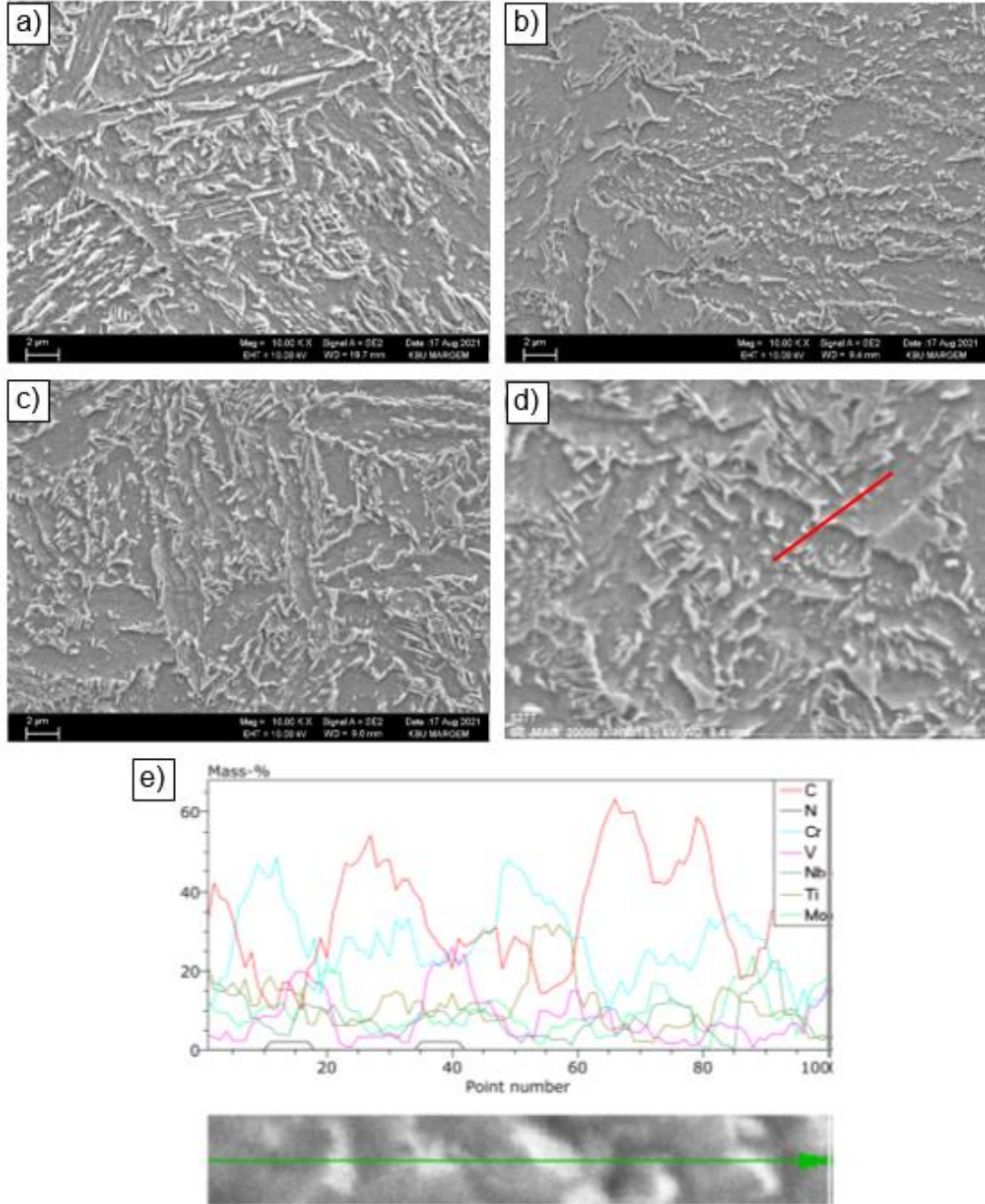
Ayrıca haddelemede uygulanan deformasyon işleminin 4 pasodan 5 pasoya çıkmasıyla GB mikroyapısının daha yoğun olduğu, 6 pasoda yapılan haddeleme işlemde ise ÇB bölgelerinin daha geniş alanlara yayıldığı gözlenmiştir. Ayrıca paso sayısının artmasına bağlı olarak daha ince ÇB, GB ve blok M/Ö fazlarının oluştuğu görülmüştür. Haddeleme sıcaklığının paso sayısının artışına bağlı olarak düşmesi karbon atomlarının difüzyonunu azaltarak mikroyapının daha ince olmasına neden olmaktadır. Bunun sonucunda kararlılığı azalan östenit daha ince yapıli beynit ve martenzit fazına dönüşmektedir. Lifeng ve ark. [65] AISI 4140 çeliğinin mikroyapı mekanik özelliklerine düşük sıcaklıklarda yapılan haddeleme işleminin etkisini araştırmışlardır. Yazarlar düşük sıcaklıkta yapılan haddeleme sonucunda mikroyapının önemli derecede incelendiğini belirtmişlerdir.



Şekil 6.1. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş 42CrMo4 çeliğinin mikroyapı görüntüleri. (ÖTS: Östenit tane sınırı, ÇB: Çıta beynit, GB: Granular beynit, M/Ö: Martenzit/Östenit)

Ayrıca SEM incelemeleri beynit ve martenzit fazlarında farklı boyutlarda bazı çökeltilerin olduğunu göstermiştir. Farklı pasolarda haddelenmiş numunelerin yüksek büyütme oranlarında alınan SEM görüntüleri Şekil 6.2'de verilmiştir. Mikroyapı, çökeltiler ile beynit ve martenzit karışımından oluşmuştur. Şekil 6.2 aynı zamanda 5 pasoda sıcak haddelenmiş numunelerin çizgi EDS analiz sonuçlarını göstermektedir. 5 pasoda sıcak haddelenmiş numunede C, N, Cr ve Mo elementlerinin varlığı M_6C (Mo_6C) ve $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) çökeltilerinin oluştuğunu göstermektedir. Bu tür karbürler

arayer atomları ile etkileşime girerek mikroyapının incelmesine katkı sağlamıştır. Bahrami ve arkadaşları [66] benzer çökteltilerin H13 sıcak iş takım çeliğinde bulunduğunu ve çeliğin mikro yapısının incelmesine katkı vererek 200-400 °C sıcaklık aralığında çeliğin yüksek sıcaklık dayanımını arttırdığını belirtmişlerdir.

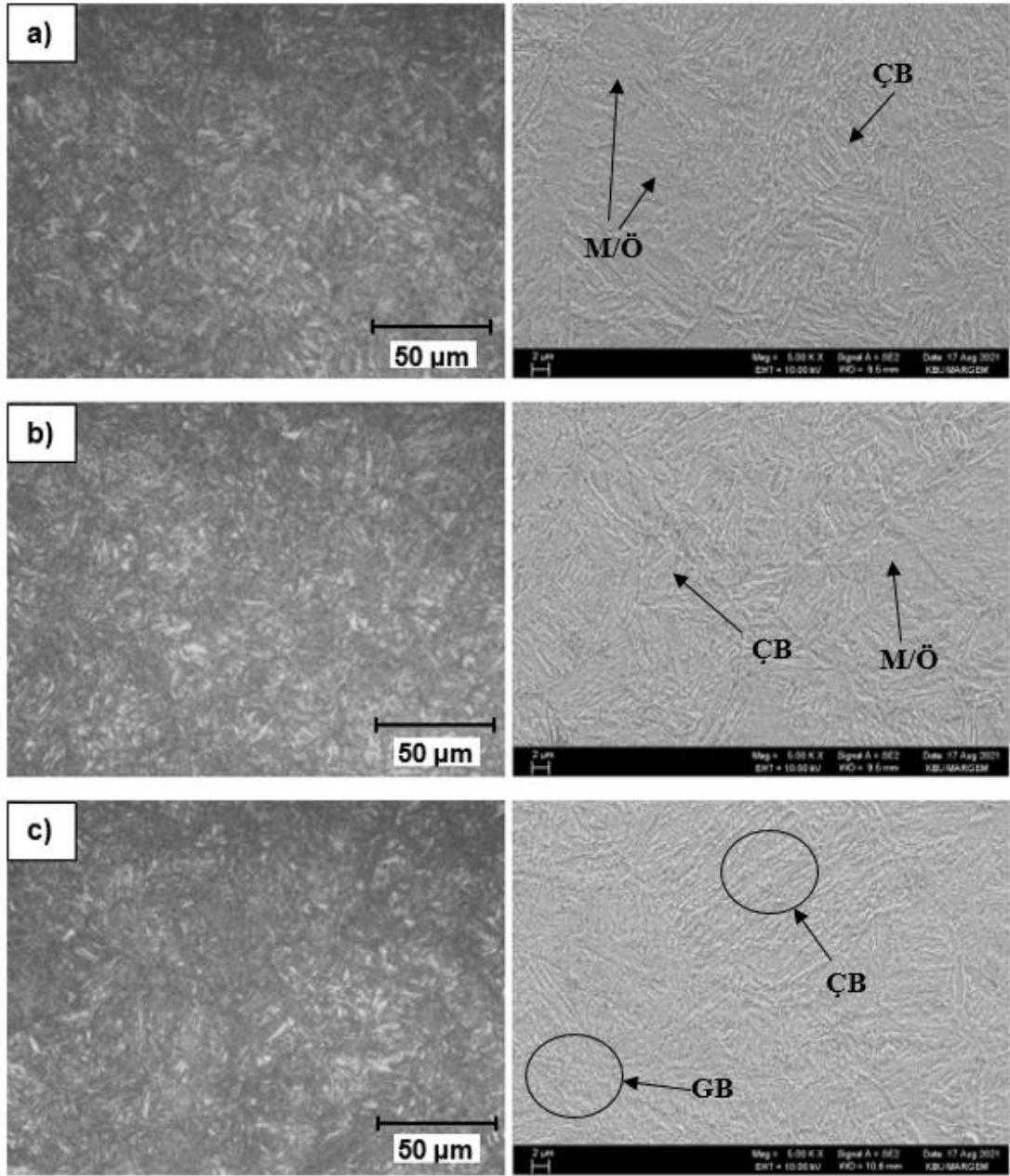


Şekil 6. 2. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş 42CrMo4 çeliğinin mikroyapı görüntüleri ve d), e) 5 pasoda haddelenen numunedeki işaretlenen çizgi boyunca alınan EDS analiz sonuçları.

6.2.2. 42CrMo4 Çeliğinin Haddeme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi

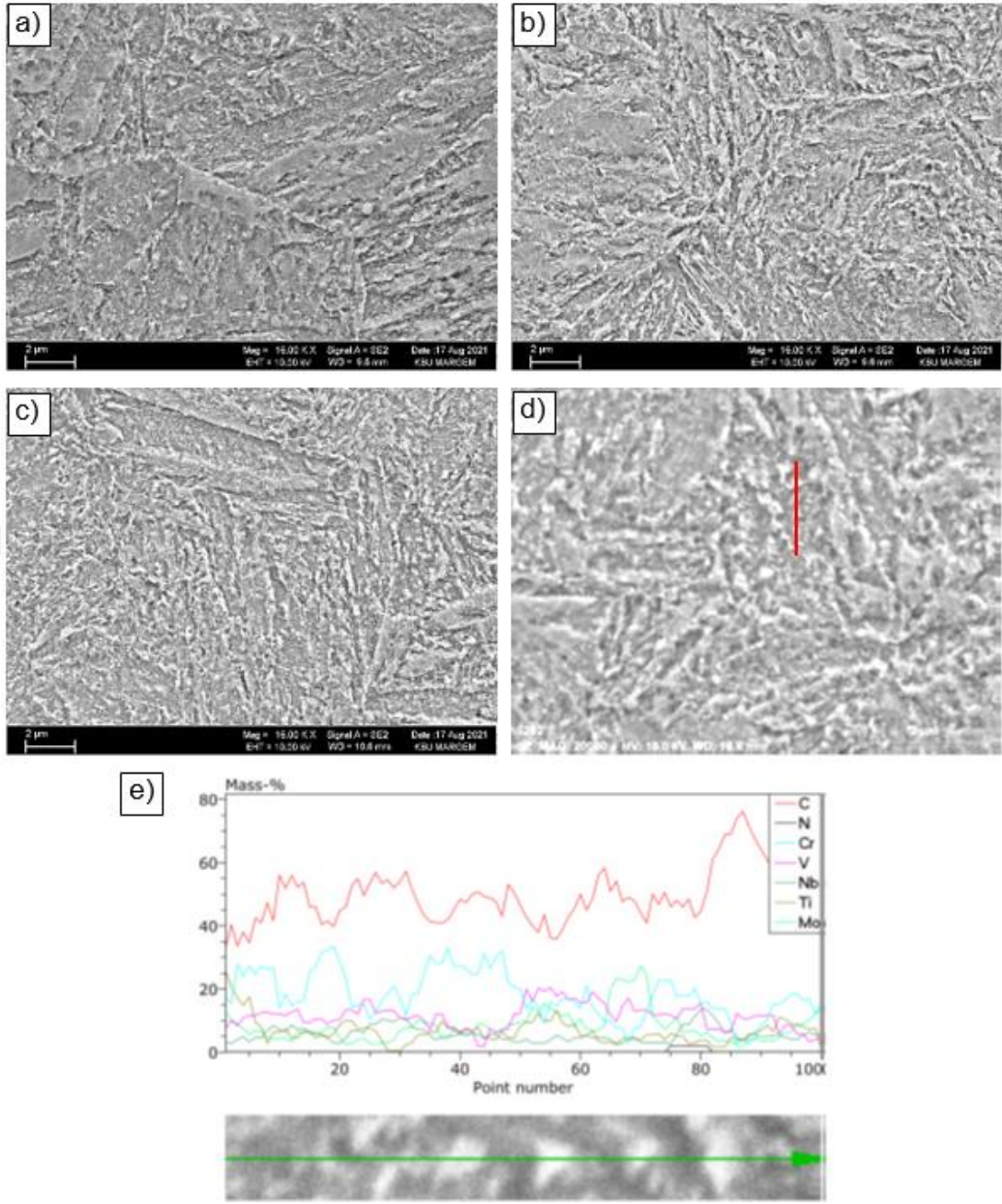
Şekil 6.3’de haddeme sonrası ısıt işleme uygulanmış numunelerin farklı büyütmelemlerde alınan mikroyapı görüntüleri paylaşılmıştır. Şekil 6.3’de görüldüğü gibi yapı sementit içeren ÇB, GB ve blok M/Ö karışımından oluşmaktadır. Haddelenmiş numunelerde olduğu gibi haddeme sonrası ısıt işleme uygulanmış numunelerde de hadde paso sayısının artmasına veya haddeme sıcaklığının azalmasına bağlı olarak; ÇB, GB ve blok M/Ö daha ince hale gelmektedir. Bununla birlikte, haddeme sonrası ısıt işleme uygulanmış numuneler tüm sıcak haddeme koşulları altında haddelenmiş numunelere göre daha ince ÇB, GB, blok M/Ö ve çökelti boyutları sergilemiştir.

42CrMo4 çeliği C elementinin yanında Si, Mo ve Cr elementlerini içermektedir. Bu elementler çeliğin sertliğini arttırmanın yanında beynit dengeleyeci elementler olarakta bilinmektedir. Örneğin Cr beynitin oluşum sıcaklığını düşürerek beynitik dönüşüm için kuluçka süresinin uzamasına neden olur. Benzer şekilde Si beynitik dönüşüm için itici gücü arttırır ve Mo beynitik dönüşümü engelleyen beynit öncesi reaksiyonları bastırır [67-69]. Bilindiği gibi haddeme sonrası 850 °C’de 30 dk. östenitleme işleme uygulanan 42CrMo4 çeliğinden elde edilen numuneler 60 °C sıcaklığa sahip yağ ortamında soğutulmuş ve sonrasında 460 °C’de 60 dk. temperlenmiştir. Soğutma ve temperleme işleme sırasında oluşan M_6C (Mo_6C) ve $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) tipi karbürler mikroyapının incelmesine neden olmuştur. Ayrıca Sanij ve arkadaşları [70] AISI 42CrMo4 çeliğinin mikroyapı ve mekanik özelliklerine tek ve çift soğutma ve temperleme ısıt işlemlerinin etkisini araştırmışlardır. Sonuçlar, çift soğutma ve temperleme işleminde kullanılan numunelerin tek soğutma ve temperleme işlemine göre daha ince östenit tane boyutuna ve buna bağlı olarakta çok daha ince martenzit fazına sahip olduğunu göstermiştir.



Şekil 6. 3. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş ve ısıt işlem uygulanmış 42CrMo4 çeliğinin mikroyapı görüntüleri (ÇB: Çıta beynit, GB: Granular beynit, M/Ö: Martenzit/Östenit).

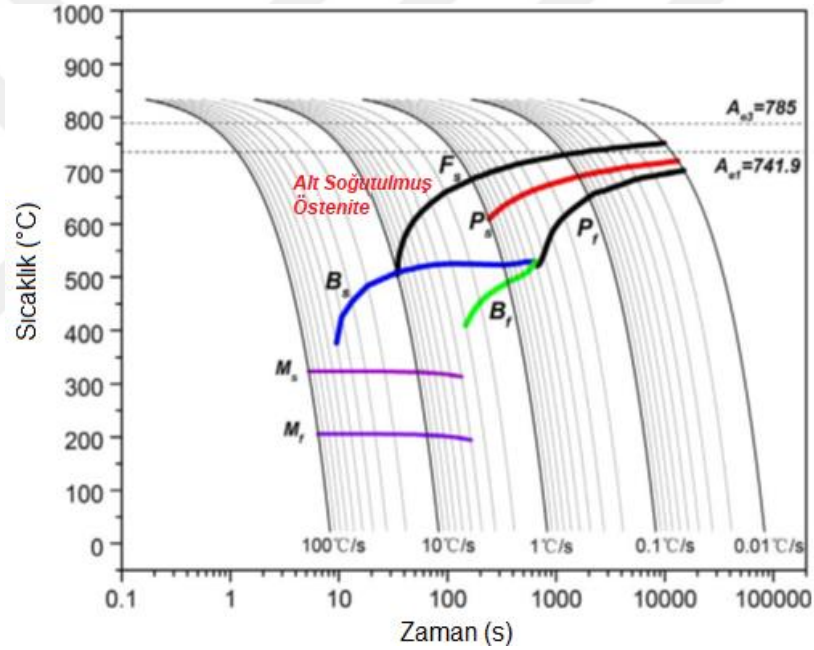
4, 5 ve 6 pasoda haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanmış numunelerin SEM görüntüleri ve 6 pasoda haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanmış numunelerin çizgi EDS analiz sonuçları Şekil 6.4'de görülmektedir. EDS analiz sonuçlarına göre haddelenmiş numunelerde olduğu gibi haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanmış numunelerde de benzer çökeltiler bulunmuştur. Bu çökeltiler haddeleme sonrası uygulanan ısıt işlem (soğutma ve temperleme) neticesinde oluşmuş olup karbür ve/veya nitrürlerden meydana gelmektedir [70].



Şekil 6. 4. . a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş ve ısıt işlem uygulanmış 42CrMo4 çeliğinin mikroyapı görüntüleri ve d), e) 6 pasoda haddelenen numunedeki işaretlenen çizgi boyunca alınan EDS analiz sonuçları.

42CrMo4 çeliğinin sürekli-soğuma-dönüşüm (CCT) diyagramı Şekil 6.5'de verilmiştir [65]. ZSD ve SD diyagramları değişen kimyasal bileşime ve östenit tane boyutuna bağlı olarak alaşımdan alaşıma değişiklik göstermektedir. Genel olarak çeliklerde kullanılan bütün alaşım elementleri, ZSD ve SD diyagramlarını uzun zamana

kaydırarak düşük soğuma hızlarında bile bey nitik ve martenzitik yapının oluşmasına neden olmaktadır. Bu alaşım elementlerine örnek olarak V, W, Mo, Cr, Mn, Si ve Ni verilebilir. Söz konusu elementlerden V en kuvvetli, Ni ise en zayıf etkiye sahiptir [71]. 42CrMo4 çeliğinde Cr ve Mo elementlerinin bulunması Şekil 6.5’de görüldüğü gibi CCT diyagramını uzun zamana kaydırarak kararsız östenit bölgesinin daha geniş bir alana yayılmasına neden olmaktadır. Bunun sonucunda bey nit burnu görünür hale gelip oluşması kolaylaşmaktadır. Şekil 6.5’de verilen CCT diyagramı 42CrMo4 çeliğinde bey nit ve martenzit fazının haddelenme sonrası havada soğutma şartlarında (8°C/s.) oluşabileceğini göstermektedir. Optik mikroskop ve SEM resimleri bu durumu doğrulamaktadır.



Şekil 6. 5. JmatPro software parogramında hesaplanan 42CrMo4 çeliğinin sürekli sağuma-diyagramı (CCT) [65].

6.2.3. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi

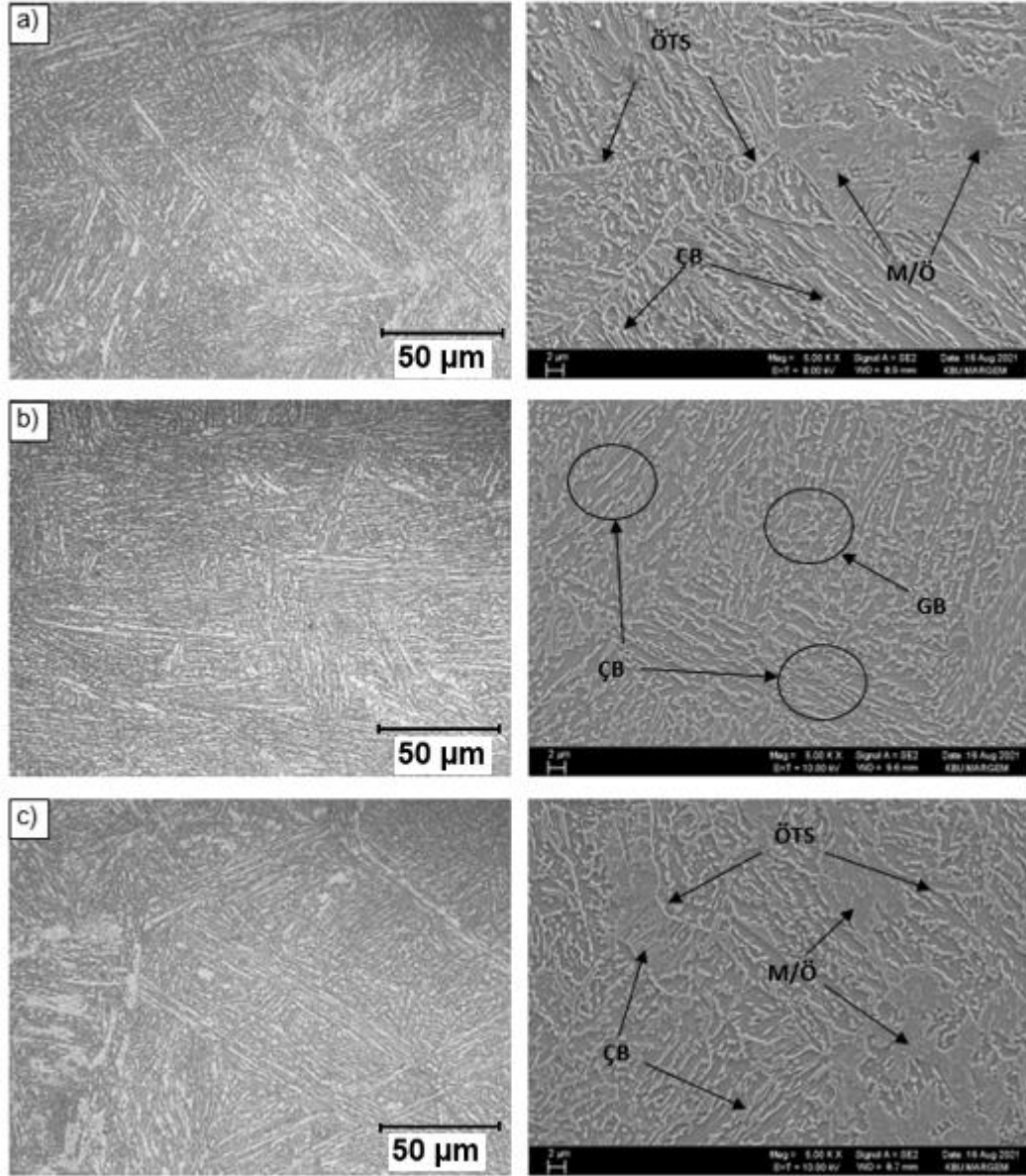
Haddelenmiş numunelerin mikroyapısı, Şekil 6.6'da gösterildiği gibi, granüler bey nit (GB) ve blok martenzit/östenit (M/Ö) adacıkları ile birlikte baskın sementit içermeyen çita bey nit (ÇB) fazından meydana gelmektedir. Şekilden görüldüğü gibi bey nit fazındaki çitalar benzer düzlemlerde fakat farklı kristalografik yönlerde yönlenmiştir.

Bu durum benzer yönlerde farklı çıtarların olduğu çıta beynitin oluşmasına neden olmuştur [72]. Optik mikroskop (OM) ve taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri, GB mikroyapısının granül şekilli kaba ferrit ve adacık halinde bulunan blok M/Ö fazlarından oluştuğunu göstermiştir. Blok şeklinde bulunan M/Ö adacıkları, östenit ve beynitik ferrit tane sınırlarında oluşmuştur. Ayrıca, yapılan metalografik incelemelerde %42 toplam deformasyon için paso sayısı arttıkça haddelenmiş numunelerde daha ince ÇB, GB ve blok M/Ö fazlarının oluştuğu görülmüştür.

Paso sayısının artışına bağlı olarak haddeleme sıcaklığının düşmesi karbon atomlarının difüzyonunu azaltırken mikroyapıyı inceltir. Sonuç olarak, haddeleme sonrası havada soğutulan numunelerde östenitin kararlılığı azalırken beynit ve martenzit faz dönüşümü meydana gelir. Ayrıca haddeleme sıcaklığının düşmesi mikroyapıda bulunan fazların durumunu etkilemeden büyük açılı tane sınırlarının oranını düşürmektedir [73,74]. Zhang ve diğerleri [75] martenzit morfolojisinin ısı işlem görmüş 25CrMo48V çeliğinin mekanik özelliklerine etkisini araştırmıştır. Çelikteki martenzit yapısının, su verme sıcaklığının düşmesiyle incelendiği sonucuna varmışlardır. Östenit tane boyutunun küçültülmesi, martenzit paketlerinin ve bloklarının inceltilmesiyle sonuçlanmıştır.

Mevcut çalışmada, haddeleme bitiş sıcaklığından bağımsız olarak tüm haddelenmiş numunelerde ÇB, düzenli çıta şeklindedir ve çıtarların içinde çok sayıda kısa çubuk benzeri parçacık vardır. Bu durum yapıda sementit içermeyen çıta biçimli beynit ve M/Ö benzeri parçacıkların bulunduğunu düşündürmektedir. Beynitik dönüşüm sırasında sementit çökmesi, düşük karbonlu çelikte %1'den fazla Si eklenerek bastırılabilir. Si, çeliklerde bilinen karbür oluşumunu engeller ve beynitik ferritten reddedilen karbon, östeniti karbonca zenginleştirir ve oda sıcaklığına kadar stabilize eder. Nihai mikroyapıya sementit içermeyen beynit denir ve iyi mekanik özellikler gösterir [76-78]. Bu nedenle, bu çalışmada Si (%1,3) ile alaşımlanmış çeliğin elde edilen mikroyapısı, sementit içermeyen beynit ve M/Ö fazlarından oluşmaktadır. Si, beynitik ferrit plakalar arasında sementit çökmesini önleyebilir, ancak sıcak deforme olmuş östenitte çökme oranını artırabilir. Örneğin, Dong ve ark. [79], Nb mikroyapılı düşük karbonlu çeliğin sıcak deformasyonu sırasında Si'nin çökme kinetiği üzerindeki etkisini araştırmış ve sıcak deforme olmuş östenitte Nb (C, N)

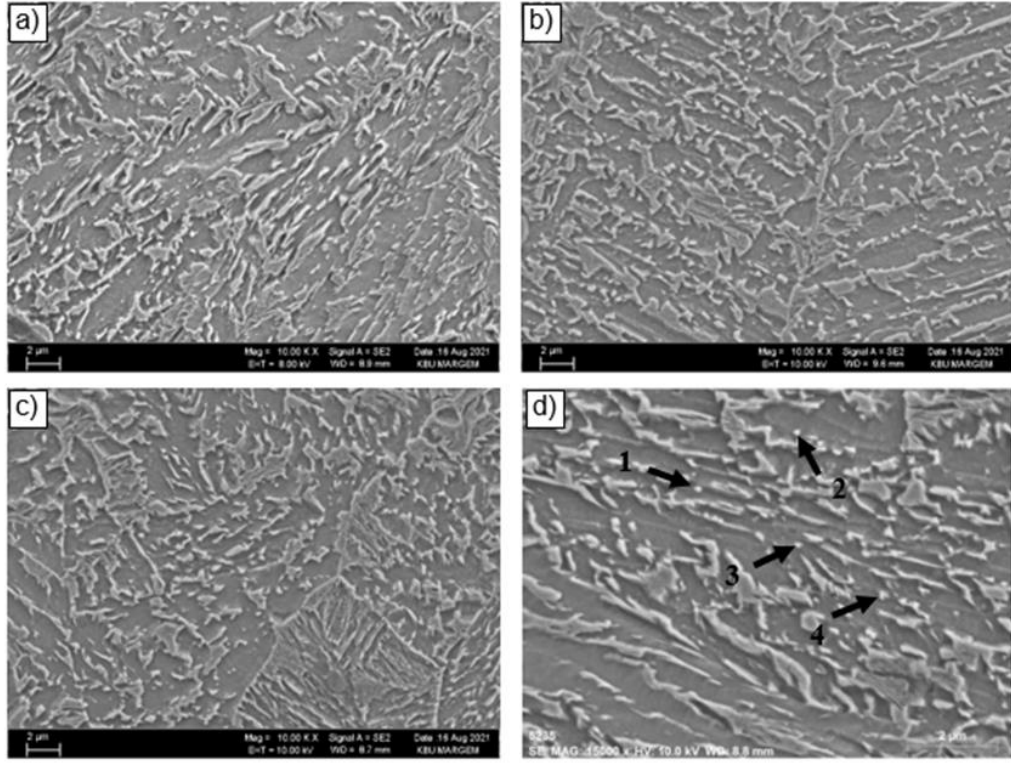
çökeltilerinin Si konsantrasyonu ile arttığını bulmuşlardır. Bu durum Si ilavesinden dolayı C ve N atom hareketlerinin artışına bağlanmaktadır. Boşluklar ve Si atomları arasında çekici bir bağlanma enerjisinin var olduğuna inanılır, bu nedenle oluşan boşluk-Si kümeleri, çökeltiler için çekirdeklenme bölgeleri olarak uygun yerlerdir [80].



Şekil 6. 6. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş CARGEM B1200 çeliğinin mikroyapı görüntüleri (ÖTS: Östenit tane sınırı, ÇB: Çıta beynit, GB: Granular beynit, M/Ö: Martenzit/Östenit).

Ayrıca SEM incelemeleri beynit ve martenzit fazlarında 100-150 nm boyutlarında bazı çökeltilerin bulunduğunu göstermiştir. Farklı pasalarda haddelenmiş numunelerin

SEM görüntüleri Şekil 6.7'de verilmiştir. Mikroyapı, çökeltiler ile beynit ve martenzit karışımından oluşmuştur. Daha yüksek soğuma hızları nedeniyle daha düşük segregasyonlara sahip üniform bir mikroyapı dağılımı elde edilmiştir [81]. Bu durum haddelenmiş numelerin katı ergiyiği içerisinde yüksek oranda serbest karbonun bulunduğunu göstermektedir. Ayrıca paso sayısının artmasıyla çökeltilerin boyutları 145 nm'den 100 nm'ye düşmüştür. Bu sonuçlar, paso sayısının artmasına bağlı olarak haddeleme sıcaklığının düşmesi ile çökelti boyutunun küçüldüğünü ve bunun sonucunda östenit tane irileşmesinin engellendiğini göstermektedir. Bu durum neticesinde östenitte daha fazla deformasyon ve ikiz bantları meydana gelerek daha ince beynit ve martenzit fazlarının çekirdeklenmesi artmıştır [82].



e)

Mass percent (%) Spectrum	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	Nb	V	B	N	Fe
1	27.42	6.24	20.43	7.48	0.00	1.25	0.00	1.25	0.00	14.85	Rest
2	24.67	9.10	21.40	10.8	0.00	1.26	0.69	1.22	0.00	0.00	Rest
3	20.51	8.03	23.85	12.62	0.81	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	Rest
4	28.51	6.48	17.30	7.56	0.00	0.67	0.00	0.32	0.00	0.00	Rest

Şekil 6. 7. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş CARGEM B1200 çeliğinin mikroyapı görüntüleri ve d), e) 4 pasoda haddelenen numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.

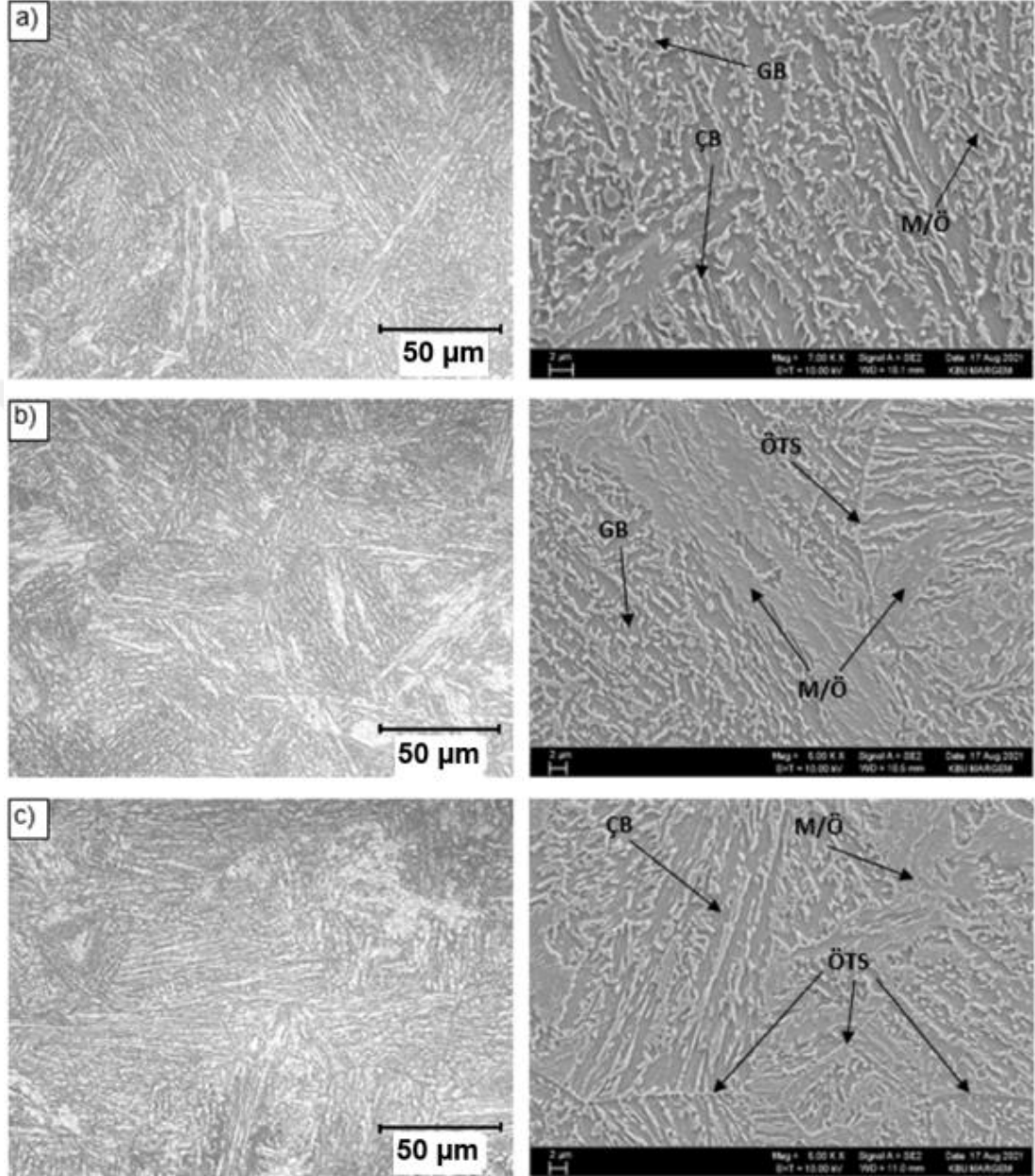
Şekil 6.7’de ayrıca 4 pasoda sıcak haddelenmiş numunelerin farklı noktalarından alınan EDS analiz sonuçlarını gösterilmektedir. 4 pasoda sıcak haddelenmiş numunede C, N, Ti, Nb, V elementlerinin varlığı, TiC, NbC, VC ve (Ti, Nb, V)CN gibi karbürlerin ve karbonitrürlerin oluştuğunu göstermektedir. Ayrıca EDS analizinde Cr, Mn ve Mo gibi diğer güçlü karbür oluşturu elementler de görülmüştür. Xu at al. [83] Si ilavesinin M_6C karbür miktarını arttırdığını ve M_6C karbürün kafes parametresini azalttığını göstermiştir. Yazarlar, çelikteki birincil M_6C karbürün Si açısından oldukça zengin olduğunu bildirmişlerdir. Roberts et al. [84] yaptıkları çalışmada Ti ve V içeren çeliğin östenit fazında (Ti, V)N çökeltilerinin oluştuğunu ve bu çökeltilerin mevcut TiN çökeltileri üzerinde VN çökeltilerinin çekirdeklenmesi ile meydana geldiğini belirtmişlerdir.

6.2.4. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddelenme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Mikroyapı Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Haddelenme sonrası ısıl işlem uygulanmış numunelerin mikroyapısı Şekil 6.8’de görüldüğü gibi sementit içermeyen beynitik ferrit ve M/Ö karışımından oluşmaktadır. Sementit içermeyen beynit, ince ve uzun paralel çıtalar içermektedir. Mikroyapıda eş eksenli ferrit ve blok M/Ö bileşenlerinden oluşan GB gözlenmektedir. Haddelenmiş numunelerde olduğu gibi haddelenme sonrası ısıl işlem uygulanmış numunelerde de hadde paso sayısının artmasına veya haddelenme sıcaklığının azalmasına bağlı olarak; ÇB, GB ve blok M/Ö daha ince hale gelmektedir. Bununla birlikte, haddelenme sonrası ısıl işlem uygulanmış numuneler tüm sıcak haddelenme koşulları altında haddelenmiş numunelere göre daha kaba ÇB, GB, blok M/Ö ve çökelti boyutları sergilemiştir.

Örneğin 6 pasoda haddelenmiş numunelerin beynit ve martenzit fazlarında ortalama 350 nm çökelti boyutu ölçülmüştür. Bu nedenle haddelenme sonrası ısıl işlem uygulanmış numunelerde östenit tane inceltmesi yüksek sıcaklık ısıl işlem sonucunda oluşan kaba çökeltilerin bulunması nedeniyle haddelenmiş numunelere kıyasla daha az olmuştur. Sonuç olarak, beynit ve martenzit oluşumu, büyük östenit tanelerinden etkilenecek daha kaba hale gelmiştir. Kaijalainen ve ark. [85], çalışmalarında doğrudan su verilmiş numunelerin mikroyapılarını, tekrar tavlama ardından su verilen

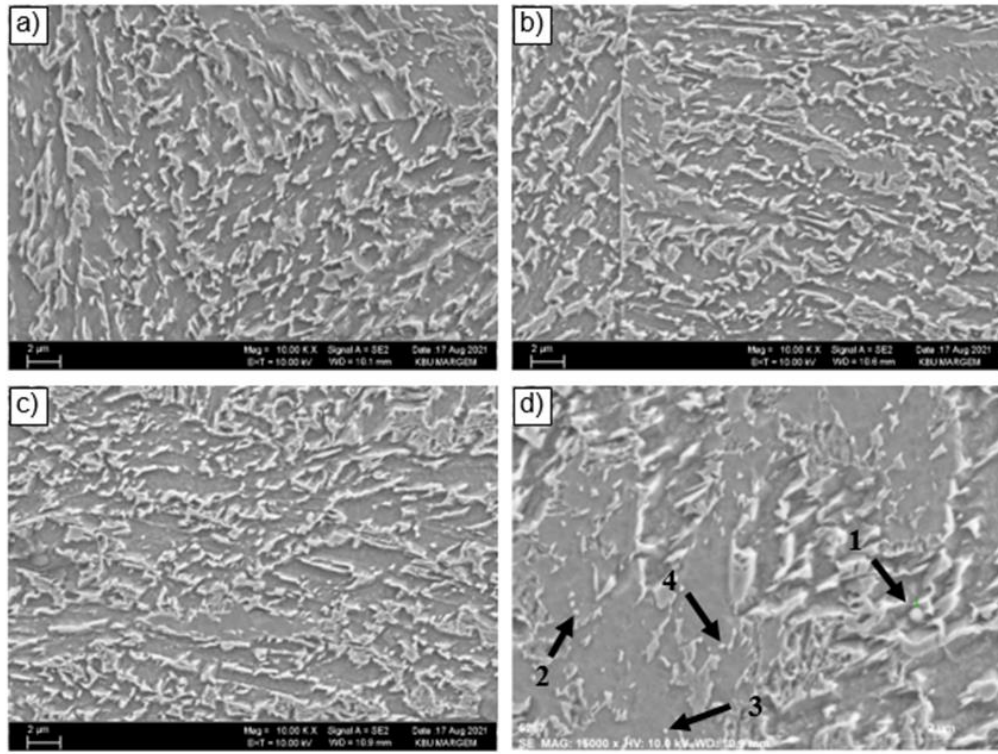
numunelerle karşılaştırmışlardır. Sonuçlar tekrar tavllanmış numunelerde kaba martenzit yapısının oluştuğunu göstermiştir.



Şekil 6. 8. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelen ve haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanan CARGEM B1200 çeliğinin mikroyapı görüntüleri (ÖTS:Östenit tane sınırı, ÇB: Çıta beynit, GB: Granular beynit, M/Ö: Martenzit/Östenit)

4, 5 ve 6 pasoda haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanmış numunelerin SEM görüntüleri ve 6 pasoda haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanmış numunelerin farklı

noktalarından alınan EDS analiz sonuçları Şekil 6.9'da görülmektedir. EDS analiz sonuçlarına göre haddelenmiş numunelerde olduğu gibi haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanmış numunelerde de benzer çökeltiler bulunmuştur. Türkmen et al. [86] ısıl işlemin Nb-V mikroyapımlı çeliğin özelliklerine olan etkisini araştırmışlardır. Yazarlar küçük Nb(C, N) ve V(C, N) çökeltilerinin oluşması, tane inceltme ile bağlantılı olarak çeliğin daha yüksek mekanik özelliklere sahip olduğunu göstermişlerdir.



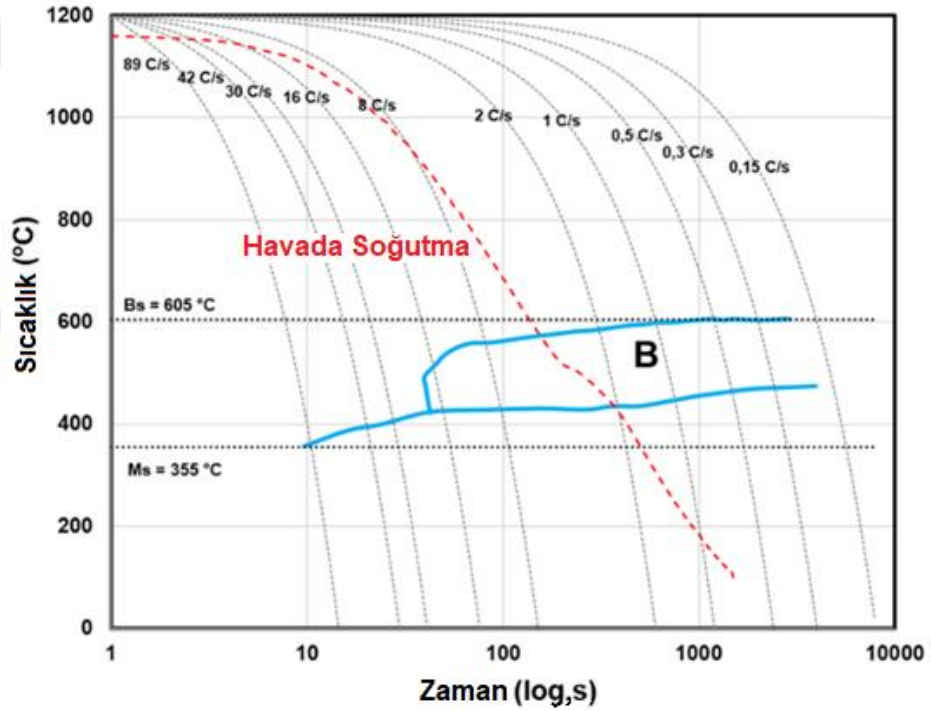
e)

Mass percent (%)	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	Nb	V	B	Fe
1	2.41	0.97	11.97	1.01	20.00	0.50	3.65	0.00	0.00	Rest
2	6.07	2.01	2.07	1.39	0.20	0.00	0.00	0.33	0.00	Rest
3	6.42	1.96	1.37	1.04	0.46	0.26	0.00	0.21	0.00	Rest
4	4.34	2.01	1.76	0.93	0.00	0.26	0.00	0.00	0.00	Rest

Şekil 6. 9. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenen ve haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanan CARGEM B1200 çeliğinin mikroyapı görüntüleri ve d), e) 6 pasoda haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanan numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.

CARGEM B1200 çeliğinin deformasyon-sürekli-soğuma-dönüşüm (DCCT) diyagramı Şekil 6.10'da verilmiştir. Çeliğin alaşım tasarımı, beynit oluşumunu daha

uzun bir zamana kaydırmak ve östenitin beynit ve martenzite dönüşümünü desteklemek için kritik soğuma hızının azaltılmasında önemli bir rol oynamaktadır [87]. Östenitin deformasyonu, deformasyon bantları, ikiz bantları ve kafes kusurları gibi gerilim kaynaklı çekirdeklenme bölgelerinin oluşmasını teşvik ederek faz dönüşümünün kinetiği üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Deforme olmuş numunede zaman-sıcaklık-dönüşüm (CCT) diyagramı üzerindeki ferrit burnunun daha kısa süreye kaydırılabileceği, yeniden kristalleşmeyen bölgedeki deformasyon nedeniyle ferritin çekirdeklenme sayısının artabileceği bilinmektedir [1,61]. Bununla birlikte, DCCT diyagramı, sürekli soğutmadan sonra farklı bir faz dönüşümü olmadan beynit elde edilebileceğini göstermiştir.



Şekil 6. 10. CARGEM B1200 çeliğinin deformasyon-sürekli-soğuma-dönüşüm (DCCT) diyagramı [61].

6.3. MEKANİK TEST SONUÇLARI VE DEĞERLENDİRİLMESİ

Bu bölümde haddelenmiş ve haddelenme sonrası ısıtma işlemi uygulanmış orta karbonlu düşük alaşımlı çelik (42CrMo4) ve yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik (CARGEM B1200) numunelerin mekanik test sonuçları paylaşılarak değerlendirilmiştir.

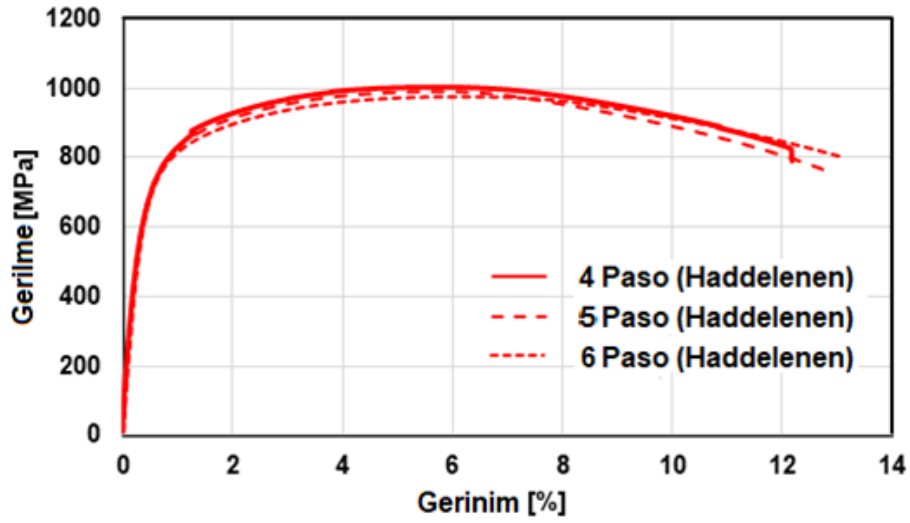
6.3.1. 42CrMo4 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Mekanik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Haddelenmiş 42CrMo4 çelik numunelerinde elde edilen mekanik test sonuçları ve gerilme-gerinim diyagramları sırasıyla Çizelge 6.2 ve Şekil 6.11’de paylaşılmıştır. Tablo ve şekilden görüldüğü gibi paso sayısının 4’ten 5 veya 6’ya çıkmasına veya haddeleme sıcaklığının düşmesine bağlı olarak genel anlamda çekme dayanım değerlerinin düştüğü fakat % uzama ve % kesit daralmasında kayda değer bir değişme olmadığı görülmüştür. Mekanik özelliklerde gözlenen bu tip değişiklik, farklı koşullar altında haddelenmiş numunelerdeki çökelti boyutuna ve dağılımına bağlanabilir.

42CrMo4 çeliğinde varolan veya bu çeliğin haddelenmesi esnasında oluşan Mo_6C ve $Cr_{23}C_6$ gibi çökeltiler paso sayısının artmasına bağlı olarak haddeleme zamanının artmasıyla kabalaşma eğiliminde olabilir. Kaba çökeltiler dislokasyonların hareketini etkin bir şekilde engelleyemediği için dayanım değerlerinin düşürür [88]. Haddeleme sıcaklığının yüksek olması veya haddeleme sıcaklığının düşük fakat haddeleme süresinin uzun olması karbonun difüzyonunu artırır. Bunun sonucunda M_6C (Mo_6C) ve $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$) gibi karbürler hızla büyüyerek birleşirler. Kabalaşan karbürler dislokasyonların hareketini engelleyemez ve bunun sonucunda dayanım değerleri düşer [89].

Çizelge 6.2. Haddelenmiş 42CrMo4 çeliğinin farklı haddeleme koşullarında çekme test sonuçları.

Paso Sayısı	Hadde Bitiş Sıcaklığı (°C)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
4	950	701	1001	13	44
5	930	715	998	13	48
6	910	718	976	13	48



Şekil 6. 11. Farklı haddeleme koşullarında haddelenmiş 42CrMo4 numunelerin gerilme-gerinim diyagramları.

6.3.2. 42CrMo4 Çeliğinin Haddeleme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Mekanik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi

42CrMo4 çelik kalitesinde haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanmış durumda elde edilen mekanik test sonuçları ve gerilme-gerinim diyagramları sırasıyla Çizelge 6.3 ve Şekil 6.12’de paylaşılmıştır. Haddelenmiş numunelerin aksine, haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanmış numunelerin mukavemet, % uzama ve % kesit daralması değerleri artan hadde paso sayısı ile doğru orantılı olarak genel anlamda arttığı tespit edilmiştir. Ayrıca haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanmış numunelerin mukavemet, % uzama ve % kesit daralması değerleri bütün haddeleme koşulları için haddelenen numunelere göre daha yüksek olduğu görülmüştür.

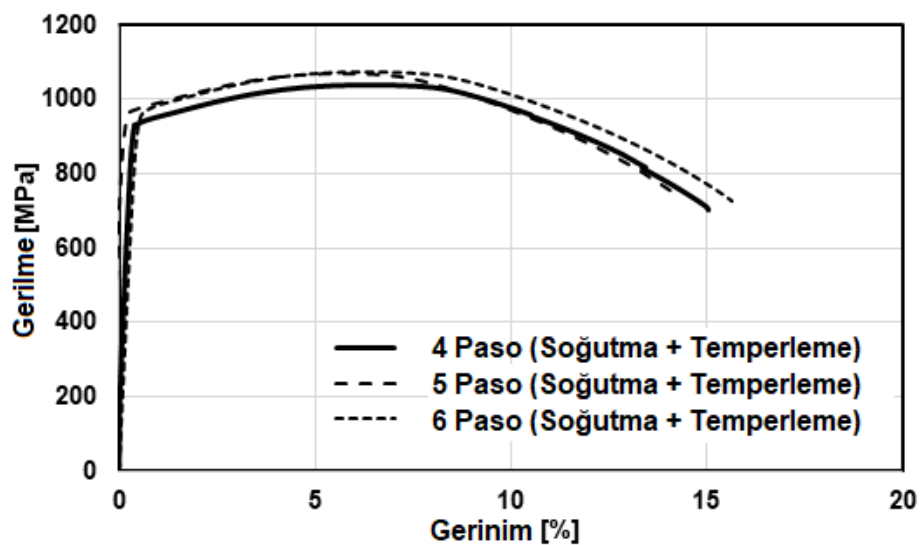
Mekanik özelliklerde gözlenen bu tip değişiklik, farklı koşullar altında haddelenmiş ve ısıl işlem görmüş numunelerdeki çökelti boyutuna ve dağılımına bağlanabilir. Mevcut çalışmada haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanmış numunelerde özellikle 460 °C’de 60 dk bekletilerek yapılan temperleme işlemi neticesinde Mo₆C ve Cr₂₃C₆ gibi ince çökelti oluşmuştur. Bu çökelti ÇB, GB ve blok M/Ö fazlarının incelmesine katkı vermiştir. Bu nedenle, oda sıcaklığında deformasyon sırasında ince çökelti ve ince ÇB, GB ve blok M/Ö fazlarının bulunmasından dolayı dislokasyon hareketi engellenerek haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanmış numunelerin mekanik

özellikleri artmıştır. Öte yandan, haddeme sonrası ısıt işem uygulanmış numunelerde bulunan ince çökeltler, haddelenmiş numunelerdekiden açıkça daha fazladır, bu nedenle haddeme sonrası ısıt işem uygulanmış numunelerdeki çökeme sertleşmesi, haddelenmiş numunelere kıyasla mukavemetin arttırılmasında daha fazla önemli rol oynamaktadır.

Bilindiği gibi 42CrMo4 çeliği orta karbonlu düşük alaşımlı bir çelik olup alet, dişli ve cıvata imalatında yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu nedenle, 42CrMo4 çeliğinin uygulamaları, çeliğin yeterli süneklik ve tokluk ile ultra yüksek mukavemete sahip olmasını gerektirir. AISI 4140 çeliğinin geleneksel üretim yöntemi su verme ve temperlemedir. [90]. Temperleme işleminde oluşan çökeltler 42CrMo4 çeliğinde çökeme sertleşmesi mekanizmasını aktif hale getirerek dayanımı arttırmaktadır [91].

Çizelge 6 3. Haddeme sonrası ısıt işem uygulanmış 42CrMo4 çeliğinin farklı haddeme koşullarında çekme test sonuçları.

Paso Sayısı	Hadde Bitiş Sıcaklığı (°C)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
4	950	949	1054	15	57
5	930	971	1070	14	58
6	910	965	1071	16	59



Şekil 6. 12. Farklı haddeme koşullarında haddelenmiş ve haddeme sonrası ısıt işem uygulanmış 42CrMo4 numunelerin gerilme-gerinim diyagramları.

Haddelenmiş ve haddeleme sonrası ısıtma işlemi uygulanmış numuneler sırasıyla Şekil 6.11 ve Şekil 6.12'de görüldüğü gibi farklı koşullar altında sıcak haddeleme sonrasında sürekli akma davranışı göstermiştir. Bunun nedeni, östenitten beynite ve martenzite dönüşüm sırasında meydana gelen serbest dislokasyonların bulunmasından kaynaklanmaktadır. Deformasyon esnasında serbest dislokasyonlar harekete geçerek numune boyunca aynı anda plastik deformasyon başlar. Bu durum süresiz akmayı bastırarak sürekli yani belirgin olmayan bir akma davranışının bulunduğu gerilme-gerinim diyagramının ortaya çıkmasına neden olur [91, 92].

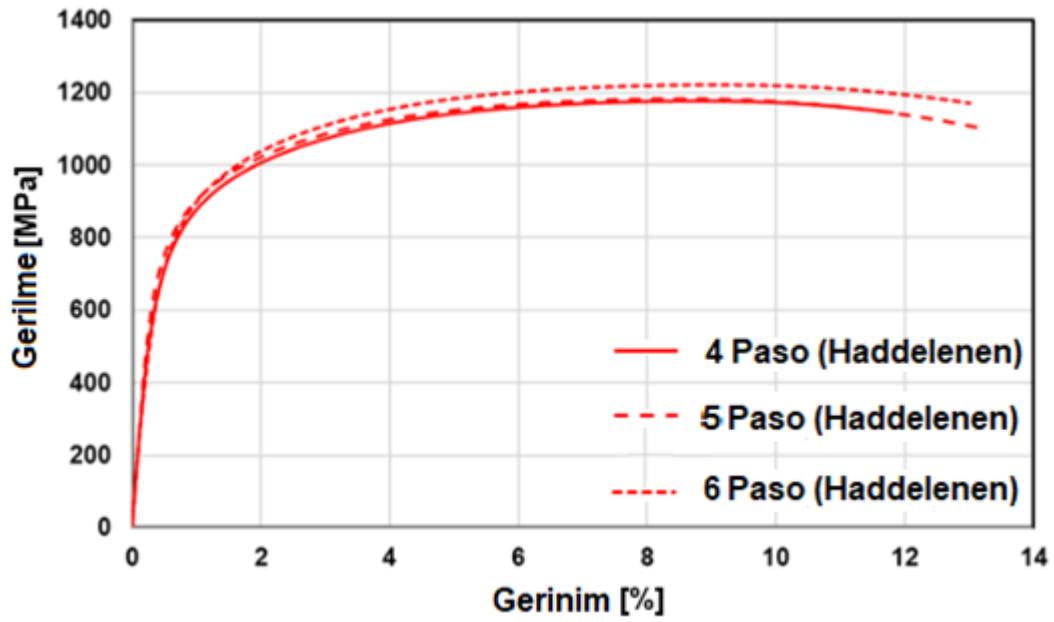
6.3.3. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Mekanik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Haddelenmiş numunelerin çekme testi sonuçları ve gerilme-gerinim diyagramları sırasıyla Çizelge 6.4 ve Şekil 6.13'de verilmiştir. Paso sayısının %42 toplam plastik deformasyon için artmasına veya haddeleme sıcaklığının düşmesine bağlı olarak dayanım değerlerinin arttığı fakat uzama değerlerinde kayda değer bir değişim olmadığı görülmüştür. Düşük sıcaklıklarda karbon atomlarının difüzyonu yavaşlar ve buna bağlı olarak östenitin termal kararlılığı azalır. Ayrıca, sıcak deformasyon sürecinde ortaya çıkan enerji düşük haddeleme sıcaklıklarında artar, bu da soğutma sırasında östenitin beynite ve martenzite dönüşmesine yol açar [73,93]. Bunun sonucunda malzemenin dayanımı yükselir.

Wang et al. [74] yaptıkları çalışmada plastik deformasyon sırasında dislokasyon oluşumunun ve yüksek miktarda enerji oluşumunun dislokasyonların kaymasına neden olduğunu belirtmişlerdir. Bu durum, farklı paso sayısına ve haddeleme bitiş sıcaklığına sahip numunelerin mekanik test sonuçlarındaki farklılığı açıklamaktadır. Kaijalainen ve ark. [85], su verilmiş yüksek mukavemetli bir çeliğin özelliklerine haddeleme bitiş sıcaklığının etkisini araştırmışlardır. Yazarlar, daha düşük sıcaklıklarda östenitin artan pankek yapısı ve daha ince beynit ve martenzit oluşumu nedeniyle haddeleme bitiş sıcaklığının hem akma dayanımı hem de çekme dayanımı üzerinde olumlu bir etkiye sahip olduğunu bulmuşlardır. Bu nedenle, mukavemetteki artış, çita ve blok boyutlarının incelmeye ve yapıda rastgele dağılımına bağlanabilir [94].

Çizelge 6.4. Haddelenmiş CARGEM B1200 çeliğinin farklı haddeleme koşullarında çekme test sonuçları.

Paso Sayısı	Hadde Bitiş Sıcaklığı (°C)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
4	950	738	1172	12	25
5	930	747	1183	13	30
6	910	753	1217	12	29



Şekil 6. 13. Farklı haddeleme koşullarında haddelenmiş CARGEM B1200 numunelerin gerilme-gerinim diyagramları.

Ek olarak, çok pasolu sıcak haddeleme veya çok pasolu sıcak haddelemeden sonra uygulanan soğutma, östenit tane sınırlarında (Ti, Nb, Cr, Mo) CN gibi karbonyürlerin çökmesine neden olarak tane büyümesini ve östenit tanelerinin yeniden kristalleşmesini önleyebilir. Bu durumda, deformasyon sürecinde çok sayıda dislokasyon içeren deformasyon bantları östenitte oluşur [82]. Sonuç olarak beynit ve martenzitin çekirdeklenme bölgeleri ve oranları artırılarak mukavemet ve tokluğun iyileştirilmesi sağlanabilir.

İncelenen çelik, VCN, NbCN, TiCN gibi çökeltilerin oluşabileceği V, Nb ve Ti ile mikro alaşımlandırılmış bir çeliktir. Oluşan çökelti türleri karbon, azot ve alaşım elementlerinin miktarına bağlıdır [95,96]. V, Nb ve Ti östenitte nitürler, karbürler ve karbonyürler olarak sıcak haddeleme veya sıcak haddelemeden sonra soğutma

sırasında çökelir ve tane inceltme, katı çözelti ve çökelme sertleşmesi yoluyla çeliğin mukavemetine katkıda bulunur [97-99]. Ayrıca, bu çökelti, özellikle östenitin yeniden kristalleşme sıcaklığının altında, sıcak haddeme sırasında östenitin yeniden kristalleşmesini güçlü bir şekilde engeller. Östenitin kristalleşmesi geciktirildiğinde, yüksek sıcaklıklarda deformasyon ve ikiz bantlarının bulunduğu uzamış östenit taneleri elde edilebilir [100].

Nb, diğer mikroalaşım elementlerine kıyasla östenitin yeniden kristalleşme kinetiği üzerinde güçlü bir geciktirici etkiye sahiptir [32], bu nedenle mevcut çalışmada araştırılan çelikte Nb'nin varlığı, yüksek oranda uzamış östenit tane yapısının oluşumuna neden olmuştur. Sonuç olarak, haddelenmiş CARGEM B1200 çeliği, haddeme sıcaklığının düşmesine bağlı olarak daha yüksek mekanik özellikler ortaya çıkarmıştır.

6.3.4. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddeme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Mekanik Test Sonuçlarının Değerlendirilmesi

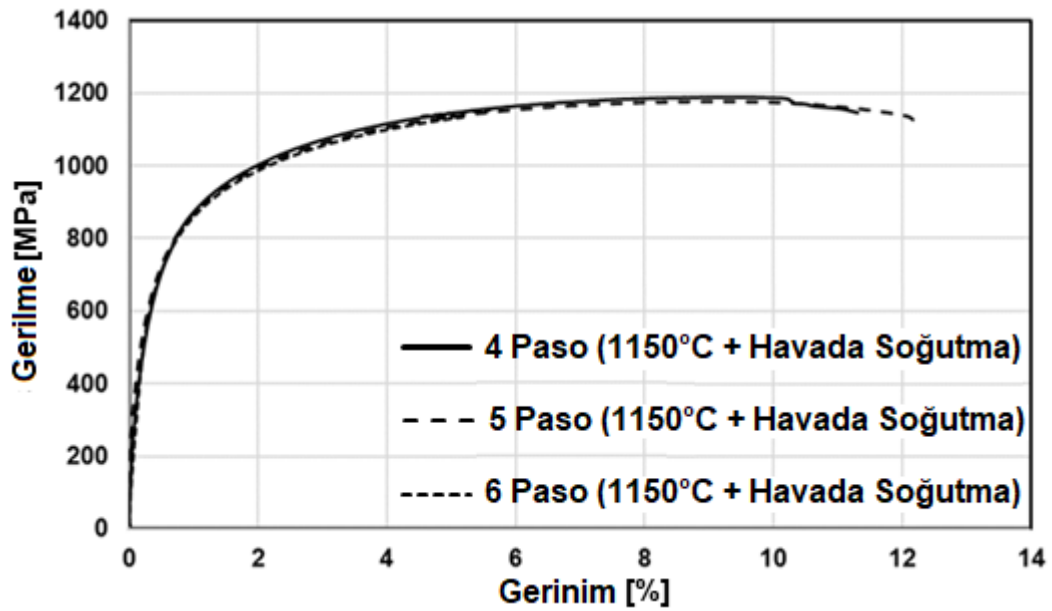
Haddeme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin çekme testi sonuçları ve gerilme–gerinim diyagramları sırasıyla Çizelge 6.4 ve Şekil 6.14'de verilmiştir. Haddelenmiş numunelerin aksine, haddeme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin mukavemet değerleri artan hadde paso sayısı ile ters orantılı olduğu tespit edilmiştir. Hem haddelenmiş hem de haddeme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numuneler 4 ve 5 paso haddelendiklerinde % uzama ve % kesit daralması sonuçlarındaki değişimin nispeten aynı olduğu görülmüştür. Fakat, 6 paso ve 910 °C bitiş sıcaklığında haddeme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerde keskin bir düşüş elde edilmiştir.

Mekanik özelliklerde gözlenen bu tip değişiklik, farklı koşullar altında haddelenmiş ve ısıtıl işlem görmüş numunelerdeki çökelti boyutuna ve dağılımına bağlanabilir. Mevcut çalışmada haddeme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerde kaba çökelti oluştuğu görülmüştür. Bu nedenle, oda sıcaklığında deformasyon sırasında kaba çökelti bulunmasından dolayı dislokasyon hareketi engellenemeyebilir. Bu

durum, yaklaşık 350 nm boyutunda kaba çökelti parçacıkları gösteren haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin SEM mikroyapısı ile tutarlıdır.

Çizelge 6.5. Haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış CARGEM B1200 çeliğinin farklı haddeleme koşullarında çekme test sonuçları.

Paso Sayısı	Hadde Bitiş Sıcaklığı (°C)	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)	Kesit Daralması (%)
4	950	715	1181	11	19
5	930	700	1176	12	25
6	910	701	1154	6	8



Şekil 6. 14. Farklı haddeleme koşullarında haddelenmiş ve haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış CARGEM B1200 numunelerin gerilme-gerinim diyagramları.

Nb, V ve Ti gibi mikroalaşım elementlerinin östenitte karbon ve azot ile farklı afiniteleri vardır ve bu da karbür, nitrür veya karbonitrürlerin farklı çözünürlük ürünlerinin oluşmasına neden olur. Nb ve Ti, tane sınırı hareketini engellemesi nedeniyle yeniden kristalleşme üzerinde dikkate değer bir geciktirme etkisine sahiptir. Nb veya Ti karbonitrürlerin çözünürlüğü çok düşük olmasına rağmen, tane sınırı hareketini engellemesi çok güçlüdür. Ortalama çökelti boyutu aynıysa, daha fazla sayıda çökelti tane sınırı hareketini engeller. Yeniden kristalleşmenin en etkili şekilde

bastırılması, 850-1000 °C'de sıcak haddeleme sırasında veya sonrasında oluşan ince karbonitrürlerin çökmesiyle elde edilir [1, 101,102].

Haddelenmiş ve haddeleme sonrası ısıtma işlemi uygulanmış numunelerin birbiriyle karşılaştırılması, çökeltilerin boyut ve dağılımının, farklı haddeleme pasolarında ve haddeleme bitiş sıcaklığında akma ve çekme mukavemetini açıkça etkilediğini göstermektedir. Paso sayısı arttıkça veya haddeleme bitiş sıcaklığı düştükçe östenitin deformasyonu daha düşük sıcaklıklarda gerçekleşir ve oluşan gerilme nedeniyle (Ti, Nb, V)CN gibi çökeltiler oluşur. Öte yandan, haddelenmiş numunelerde bulunan ince çökeltiler, haddeleme sonrası ısıtma işlemi uygulanmış numunelerdekinden açıkça daha fazladır, bu nedenle haddelenmiş numunelerdeki çökelti sertleşmesi, haddeleme sonrası ısıtma işlemi uygulanmış numunelere kıyasla mukavemetin artırılmasında daha fazla önemli rol oynamaktadır.

Geçtiğimiz yıllarda yapılan kapsamlı çalışmalara rağmen, çökelti oluşumu ile ilgili birçok ayrıntı belirsizliğini korumaktadır. Örnek olarak, Si gibi üçüncü bir element ilavesinin, sıcak haddeleme sırasında östenit içindeki karbonitrürlerin çökelti kinetiğini nasıl etkilediği belirsizdir. Nb mikroyaşam çeliklerinde Nb(C, N) çökeltisini arttırmaktan ve dolayısıyla sıcak haddeleme sırasında çeliğin yumuşamasını önlemekten Si ilavesinin sorumlu olabileceği öne sürülmüştür [79]. Ek olarak, haddelenmiş numunelerde çökelti sertleşmesi nedeniyle ÇB, GB ve blok M/Ö'nün iyileştirilmesi, mukavemet artışına daha fazla katkı sağlamaktadır. Böyle bir ilişki Wang ve diğerleri tarafından doğrulanmıştır [103]. Yazarlar su verme, ayrışma ve temperleme işlemlerinden oluşan bir ısıtma işlemi kullandıktan sonra martenzit çıktılarını incelterek çekme mukavemetinde bir artış olduğunu göstermişlerdir. Wang et al. [104] çalışmalarında, 17CrNiMo6 çeliğinin mekanik özelliklerinin, östenit tane boyutunun ve martenzit paket boyutunun inceltilmesiyle iyileştirilebileceği sonucuna varmışlardır.

Haddelenmiş ve haddeleme sonrası ısıtma işlemi uygulanmış numuneler sırasıyla Şekil 6.13 ve Şekil 6.14'de görüldüğü gibi farklı koşullar altında sıcak haddeleme sonrasında sürekli akma davranışı göstermiştir. Bunun nedeni, östenitten beynite ve martenzite dönüşüm sırasında meydana gelen serbest dislokasyonların bulunmasından

kaynaklanmaktadır. Bu dislokasyonlar yüksek hareketliliğe sahiptir ve akma noktası etkisini ortadan kaldırarak sürekli bir akma davranışının bulunduğu gerilme-gerinim diyagramının ortaya çıkmasına neden olmaktadır. Martenzit, karbon çeliklerinde güçlü bir yapı olarak bilinmesine rağmen, ilk akması düşük gerilmelerde başlar ve gerilme-gerinim diyagramı, östenitten beynite veya martenzite dönüşüm sonrası meydana gelen iç gerilmelerden dolayı sürekli bir akma davranışı göstermektedir. Bu gerilmeler, plastik deformasyon veya temperleme ısı işlemi ile ortadan kaldırılabilir [105].

6.4. KIRIK YÜZEY İNCELEMELERİ VE DEĞERLENDİRİLMESİ

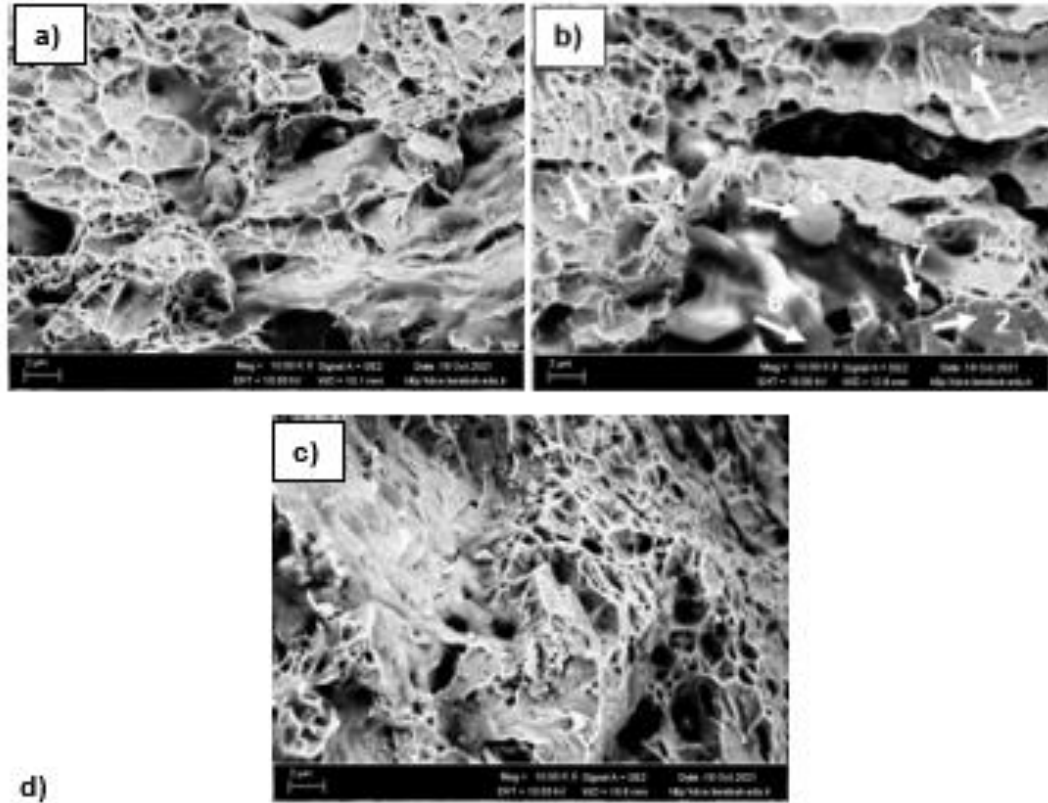
Bu bölümde haddelenmiş ve haddeleme sonrası ısı işlem uygulanmış orta karbonlu düşük alaşımlı çelik (42CrMo4) ve yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelik (CARGEM B1200) numunelerin kırık yüzey SEM görüntüleri paylaşarak değerlendirilmiştir. Kırık yüzey SEM görüntüleri, çekme testi sonucu kopan numunelerin yüzeyinden 100X-15000X büyütmelemlerde alınmıştır.

6.4.1. 42CrMo4 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.15, 910-1150 °C'de 4, 5 ve 6 pasoda haddelenmiş numunelerinin SEM kırık yüzey resimlerini vermektedir. Kırılma yüzeylerinin incelenmesi, 4, 5 ve 6 pasoda haddelenmiş numunelerin tamamında çukurcuk ve ayrılma düzlemlerinden oluşan karma bir yapının olduğunu göstermektedir. Elde edilen bu sonuç, Verma ve ark. [106], tarafından elde edilen sonuçlar ile paralellik göstermektedir. Yazarlar yaptıkları çalışmada güçlendirilmiş 9Cr-1Mo çeliğine oda sıcaklığında çekme testi uyguladıklarında kırılma yüzeyinin ayrılma düzlemlerinden ve petekli yapıdan meydana geldiğini görmüşlerdir. Bu durum çökeltilerin dislokasyonların hareketini engellemesinden ve haddeleme sonrası soğuma sırasında oluşan beynit ve martenzit fazının gevrekleşmeye yol açmasından kaynaklanmaktadır.

Ayrıca Şekil 6.15'de 5 pasoda haddelenen numunenin yüzeyinden alınan EDS analiz sonuçları görülmektedir. EDS analiz sonuçları haddelenmiş numunelerin kırık

yüzeyinde özellikle çukurcukların içerisinde farklı boyutlarda çökeltiler olduğunu göstermektedir. Örneğin 5 pasoda haddelenen numunenin 7 numara olarak işaretlenen çökeltisinde Mo ve C elementlerinin yoğun olarak bulunduğu ve bundan dolayı bu çökeltinin MoC olduğu görülmektedir. Bu tip çökeltilerin çekme testi sırasında bulundukları yerlerden çıkarak bazı derin büyük çukurcukların oluşmasında rol oynadığı tespit edilmiştir.



Mass percent (%) Spectrum	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	Fe
1	10.70	0.59	0.63	0.79	0.00	0.22	Rest
2	7.90	0.00	2.18	2.05	0.00	0.11	Rest
3	15.11	0.47	0.83	1.09	0.60	0.00	Rest
4	80.78	0.12	0.56	0.09	2.83	0.38	Rest
5	9.65	0.34	2.14	0.00	0.00	0.24	Rest
6	64.74	0.00	0.60	0.34	0.75	0.38	Rest
7	75.40	0.08	1.37	0.67	2.46	0.36	Rest

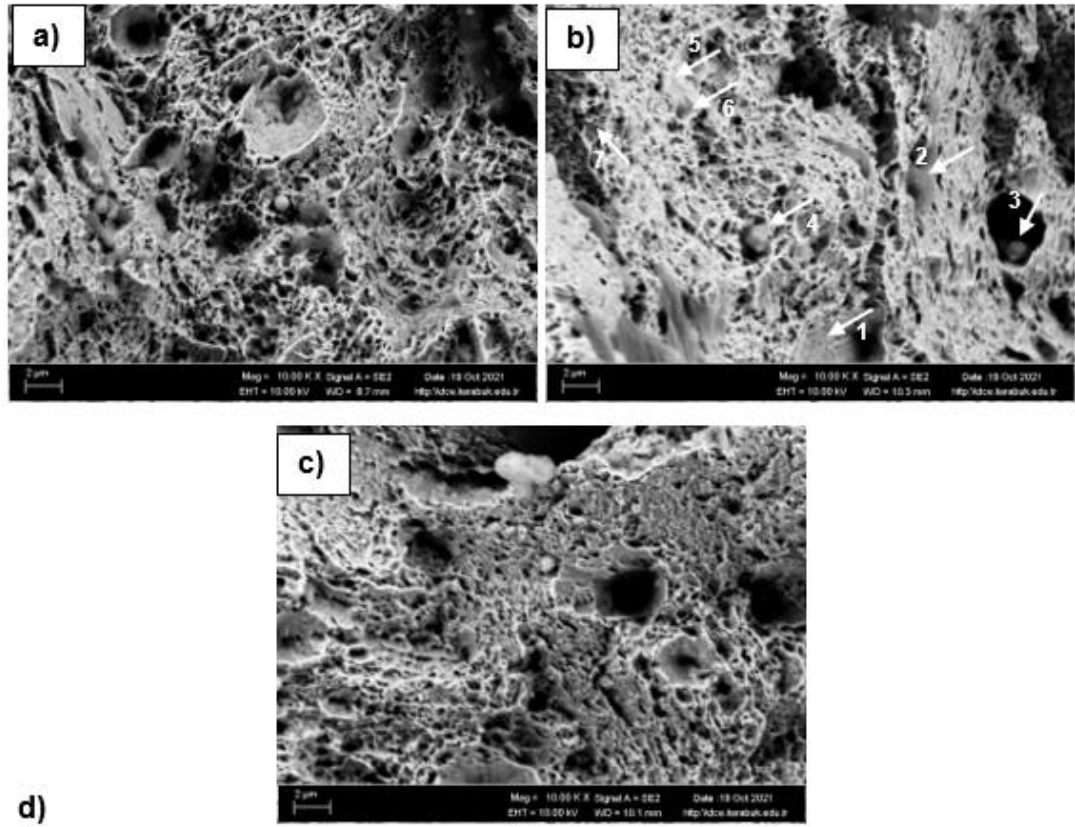
Şekil 6. 15. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenmiş 42CrMo4 çeliğinin SEM kırık yüzey resimleri ve d) 5 pasoda haddelenen numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.

6.4.2. 42CrMo4 Çeliğinin Haddelenme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.16, çok pasolu haddelenme sonrası 850 °C’de 30 dk. östenitleme işlemi uygulanan ve sonrasında yağda soğutulan, ardından 460 °C’de 60 dk temperlenen haddelenme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin kırık yüzey resimlerini göstermektedir. Haddelenme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numuneler haddelenmiş numunelere benzer şekilde ayrılma düzlemlerinden ve çukurcuklardan oluşan karma bir kırılma davranışı sergilemiştir. Bu durum, çökelti-dislokasyon etkileşiminden, beynit ve martenzit faz dönüşümünden kaynaklı iç gerilmelerden meydana gelmektedir.

Haddelenme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin kırık yüzey resimleri, tüm çok pasolu sıcak haddelenme koşulları için haddelenmiş numunelere kıyasla çukurcukların daha küçük olduğunu göstermektedir. Bu durum haddelenme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin haddelenmiş numunelere göre neden yüksek şekil değiştirme kabiliyetine sahip olduğunu açıklamaktadır. Kırık yüzeyde bulunan çukurcukların boyutlarının küçük olması büyük çukurcuk boyutuna sahip malzemeye göre şekil alabilme kabiliyetini arttırmaktadır [107].

Ayrıca haddelenmiş ve ısıtıl işlem görmüş numunelerin kırık yüzeyinden alınan EDS analiz sonuçları (Şekil 6.16) haddelenmiş numunelerde olduğu gibi Cr-Mo-C elementlerini içeren çökeltilerin olduğunu göstermiştir. Bu çökeltilerin bazılarının derin ve büyük çukurcukların içerisinde yer aldığı görülmüştür. Bu çukurcuklar kırılma esnasında çökeltilerin etrafında çekirdekleşerek büyümektedir.

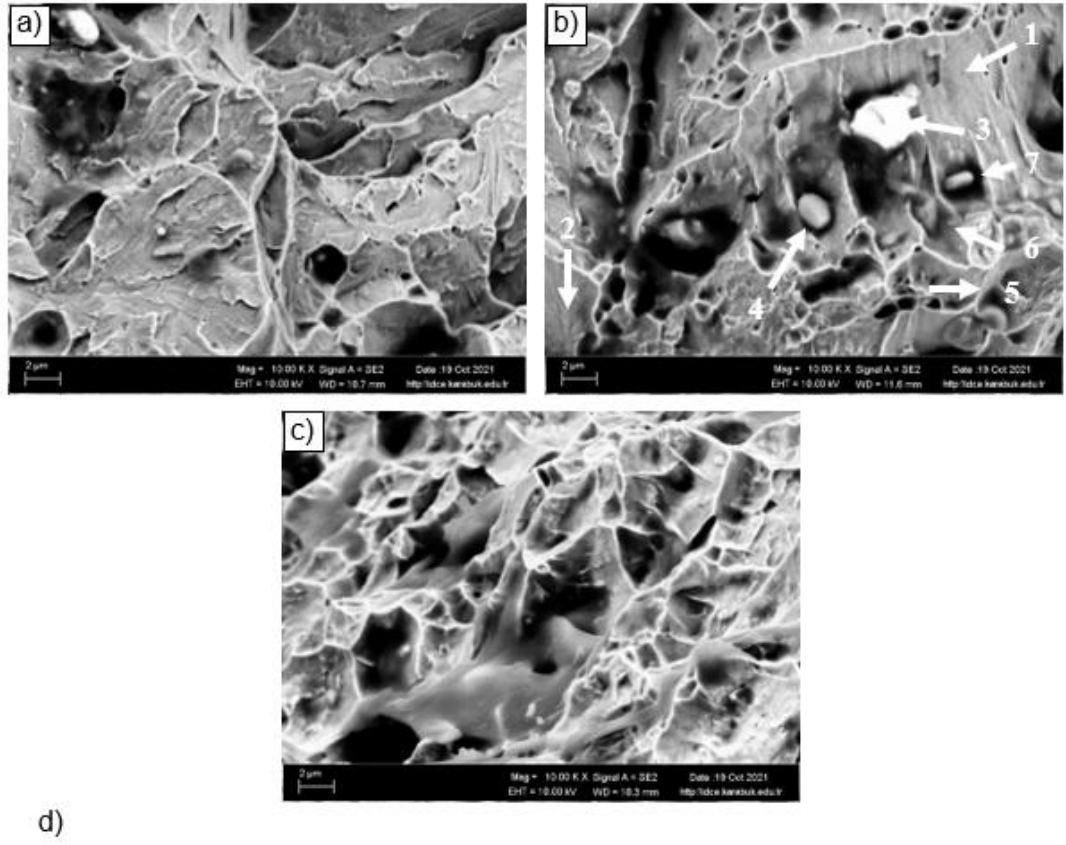


Mass percent (%) Spectrum	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	Fe
1	6.05	0.04	3.82	3.69	0.00	0.09	Rest
2	81.37	0.22	0.87	0.27	3.01	0.00	Rest
3	18.97	0.00	27.90	0.38	22.83	3.13	Rest
4	75.60	3.57	1.20	1.12	1.42	0.00	Rest
5	11.55	0.10	1.73	2.01	0.00	0.06	Rest
6	31.68	0.20	2.17	2.07	0.00	0.19	Rest
7	6.09	0.11	1.79	1.53	0.26	0.00	Rest

Şekil 6. 16. a) 4, b) 5 ve c) 6 paso olarak haddelenen ve haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanan 42CrMo4 çeliğinin SEM kırık yüzey resimleri ve d) 5 pasoda haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanan numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.

6.4.3. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddelenmiş Durumda Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi

Şekil 6.17, 910-1150 °C'de 4, 5 ve 6 pasoda haddelenmiş numunelerinin SEM kırık yüzey resimlerini göstermektedir. Kırılma yüzeylerinin incelenmesi, haddelenmiş numunelerde çukurcuk ve ayrılma düzlemlerinden oluşan karma bir yapının olduğunu göstermiştir. Her ayrılma düzleminde çekme kırılması sırasında kristallerin nasıl parçalandığını gösteren nehir desenli bir yapı gözlenmiştir. Bu durum, çok pasolu sıcak haddeleme sonrasında havada soğutulan haddelenmiş numunelerde beynit ve martenzit fazlarının oluşumuna bağlanabilir. Martenzit ve beynit dönüşümü, çatlakların çekirdeklenmesinde önemli rol oynayan yüksek dislokasyon yoğunluğunun oluşmasına ve büyük kafes distorsiyonuna neden olabilir [108]. Ayrıca, çok pasolu sıcak haddelemeden sonra beynit ve martenzit fazında çökelen ince çökelti dislokasyonlarla etkileşim içerisine girerek onların hareketinin engellemiştir [109]. Çekme testinde ağır yükleme koşulları altında çökelti bulundukları yerlerden çıkarak bazı derin büyük çukurcukların haddelenmiş numunelerde olduğu görülmüştür.



Şekil 6. 17. a) 4, b) 5 ve c) 6 pası olarak haddelenmiş CARGEM B1200 çeliğinin SEM kırık yüzey resimleri ve d) 5 pasada haddelenen numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.

6.4.4. CARGEM B1200 Çeliğinin Haddeme Sonrası Isıl İşlem Uygulanmış Durumda Kırık Yüzey Sonuçlarının Değerlendirilmesi

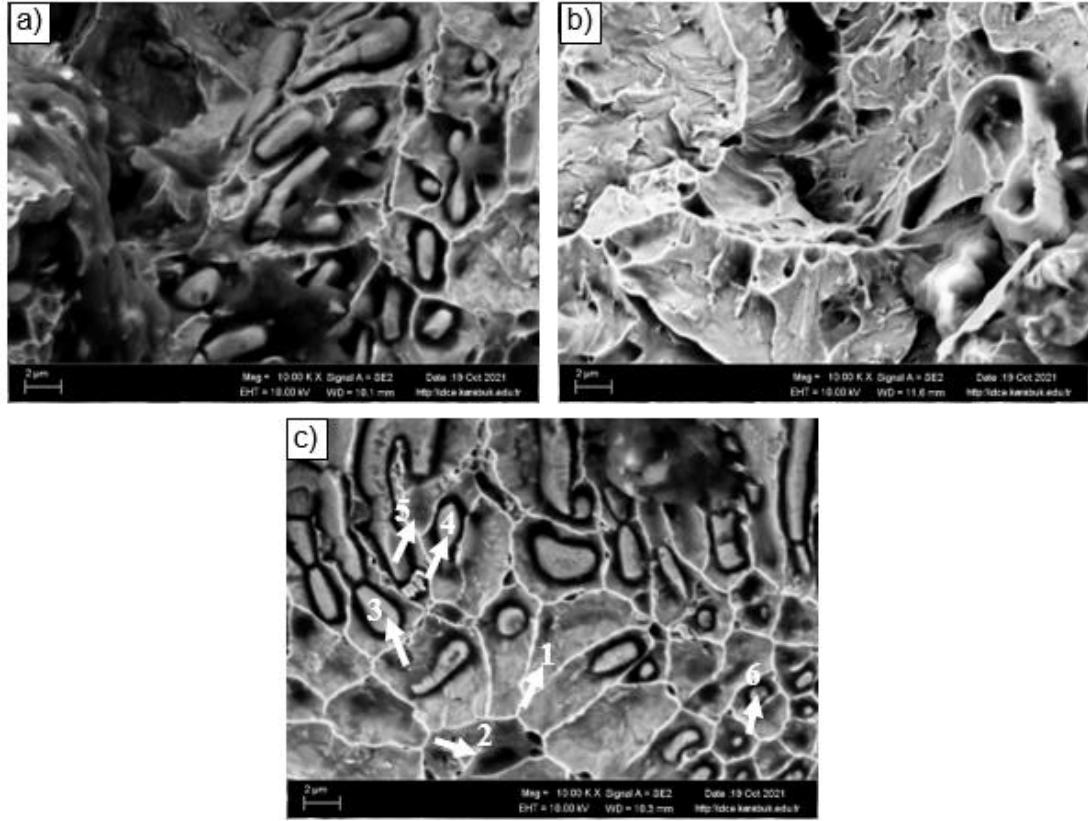
Şekil 6.18, çok pasolu haddeme sonrası 1150 °C'de 45 dakika ısıl işlem uygulanan ve ardından havada soğutulan haddeme sonrası ısıl işlem uygulanmış numunelerin kırık yüzey resimlerini göstermektedir. Haddeme sonrası ısıl işlem uygulanmış

numuneler haddelenmiş numunelere benzer şekilde ayrılma düzlemlerinden ve çukurcuklardan oluşan karma bir kırılma davranışı sergilemiştir. Bu durum, beynit ve martenzit fazından dolayı oluşan gevrekleşmeden ve dislokasyon ile çökeltiiler arasındaki etkileşimden kaynaklanmaktadır [110]. Clough ve Soloman [111] tarafından yapılan çalışmada da benzer sonuçlar elde edilmiştir. Aynı tip kırılma davranışını ağırlıkça %0,31 C içeren su verilmiş ve temperlenmiş çelikte rapor etmişlerdir.

Haddelenmiş numunelerin kırık yüzey resimleri, tüm çok pasolu sıcak haddeleme koşulları için haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelere kıyasla çukurcuklarda daha ince çökeltiilerin olduğunu göstermiştir. Bu durum, haddelenmiş numunelerin haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerden daha iyi dayanıma ve uzamaya sahip olduğu gerçeğini açıklamaktadır. Ayrıca haddelenmiş ve ısıtıl işlem görmüş numunelerde derin ve büyük çukurcuklar olduğu görülmüştür. Çukurcuk oluşumu, sıcak haddeleme koşullarına ve sıcak haddeleme sonrası soğuma hızına bağlı olarak çelik numunelerde oluşabilecek VCN, NbCN, TiCN, Mo₆C ve Cr₂₃C₆ gibi çökeltiilerle ilgilidir [112,113]. Ayrıca bu çukurcukların içinde farklı büyüklükte çökeltiiler bulunmuştur. Örneğin, kırılma yüzeyinde gerçekleştirilen nokta EDS analizi hem haddelenmiş hem de haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerde karmaşık Cr-Mo-Ti-Nb-V-C tipi çökeltiilerin olduğunu göstermiştir.

Ayrıca haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerde bulunan büyük boşlukların içerisinde sülfür inklüzyonları görülmüştür. Bu boşluklar kırılma esnasında inklüzyonların etrafında çekirdekleşerek büyümektedir. Büyük sülfür inklüzyonları çatlağın başlamasına neden olarak çeliğin tokluğunu azaltmaktadır. Bu, 1150 °C'de 1 saatlik ısıtıl işleminden sonra 910–1150 °C'de 6 pasoda sıcak haddelenmiş ve daha sonra havada soğutulmuş numunelerin % uzama değerleriyle tutarlıdır ve bu şartlar altında haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numuneler en düşük uzama göstermiştir. Johnson ve Becker [94] beynitik mikroyapının 600 °C ve üzerinde temperlenmesinin, büyük partiküllerin en boy oranını azalttığını ve kırılma tipini gevrek kırılmadan sünek kırılmaya doğru değiştirdiğini ve bunun da tokluk artışına neden olduğunu belirtmişlerdir. Bununla birlikte, sürekli soğutma ile oluşturulan

beynit ve martenzit mikroyapısının, martenzitik mikroyapısına göre daha düşük tokluğa sahip olduğu gösterilmiştir [114].



d)

Mass percent (%) Spectrum	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	Nb	V	S	Fe
1	11.93	1.78	1.94	1.28	0.14	0.06	0.00	0.00	0.23	Rest
2	0.00	0.05	3.59	3.13	0.00	1.63	0.02	1.94	0.06	Rest
3	13.12	0.19	30.90	0.00	35.08	0.19	5.90	0.04	3.67	Rest
4	6.71	0.00	44.80	1.11	26.50	0.45	4.16	0.42	3.29	Rest
5	15.00	0.37	2.33	0.77	1.97	0.13	0.32	0.20	0.46	Rest
6	19.30	0.13	32.98	0.00	29.16	0.00	5.06	0.01	4.69	Rest

Şekil 6. 18. a) 4, b) 5 ve c) 6 pas olarak haddelenen ve haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanan CARGEM B1200 çeliğinin SEM kırık yüzey resimleri ve d) 6 pasoda haddeleme sonrası ısıl işlem uygulanan numunedeki işaretlenen çökeltilerden alınan EDS analiz sonuçları.

BÖLÜM 7

SONUÇLAR

Bu çalışmada çok pasolu sıcak haddelen ve haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanan 42CrMo4 ve CARGEM B1200 alaşımlı çeliklerin mikroyapı mekanik özellik ilişkisi araştırılmıştır. Çalışmadan elde edilen başlıca sonuçlar şu şekilde özetlenebilir:

1. 42CrMo4 çeliğinden elde edilen haddelenmiş numunelerin tamamında mikroyapının yoğunluklu olarak sementit içeren beynitik ferrit ve martenzit/östenit (M/Ö) fazlarından oluştuğu gözlemlenmiştir. İçerisinde sementitin bulunduğu beynitik ferrit yapısının ise yoğunluklu olarak çıta tipi beynit (ÇB) ve daha düşük oranlarda granular beynit (GB) içerdiği belirlenmiştir. Ayrıca paso sayısının artmasına bağlı olarak daha ince ÇB, GB ve blok M/Ö fazlarının oluştuğu görülmüştür.
2. 42CrMo4 çeliğinden elde edilen haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanmış numunelerde yapı sementit içeren ÇB, GB ve blok M/Ö karışımından oluşmaktadır. Haddelenmiş numunelerde olduğu gibi haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanmış numunelerde de hadde paso sayısının artmasına veya haddeleme sıcaklığının azalmasına bağlı olarak; ÇB, GB ve blok M/Ö daha ince hale gelmektedir. Bununla birlikte, haddeleme sonrası ısıt işlem uygulanmış numuneler tüm sıcak haddeleme koşulları altında haddelenmiş numunelere göre daha ince ÇB, GB, blok M/Ö ve çökelti boyutları sergilemiştir.
3. CARGEM B1200 çeliğinden elde edilen haddelenmiş numunelerin mikroyapısı GB ve blok M/Ö adacıkları ile birlikte baskın sementit içermeyen ÇB fazından meydana gelmektedir. Blok şeklinde bulunan M/Ö adacıkları, östenit ve beynitik ferrit tane sınırlarında oluşmuştur.

Paso sayısı arttıkça haddelenmiş numunelerde daha ince ÇB, GB ve blok M/Ö fazlarının oluştuğu görülmüştür

4. CARGEM B1200 çeliğinden elde edilen haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin mikroyapısı sementit içermeyen beynitik ferrit ve M/Ö karışımından oluşmaktadır. Sementit içermeyen beynit, ince ve uzun paralel çıtlar içermektedir. Mikroyapıda eş eksenli ferrit ve blok M/Ö bileşenlerinden oluşan GB gözlenmektedir. Haddelenmiş numunelerde olduğu gibi haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerde de hadde paso sayısının artmasına veya haddeleme sıcaklığının azalmasına bağlı olarak; ÇB, GB ve blok M/Ö daha ince hale gelmektedir. Bununla birlikte, haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numuneler tüm sıcak haddeleme koşulları altında haddelenmiş numunelere göre daha kaba ÇB, GB, blok M/Ö ve çökelti boyutları sergilemiştir.
5. 42CrMo4 çeliğinden elde edilen haddelenmiş numunelerde paso sayısının 4'ten 5 veya 6'ya çıkmasına veya haddeleme sıcaklığının düşmesine bağlı olarak genel anlamda çekme dayanım değerlerinin düştüğü fakat % uzama ve % kesit daralmasında kayda değer bir değişim olmadığı görülmüştür. Mekanik özelliklerde gözlenen bu tip değişiklik, farklı koşullar altında haddelenmiş numunelerdeki çökelti boyutuna ve dağılımına bağlanabilir.
6. 42CrMo4 çeliğinden elde edilen haddelenmiş numunelerin aksine, haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin mukavemet, % uzama ve % kesit daralması değerleri artan hadde paso sayısı ile doğru orantılı olarak genel anlamda arttığı tespit edilmiştir. Ayrıca haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin mukavemet, % uzama ve % kesit daralması değerleri bütün haddeleme koşulları için haddelenen numunelere göre daha yüksek olduğu görülmüştür. Mekanik özelliklerde gözlenen bu tip değişiklik, farklı koşullar altında haddelenmiş ve ısıtıl işlem görmüş numunelerdeki çökelti boyutuna ve ÇB, GB, blok M/Ö gibi fazların dağılımına bağlanabilir.
7. CARGEM B1200 çeliğinden elde edilen haddelenmiş numunelerin 910-1150 °C sıcaklık aralığında %42'lik toplam deformasyon için paso sayısının artırılması

haddelenmiş numunelerin mekanik özelliklerini iyileştirmiştir. Bu artış, paso sayısının artmasına ve haddeleme geçiş sıcaklığının düşmesine bağlı olarak daha ince çökeltilerin, ÇB, GB ve blok M/Ö fazlarının yapı içerisinde bulunmasına bağlanabilir.

8. CARGEM B1200 çeliğinden elde edilen haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan numunelerin mukavemeti haddeleme pasoları 4'ten 6'ya yükseldikçe veya haddeleme bitiş sıcaklığı düştükçe azalmıştır. Mikroyapısal incelemeler, mekanik özelliklerdeki değişimin, farklı koşullar altında sıcak haddelenmiş numunelerdeki çökeltilerin boyut ve dağılımları ile ilişkili olduğunu ortaya koymaktadır. Haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan numunelerde kaba çökeltilerin oluşması nedeniyle dislokasyon hareketi engellenememektedir.
9. CARGEM B1200 çeliğinden elde edilen haddelenmiş numunelerde bulunan ince çökeltilerin haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan numunelere göre daha fazla olduğu görülmüştür, bu nedenle haddelenmiş numunelerde çökelme sertleşmesi mukavemetin iyileştirilmesinde önemli bir rol oynamaktadır. Ayrıca haddelenmiş numunelerde çökelme sertleşmesi nedeniyle ÇB, GB ve blok M/Ö'nün daha fazla incelenmesi, haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan numunelere kıyasla mukavemet artışına daha fazla katkı sağlamaktadır.
10. 42CrMo4 çeliğinden elde edilen haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numuneler haddelenmiş numunelere benzer şekilde ayrılma düzlemlerinden ve çukurcuklardan oluşan karma bir kırılma davranışı sergilemiştir. Bu durum, çökelti-dislokasyon etkileşiminden, beynit ve martenzit faz dönüşümünden kaynaklı iç gerilmelerden meydana gelmektedir. Haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin kırık yüzey resimleri, tüm çok pasolu sıcak haddeleme koşulları için haddelenmiş numunelere kıyasla çukurcukların daha küçük olduğunu göstermektedir. Bu durum haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanmış numunelerin haddelenmiş numunelere göre neden yüksek şekil değiştirme kabiliyetine sahip olduğunu açıklamaktadır.

11. CARGEM B1200 çeliğinin kırılma yüzeyinin incelenmesi, 910–1150 °C sıcaklık aralığında 4, 5 veya 6 pasoda sıcak haddelenmiş numunelerde ve haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan numunelerde çukurcuk ve ayrılma düzlemlerinden oluşan karma bir kırılma tipinin olduğunu göstermiştir. Bunun nedeni, beynit ve martenzit fazı tarafından meydana gelen gevrekleşme ve dislokasyonlar ile çökelti parçacıkları arasındaki etkileşimdir. Ancak haddeleme sonrası ısıtıl işlem uygulanan numuneler, haddelenmiş numunelere kıyasla daha büyük sülfür inklüzyonları ve çökelti içerir. Bu büyük inklüzyon ve çökelti, çeliğin tokluğunun azalmasına neden olan çatlakların oluşmasını sağlamaktadır.

KAYNAKLAR

1. I. Tamura, C. Ouchi, T. Tanaka, H. Sekine, “Thermomechanical Processing of High Strength Low Alloy Steels, 1st edn.” **Butterworths**, pp. 1-10, (1988).
2. M. Aydın, M. Gavas, M. Yaşar, Y. Altunpak, “Production Methods and Manufacturing Technologies, 1st edn” **Seçkin Yayıncılık**, pp. 21-28, (2011).
3. Çarboğa, C., “Düşük Karbonlu Çeliklerde Bor İlavesinin Mikroyapı Ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi”, Doktora Tezi, **Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Ankara, 28-71 (2010).
4. Ashby, Michael F.; David R. H., “Jones Engineering Materials 2 (with corrections ed.)” **Oxford: Pergamon Press** (1992).
5. Evren, O., “Characterization of Hot Rolled Microalloyed Steels Produced in İsdemir”, Doktora Tezi, **Marmara Üniversitesi**, İstanbul (2011).
6. Callister, W.D., Rethwisch, D.G., “Material Science and Engineering: An Introduction”, **John Wiley & Sons, Inc**, ABD, (2013).
7. Akyol, A.S., “Çelik Üretimi Sırasında Açığa Çıkan Konverter Gazının Yakıt Olarak Kullanımının Araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, **Mustafa Kemal Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Hatay, (2011).
8. Kayır, Y., Z., “1. Demir Çelik Sempozyumu Ve Sergisi Açılış Konuşması”, TMMOB Metalurji Mühendisleri Odası Başkanı Kdz., Ereğli, Zonguldak, (2001).
9. İnternet: World Steel Association AISBL, "2021 World Steel in Figures", <https://worldsteel.org/wp-content/uploads/2021-World-Steel-in-Figures.pdf> (2020)
10. İnternet: Çelik İhracatçıları Birliği "Çelik İhracat İstatistikleri", <https://www.cib.org.tr/tr/istatistikler.html> (2020)
11. Ersundu, A., E., “Yerli Demir Cevherlerinin Sünger Demir Üretimine Uygunluğunun Araştırılması” Yüksek Lisans Tezi, **İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, (2007).
12. Anonim, “Demir Çelik Sektör Raporu”, **T.C. Sanayi ve Teknoloji Bakanlığı**, Sanayi ve Verimlilik Genel Müdürlüğü, Ankara. (2019).

13. Yıldız, K. “Demir Çelik Metalürjisi”, *Sakarya Üniversitesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği*, Sakarya, (2013).
14. Topbaş, A., “Çelik ve Isıl İşlem”, *İstanbul Teknik Üniversitesi*, İstanbul, (1998).
15. Serfiçeli, Y. S., “Malzeme Bilgisi”, *Form Ofset Basımevi*, Ankara, 45-66, (2001).
16. Anonim, Asil Çelik Teknik Yayınlar Kitabı, *Asil Çelik* 162-183. (2000).
17. Tekin, E., “Mühendisler için Çelik Seçimi”, *T.M.M.O.B Makina Mühendisleri Odası Yayını*, Ankara. (1986)
18. Tükel, N., “Demir- Karbon Alaşımları”, *İ.D.M.M.A. Makina Bölümü Malzeme ve Ölçme Tekniği Kürsüsü*, İstanbul, (1979).
19. Aydınoglu, B., “Az Alaşımlı Krom-Molibden Çeliklerinin Yapı Kontrolü”, Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul (2002).
20. Tekin, A., “Çelik ve Isıl İşlemi”, *İ.T.Ü Yayınları*, İstanbul (1984).
21. Sinha, A.K., “Ferrous Physical Metallurgy”, *Research&Engineering Center*, Michigan, 14-40 (1989).
22. Krauss, G., “Steels: Heat Treatment and Processing Principles”, *Materials Park*, Ohio, 43-240 (1990).
23. Sarkar, A., Panda, S., “A Development Study of Microalloyed Steel (HSLA) Through Experimental Exploration”, Master Degree, *National Institute of Technology Rourkela*, Department of Metallurgical and Materials Engineering, India, 13-16, (2012).
24. Sobral, M.D.C., Meib, P.R., Kestenbach, H.J., “Effect of Carbonitride Particles Formed in Austenite on the Strength of Microalloyed Steels”, *Materials Science and Engineering*, 367 (1-2): 317–321 (2004).
25. Topateş, T., “Mikroalaşımlı Çeliklerin Termomekanik İşlemi Sırasında Değişen Proses Parametrelerinin Mikroyapı Ve Mekanik Özellikler Üzerine Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 8-40 (1995).
26. Okumuş, Ş., “Düşük Karbonlu Mikroalaşımlı Çeliklerde Soğuma Ve Deformasyon Yaşlanması Mekanik Özelliklere Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 4-32 (2013).
27. Erden, M.A., “Toz Metalürjisi Yöntemi İle Üretilen Mikroalaşımlı Çeliklerinin Mikroyapı Mekanik Özellik İlişkisinin Araştırılması”, Doktora Tezi, *Karabük Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, 6-47 (2015).

28. Kaynar, A., “Orta Karbonlu Alaşımsız Ve Mikro Alaşımlı Çeliklerde Sıcak Deformasyon Ve Soğuma Şartlarının Mekanik Özelliklere Etkisinin Araştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, **Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Karabük (2013)
29. Tekin, E., “Modern Yapı Çelikleri Eğitim Semineri”, **ODTÜ-SEM**, Metalürji Mühendisliği Bölümü, Ankara, 92 (1995).
30. Koltuk F., “Mikroalaşımlı Çeliklerin İkincil Sıcak Şekillendirilmesinde Özelliklerin Optimizasyonunun İncelenmesi”, Doktora Tezi, **Yıldız Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, İstanbul, 3-66 (1996).
31. Sage, A.M., “An Overview of the Use of Microalloys in HSLA Steels with Particular Reference to Vanadium and Titanium, Processing, Properties and Applications”, **Proceedings of the Second International Conference on HSLA Steels**, 51-60 (1992).
32. Gladman, T., “The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels”, **The Institute of Materials**, London, 16: 241 (1997).
33. Lu, Y. “Effect of boron on microstructure and mechanical properties of low carbon microalloyed steels”, (2007).
34. Kınıkoğlu, N.G., “Malzeme Bilimi ve Mühendisliği”, Literatür Yayıncılık, 811 s (2006).
35. Hansen, N., & Barlow, C. Y. “Plastic deformation of metals and alloys”. In *Physical Metallurgy* (pp. 1681-1764). **Elsevier**. (2014).
36. Beardmore, P., & Rabinowitz, S. “Treatise on Materials Science and Technology”, Vol. 6. **Academic Press, New York**, 267. (1975).
37. Abramowitch, S., & Easley, D. “Introduction to Classical Mechanics”, **Biomechanics of the Female Pelvic Floor**, 89–107 (2016).
38. Savaşkan, T. “Malzeme bilgisi ve muayenesi”, **Derya Kitabevi** (1999).
39. Zhang, D., Jiang, L., Zheng, B., Schoenung, J. M., Mahajan, S., Lavernia, E. J., Lavernia, E. J. “Deformation twinning (update)” **Ref. Modul. Mater. Sci. Eng**, 1-24 (2016).
40. Çapan, L., “Metallere plastik şekil verme”, **Çağlayan Kitabevi** (1999).
41. Savaşkan, T., “Metallere Plastik Şekil Verme Yöntemleri”, **Papatya Bilim Yayinevi**, (2018).
42. Yeşil, H., “Düşük Karbonlu Çelik Malzemelerde Haddeleme Yön ve Miktarının İşlenebilirlik Üzerine Etkileri”, Doktora Tezi, **Gazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Metal Eğitimi Anabilim Dalı, Ankara, (2003).

43. Wusatowski, Z., “Fundamentals of Rolling”, **Pergamon Press**, US, 440-500 s. (1969).
44. Lenard, J. G., Pietrzyk, M. and Cser L., “Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products”, Elsevier Science, Amsterdam, Hollanda, 250-300 s (1999).
45. Kayalı, E. S., Ensari, C., “Metallere Plastik Şekil Verme İlke ve Uygulamaları”, **Bilim Teknik Yayınları**, İstanbul, Türkiye, (1986).
46. İkiz, B., “Sıcak Haddedeleme Tempcore Prosesi”, Yüksek Lisans Tezi, **Mustafa Kemal Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Hatay, (2009).
47. Aran, A., Demirkol, M., “Plastik Şekil Verme Ve Teknolojisi: Ders Notları”, **İstanbul Teknik Üniversitesi Makine Fakültesi İmal Usulleri**, İstanbul, (1995).
48. Kuzyaka, M.S., “Yüksek Karbonlu Bir Çeliğin Mikroyapı Ve Mekanik Özelliklerine İzotermal Tavlamanın Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, (2014).
49. Novikov, I.I., “Metallerin Isıl İşlem Teorisi”, (G. Said Çev.) **Nobel Yayıncılık**, Ankara. (2012).
50. Callister, W.D. & Rethwisch, D.G., “Malzeme Bilimi ve Mühendisliği (K.Genel, Çev.) Sekizinci Basım”, **Nobel Akademik Yayıncılık Eğitim Danışmanlık Tic. Ltd. Şti.**, Ankara, (2015).
51. Dossett, J.L. & Boyner, H.E., “Practical Heat Treating. 2. Edition”, **ASM International**, (2006).
52. Karaaslan, A. “Mühendislik Alaşımları İçin Faz Diyagramları”, **Literatür Yayınları**, İstanbul, (2010).
53. George. E. Totten., “Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies. 2. Edition”, (2006).
54. İnternet: HASÇELİK, “Teknik Katalog”, <https://hascelik.com/vasifli-celikler>
55. İnternet: Megep “Isıl İşlemler”, http://megep.meb.gov.tr/mte_program_modul
56. İnternet: ÇEMTAŞ, “Teknik yayınlar”, <http://www.cemtas.com.tr/sayfa/ar-ge/13/yayinlar>
57. Gök, M., “Çeliklerin Su Verme Derinliğine Tane Boyutunun Etkisi”, Yüksek Lisans Tezi, **Afyon Kocatepe Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü**, Afyon, (2010).

58. Karayel, B. & Nalbant, M., “Ç4140 Malzemesinin Tornalanmasında İlerleme, Kesme Hızı ve Kesici Takımın Yüzey Pürüzlülüğü, Takım Ömrü ve Aşınmaya Etkileri”, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, (2014).
59. Bhadeshia, H.K.D.H. & Honeycombe, R., “Steels: Microstructure and Properties, 3rd edition”, *Butterworth Heinemann*, USA, (2006).
60. J.C, Zhao, M.R. Notis, “Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations”, *Materials Science and Engineering R15*, 135-207, (1995).
61. Erişir, E., Ayhan, İ. İ., Güney, C., Alan, E., Dürger, N. B., & Ün, S. “Microstructure and Phase Transformations in High-Strength Bainitic Forging Steel. Journal of Materials Engineering and Performance”, 30(5), 3458-3467, (2021).
62. Güney, C., Alan, E., Dürger, N.B., “Development of New Carbide-Free Bainitic Steel Grades for Hot-Forged Automotive Applications”, (2019).
63. Alan, E., Güney, C., “Effects of Chemical Composition on Microstructure and Mechanical Properties of Newly Designed High Strength Pearlitic Steel”, (2018).
64. Tang, Z., Guo, R., Zhang, Y., Liu, Z., Lu, Y., & Wang, F., “Continuous Cooling Transformation of Under-Cooled Austenite of SXQ500/550DZ35 Hydropower Steel”, *Metals*, 11(10), 1562. (2021).
65. Lifeng Lva, Liming Fua, Sohail Ahmada, Aidang Shana, Effect of heavy warm Rolling on microstructures and mechanical properties of AISI 4140 steel, *Materials Science & Engineering A* 704 469–479, (2017).
66. Bahrami, A., Mousavi A.S.H., Golozar, M.A., Shamanian, M., Varahram, N., “Effects of conventional heat treatment on wear resistance of AISI H13 tool steel”, *Wear*, 258: 846-851 (2005).
67. Hu F, Wu KM, Zheng H. Influence of Co and Al on bainitic transformation in super bainitic steels. *Steel Res Int* 2013;84(10):1060–5 (2013).
68. Meng Q, La P, Yao L, Zhang P, Wei Y, Guo X. Effect of Al on microstructure and properties of hot-rolled 2205 dual stainless steel. *Adv Mater Sci Eng* (2016).
69. Capdevila C, Caballero FG, De Andrés CG. Determination of Ms temperature in steels: a Bayesian neural network model. *ISIJ Int* 2002;42(8):894–902 (2002).
70. M.H. Khani Sanij, S.S. Ghasemi Banadkouki, A.R. Mashreghi, M. Moshrefifar, The effect of single and double quenching and tempering heat treatments on the microstructure and mechanical properties of AISI 4140 steel, *Materials and Design* 42 339–346 (2012).

71. S. Gündüz, Metaurjide Faz Diyagramları, Seçkin Yayıncılık, 4. Baskı, (2019).
72. S. Morito, H. Yoshida, T. Maki, X. Huang, *Mater. Sci. Eng. A* **438**, 237 (2006).
73. J. Zhao, X. Zhao, X. Zhao, C. Dong, “Effect of final rolling and final cooling temperature on microstructure and properties of Girder steel”, *2018 International Symposium on Mechanics, Structures and Materials Science (MSMS 2018) AIP Conf. Proc.* (1995).
74. H. Wang, Y. Chen, *Procedia Engineering* **207**, 1839 (2017).
75. C. Zhang, Q. Wang, J. Ren, R. Li, K Sun, *Mater. Sci. Eng. A* **534**, 339 (2012).
76. E. Kozeschnik and H.K.D.H. Bhadeshia, *Mater. Sci. Technol.*, **24**, 343 (2008).
77. J.X. Dong, F Sicillana Jr., J.J. Jonas, W.J. Liu, E. Essadığı, *ISIJ International*, **40**, 613 (2000).
78. N.Q.Vo , D.C. Dunand, D.N. Seidman, *Mater. Sci. and Eng. A*, 677, 485 (2016).
79. D. Taştēmür, S. Gündüz, *Mater. Research* **21**, 1 (2018).
80. J. Hu, L.X. Du, J.J. Wang, H. Xie, C.R. Gao, R.D.K. Misra, *Mater. Sci. Eng. A* **585**, 197 (2013).
81. Z. Xu, L. Jiang, J. Dong , Z. Li, X. Zhou, *Journal of Alloys and Compounds*, **620**, 197 (2015).
82. W. Roberts, A. Sandberg, T. Siwecki, and T. Werlefors, in: HSLA Steels: Technology and Applications, ed. by *ASM*, p. 67. (1984).
83. A. Kaijalainen, N. Vähäkuopus, M. Somani, S. Mehtonen, D. Porter, J. Kömi, *Arch. Metall. Mater.* **62**, 619 (2017).
84. M. Türkmen, M.A. Erden, H. Karabulut, S. Gündüz, *Acta Physica Polonica A* **135**, 834 (2019).
85. D.R. Askeland, “The Science and Engineering of Materials, 3th edn.” Chapmen and Hall, London, p,207 (1996).
86. 36. J. Cornide, C. Garcia-Mateo, C. Capdevila, F.G. Caballero, *J. Alloys Compd.*, **577**, 43 (2013).
87. 37. F.G. Caballero, Carbide-Free Bainite in Steels, in Phase Transformations in Steels, ed. by E.V. Pereloma and D.V. Edmonds, *Woodhead Publishing*, p.436 (2012).

88. S. Gündüz, R.C. Cochrane, Influence of cooling rate and tempering on precipitation and hardness of vanadium microalloyed steel, *Materials and Design* 26 486–492 (2005).
89. Demet Taştēmür, Süleyman Gündüz, The effect of tempering and strain aging processes on the mechanical properties of AISI H10 hot work tool steel, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University* 36:3 1387-1397 (2021).
90. H. Chandler, *Heat Treating Guides*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, (1996).
91. R.G. Davies, C.L. Magee, in: R.A. Kott, J.W. Morris (Eds.), *Structure and Properties of Dual Phase Steels*, AIME, New York, pp. 1–20 (1979).
92. S. Gündüz, Static strain ageing behaviour of dual phase steels, *Materials Science and Engineering A* 486 63–71 (2008).
93. H. Liu, X. Lu, X. Jin, H. Dong, J. Shi, *Scripta Materialia* 64, 749 (2011).
94. K. Zhu, O. Bouaziz, C. Oberbillig, M. Huang, *Mater. Sci. Eng. A* 527, 6614 (2010).
95. R. M. Poths, R. L. Higginson, and E. J. Palmiere, *Scripta Mater.* 44, 147 (2001).
96. S. Gündüz, M. A. Erden, H. Karabulut, M. Türkmen, *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 55, 277 (2016).
97. S.S. Campos, H.J. Kestenbach, and E.V. Morales, *Metall. Mater. Trans. A* 32, 1245 (2001).
98. R.D.K. Misra, K.K. Tenneti, G.C. Weatherly, G. Tither, *Metall. Mater. Trans. A* 34, 2341 (2003).
99. M.A. Erden, S. Gündüz, M. Türkmen, H. Karabulut, *Mater. Sci. Eng. A*, 616, 201 (2014).
100. F.C. Campbell, *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*, **ASM International**, Materials Park, Ohio, (2008).
101. A.J. Deardo, *Int. Mater. Rev.* 48, 371 (2003).
102. S. Khaple, U. Prakash, B.R. Golla, V.V. Satya Prasad, *Metallography, Microstructure, and Analysis* 9, 127 (2020).
103. X.D. Wang, N. Zhong, Y.H. Rong, T.Y. Hsu, *J. Mater. Res.* 24, 260 (2009).
104. C. Wang, M. Wang, J. Shi, W. Hui, H. Dong, *J. Mater. Sci. Technol.*, Vol.23 No.5, 659 (2007).

105. B. Hutchinson, D. Lindell, M. Barnett, *ISIJ International* **55**, 1114 (2015).
106. Verma, P., Sudhakar, R. G., Chellapandi, P., Mahobia, G.S., Chattopadhyay, K., Santhi, S.N.C., “Dynamic strain ageing, deformation, and fracture behaviour of modified 9Cr-1Mo steel”, “*Materials Science and Engineering A*” **621**: 39-51 (2015).
107. M. Türkmen, S. Gündüz, Martensite morphology and strain aging behaviours in intercritically treated low carbon steel, *Ironmaking and Steelmaking*, Vol. 38, No. 5, pp. 346-352 (2011).
108. X.-L. Cai, J. Feng, W. Owen, The dependence of some tensile and fatigue properties of a dual-phase steel on its microstructure *Metall. Trans. A*, **16** (8), 1405 (1985).
109. A. Coşkun, S. Gündüz, “An investigation on cold, warm and hot deformation behaviour of Al 2024 alloy under as-received, solution heat treated, peak aged and over aged conditions”. *Canadian Metallurgical Quarterly*, **59**, 297 (2020).
110. S. Gündüz, R. Kaçar, Strengthening of 6063 aluminium alloy by strain ageing, *Kovove Mater.* **46**, (2008).
111. W.R. Clough, J.L. Soloman, *Jornal of Basic Engineering*, **91**, 39 (1969).
112. S. Cheng, Y.H. Zhao, Y.T. Zhu, E. Ma, Optimizing the strength and ductility of fine structured 2024 Al alloy by nano-precipitation *Acta Mater.*, **55**, 5822 (2007).
113. S.C. Wang, M.J. Starink, Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys. *Int Mater Rev.*, **50**, 193 (2005).
114. X.Z. Zhang and J.F. Knott, Cleavage fracture in bainitic and martensitic microstructures. *Acta Mater.*, **47**, 3483 (1999)

ÖZGEÇMİŞ

Furkan Yılmaz KÜÇÜKAKARSU ilk ve orta öğrenimini Karabük'te tamamladı. Karabük Mesleki ve Teknik Anadolu Lisesi Metalurji Bölümü'nden mezun oldu. 2011 yılında Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü'nde öğrenime başlayıp 2016 yılında mezun oldu. 2018 yılında ÇEMTAŞ Çelik Makine Sanayi ve Ticaret A.Ş.' de çalışmaya başladı ve halen çalışmaya devam etmektedir.

