AISI 52100 ÇELİĞİNİN YORULMA ÖMRÜ VE TAŞLANABİLİRLİĞİNE KRİYOJENİK İŞLEM PARAMETRELERİNİN ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

2014 DOKTORA TEZİ MAKİNE EĞİTİMİ

Fuat KARA

AISI 52100 ÇELİĞİNİN YORULMA ÖMRÜ VE TAŞLANABİLİRLİĞİNE KRİYOJENİK İŞLEM PARAMETRELERİNİN ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Fuat KARA

Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Eğitimi Anabilim Dalında Doktora Tezi Olarak Hazırlanmıştır

> KARABÜK Şubat 2014

Fuat KARA tarafından hazırlanan "AISI 52100 ÇELİĞİNİN YORULMA ÖMRÜ VE TAŞLANABİLİRLİĞİNE KRİYOJENİK İŞLEM PARAMETRELERİNİN ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI" başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarız.

Doç. Dr. Halil DEMİR

Tez Danışmanı, İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı

Doç. Dr. Adem ÇİÇEK Tez Danışmanı, Yıldırım Beyazıt Üniversitesi

Alila

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Makine Eğitimi Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 17/01/2014

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

Başkan : Prof. Dr. İbrahim ÇİFTÇİ (KBÜ)

: Prof. Dr. Süleyman GÜNDÜZ (KBÜ) Üve

: Doç. Dr. Halil DEMİR (KBÜ) Üye

Üye : Doç. Dr. Fırat KAFKAS (GÜ)

Üye : Yrd. Doç. Dr. Gökhan SUR (KBÜ)

Imzası

07 / 02 / 2014

KBÜ Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile, Doktora dereceşin onamıştır.

ii

Prof. Dr. Mustafa BOZ Fen Bilimleri 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."

Fuat KARA

ÖZET

Doktora Tezi

AISI 52100 ÇELİĞİNİN YORULMA ÖMRÜ VE TAŞLANABİLİRLİĞİNE KRİYOJENİK İŞLEM PARAMETRELERİNİN ETKİLERİNİN ARAŞTIRILMASI

Fuat KARA

Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Eğitimi Anabilim Dalı

> Tez Danışmanları: Doç. Dr. Halil DEMİR Doç. Dr. Adem ÇİÇEK Şubat 2014, 179 sayfa

Yüksek aşınma direncine sahip olması nedeniyle AISI 52100 çeliği başlıca rulman malzemesi olarak tanımlanmış, 1920 yılından bu yana yaygın bir şekilde rulman imalatında kullanılmaktadır. AISI 52100 rulman çeliği ile ilgili literatürde yapılmış çok sayıda çalışma olmasına rağmen bu malzemeye uygulanan kriyojenik işlemin etkilerinin araştırıldığı bilimsel çalışmaların çok kısıtlı olduğu görülmektedir. Yapılan bu çalışma AISI 52100 malzemesi üzerinde çekme, yorulma, taşlama deneyleri ve malzeme karakterizasyon testlerini kapsamaktadır. Bu çalışma ile farklı bekletme saatlerinde malzemeye uygulanan derin kriyojenik işlemin (DKİ) malzemenin mekanik özellikleri (makro sertlik, mikro sertlik, akma ve çekme dayanımı), mikroyapısı, taşlanabilirliği (yüzey pürüzlülüğü ve yüzey dokusu), kalıntı östenit hacim oranındaki değişimi kalıntı gerilme değerleri ve

üzerindeki etkileri irdelenmiştir. Sonuç olarak, geleneksel ısıl işlem ardına yapılan derin kriyojenik işlemin taşlanabilirlik, mekanik özellikler, yorulma performansı, kalıntı östenit ve kalıntı gerilme bakımından geleneksel ısıl işleme göre daha iyi sonuçlar sergilediği belirlenmiştir.

Anahtar Sözcükler : AISI 52100, kalıntı gerilme, kalıntı östenit, kriyojenik işlem, mekanik özellikler, silindirik taşlama, yorulma performansı, yüzey pürüzlülüğü, yüzey dokusu.

Bilim Kodu : 708.3.028

ABSTRACT

Ph.D. Thesis

INVESTIGATION OF THE EFFECTS OF CRYOGENIC TREATMENT PARAMETERS ON FATIGUE LIFE AND GRINDABILITY OF AISI 52100 STEEL

Fuat KARA

Karabük University Graduate School of Natural and Applied Sciences Department of Mechanical Education

> Thesis Advisors: Assoc. Prof. Dr. Halil DEMİR Assoc. Prof. Dr. Adem ÇİÇEK February 2014, 179 pages

Due to the high wear resistance of AISI 52100 steel, it has been defined as main bearing material and has been widely used in the bearing manufacturing since 1920. Although there are a great number of studies on AISI 52100 bearing steel in the literature, the research works that are investigated the effects of the cryogenic treatment on this material are very limited. This work performed on AISI 52100 bearing steel includes tensile, fatigue, grinding experiments and material characterization tests. With this study, effects of deep cryogenic treatment applied at different holding time to material on mechanical properties (macro hardness, micro hardness, yield and tensile strength), microstructure, grindability (surface roughness and surface integrity), retained austenite and residual stress were discussed. As a result, experimental results showed that deep cryogenic treatment following the conventional heat treatment was superior to conventional heat treatment in terms of grindability, mechanical properties, fatigue performance, retained austenite and residual stresses.

Key Word : AISI 52100, cryogenic treatment, cylindrical grinding, fatigue performance, mechanical properties, residual stress, retained austenite, surface roughness, surface integrity.

Science Code : 708.3.028

TEŞEKKÜR

Öncelikle hazırladığım tez çalışmamı belirlememde ve çalışmalarım süresince desteğini ve yardımlarını esirgemeyen, çalışmalarım esnasında bilgi ve problem çözümünde bana destek olan, çalışmalarımı gerçekleştirmemde maddi ve manevi desteğini her zaman yanımda hissettiğim, görüşleri ile bana yol gösteren çok değerli hocalarım Doç. Dr. Adem ÇİÇEK ve Doç. Dr. Halil DEMİR'e teşekkür ederim.

Deney numunelerinin hazırlanmasında yardımlarını esirgemeyen Düzce Anadolu Teknik, Teknik ve Endüstri Meslek Lisesi Makine Teknolojileri Bölümü öğretmenlerinden Teknik Öğretmen Erdoğan CEVİK'e teşekkür ederim. Yorulma deneylerinin gerçekleştirilmesinde yardımlarını esirgemeyen Karabük Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği öğretim üyesi Doç. Dr. Dursun ÖZYÜREK'e teşekkür ederim. Taşlama deneylerinin gerçekleştirilmesinde yardımlarını esirgemeyen Anadolu Rulman İmalat Sanayi ve Ticaret A.Ş.'ye tesekkür ederim. deneylerinin gerçekleştirilmesinde Cekme vardımlarını esirgemeyen Düzce Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Yapı Eğitimi öğretim elemanlarına teşekkür ederim.

Çalışmalarım süresince manevi desteğini hiçbir zaman esirgemeyen ve destekleriyle beni bu başarılara taşıyan aileme ve eşime teşekkürü bir borç bilirim.

Ayrıca Karabük Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Başkanlığına projeye finansal desteklerinden dolayı teşekkürlerimi sunarım.

İÇİNDEKİLER

Say	<u>′fa</u>
KABUL	iii
ÖZET	iv
ABSTRACT	vi
TEŞEKKÜRv	7iii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	iii
ÇİZELGELER DİZİNİ	cvi
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİx	vii
BÖLÜM 1	. 1
GİRİŞ	. 1
BÖLÜM 2	4
LİTERATÜR ÖZETİ	. 4
2.1. KRİYOJENİK İŞLEM İLE İLGİLİ YAPILAN ÇALIŞMALAR	. 4
2.2. TAŞLANABİLİRLİK İLE İLGİLİ YAPILAN ÇALIŞMALAR	26
2.3. LİTERATÜR ARAŞTIRMASININ DEĞERLENDİRİLMESİ	33
BÖLÜM 3	38
KRİYOJENİK İŞLEM	38
3.1. KRİYOJENİK İŞLEMİN TARİHÇESİ	39
3.2. KRİYOJENİK İŞLEMİN UYGULANMASI	40
3.3. KRİYOJENİK İŞLEM ISIL İŞLEM İLİŞKİSİ	42
BÖLÜM 4	45
RULMAN ÇELİKLERİ	45
4.1. RULMAN ÇELİKLERİNİN ISIL İŞLEMİ	46

BÖLÜM 5	51
TAŞLAMA İŞLEMİ	51
5.1. AŞINDIRICI TANELER	54
5.2. AŞINDIRICI TANELERİN ŞEKLİ VE KESME GEOMETRİSİ	54
5.3. AŞINDIRICI TANELERİN BİRLEŞTİRİLMESİ	56
5.4. ZIMPARA TAŞLARININ DOKUSU	57
5.5. ZIMPARA TAŞLARININ SERTLİĞİ	58
5.6. ZIMPARA TAŞLARININ TANIMLANMASI	60
5.7. ZIMPARA TAŞLARININ BİLENMESİ	60
5.8. TAŞLAMA İŞLEMİNDE YÜZEY PÜRÜZLÜLÜĞÜ	61
5.9. TAŞLAMA İŞLEMİNDE YÜZEY DOKUSU	64
BÖLÜM 6	67
MALZEMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ	67
6.1. SERTLİK	67
6.1.1. Rockwell Sertlik Ölçme Yöntemi	68
6.1.2. Brinell Sertlik Ölçme Yöntemi	68
6.1.3. Vickers Sertlik Ölçme Yöntemi	69
6.2. ÇEKME DENEYİ	69
6.3. YORULMA DENEYİ	74
6.3.1. Yorulma Deneyi Türleri	77
6.3.2. Yorulma Deneyi İle İlgili Terimler	78
BÖLÜM 7	82
KALINTI GERİLMELER	82
7.1. KALINTI GERİLMELERİN OLUŞMA SEBEPLERİ	83
7.2. KALINTI GERİLMELERİN SINIFLANDIRILMASI	84
7.3. KALINTI GERİLMELERİN YORULMA ÖMRÜNE ETKİSİ	87
7.4. TAŞLAMANIN KALINTI GERİLMELERE ETKİSİ	90
BÖLÜM 8	92

MATERYAL VE METOT
8.1. KRİYOJENİK İŞLEMİN UYGULANMASI
8.2. YORULMA DENEYLERİ
8.3. TAŞLAMA DENEYLERİ
8.3.1. Taşlama Numuneleri
8.3.2. Zımpara Taşı Özellikleri
8.3.3. Deneylerde Kullanılan Taşlama Tezgahı
8.3.4. Silindirik Taşlama Deneyi Tasarımı
8.3.5. Yüzey Pürüzlülüğünün Ölçülmesi
8.4. ÇEKME DENEYLERİ 102
8.5. MAKRO VE MİKRO SERTLİK ÖLÇÜMLERİ 103
8.6. METALOGRAFİK İNCELEMELER 104
BÖLÜM 9 107
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA 107
9.1. METALOGRAFİK SONUÇLAR 107
9.1.1. Mikroyapı İncelemeleri 107
9.1.2. Faz Analizleri
9.1.3. Kalıntı Östenit 115
9.1.4. Kalıntı Gerilmeler
9.2. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ 126
9.3. ÇEKME DENEYLERİ 129
9.3.1. Kırılan Yüzeyler
9.4. YORULMA DENEYLERİ 140
9.5. SİLİNDİRİK TAŞLAMA DENEYLERİ 144
9.5.1. Yüzey Pürüzlülüğünün Değişimi144
9.5.2. Yüzey Dokusunun Değişimi147
BÖLÜM 10

	<u>Sayfa</u>
KAYNAKLAR	
ÖZGEÇMİŞ	

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1.	AISI M2 takım çeliğinin TEM fotoğrafları.	. 12
Şekil 2.2.	Takım çeliklerindeki aşınma direnci iyileşmeleri	. 13
Şekil 2.3.	Farklı ısıl işlem ve derin kriyojenik işlem görmüş AISI 52100 rulman çeliğinin wöhler eğrileri (Kerscher and Lang, 2010).	. 17
Şekil 2.4.	Çekme numunelerinin kırılma yüzeyleri.	. 19
Şekil 2.5.	Farklı bekletme saatlerinde derin kriyojenik işlem görmüş AISI D3 takım çeliğinin sertlik değerleri	. 21
Şekil 2.6.	AISI 52100 rulman çeliğinin SEM görüntüleri.	. 22
Şekil 2.7.	AISI 2080 takım çeliğinin SEM görüntüleri	. 24
Şekil 3.1.	Tipik bir kriyojenik işlem sistemi (Rubat du Merac, 2005)	. 40
Şekil 3.2.	Kriyojenik işlem çevirimi.	. 41
Şekil 3.3.	Çeliğin karbon oranına bağlı olarak M_s ve M_f sıcaklıklarının değişimi.	. 43
Şekil 4.1.	AISI 52100 çeliğinin mikroyapı fotoğrafı.	. 46
Şekil 4.2.	AISI 52100 rulman çeliğinin ZSD (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramı	. 48
Şekil 4.3.	AISI 52100 rulman çeliğinin SSD (Sürekli-Soğuma-Dönüşüm) diyagramı (Östenitleme sıcaklığı 850 °C, Bekleme süresi 10 dakika)	. 49
Şekil 5.1.	Düzlem yüzey ve silindirik taşlamanın şematik olarak gösterilişi	. 52
Şekil 5.2.	Taşlamada kesme çeşitleri	. 55
Şekil 5.3.	Taşlama işleminde kesme, kazıma ve ovalama oluşumu	. 56
Şekil 5.4.	Zımpara taşının dokusu	. 57
Şekil 5.5.	Taş dokuları	. 58
Şekil 5.6.	Zımpara taşı sertlik skalası	. 59
Şekil 5.7.	Tane büyüklüğü ve sertlik seçimi	. 59
Şekil 5.8.	Zımpara taşının standart gösterimi (Köklü, 2009)	. 60
Şekil 5.9.	Zımpara taşının bilenmesi	. 61

Şekil 5.10.	Ortalama yüzey pürüzlülüğünün (Ra) grafiksel ifadesi (Horozoğlu, 2013)	. 63
Şekil 5.11.	AISI 316L paslanmaz çeliğine ait taşlanmış yüzey örneklerinin SEM fotoğrafları	. 66
Şekil 6.1.	Düşük karbonlu yumuşak bir çeliğin çekme diyagramı ve çekme deneyinin yapılışı.	. 70
Şekil 6.2.	Daire kesitli silindirik başlı çekme numunesi (TSE 138 EN 10002-1)	. 70
Şekil 6.3.	Çekme deneyinde kırılma şekilleri	.73
Şekil 6.4.	Tokluk ve mukavemet yönünden iki tipik malzeme davranışı	.74
Şekil 6.5.	Yorulma olayında çatlak başlangıcı ve yayılması	.76
Şekil 6.5.	Yorulma deneyindeki periyodik yükleme eğrisi (Kılıç, 2008)	. 78
Şekil 6.6.	Demir ve demir - dışı malzemelere ait tipik S-N diyagramı	. 80
Şekil 7.1.	Kalıntı gerilmelerin şematik gösterimi.	. 86
Şekil 7.2.	İş parçası yüzeyine göre kalıntı gerilme bileşenlerinin yönleri (Kafkas, 2007)	. 87
Şekil 7.3.	Kalıntı gerilme modeli (Sigwart, 1956)	. 88
Şekil 7.4.	Uygulanan gerilmelerin ve kalıntı gerilmelerin birbirleriyle eklenmesinin şematik gösterimi (Dieter, 1976)	. 89
Şekil 7.5.	Kalıntı gerilmelerin yorulma ömrü üzerine etkisi	. 90
Şekil 8.1.	Akış diyagramı	. 93
Şekil 8.2.	Üstten yüklemeli kriyojenik işlem fırını	. 94
Şekil 8.3.	AISI 52100 çeliğine ait ısıl işlem eğrisi	. 95
Şekil 8.4.	Yorulma numunesi teknik resmi	. 96
Şekil 8.5.	Yorulma makinesi ve ekipmanları	. 97
Şekil 8.6.	Taşlama numunesi teknik resmi	. 98
Şekil 8.7.	Deneylerde kullanılan silindirik taşlama tezgahı	. 99
Şekil 8.8.	Yapılan silindirik taşlama deneylerindeki yüzey pürüzlülük ölçümleri	101
Şekil 8.9.	Çekme numunesi resmi	102
Şekil 8.10.	Çekme numunesi teknik resmi	102
Şekil 8.11.	Çekme test cihazı ve ekipmanları.	103
Şekil 8.12.	Makro sertlik ölçme cihazı	104
Şekil 8.13.	Mikro sertlik ölçme cihazı.	104
Şekil 8.14.	Taramalı elektron mikroskobu	105

Şekil 8.15.	X-ışını difraksiyon cihazı)6
Şekil 9.1.	Kalıntı östenitin martenzite dönüşümü (Singh Gill et al. 2011) 10	19
Şekil 9.2.	Derin kriyojenik işlemde bekletme sıcaklığındaki düşüş ile karbür yüzdesinin değişimi (-196°C)	0
Şekil 9.3.	AISI 52100 rulman çeliği numunelerinin mikroyapı görüntüleri11	1
Şekil 9.4.	Derin kriyojenik işlemde bekletme süresindeki artış ile karbür yüzdesinin değişimi (-196°C)	2
Şekil 9.5.	Rulman çeliği numunelerinin XRD paternleri11	3
Şekil 9.6.	Isıl işlem türüne göre kalıntı östenit hacim oranlarındaki değişim 11	8
Şekil 9.7.	Isıl işlem ve derinliğe göre eksenel kalıntı gerilme değişimi 12	21
Şekil 9.8.	Isıl işlem ve derinliğe göre çevresel kalıntı gerilme değişimi 12	2
Şekil 9.9.	Isıl işleme göre ortalama eksenel kalıntı gerilme değişimi 12	25
Şekil 9.10.	Isıl işleme göre ortalama çevresel kalıntı gerilme değişimi 12	25
Şekil 9.11.	Isıl işlem türüne göre makrosertlik değerlerindeki değişim 12	27
Şekil 9.12.	Isıl işlem türüne göre mikro sertlik değerlerindeki değişim 12	28
Şekil 9.13.	Isıl işlem türüne göre akma gerilmesi değerlerindeki değişim 13	0
Şekil 9.14.	Isıl işlem türüne göre maksimum çekme gerilmesi değerlerindeki değişim	51
Şekil 9.15.	Isıl işlem türüne göre uzama değerlerindeki değişim13	2
Şekil 9.16.	İşlem türüne göre çekme numunelerine ait kırık yüzeylerin 100X büyütmedeki SEM görüntüleri	5
Şekil 9.17.	İşlem türüne göre çekme numunelerine ait kırık yüzeylerin 1000X büyütmedeki SEM görüntüleri	57
Şekil 9.18.	İşlem türüne göre çekme numunelerine ait kırık yüzeylerin 5000X büyütmedeki SEM görüntüleri	59
Şekil 9.19.	Isıl işlem türüne göre yorulma ömründeki değişim14	2
Şekil 9.23.	30 μm kesme derinliğinde SiC taşlama taşı ile taşlanmış yüzeylerin SEM görüntüleri	9
Şekil 9.24.	30 μm kesme derinliğinde Al ₂ O ₃ taşlama taşı ile taşlanmış yüzeylerin SEM görüntüleri15	50

ÇİZELGELER DİZİNİ

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

а	: kesme derinliği (mm)
А	: amper
Å	: angström
A_0	: deney numunesinin ilk kesit alanı (mm ²)
A_k	: deney numunesinin kırılma anındaki kesit alanı (mm ²)
Ag	: gümüş
Al	: alüminyum
С	: karbon
Cr	: krom
Cu	: bakır
d_0	: çekme numunesi çapı (mm)
d_1	: çekme numunesinin baş kısmının çapı (mm)
D	: çap (mm)
D_s	: zımpara taş çapı (mm)
Е	: elastikiyet modülü (GPa)
F	: fahrenhayt
F	: yük, kuvvet (N)
Fe	: demir
F_n	: normal taşlama kuvveti (N)
F_t	: teğetsel taşlama kuvveti (N)
h	: çekme numunesinin baş kısmının uzunluğu (mm)
HB	: brinell sertliği
HRc	: rockwell sertliği
HV	: vickers sertliği
Κ	: kelvin
L_k	: numunenin kırılma anındaki boyu (mm)

l_0	: ölçü uzunluğu (mm)
lt	: çekme numunesinin toplam uzunluğu (mm)
$l_{\rm v}$: çapı düşürülmüş kısmın uzunluğu (mm)
mm	: milimetre
Mg	: magnezyum
Mo	: molibden
M_{f}	: martenzit bitiş sıcaklığı (°C)
M_s	: martenzit başlama sıcaklığı (°C)
nm	: nanometre
Ν	: azot
Ν	: Newton
Ni	: nikel
0	: oksijen
Р	: fosfor
R	: yorulma hızı
R _a	: ortalama pürüzlülük değeri
R _p	: profil maksimum tepe yüksekliği
R _t	: maksimum tepe-çukur yüksekliği
R _q	: ortalamaların kareleri toplamının karekökü
Rz	: on nokta yüksekliği
S	: kükürt
Si	: silisyum
V	: vanadyum
Vs	: zımpara taşının çevre hızı
V_{w}	: iş parçasının (tabla hızı) hızı (m/dak)
W	: volfram
Zn	: çinko
Zr	: zirkonyum
η	: eta
R^2	: korelasyon katsayısı
µin	: mikroinç
μm	: mikrometre
3	: birim uzama (mm)

- σ : gerilme (MPa)
- σ_a : akma gerilmesi (MPa)
- σ_{c} : çekme gerilmesi (MPa)
- σ_e : elastiklik sınırı (MPa)
- σ_k : kopma gerilmesi (MPa)

KISALTMALAR

- AISI : American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
- Al₂O₃ : Aluminum Oxide (Alüminyum oksit)
- ANFIS : Adaptive Network-Based Fuzzy Inference System (Adaptif ağ tabanlı bulanık çıkarım sistemi)
- ANSI : American National Standards Institute (Amerikan Ulusal Standartlar Enstitüsü)
- ASTM : American Society for Testing and Materials (Amerikan Malzeme ve Test Derneği)
- CBN : Cubic Boron Nitride (Kübik bor nitrür)
- CHT : Conventional Heat Treatment (Geleneksel ısıl işlem)
- CNC : Computer Numerical Control (Bilgisayarlı sayısal denetim)
- CVD : Chemical Vapour Deposition (Kimyasal buhar biriktirme)
- DCT : Deep Cryogenic Treatment (Derin kriyojenik işlem)
- DKİ : Derin Kriyojenik İşlem
- DIN : Deutch Industrie Normen (Alman Standartları Enstitüsü)
- EN : European Norm (Avrupa normu)
- HMK : Hacim Merkezli Kübik
- HMT : Hacim Merkezli Tetragonal
- HSS : High Speed Steel (Yüksek Hız Çeliği)
- ISO : International Standards Organization (Uluslararası Standartlar Örgütü)
- PVD : Physical Vapour Deposition (Fiziksel buhar biriktirme)
- RSM : Response Surface Methodology (Yanıt yüzey metodolojisi)
- SAE : Society of Automotive Engineers (Otomotiv Mühendisleri Birliği)
- SiC : Silicon Carbide (Silisyum karbür)
- SiO₂ : Silicon Oxide (Silisyum oksit-Kuartz)
- SEI : Secondary Electron Imaging (İkincil elektron görüntülenmesi)
- SCT : Shallow Cryogenic Treatment (Sığ kriyojenik işlem)
- SEM : Scaning Electron Microscope (Taramalı elektron mikroskobu)
- TEM : Transmission Electron Microscope (Geçirimli elektron mikroskobu)
- TS : Türk Standardı

- TSE : Türk Standartları Enstitüsü
- XRD : X-Ray Diffraction (X ışını kırınımı)
- YMK : Yüzey Merkezli Kübik

BÖLÜM 1

GİRİŞ

AISI 52100 rulman çeliği genellikle, çevrimsel (cyclic) yükler altında dayanımı yüksek, yüksek yorulma ve aşınma direnci gerektiren uygulamalarda kullanımları ile bilinmektedir. AISI 52100 çeliği; kollu kılavuzlarda, freze çakılarında, millerde, hassas enstrüman parçalarında, burçlarda, yataklarda, rulman bileziği ve bilyelerde, damgalama araçlarında, dişli takımlarda, kalıplarda, ölçü aletlerinde, pimlerde, sıkma bileziklerinde, vidalarda, tezgah motor ve pompa parçalarında, makaralarda, silindir gömleklerinde ve hidrolik ekipman parçalarında kullanımı geniş olan bir malzeme türüdür (Kuş, 2013). Bu yüzden, bu malzemenin yüksek sertliğe, yüksek elastikiyet sınırına ve yüksek yorulma ömrüne sahip olması gerekmektedir. İsil işlem sonrası malzemeye uygulanan kriyojenik işlemin farklı türdeki malzemelerin mekanik özellikleri üzerinde ciddi iyileşmeler sağladığı litaratürde belirtilmektedir. Ancak rulman gibi aşınma ve yorulmanın önemli olduğu imalat uygulamalarında kullanılan AISI 52100 rulman çeliği malzemesine uygulanan kriyojenik işlemin mekanik davranışlar üzerindeki etkilerini ortaya koyan çalışmaların sayısı yok denecek kadar azdır. Bu amaçla AISI 52100 rulman çeliği malzemesine uygulanan farklı bekletme saatlerindeki derin kriyojenik islem ile malzemenin mekanik özelliklerinde olumlu iyileşmelerin gerçekleşmesi amaçlanmaktadır. Böylece malzemenin mekanik özellikleri iyileştirilerek endüstride büyük öneme sahip rulmanların ömürlerinin arttırılması ve bu sayede yüksek maliyetlerinin düşürülmesi öngörülmektedir.

Taşlama işlemi, iş parçalarının istenilen ölçü, şekil, konum ve ölçü toleranslarında elde edilmesini sağlayan en önemli imalat yöntemlerinden birisidir (Köklü, 2009). Bu yöntem genellikle, iş parçalarının tornalama ve frezeleme gibi işleme yöntemleri ile yeterli tamlık ve yüzey kalitesinde üretilemediği durumlarda kullanılmaktadır. Hem geleneksel, hem de modern imalat yöntemleriyle yapılan üretim işlemlerinde taşlama işlemi çok önemli bir yere sahiptir. Üretilen iş parçalarında özellikle ölçü tamlığı, toleranslar, yüzey kalitesi ve görünümün önem kazandığı durumlar taşlama işlemini zorunlu kılmaktadır. Literatürde, AISI 52100 rulman çeliğinin taşlanabilirliği üzerine yapılan çok sayıda çalışma bulunmaktadır (Bhaduri and Chattopadhyay, 2010, Bhaduri et al. 2010, Ebbrell et al. 2003, Hadad et al. 2012, Hassui and Diniz, 2003, Waikar and Guo, 2008, Rowe et al. 1998, Waikar and Guo, 2009). Ancak ısıl işlemi tamamlayıcı bir işlem olan kriyojenik işlemin AISI 52100 rulman çeliğinin taşlanabilirliği üzerindeki etkileri ile ilgili literatürde bir çalışma görülmemektedir. Günümüzde taşlama işlemi, imalat proseslerinin en önemli parçalarından biri olmaya başlamış ve endüstrileşmiş ülkelerde talaş kaldırma işlemlerindeki tüm giderlerin yaklaşık % 20-% 25'ine tekabül etmektedir (Fan, 2005; Sun, 2004). Bu bakımdan taşlama işleminde sağlanan küçük iyileşmeler, büyük maddi kazançları doğurabilmektedir. Bu çalışma sonucunda ısıl işleme ilave olarak yapılan farklı bekletme sürelerindeki kriyojenik işlemin yüzey pürüzlülüğü (Ra) ve yüzey dokusu üzerindeki etkileri ortaya konularak taşlanan malzemenin kalitesinin arttırılması amaçlanmıştır.

Kaynak, döküm, dövme, haddeleme, sac metal sekil verme islemleri, talaslı imalat işlemleri ve ısıl işlem görmüş malzemelerde plastik deformasyon veya ısıl etkiler sonucunda malzemeler içerisinde kalıntı östenit ve kalıntı gerilmeler oluşur. Kalıntı östenit, dönüşüm sertleştirmesi sırasında martenzite dönüşmeden, oda sıcaklığına kadar kalabilen östenittir. Isıl işlem görmüş parçaların mekanik özelliklerini, temperlenmiş martenzitten sonra en çok kalıntı östenit etkilemektedir (Parrish, 1999). Kalıntı östenit miktarının yapıda fazla bulunması halinde, malzemelerin sertliği, aşınma dayanımı ve yorulma dayanımı azalır. Mekanik özellikleri olumsuz yönde etkilediğinden dolayı, sementasyon, takım, kalıp ve rulman çelikleri gibi değişik malzeme gruplarında kalıntı östenit miktarının mümkün olduğu kadar azaltılması gerekmektedir. Aynı zamanda malzemelerde temel olarak mekanik, ısıl ve kimyasal etkenlerden dolayı kalıntı gerilmeler oluşur (Noyan and Kohen, 1987). Mekanik etmenler genel anlamda imalat süresince oluşan üniform olmayan plastik deformasyonlardan kaynaklanır. Bunlar, imalat sürecinin doğasından kaynaklanan deformasyonlar olabileceği gibi kaynak, talaşlı imalat, dövme, haddeleme ve kumlama gibi farklı imalat işlemlerinden de kaynaklanabilirler (Demirler, 2003; Noyan and Kohen, 1987). Isil etkenlerden kaynaklanan kalıntı gerilmeler de üretim

veya ısıl işlem süreçlerinde meydana gelen düzensiz ısınma ve soğuma koşullarından dolayı meydana gelmektedir (Subaşı, 2006). Kimyasal etkenler ise kimyasal reaksiyonlardan kaynaklanan hacim değişimleri, faz dönüşümleri, kimyasal yüzey işlemleri ve kaplama işlemleri gibi birçok nedene dayanmaktadır (Demirler, 2003). Kalıntı gerilmelerdeki küçük değişimler bir parçanın ömrü üzerinde kritik öneme sahip olabilir. Bu etkilerin rulman ve dişli gibi parçalar üzerindeki önemini anlamak ve malzemenin performansını değerlendirebilmek için, parça içerisindeki kalıntı gerilme seviyesinin bilinmesine gerek duyulmaktadır. Yapılan bu çalışma ile sertleştirilmiş AISI 52100 rulman çeliğinin yorulma performansı ve mekanik özellikleri ile kalıntı östenit ve kalıntı gerilme arasındaki ilişkiyi tespit etmek için farklı bekletme saatlerinde derin kriyojenik işlem uygulanmış numunelerin kalıntı östenit ve kalıntı gerilme değerleri XRD (X-Ray Diffraction - X Işını Kırınımı) tekniği ile belirlenmiştir.

Bu çalışma üç bölümünden oluşmaktadır. Birinci bölümde; sertlik, çekme ve yorulma deneyleri gerçekleştirilerek derin kriyojenik işlemin mekanik özellikler üzerindeki etkileri irdelenmiştir. Bu bölümde ayrıca mikroyapı ve faz analizi incelemeleri gerçekleştirilmiş ve farklı bekletme saatlerinde uygulanan kriyojenik işlemin karbür dağılımına etkileri belirlenmiştir. İkinci bölümde; AISI 52100 rulman çeliği malzeme karakterizasyon testlerine tabi tutularak farklı bekletme saatlerinde gerçekleştirilen derin kriyojenik işlemin kalıntı östenit hacim oranı ve kalıntı gerilme değerlerine etkisi araştırılmıştır. Son bölümde ise; AISI 52100 rulman çeliğinin farklı taşlama parametrelerinde silindirik taşlanmasında, derin kriyojenik işlemin yüzey pürüzlülüğü ve yüzey dokusu üzerindeki etkileri araştırılmıştır.

Sonuç olarak bu çalışmanın amacı; farklı bekletme sürelerinde (0, 12, 24, 36, 48, 60 saat) derin kriyojenik işleme tabi tutulan AISI 52100 rulman çeliğinin mekanik özellikleri ve taşlanabilirliği incelenerek, yorulma direnci, malzemenin mekanik özellikleri ve yüzey kalitesindeki değişimleri tespit etmektir. Ayrıca, derin kriyojenik işlemin kalıntı östenit hacim oranı ve kalıntı gerilme üzerindeki etkileri incelenmiştir. Bununla birlikte bir başka amaç, deney numunesine uygulanan farklı bekletme sürelerinde uygulanan derin kriyojenik işlem içerisinden AISI 52100 rulman çeliği için optimum sonuçların hangi bekletme süresinde oluştuğunu tespit etmektir.

BÖLÜM 2

LİTERATÜR ÖZETİ

Bu bölümde, literatürde kriyojenik işlem ve taşlanabilirlik ile ilgili yapılan çalışmaların özetleri sunulmuştur. Son olarak yapılan literatür araştırmasının değerlendirilmesine yer verilmiştir.

2.1. KRİYOJENİK İŞLEM İLE İLGİLİ YAPILAN ÇALIŞMALAR

Sıfır altı işlem olarak da bilinen kriyojenik işlem, malzemelerin çalışma ömrünü artırmak amacıyla oda sıcaklığının çok altındaki sıcaklıklarda (genellikle -196C°) bir soğutma işlemidir. Kriyojenik işlem son yıllarda yaygın bir şekilde kullanılan metallerin özelliklerini iyileştirmek için tamamlayıcı bir süreçtir. Bu işlem, ilk olarak 1920 ve 1930'lu yıllarda yüksek hız çeliklerine uygulanmış ve malzeme içerisinde geleneksel ısıl işlemden sonra kalan ve malzeme ömrünü olumsuz etkileyen yumuşak faz olan kalıntı östenitin sert faz olan martenzite dönüşümünden dolayı bu çeliklerin performansının iyileştiği görülmüştür (Dowdell and Harder, 1927; Gulyaev, 1937, 1939). 1950 ve 1960'lı yıllarda yapılan çalışmalar genellikle farklı türdeki metallerin elektriksel özelliklerinde düşük sıcaklıkların etkisini belirleme üzerine olmuştur (Rosenberg, 1958; Hake et al. 1961; Maimoni, 1962; Miller, 1965; Pawlek and Rogalla, 1966; Clark et al. 1970). Genel olarak kriyojenik işlem ile ilgili yapılan bilimsel çalışmalar takım çeliklerinin aşınma ve yorulma performansı, faz dönüşümlerinin tayini, kalıntı gerilmelerin değişimi ve malzemelerin mekanik özelliklerindeki iyileşmeler üzerine olmuştur.

Gordon ve Cohen (1942) yaptıkları çalışmada, sertleştirilmiş 18-4-1 çeliğini -196°C sıcaklıkta sıvı nitrojende bekleterek bu çeliğin yapısındaki kalıntı östenit dönüşümlerini incelemişlerdir. Temperleme işlemi 93°C ile 468°C sıcaklıkları arasında yapıldığında kalıntı östenit fazının stabil davranış sergilediği ve sıfıraltı

soğutma işlemi sonucu östenit dönüşümünün gerçekleşmediği görülmüştür. Fakat temperleme sıcaklığı 468°C sıcaklığın üstüne çıkarıldığında, yeterli karbür çökelmesinin oluştuğu ve kalıntı östenit dönüşümünün gerçekleştiği belirlenmiştir Ayrıca sıfıraltı soğutma işlemi ile adı geçen çelik; sertlik, dayanım ve süneklik özellikleri bakımından, geleneksel sertleştirme ve temperleme işlemi ile elde edilemeyecek kadar üstün özellikler kazanmıştır.

Chari ve De Nobel (1959), sıvı helyum sıcaklıklarında bazı çeliklerin ısıl iletkenliğindeki değişimleri tespit etmek için bir dizi test yapmışlardır. -203°C, - 253°C ve -269°C sıcaklıklarda nikel içeriği % 2'den % 27'ye çıkarıldığında, latis iletkenliği sırasıyla % 60, % 58 ve % 37 civarında azalmıştır. Bununla birlikte aynı sıcaklıklar için ısıl iletkenlik % 80 civarında azalmıştır. Rickard (1963) yaptığı çalışmada, özel bir dökme demir olan 'Ni-Resist' malzemesine -253°C sıcaklıkta soğutma işlemi uygulamıştır. Yapılan bu sıfıraltı işlem sonucunda dökme demirin çekme dayanımında artış tespit edilmiştir. Rickards (1969), düşük sıcaklıklarda (- 269°C) ve oda sıcaklığında gri demirlerin çekme özelliklerini karşılaştırmış ve düşük sıcaklıklarda işlem gören numunenin çekme dayanımının arttığı sonucuna ulaşmıştır.

Kuzmenko ve Grishakov (1974), -196°C ve oda sıcaklığında yapı çeliklerinin dayanıklılığı üzerinde yüksek yük frekanslarının etkisini incelemişlerdir. Çekme deneyleri sonucunda -196°C sıcaklıkta, çeliklerin çekme gerilmelerinin arttığı yüzde uzama değerlerinin de azaldığı görülmüştür. Yorulma deneyi sonuçlarına bakıldığında, kriyojenik işlem ile birlikte çeliklerin yorulma direncinin arttığı gözlenmiştir.

Tavadze vd. (1975), farklı kriyojenik sıcaklıklarda (+20°C, -78°C, 196°C ve -253°C) sıvı azot içerisinde bekletilen östenitik krom-mangan çeliğinin mekanik özelliklerindeki değişimleri incelemişlerdir. Bu amaçla belirtilen sıcaklıklarda numuneler, çekme ve darbe testine tabi tutulmuşlardır. Deneysel sonuçlara bakıldığında, test sıcaklığı azaldığında çeliğin mukavemet karakteristiklerinin iyileştiği, süneklik özelliklerinin de azaldığı görülmüştür.

Syn vd. (1976), termal döngü tekniğini kullanarak geliştirdikleri 9Ni çeliğinin kırılma tokluğu üzerinde kriyojenik işlemin etkisini araştırmışlardır. -267°C sıcaklıkta sıvı nitrojende bekletilen alaşımlı çelik, geleneksel ısıl işlem görmüş çelik ile karşılaştırıldığında daha iyi dayanım ve tokluk özellikleri göstermiştir. Yapılan çekme testi ve mikroyapı incelemeleri de bu sonucu doğrulamıştır.

Syn vd. (1978) yaptıkları çalışmada, Moss-Bauer spektroskopisi ve transmisyon elektron mikroskobunda -196°C sıcaklıkta kriyojenik işlem uygulanmış 9Ni çeliğinin sünek kırılma yüzey tabakasındaki kararlı östenitin davranışını incelemişlerdir. Mikroskobik incelemeler, sünek kırılma yüzeyine bitişik deforme olmuş bölgede, kararlı östenitin yerinden çıkmış martenzite dönüştüğünü göstermiştir.

Stepanov ve Lokhankina (1979), krom-mangan çeliğinin mekanik özelliklerine kriyojenik işlemin (-196°C) etkisini araştırmışlardır. Yapılan mekanik testler sonucunda, kriyojenik işlemin yorulma direnci ve çekme mukavemetini arttırdığı görülmüştür. Smolnikov ve Kossovitch (1980) yaptıkları çalışmada, kesici takımlara soğuk işlem uygulamış ve soğuk işlem gören takımların ömründe % 10 ile % 40 arasında iyileşmeler olduğunu tespit etmişlerdir.

Strife ve Passoja (1980) 5Ni ve 9Ni çeliklerinin mikroyapı ve kırılma özellikleri üzerinde ısıl işlemin etkisini araştırmışlardır. Mikroyapı incelemeleri sonucu kararlı kalıntı östenit fazının gevrek martenzite dönüştüğü görülmüştür. Kriyojenik işlemden (-196°C) sonra her iki malzemenin de kırılma tokluğu değerleri iyileşmiştir. Bu iyileşme kalıntı östenitin martenzite dönüşümü ile ilişkilendirilmiş ve kırılma tokluğunun değişiminde ısıl işlemden sonra yapılan kriyojenik işlemin önemli bir etken olduğu sonucuna varılmıştır.

Barron ve Mulhern (1981), kriyojenik işlemin AISI-T8 takım çeliği ve C1045 karbon çeliklerinin abrasif aşınma direnci ve sertliğine etkisi üzerine bir çalışma yapmışlardır. Bu amaçla çelikler farklı bekletme süreleri (1 dakika, 1 saat, 4 saat ve 24 saat) ve farklı bekletme sıcaklıklarında (-73°C, -117°C, -151°C ve -196°C) kriyojenik işleme tabi tutulmuştur. Kriyojenik işlemden sonra her iki numunenin de aşınma direnci artmıştır. Fakat bu artış takım çeliğinde daha yüksek oranlarda

gerçekleşmiştir. AISI-T8 takım çeliği için, en yüksek aşınma direnci değeri 24 saat bekletme süresi ve -196°C bekletme sıcaklığında elde edilmiştir. Her iki malzeme için de sertlik değerlerinde % 5'in altında bir artış görülmüştür.

Barron (1982) yaptığı çalışmada, abrasif aşınma direncini iyileştirmede -84°C ve -196°C sıcaklıkta bekletme arasındaki farkı saptamak için 12 takım çeliği, 3 paslanmaz çelik ve 4 farklı tür çelikten oluşan 19 malzemeye kriyojenik proses uygulamıştır. Takım çelikleri, -196°C sıcaklıkta bekletildikten sonra aşınma direncinde önemli bir artış ve -84°C sıcaklıkta bekletildikten sonra ise daha az artış sergilemiştir. Paslanmaz çelikler için her iki kriyojenik işlemden sonra aşınma direncinde bir miktar artış gözlenmiştir. Fakat bu iki davranış arasındaki fark % 10'dan daha az olmuştur. Sade karbonlu çelik ve dökme demir her iki kriyojenik davranış için bir iyileşme göstermemiştir.

Frey (1983) yaptığı çalışmada, kriyojenik işlemin P/M çelikleri ve matkapların özelliklerinde sağladığı iyileşmeleri incelemiştir. Kriyojenik işlem, -196°C sıvı nitrojen ortamında 20 saat bekletilerek yapılmıştır. Yüksek hız çeliği ve kobalt içerikli matkaplarla yapılan delme deneyi sonucunda; kriyojenik işlemden önce sırasıyla 358 ve 774 delik delinirken, kriyojenik işlemden sonra sırasıyla 1010 ve 2644 delik delinmiştir. Bu durum matkapların ömründe sırasıyla % 282 ve % 341'lik bir atış olduğunu göstermiştir. Çalışmanın ikinci bölümünde iki farklı P/M çeliğinin (sertleştirilmiş ve karbonitrürlenmiş) kalıntı östenit miktarı, sertliği ve aşınma direnci yapılan test ve ölçümlerle belirlenmiştir. Kriyojenik işlemden sonra; kalıntı östenit miktarı sertleştirilmiş çelik için % 4,9'dan % 3'e, karbonitrürlenmiş çelik için ise % 10,2'den % 5'e düşmüştür; sertlik değeri sırasıyla 1,5 HRc ve 4,5 HRc artmıştır, aşınma deneyindeki ortalama ağırlık kaybı sırasıyla % 17 ve % 36 azalmıştır.

Kawabata vd. (1984) Al-6.0% Zn-2.6% Mg alaşımının sünekliği üzerinde soğuk işlem ve yaşlandırmanın etkisini araştırmışlardır. -77°C, -196°C ve -268°C sıcaklıklarda uygulanan soğutma işlemi ile sünekliğin iyileştiği sonucuna varılmıştır. Strizhalo vd. (1985), -196°C sıcaklıkta kriyojenik işlem uygulanmış ve geleneksel ısıl işlem görmüş 03Kh13AG19 çeliğinin mekanik özelliklerindeki değişimi karşılaştırmışlardır. Çekme deneyi sonuçlarına göre, kriyojenik işlem görmüş numunelerin akma ve çekme gerilmeleri yükselmiş, yüzde uzama miktarları da azalmıştır.

Pillai (1986) yaptığı çalışmada, bazı takım çelikleri (AISI 52100, AISI A2, AISI D2, AISI M2 ve AISI O1) ve kaplamasız sinterlenmiş karbür kesici takımların aşınma davranışlarını incelemiştir. Bu amaçla bahsi geçen malzeme ve takımlara, -196°C sıcaklıkta kuru soğutma işlemi uygulanmış ve daha sonra pin on disk cihazında abrasif aşınma testi gerçekleştirilmiştir. AISI 52100, AISI A2, AISI D2, AISI M2 ve AISI O1 çelikleri için aşınma direncindeki artış sırasıyla % 500, % 620, % 380, % 200 ve % 400 civarında bulunmuştur. Kaplamasız karbür kesici takımlarda ise bu artış % 37 civarında elde edilmiştir.

Shepilov vd. (1987), korozyon dayanımlı çeliklerin farklı sıcaklıklardaki (-268,8°C, -253°C ve 20°C) kırılma tokluğu değerlerindeki değişimleri ve kırılan numune yüzeylerini incelemişlerdir (Shepilov et al. 1987). Kriyojenik işlem görmüş numuneler kırılma testi esnasında katastrofik bir şekilde hızlıca ayrılmıştır. Geleneksel ısıl işlem görmüş numune ise daha fazla plastik deformasyona maruz kalarak kırılma bölgesinde daha fazla süneklik özellikleri sergilemiştir. Kırılan yüzey görüntüleri incelendiğinde bu durum doğrulanmıştır.

Krzanowski (1988), Fe-30Mn-9Al-0.9C çeliğinin oda sıcaklığı, -76°C ve -196°C sıcaklıklarda mekanik özelliklerindeki değişimini incelemiş ve kriyojenik sıcaklıklarda yapılan testler ile numunelerin mekanik özelliklerinin iyileştiği belirlenmiştir.

Marchenko ve Yu Tsuprun (1989), 9KhS takım çeliğine farklı bekletme sürelerinde (2, 5, 10 ve 20 dakika) kriyojenik işlem uygulayarak kalıntı gerilme, sertlik ve eğilme dayanımındaki değişimleri araştırmışlardır. Basma kalıntı gerilmele değerleri için en iyi sonuçlar 2 dakika sıvı nitrojene daldırılan takım çeliği numunesinde elde edilmiştir. Sertlik, kriyojenik işlem ile birlikte 2 HRc artmış ve bekletme süresindeki değişimle sertlikte herhangi bir değişim olmamıştır. Eğilme dayanımı geleneksel ısıl işlem görmüş takım çeliğine göre 2, 5 ve 10 dakika bekletme süreleri için artmış, 20 dakika bekletilen numunede azalmıştır.

Morra vd. (1990), Incoloy 908 alaşımının çekme, yorulma ve kırılma tokluğu özelliklerine soğuk işlem (-269°C) ve geleneksel ısıl işlemin etkilerini incelemişlerdir. Yapılan araştırma sonuçları göstermiştir ki; soğuk işlemden sonra numunelerin kırılma tokluğu, akma gerilmesi ve yorulma direnci yükselmiş, sünekliği ise % 3-6 oranlarında azalmıştır.

Koshelev vd. (1991) yaptıkları çalışmada, KhN35VTYu alaşımlı çeliğine farklı sıcaklıklarda (-196°C ve -253°C) kriyojenik işlem uygulamış ve bu çeliğin mekanik özelliklerindeki değişimleri belirlemişlerdir. Çekme deneyi sonucunda; kriyojenik işlemden sonra akma ve çekme gerilmesi yaklaşık % 20-30 oranında artmış, uzama oranı da % 10-20 arasında azalmıştır.

Ma vd. (1992), östenitik çelikten hazırlanmış çekme deneyi numunelerine, test esnasında yüksek basınçlı hidrojen püskürterek mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir. Çekme testleri oda sıcaklığında ve -196°C'de gerçekleştirilmiştir. Soğutma işlemi sonucunda süneklik değerlerinde azalma, dayanım değerlerinde ise artış olmuştur. Mikroyapı daha kararlı hale dönüşmüş ve herhangi bir faz dönüşümü gerçekleşmemiştir.

Moore ve Collins (1993), AISI H13, AISI D2 ve Vanadis 4 takım çeliklerine farklı bekletme süreleri (0 dakika ve iki hafta), farklı bekletme sıcaklıklarında (-40°C, -100°C ve -196°C) yapılan kriyojenik işlemin ve temperleme sıcaklığının sertliğe etkisini incelemişlerdir. Sertlik değerleri; bekletme sıcaklığının artışı ile artmış, temperleme sıcaklığının artışı ile azalmıştır. İki hafta bekletilen numunelerin sertliği hiç bekletilmeyen numunelerin sertliğinden daha düşük bulunmuştur.

Meng vd. (1994), soğuk ve kriyojenik işlem (-80°C ve -180°C) ile Fe-12-Cr-Mo-V-1.4C takım çeliğinin aşınma direncinin iyileşmesinde eta karbür çökelmesinin rolünü incelemişlerdir. Yapılan çalışmada, kriyojenik işlemden sonra aşınma oranında % 110 ile % 600 arasında şaşırtıcı bir iyileşme elde edilmiştir. Bu durum, kriyojenik işlem sayesinde kalıntı östenitin martenzite dönüşümü ile ilişkilendirilmiştir. Mikroyapı incelemelerine bakıldığında; aşınma direncine katkıda bulunan kriyojenik işlem mekanizmasının, martenzit matrisin dayanımı ve tokluğunu geliştiren η karbür çökelmesi yerine kalıntı östeniti ortadan kaldırmayı tercih ettiği görülmüştür.

Chang vd. (1995) Fe-7Al-27Mn-C alaşımlı çeliğin farklı düşük sıcaklıklardaki kırılma tokluğunu ve çekme özelliklerini incelemişlerdir. Deneylerde kullanılan alaşımlı çeliğin karbon içeriği, % 0,5 (F1), % 0,7 (F2) ve % 1 (F3) olmak üzere üç grup oluşturulmuştur. Test sıcaklığı 25°C, -50°C, -100°C ve -150°C olarak uygulanmıştır. Tüm sıcaklıklar için üç alaşım arasında en iyi kırılma tokluğu değerine F1 alaşımı ile ulaşılmıştır. F2 ve F3 alaşımlarının kırılma tokluğu birbirine yakın çıkmıştır fakat F3 alaşımı daha iyi süneklik ve tokluk özellikleri sağlamıştır. Oda sıcaklığı ve kriyojenik sıcaklıklar bakımından alaşımlar kendi içerisinde karşılaştırıldığında; F2 alaşımının kırılma tokluğu % 60 oranında azalırken, bu düşüş F1 ve F3 alaşımları için sadece % 30 civarında olmuştur.

Jung vd. (1996), karbürlenmiş SAE-4320 ve SAE-9310 çeliklerinin eğilme yorulması performansı üzerinde sıfıraltı işlemin etkisi incelemişlerdir. Deney numuneleri karbürlendikten sonra -73°C ve -196°C'de soğutma işlemine tabi tutulmuştur. Eğilme dayanımının yanı sıra aynı numuneler için kalıntı gerilme, mikroyapı, kalıntı östenit ve mikro sertlik ölçümleri yapılmıştır. Sıfıraltı işlem sonrasında; martenzite dönüşümden dolayı kalıntı östenit hacim oranında düşüş, basma kalıntı gerilmelerinde ve yüzey sertliğinde artış ve eğilme dayanımında yaklaşık % 10'luk bir düşüş elde edilmiştir.

Collins ve Dormer (1997) yaptıkları çalışmada, AISI D2 soğuk iş takım çeliğinin aşınma direnci üzerinde derin kriyojenik işlemin etkisini incelemişlerdir. DCT için takım çeliği -140°C ile -196°C sıcaklıkları arasında sıvı nitrojen içerisinde bekletilmiştir. DCT'den sonra sertlik, tokluk ve aşınma direnci artmıştır. Sertliğin artışı, kriyojenik işlem ile birlikte yumuşak bir faz olan kalıntı östenitin daha sert bir faz olan martenzite dönüşümü ile ilişkilendirilmiştir. Tokluk ve aşınma direncindeki artış ise, temperlenmiş mikroyapıda karbür tanelerinin daha ince dağılımlı çökelmesi ve homojen bir hale dönüşmesine atfedilmiştir.

Yun vd. (1998) T1 ve M2 yüksek hız çeliklerinin mekanik özelliklerine farklı bekletme sıcaklıklarında (24 saat ve 48 saat) uygulanan derin kriyojenik işlemin (-196°C) etkisini incelemişlerdir. Sonuçlar önceki çalışmalarda da olduğu gibi kriyojenik işlemin mekanik özellikleri iyileştirdiğini göstermiştir. Bununla birlikte 48 saat bekletilerek kriyojenik işlem uygulanan numune 24 saatlik numuneye göre daha yüksek mekanik özellikler sergilemiştir.

Kim vd. (1999) yaptıkları çalışmada, Al 644 ve Al 648 alüminyum alaşımlarının oda sıcaklığındaki ve -196°C'deki çekme özelliklerini karşılaştırmışlardır. -196°C'de yapılan çekme deneyi sonucunda; her iki alüminyum alaşımının da akma ve çekme gerilmesi artmış, uzama değerleri azalmıştır.

Strizhalo (2000), bir titanyum alaşımının yorulma performansını değerlendirmiştir. Bunun için titanyum alaşımına, farklı sıvı helyum sıcaklıklarında (-196°C ve -268,8°C) soğutma işlemi uygulanarak oda sıcaklığında test edilmiş numune ile karşılaştırılmıştır. -268,8°C sıcaklıkta işlem gören titanyum alaşımı en iyi yorulma dayanımı sonuçları sergilemiştir.

Kriyojenik işlem çeliklerde klasik ısı davranışı işlemini tamamlayıcı bir işlemdir. Kaplamaların aksine parçanın tüm bölümünü etkileyen, bir kereye mahsus yapılan ucuz ve kalıcı bir işlemdir. Mohan Lal vd. (2001), farklı malzemelerde kriyojenik işlem parametrelerinin önemi ve takım aşınması üzerindeki iyileşmeleri üzerine bir çalışma yapmışlardır. Yapılan deneyler sonucunda, kriyojenik işlemin takım ömründe yaklaşık olarak % 110 bir iyileşme ile TiN kaplamalara üstünlük sağladığı gözlenmiştir.

Chen vd. (2002), kriyojenik işlemin kalıntı gerilme, çekme mukavemeti, sertlik ve yorulma ömrü üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Malzeme olarak havacılık ve uzay araçlarında kullanılan bir alüminyum alaşımı tercih edilmiştir. Kriyojenik işlemden sonra; kalıntı gerilmeler azalmıştır, çekme mukavemeti ve sertlik bir miktar artmıştır, yorulma ömründe ise önemli bir değişiklik olmamıştır.

Kriyojenik işlem, belirli çeliklerin aşınma direncini iyileştirdiği iddia edilmiş ve kesici takımlara ve iş parçalarına uygulanmıştır. Kriyojenik işlemin takım ömrünü iyileştirdiği teyit edilmesine rağmen, bunun altında yatan mekanizmalar açık değildir. Huang vd. (2003), kriyojenik işlemden sonra M2 takım çeliğinin mikroyapısındaki değişiklikleri araştırmışlardır. Araştırma sonucu kriyojenik işlemin karbon kümelenme oluşumunu kolaylaştırabileceği ve sonraki ısıl işlemde karbür yoğunluğunu artırabileceği bulunmuştur. Bundan dolayı çeliklerin aşınma direnci iyileşmektedir. Şekil 2.1'de AISI M2 takım çeliğinin TEM fotoğrafları verilmiştir. TEM görüntülerinden de görüldüğü gibi kriyojenik işlem martenzit matristeki karbür oluşumunu kolaylaştırmanın ve karbür popülasyonunun ve hacim oranını artırmanın yanı sıra daha homojen karbür dağılımı ortaya çıkarmıştır. Çalışmanın sonuçları, aşınma direncinde iyileşme için gerekli olan karbür yoğunluğu ve hacim oranındaki artmaları gösteren önceki sonuçlarla uyumluluk göstermiştir.



Şekil 2.1. AISI M2 takım çeliğinin TEM fotoğrafları a) Kriyojenik işlem ve temperlemeden önce b) Kriyojenik işlem ve temperlemeden sonra.

Prabhakaran vd. (2004), EN 353 çeliğinin darbe dayanımına etkisi bakımından geleneksel ısıl işlem, sığ kriyojenik işlem (-80°C) ve derin kriyojenik işlemi (-196°C) karşılaştırmışlardır. Geleneksel ısıl işlem ile karşılaştırıldığında kriyojenik işlemden sonra malzemenin darbe dayanımı artmıştır. Fakat sığ kriyojenik işlem ile karşılaştırıldığında derin kriyojenik işlemden sonra darbe dayanımında bir değişim meydana gelmediği tespit edilmiştir. Yapılan bu çalışma ile kriyojenik işlemin mekanik özellikleri iyileştirdiği bir kez daha doğrulanmıştır.

Babu vd. (2005) kriyojenik işlemin M1, EN19 ve H13 takım çeliklerinin aşınma direncine etkisi üzerine bir çalışma yapmışlardır. Numuneler, -20°C, -40°C, -80°C ve -190°C'de kriyojenik işlem görmüşlerdir. Abrasif aşınma testi sonucunda; kriyojenik işlem bekletme sıcaklığının düşmesi ile aşınma direnci önemli derecede artmıştır. Şekil 2.2'de deney numuneleri için aşınma direnci iyileşmeleri verilmiştir. M1, H13 ve En19 takım çelikleri için sırasıyla en yüksek aşınma direnci artışı % 382, % 335 ve % 315 olarak elde edilmiştir.



Şekil 2.2. Takım çeliklerindeki aşınma direnci iyileşmeleri a) M1, b) H13, c) En19.

Kayma ve yuvarlanma temasına maruz kalan tüm makine parçaları bir miktar aşınma ile karşı karşıya kalırlar. Bundan dolayı malzemenin ömrünü kısa sürede tamamlamasına yol açan aşınma, önemli bir tribolojik olaydır. Bensely vd. (2006), aşınma ve çatlaklardan dolayı ayna ve pinyon dişlide sık gözlenen kısa süreli ömür nedeniyle kriyojenik işlemin, sementasyon çeliğinin (EN 353) aşınma direnci üzerine etkisini araştırmışlardır. Yapılan çalışmada ASTM standardına göre yağlama olmaksızın pin-on-disk aşınma deneyi yapılmıştır. Deney, konvansiyonel ısıl işlem, sığ kriyojenik işlem ve derin kriyojenik işlem olmak üzere üç farklı ısıl işlem şartlarına maruz kalan numuneler için üç farklı yükleme şartlarında ve yedi kayma hızında yapılmıştır. Aşınma direnci sığ kriyojenik işlemden dolayı, dikkate değer bir şekilde artmış ve konvansiyonel ısıl işlemle karşılaştırıldığında, derin kriyojenik işlem, aşınma direncinde daha çok iyileşme sağlamıştır. Sonuç olarak üç işlem arasında en çok tavsiye edileni derin kriyojenik işlem olmuştur.

Zhirafar vd. (2007), AISI 4340 çeliğin mekanik özellikleri ve mikroyapısı üzerine kriyojenik işlemin etkilerini araştırmışlardır. Yorulma, darbe ve sertlik deneylerini içeren mekanik deneyler çeşitli ısıl işlem şartlarında yapılmış ve sonuçlar karşılaştırılmıştır. Aynı zamanda, numunelerin kırılma özellikleri karşılaştırılmıştır. Genellikle konvansiyonel ısıl işlem uygulanan çeliklerle karşılaştırıldığında kriyojenik işlem uygulanmış numunelerin tokluğu daha düşükken yine bu numunelerin sertliği ve yorulma dayanımı küçük bir miktar yüksek çıkmıştır. Temperleme sırasında muhtemel karbür oluşumu ile birlikte kriyojenik işlem uygulanmış numunelerin iyileşen sertliği ve yorulma direncinde anahtar faktörün kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi olduğunu nötron kırılımı göstermiştir. Kriyojenik işlem kullanma temperlemeden önce darbe enerjisi tokluğu üzerinde hafif olumsuz bir etki (% 14,3 azalma) göstermiştir. Kriyojenik işleme tabi tutulan çeliğin kırılma özellikleri daha az enerji tüketimi gösteren konvansiyonel ısıl işleme tabi tutulanlardan daha az kayma kenarı göstermiştir. Kriyojenik işlem ve temperlemeden sonra çeliğin yorulma sınırı iyileşmiştir. Bu da bu işlemden dolayı malzemenin yüksek sertliği ve mukavemetine atfedilmiştir.

Bensely vd. (2008), EN 353 sementasyon çeliğine geleneksel ısıl işlem, sığ ve derin kriyojenik işlem uygulamışlar ve sonrasında temperleme işlemi yapılmıştır. Temperleme işleminden önce ve sonra yüzeyde oluşan basma kalıntı gerilmeleri ölçülerek karşılaştırma yapılmıştır. Ayrıca üç farklı işlem için kalıntı östenit hacim oranları belirlenmiştir. Kalıntı östenit miktarları sırasıyla geleneksel ısıl işlem, sığ ve derin kriyojenik işlem için % 28, % 22 ve % 14 olarak bulunmuştur. Temperleme işleminden önce kalıntı gerilme değerleri sırasıyla -125MPa, -115MPa ve -235MPa bulunurken, temperlemeden sonra -150MPa, -80MPa ve -80MPa olarak bulunmuştur. Üç işlemin karşılaştırmasından görülmektedir ki; derin kriyojenik
işlemden sonra basma kalıntı gerilmeleri artmıştır fakat derin kriyojenik işlemden sonra yapılan temperleme işlemi ile tam tersi bir durum yaşanmış kalıntı gerilme değerleri düşmüştür. Bu gerilim giderme davranışı, ağırlıklı olarak temperleme işleminden sonra derin kriyojenik işlem görmüş numunelerde ince karbürlerin çökelmesindeki artış ile bağlantılı olduğu düşünülmüştür.

Baldissera ve Delprete (2009) sementasyon dişli çeliğinin (18NiCrMo5) statikmekanik özellikleri üzerinde derin kriyojenik işlemin etkisini, optik kırılma fotoğrafi gözlemleri ile sertlik ve çekme deneyleri aracılığıyla araştırmışlardır. Çalışmada geleneksel sementasyondan sonra gerçekleştirilen derin kriyojenik işlem ve temperlemenin sertlik ve çekme dayanımı üzerindeki etkileri karşılaştırılmıştır. Ayrıca, bekletme zamanı etkisi, ön temperleme ve derin kriyojenik işlem durumları istatistiki olarak analiz edilmiştir. Sonuçlar, tüm kriyojenik işlem uygulanmış numuneler için önemli sertlik artışları (+0,6 HRc'den +2,4 HRc'ye kadar) ve dikkate değer çekme dayanımı artışı (+% 11) göstermiştir. Çekme deneyleri esnasında elastikiyet modülünde küçük ama önemli artışlar ölçülmüştür. Mikroyapısal iyileşmeler açısından deneysel sonuçlar, literatürdeki benzer çelikler üzerine uygulanan derin kriyojenik işlem sonuçları ile benzerlik göstermiştir.

Bensely vd. (2009), EN 353 çeliğine geleneksel ısıl işlem, sığ ve derin kriyojenik işlem olmak üzere üç farklı ısıl işlem uygulamışlardır. Sığ ve derin kriyojenik proses uygulanmış numunelerin, konvansiyonel ısıl işlem uygulanmış numunelere göre yorulma ömründe sırasıyla % 71 iyileşme ve % 26 azalma gözlenmiştir. Kalıntı östenitin ve iyi karbürlerin birleşik bulunması, sığ kriyojenik proses uygulanmış numunelerin, konvansiyonel ısıl işlem ve derin kriyojenik proses uygulanmış numunelerin, konvansiyonel ısıl işlem ve derin kriyojenik proses uygulanmış numunelerin, konvansiyonel ısıl işlem ve derin kriyojenik proses uygulanmış numunelere göre daha iyi bir yorulma mukavemetine sahip olmasına neden olmuştur.

Dhokey ve Nirbhavne (2009), AISI D3 soğuk iş takım çeliğini kriyojenik işleme tabi tuttuktan sonra çoklu temperlemenin etkisini belirlemek için pin-on-disk test cihazı kullanarak aşınma deneyi yapmışlardır. 5,5 kg yükte 6000 m kayma mesafesi için ve 3 m/s kayma hızı için kuru ortamda pin-on-disk cihazında numunelerin aşınma deneyleri yapılmıştır. AISI D3 takım çeliğinin iyileşen aşınma direncinden sorumlu metalurjik mekanizmanın altında yatan gerçeği, aşınan yüzeyin sertlik verileri,

mikroyapıları, aşınma hasarı ve SEM analizi ile açıklamışlardır. Aşınma hızının tek temperlemeli AISI D3 çeliğinde en düşük olduğu görülmüş ve geleneksel ısıl işlemin aşınma hızından % 93 oranında az olduğu tespit edilmiştir. Kriyojenik işlemden sonra yapılan iki ve üç temperleme işlemi, AISI D3 çeliğinin aşınma direncini olumsuz şekilde etkilemiştir. Bu durum çift ve üç temperleme şartlarında karbür boyutunun büyümesine atfedilmiştir. Aşınan yüzeylerin analizleri de aşınma direncindeki değişimleri doğrulamıştır.

Amini vd. (2010), 80CrMo12 5 soğuk iş takım çeliğinin aşınma davranışı üzerinde kriyojenik işlemin etkisini incelemişlerdir. Bu amaçla -80°C'de sığ kriyojenik sıcaklığı ve -196°C'de derin kriyojenik sıcaklığı olmak üzere iki farklı kriyojenik işlem sıcaklığı kullanılmıştır. Derin kriyojenik sıcaklıklardaki bekletme süresini karşılaştırmak için altı farklı bekletme sıcaklığı (0, 6, 24, 48, 72 ve 168 saat) uygulanmıştır. Sonuçlar göstermiştir ki; kriyojenik işlem gören numunelerin aşınma direncinde kayda değer iyileşme görülmüştür. Sertlik ve aşınma direncinin maksimum olduğu değerlerde optimum bekletme süresi 48 saat olarak bulunmuştur.

Kerscher ve Lang (2010) farklı bekletme sürelerinde yapılan derin kriyojenik işlemin AISI 52100 rulman çeliğinin kalıntı östenit ve yorulma sınırına etkisini incelemişlerdir. Yapılan çalışmada; geleneksel ısıl işlem ve sonrasında bir defa temperleme işlemi yapılan numuneler CHT, geleneksel ısıl işlem ve sonrasında iki defa temperleme işlemi yapılan numuneler CHTT, geleneksel ısıl işlem ve sonrasında üç defa temperleme işlemi yapılan numuneler CHTT, -196°C'de 24 saat bekletilen numuneler DCT24, -196°C'de 65 saat bekletilen numuneler DCT65, -196°C'de 100 saat bekletilen numuneler DCT100 ve -196°C'de 1000 saat bekletilen numuneler DCT100 ve -196°C'de 1000 saat bekletilen numuneler ise DCT1000 olarak adlandırılmıştır.

Isıl işlem	Mikro sertlik (HV ₁₀)	Kalıntı östenit hacim oranı (%)	Yorulma limiti (MPa)		
CHT	950	11,3	-		
CHTT	780	8,5	940		
CHTTT	770	4,0	953		
DCT24	770	4,0	964		
DCT65	770	4,0	990		
DCT100	770	4,0	1015		
DCT1000	770	4,0	988		

Çizelge 2.1. Farklı ısıl işlem görmüş AISI 52100 rulman çeliğinin mikro sertlik, kalıntı östenit ve yorulma limiti değerleri (Kerscher and Lang, 2010).

Çizelge 2.1'de deney numunelerinin kalıntı östenit hacim oranları ve mikro sertlik değerleri verilmiştir. Kalıntı östenit hacim oranları ve mikro sertlik değerleri sırasıyla CHT numunesinde % 11,3 ve 950HV iken derin kriyojenik işlem sonrasında % 4 ve 770HV'ye düşmüş bekletme süresindeki artış ile değişim göstermemiştir. Şekil 2.3'de yorulma deneyi sonucunda oluşturulan deney numunelerine ait Wöhler eğrileri verilmiştir. Şekil 2.3'den de görüldüğü gibi yorulma dayanımı derin kriyojenik işlem ile birlikte % 20 ile % 30 arasında artış göstermiştir.



Şekil 2.3. Farklı ısıl işlem ve derin kriyojenik işlem görmüş AISI 52100 rulman çeliğinin wöhler eğrileri (Kerscher and Lang, 2010).

Arockia Jaswin ve Mohan Lal (2011) yaptıkları çalışmada, kriyojenik işlemin EN 52 ve 21-4N çeliklerinin çekme dayanımı ve kırılan yüzeylere etkisini incelemişlerdir. Kriyojenik işlem prosesi; 15, 24 ve 36 saat bekletme süresi ve -130°C, -150°C ve - 185°C bekletme sıcaklığında gerçekleştirilmiştir. Çizelge 2.2'de En 52 ve 21-4N çelikleri için çekme testi sonuçları verilmiştir. Çizelge 2.2'de de görüldüğü gibi derin kriyojenik işlem uygulanmış EN 52 ve 21-4N çeliklerinin maksimum çekme dayanımı sırasıyla % 7,84 ve % 11,87 oranında iyileşme göstermiştir (Çizelge 2.2). Şekil 2.4'de verilen çekme testi numunelerinin kırılan yüzey incelemelerine bakıldığında, derin kriyojenik işlem görmüş numuneler taneler arasında derin ikincil çatlaklarla bir bütün taneler arası kırılma göstermiştir. Ayrıca boşlukcuk birleşmeleri tarafından önemli miktarda çukurların oluştuğu görülmüştür. Sonuç olarak bu çalışma göstermiştir ki, derin kriyojenik işlemin EN 52 ve 21-4N çeliklerinin çekme davranışları üzerinde yararlı etkileri olmuştur.

Çizelge 2.2. En 52 ve 21-4N çelikleri için çekme testi sonuçları.

Malzeme	Maksimum çekme gerilmesi (MPa)		Akma gerilmesi (MPa)			% uzama			
	CHT	SCT	DCT	CHT	SCT	DCT	CHT	SCT	DCT
En 52	1063	1070	1093	832	866	925	38	33	29
21-4N	1001	1012	1061	730	770	810	21	20	17
CHT: Konvensiyonel ısıl işlem, SCT: Sığ kriyojenik işlem, DCT: Derin kriyojenik işlem									



Şekil 2.4. Çekme numunelerinin kırılma yüzeyleri.

Koneshlou vd. (2011) AISI H13 sıcak iş takım çeliğinin mekanik özellikleri ve mikroyapısı üzerinde düşük sıcaklık (sıfır altı) işlemlerinin etkisini incelemişlerdir. AISI H13 takım çeliğine -72 °C'de sığ kriyojenik işlem ve -196 °C'de derin kriyojenik işlem uygulanmış bunun sonucunda malzeme içerisindeki kalıntı östeniti martenzite dönüşmüştür. Uygulama sıcaklığı azaldıkça daha fazla kalıntı östenitin martenzite dönüştüğü ve aynı zamanda mikroyapıda daha küçük ve daha homojen karbür dağılımı sağlandığı tespit edilmiştir. Derin kriyojenik işlem daha homojen ve çok ince karbür parçacıkların çökelmesini sağlamıştır. Mikroyapıda meydana gelen bu değişiklikler AISI H13 takım çeliğinin mekanik özellikleri üzerinde önemli iyileşmeler sağlamıştır.

Senthilkumar vd. (2011), AISI 4140 çeliğinin kalıntı gerilme durumu üzerine kriyojenik işlemin etkisini incelemişlerdir. Su verme ve temperleme işlemi arasında sığ kriyojenik işlem (-80°C'de 5 saat) ve derin kriyojenik işlem (-196°C'de 24 saat) olmak üzere iki farklı soğutma işlemi gerçekleştirilmiştir. Kriyojenik işlem sıcaklığındaki azalma daha fazla östenitin martenzite dönüşümesine yol açmıştır. Bundan dolayı temperlenmemiş derin kriyojenik işlem (DCT) numunesinde daha

büyük basma kalıntı gerilmeleri oluşmuştur. Çizelge 2.3'de deney numunelerine ait kalıntı gerilme ve sertlik değerlerindeki değişim verilmiştir.

Numune	Eksenel kalıntı gerilme (MPa)	Çevresel kalıntı gerilme (MPa)	Sertlik (HRc)
Temper+CHT	-136,9	-107,97	60
Temper+SCT	-125,67	-66,26	64
Temper+DCT	-184,06	-175	66
CHT+Temper	+108,1 (çekme)	+148,76 (çekme)	55
SCT+Temper	+19,43 (çekme)	+49,83 (çekme)	56,7
DCT+Temper	-69,1	-88,53	60,3

Çizelge 2.3. Kalıntı gerilme ve sertlik ölçümleri.

Geleneksel ısıl işlem (CHT) ve sığ kriyojenik işlem (SCT) numunelerinde gözlenen çekme kalıntı gerilmeleri ile karşılaştırıldığında, derin kriyojenik işlemden sonra basma kalıntı gerilmeleri bulunmuştur (Çizelge 2.3). Bununla birlikte numunelerin sertlik değerlerinde derin kriyojenik işlemden sonra % 10'luk bir artış gözlenmiştir. Sonuç olarak bu çalışmada AISI 4140 çeliği için temperleme öncesinde yapılan derin kriyojenik işlemden sonra maksimum basma kalıntı gerilmelerinin oluştuğu bulunmuştur. Ayrıca bu çalışmada, derin kriyojenik işlem ile gerçekleşen gerilim giderme olayı, kalıntı gerilme durumunu olumlu yönde etkilemesi ile dikkat çekmiştir (Senthilkumar et al. 2011).

Akhbarizadeh vd. (2012), 24 saat ve 48 saat derin kriyojenik işlem uygulanmış AISI D2 soğuk iş takım çeliğinin korozyon davranışı ve aşınma dayanımı üzerine bir harici manyetik alan uygulamasının etkisini incelemişlerdir. -196°C'de derin kriyojenik işlemden sonra aşınma direnci ve korozyon dayanımının arttığı görülmüştür. Manyetize edilmiş ve manyetize edilmeyen numuneler karşılaştırıldığında; manyetize olmuş numunelerde karbür yüzdesi azalmış ve karbür dağılımı seyrelerek akabinde korozyon dayanımı ve aşınma direncinin düşmesine neden olmuştur. Kriyojenik sıcaklıklardaki optimum bekletme saati daha iyi aşınma ve korozyon direnci elde edildiği için 48 saat olarak bulunmuştur.

Amini vd. (2012) yaptıkları çalışmada, AISI D3 soğuk iş takım çeliğini derin kriyojenik sıcaklıklarda farklı bekletme sürelerinde (24 saat-DCT24, 36 saat-DCT36, 48 saat-DCT48, 72 saat-DCT72, 96 saat-DCT96 ve 120 saat-DCT120) bekleterek, kriyojenik işlem bekletme süresinin mikroyapı değişimleri, karbür dağılımı, makro ve mikro sertlik üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Şekil 2.5'de farklı bekletme saatlerinde derin kriyojenik işlem görmüş AISI D3 takım çeliğinin makro ve mikro sertlik değerleri verilmiştir. Her iki şekilden de görüldüğü gibi hem makro hem de mikro sertlik açısından en yüksek sertlik değerlerine DCT36 numunesi ile ulaşılmıştır. Yapılan çalışmanın sonucunda, 36 saat bekletme süresinde mikroyapı homojenliği, karbür yüzdesi, makro ve mikro sertliğin optimum değerlere ulaştığı belirlenmiştir (Şekil 2.3).



Şekil 2.5. Farklı bekletme saatlerinde derin kriyojenik işlem görmüş AISI D3 takım çeliğinin sertlik değerleri a) Makro sertlik, b) Mikro sertlik.

Sri Siva vd. (2012), AISI 52100 rulman çeliğinin aşınma direncini arttırma üzerinde derin kriyojenik işlemin etkisi üzerine çalışmışlardır. Derin kriyojenik işlem (DCT) görmüş rulman çeliklerinin aşınma direnci geleneksel ısıl işlem (CHT) görmüş numunelere göre % 37 civarında iyileşmiştir. Şekil 2.6'da AISI 52100 rulman çeliğinin SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 2.6'da görüldüğü gibi derin kriyojenik işlemden sonra mikroyapıdaki karbürlerin küçüldüğü ve daha homojen bir dağılım sergilediği görülmüştür. Bu iyileşme, kriyojenik işlem ile kalıntı östenitin martenzite dönüşümü, ince karbür çökelmesi ve karbürlerin homojen dağılımına atfedilmiştir. Bu çalışma ile derin kriyojenik işlem uygulanan çeşitli çeliklerin aşınma direnci, sertlik ve mikroyapısında iyileşmeler olduğu kanıtlanmıştır.



Şekil 2.6. AISI 52100 rulman çeliğinin SEM görüntüleri a) CHT, b) DCT.

Akhbarizadeh ve Javadpour (2013), AISI D3 takım çeliğine farklı akımlarda (2A, 3A ve 4.5A) 36 saat bekletme süresinde derin kriyojenik işlem uygulayarak sertlik ve

mikroyapıdaki değişimleri incelemişlerdir. Elektrik akımı arttıkça sertlik azalmış ve en yüksek sertlik değeri elektrik akımı uygulanmayan derin kriyojenik işlem numunesinde elde edilmiştir. Bununla birlikte elektrik akımı arttıkça karbür yüzdesi azalmış ve karbür dağılımı kısırlaşmış dahası yüksek akım yoğunluklarında hasar etkisi daha belirgin olmuştur.

Amini vd. (2013), AISI D3 takım çeliğinin aşınma davranışı ve mikroyapısı üzerinde farklı ısıl işlem uygulamalarının etkisini incelemişlerdir. Bu amaçla numuneler östenitleme işleminden sonra oda sıcaklığında hava, su ve yağda, -30°C'de ethanolde ve sıvı azotda soğutularak sertleştirilmiştir. Daha sonra tüm numunelere -195°C'de 36 saat kriyojenik işlem ve akabinde 180 °C'de 3 saat temperleme işlemi uygulanmıştır. Sırasıyla numuneler havada soğutularak sertleştirilen ve derin kriyojenik işlem gören (ADCT), suda soğutularak sertleştirilen ve derin kriyojenik işlem gören (WDCT), yağda soğutularak sertleştirilen ve derin kriyojenik işlem gören (ODCT), etanolde soğutularak sertleştirilen ve derin kriyojenik işlem gören (EDCT) ve sıvı nitojende soğutularak sertleştirilen ve derin kriyojenik işlem gören (NDCT) olarak isimlendirilmiştir. Sekil 2.7'de AISI 2080 takım çeliğinin SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 2.7'den de görüldüğü gibi NDCT numunelerinde daha homojen karbür dağılımı ve daha fazla karbür yüzdesi elde edilmiştir. Sonuçlar, ısıl işlem zorluğu arttıkça kalıntı östenit miktarının azaldığını, daha homojen karbür dağılımının gerçekleştiğini ve karbür yüzdesinin arttığını göstermiştir. Mikroyapı incelemelerinde daha homojen ve daha ince karbür dağılımı NDCT numunesinde elde edilmesine rağmen aşınma direnci ve sertlik bakımından en yüksek değerler EDCT numunesi ile elde edilmiştir. Bu durum NDCT numunelerinde daha kararlı martenzit yapılarına ve sıvı nitrojenin iletkenliğinin düşük olmasına atfedilmiştir.



Şekil 2.7. AISI 2080 takım çeliğinin SEM görüntüleri a) ADCT, b) ODCT, c) WDCT, d) EDCT, e) NDCT.

Chaudhari ve Vikhe Patil (2013), -185 °C'de 24 saat kriyojenik işlem uygulanmış AISI M2 takım çeliğinin takım ömrü, yanak aşınması, güç tüketimi, yüzey pürüzlülüğü ve mikroyapısındaki değişimleri araştırmışlardır. Yapılan deneyler sonucunda, kriyojenik işlem ile takım ömründe yaklaşık % 25'lik bir atış elde edilirken yanak aşınması, güç tüketimi ve yüzey pürüzlülüğünde sırasıyla yaklaşık % 30, % 12 ve % 35'lik düşüşler tespit edilmiştir. Ayrıca kriyojenik işlem daha homojen ve daha ince yapılı karbür dağılımı sağlamıştır.

Dixit vd. (2013), AISI D5 takım çeliğine uygulanan farklı ısıl işlem ve kriyojenik işlemin sertlik ve aşınma davranışı üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Bu amaçla

geleneksel ısıl işlem görmüş numuneler, derin kriyojenik işlemden (-185 °C'de 36 saat) önce ve sonra bir, iki ve üç defa olmak üzere temperleme işlemine tabi tutulmuşlardır. Geleneksel ısıl işlem görmüş numuneler ile karşılaştırıldığında, kriyojenik işlem gören tüm numuneler daha iyi mekanik performans sergilemiştir. Bu durum, kriyojenik işlem ile kalıntı östenit mikarındaki düşüşe ve akabinde sertliğin ve aşınma direncinin iyileşmesine atfedilmiştir. Hem sertlik hem de aşınma oranı bakımından, derin kriyojenik işlemden önce bir defa temperleme işlemi uygulanan numune en iyi sonuçları sağlamıştır.

Podgornik vd. (2013), P/M yüksek hız çeliğine farklı bekletme saatlerinde (25 ve 40 saat) uygulanan derin kriyojenik işlemin ve ardına yapılan plazma nitrürleme işleminin mekanik ve tribolojik özellikler üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Kriyojenik işlem ve le birlikte daha yüksek sertlik ve daha düşük kırılma tokluğu elde edilmiştir. Plazma nitrürleme işlemi ile yüzey sertliğinde ciddi artışlar görülmüştür. Mekanik özellikler bakımından 40 saat bekletilen kriyojenik işlem numuneleri 25 saat bekletilen kriyojenik işlem numunelerine göre daha iyi sonuçlar vermiştir. Geleneksel ısıl işlem görmüş numuneler en yüksek sertliği vermemesine rağmen en yüksek yük taşıma kapatisene bu numuneler ile ulaşılmıştır. Kriyojenik işlem ve plazma nitrürleme işlemi sertliği arttırmasına rağmen yük taşıma kapasitesini düşürmüştür.

Vahdat vd. (2013), kriyojenik işlemden sonra 45WCrV7 takım çeliğinin çekme özelliklerini ve mikroyapısını incelemişlerdir. Takım çeliği numuneleri -196 °C'de 24, 36 ve 48 saat bekletilerek derin kriyojenik işleme tabi tutulmuştur. Sertlik, tokluk ve çekme dayımındaki en fazla iyileşme 36 ve 48 saat kriyojenik işlem gören numunelerde elde edilmiş ve bu numunelerin değerleri birbirine çok yakın çıkmıştır. Bekletme süresindeki artış ikincil karbürlerin hacimsel oranının sabit bir şekilde artmasına yol açmıştır ki böylece daha fazla ikincil karbürlerin oluşumunu kolaylaştıran bölgeler geliştirilmiştir. Ancak ikincil karbürlerin popülasyon yoğunluğu 36 saat bekletme süresine kadar artarken bu bekletme saatinden sonra azalmıştır. Yan ve Li (2013) sıfır altı işlem şartlarının W9Mo3Cr4V yüksek hız çeliğinin mikroyapısı, mekanik davranışları ve aşınma direnci üzerindeki etkisini araştırmışlardır. -80°C, -120°C, -160°C ve -196°C gibi düşük sıcaklıklarda ve numunelere 4 saat süreyle kriyojenik işlem uygulanmıştır. Tüm numuneler için kriyojenik işlemden sonra sertlik ve aşınma direnci artmıştır. Aşınma direnci ve sertlikteki artışın sebebi, kriyojenik işlem ile kalıntı östenitin martenzite dönüşümü ve ikinci karbür çökelmesi ile açıklanmıştır.

Amini vd. (2014), AZ91 magnezyum alaşımının aşınma davranışları üzerinde derin kriyojenik işlemin etkisini incelemişlerdir. Numuneler östenitleme sıcaklığına ısıltıldıktan sonra yağda, suda ve sıvı nitrojende soğutularak sertleştirilmiştir. Isıl işlemden sonra tüm numuneler -196°C'de sıvı nitrojen ortamında 24 saat bekletilerek derin kriyojenik işleme maruz bırakılmıştır. Numunelerin sertlik ve aşınma oranları bakımından karşılaştırması yapıldığında, en yüksek sertlik ve en düşük aşınma oranı suda soğutularak sertleştirildikten sonra derin kriyojenik işlem gören numune ile elde edilmiştir. Bu durum derin kriyojenik işlem esnasında gerçekleşen mikroyapısal değişimlere atfedilmiştir.

2.2. TAŞLANABİLİRLİK İLE İLGİLİ YAPILAN ÇALIŞMALAR

Taşlama, aşındırıcı diskler kullanılarak yüksek ölçü tamlığı ve yüzey kalitesi elde etmek için yapılan işleme sürecidir. Taşlama 19. yüzyılda bir metal üretim süreci olarak geliştirilmiştir (Woodbury, 1959). Son on yıl içinde, taşlama hem çok yüksek kaliteli parçalar üretmek hem de hızlı ekonomik üretim için imalat sanayinde yaygın bir şekilde tercih edilmeye devam etmiştir. Taşlama işlemi, düzlem yüzey ve silindirik yüzey taşlama olmak üzere iki sınıfa ayrılır. Silindirik taşlama işlemi, genellikle imalat sanayinde istenilen ölçü tamlığı ve yüzey kalitesini elde etmek için bitirme prosesi olarak gerçekleştirilir. Bununla birlikte yüksek ölçü tamlığı ve yüzey kalitesi sağladığından dolayı silindirik taşlama işlemi birçok bilimsel çalışmaya konu olmaya devam etmektedir.

Demir (1998) yaptığı çalışmada, alüminyum oksit zımpara taşları ile Ç1050, Ç1390, Ç3330, Ç10110 ve Ç51420 çeliklerinin silindirik taşlanmasında aşınma hızlarındaki

değişimleri incelemiştir. Talaş kesitinin büyük olduğu durumlarda, taş dokusu ve tane büyüklüğü ile taşlama hızının doğru orantılı olarak arttığı belirlenmiştir. Fakat talaş kesiti küçük olan deneylerde, taş dokusu ve tane büyüklüğü arttığında taşlama oranının ters orantılı olarak azaldığı görülmüştür. Bununla birlikte taş sertliğinin artışı ile taşlama hızının da arttığı ve iş ilerlemesinin taşlama hızını önemli derecede etkilediği tespit edilmiştir. Ayrıca deney sonuçları, ilk pasoda kaldırılmayan talaş miktarının artışı ile taşlama hızının azaldığını göstermiştir.

Hamdi vd. (2004), AISI 52100 rulman çeliğinin yüksek hızda taşlanmasında oluşan kalıntı gerilmeleri tespit etmek için bir sonlu elemanlar termomekanik model geliştirmişlerdir. Bu işlemi gerçekleştirebilmek için taş hızı, iş parçası hızı ve kesme derinliği parametrelerinin bir fonksiyonu olarak ısı girişi veren bir model amaçlanmıştır. Taş hızı ile orantılı olarak iş parçasındaki sıcaklıklar değişime uğramış ve taş hızındaki artış ile daha yüksek kalıntı gerilme değerleri elde edilmiştir. Bu durum üreticilerin yüksek hızda taşlama üzerine kabul ettikleri gözlemlerle uyuşmamıştır. Normalde yüksek hızda taşlama işleminde basma kalıntı gerilmelerinin elde edilmesi beklenmektedir. Bu çalışmada tersi bir durum gerçekleşmiş, yüksek hızda taşlama işleminde çok yüksek çekme kalıntı gerilmeleri hesaplanmıştır. Bu durum, yüksek taş hızından dolayı taşlama bölgesindeki oluşan ısının östenit dönüşümüne neden olması ile açıklanabilir.

Sağlam vd. (2005) AISI 1050 çeliğinin silindirik taşlanmasında yüzey pürüzlülüğü ve dairesellik üzerinde taşlama parametrelerinin etkisini incelemişlerdir. Taşlama deneyleri Taguchi tarafından geliştirilen ortogonal dizi prensibine göre planlanmıştır. Ayrıca deneysel sonuçlar istatistiksel testlere tabi tutularak taşlama kuvveti, ilerleme, kesme hızı, kesme derinliği ve iş parçası hızı parametrelerinin yüzey pürüzlülüğü ve dairesellik üzerindeki etkileri belirlenmiştir. Dairesellik ile en ilişkili parametreler kesme hızı, taşlama kuvveti ve kesme derinliği bulunurken, yüzey pürüzlülüğünü en çok etkileyen parametreler ilerleme hızı ve iş parçası hızı olarak bulunmuştur. Bununla birlikte, düşük iş parçası hızı, düşük kesme derinliği, yüksek kesme hızı ve daha düşük ilerleme hızlarında finiş yüzeyinde iyileşmeler olduğu görülmüştür.

Kwak vd. (2006) yaptıkları çalışmada, sertleştirilmiş SCM440 çeliğinin silindirik taşlanmasında, yüzey pürüzlülüğü ve taşlama gücünü tahmin etmek için bir yanıt yüzey metodu geliştirmişlerdir. Deneysel sonuçlara bakıldığında; ilerleme hızı, iş parçası hızı ve kesme derinliğinin artması ile hem yüzey pürüzlülüğü hem de taşlama gücünde artış görülmüştür. Tahmin sonuçlarına bakıldığında, deneysel yüzey pürüzlülüğü ve taşlama gücü değerlerinin tahmin edilen sonuçlarla çok yakın olduğu görülmüştür. Geliştirilen model sayesinde, taşlama deneyleri yapmadan önce yüzey pürüzlülüğü ve taşlama gücü değerlerinin tahmin edilebileceği düşünülmektedir. Bu sayede endüstri uygulamaları için uygun taşlama parametrelerini seçmek mümkün olacaktır.

Demir vd. (2006), düzlem yüzey taşlama işleminde taşlama parametrelerinin taşlama kuvvetlerine etkisini incelemişlerdir. Taşlama işlemi esnasında oluşan taşlama kuvvetlerinin ölçülmesi ve bilgisayara kaydedilmesi için bir dinamometre tasarımı ve imalatı yapılmıştır. Tasarımı ve imalatı yapılan dinamometre kullanılarak AISI 1050 malzemenin taşlanması esnasında oluşan kuvvetler ölçülmüştür. Ayrıca deneysel olarak ölcülen taslama kuvvetleri teorik olarak hesaplanmıştır. Tabla hızı ve kesme derinliğinin artışı ile taşlama kuvvetlerinin arttığı görülmüştür. Taşlama taşının iş parçası üzerinden ilk üç geçişten elde edilen teğetsel taşlama kuvvetlerinin toplamı, teorik olarak hesaplanan teğetsel taşlama kuvvetlerine % 9,65~% 32 hata ile yaklaştığı tespit edilmiştir. Bunun nedeni ise iş parçasından taşlanarak kaldırılması istenen talaş miktarını, taşın en az üç geçişte kaldırabilme özelliğinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Taşlama kuvvetlerinin kendi içindeki tutarlılığı, taşlama işleminde ilk üç-dört geçişte elde edilen deneysel verilerin toplamı ile teorik kesme kuvveti sonuçlarının birbirine yaklaşması, tasarımı ve imalatı yapılan dinamometrenin kullanılabilirliğini ortaya koymakla beraber, söz konusu dinamometrenin uluslararası kabul görmüş bir dinamometre ile kalibre edilmesi durumunda tasarımın geçerliliğinin güçlendirilebileceği düşünülmektedir.

Kaya (2007) çalışmasında, silindirik taşlama işleminde helisel kanallı taşların yüzey pürüzlülüğüne etkisini incelemiştir. Silindirik taşlama deneylerinde iş parçası olarak AISI 1010, AISI 1040, AISI 2080 çeliği ve yüksek bakır oranlı pirinç malzemeler kullanılmıştır. Taşlama taşı olarak da saf korund diye adlandırılan alüminyum oksit

taş tercih edilmiştir ve bu taşlara deneylerden önce helisel kanallar açılmıştır. Deney neticesinde, düzlem yüzeyli zımpara taşına oranla, helisel oluklara sahip, zımpara taşının kullanılması ile yüzey kalitesinin arttığı belirlenmiştir. Yüzey kalitesinin artmasını sağlayan, helisel oluklu taştaki, geometrik farklılık göz önüne alındığında; düz yüzeyli taşın, is parçasına temas ederek kaldırdığı talaş yüzeyinin, helisel kanallı taşta, % 50 daha az olmasından dolayı, otlamanın olmaması bir etkendir. Öyle ki; düz yüzeyli taşta, iş parçasına temas eden yüzey 50 mm iken, helisel kanallı taşta, bu yüzey, 25 mm'ye inmektedir. Bu da taşlama kusurlarından biri olan otlama olayını en aza indirgemektedir. Yüzey kalitesinin artmasını sağlayan, bir diğer etken ise helisel oluklu taştaki helis açısı olmaktadır. Bu açı deneylerde 5°'lik bir helisellik sağlamaktadır. Deneylerde, bu helisel kanalın, yüzey kalitesini olumlu etkilediği görülmektedir. Sonuç olarak, silindirik taşlama işleminde, taşın iş parçasına temas eden yüzey kalitesin de arttığı görülmüştür.

Köklü (2009) yaptığı doktora tezinde, GS-C25 dökme çelik malzemesini işlemek için dört faklı Al₂O₃ zımpara taşı kullanılmıştır. Kesme parametreleri ise talaş derinliği, tabla hızı ve yanal ilerlemedir. Kare, daire ve üçgen geometri boşaltılmış aralıklı yüzeye sahip dökme çelik malzemenin taşlanmasında ortaya çıkan şekil hatalarının oluşmasına neden olan faktörler incelenerek, taşın yüzey aralık boşluğuna giriş ve çıkış prosesinde iş parçasında oluşan şekil hataları, normal ve teğetsel kuvvetler ile yüzey pürüzlülüğü deneysel olarak ölçülmüştür. Kesikli yüzeylerin taşlanmasında oluşan şekil hatalarını, normal ve teğetsel kuvveti ve yüzey pürüzlülüğünü azaltmak için Taguchi ve RSM (Response Surface Methodology-Yanıt Yüzey Metodolojisi) kullanılmıştır. İkinci mertebe matematiksel model geliştirilerek şekil hataları, normal ve teğetsel kuvvetler ile yüzey pürüzlülüğü tahmin edilebilmektedir. Deneysel sonuçlara bakıldığında; taş tane büyüklüğü, talaş derinliği, tabla hızı ve yanal ilerleme miktarındaki artış ile hem normal hem de teğetsel taşlama kuvvetleri arttığı görülmüştür. Taş tane büyüklüğünün artmasıyla, talaş derinliği ve yanal ilerlemenin azalmasıyla oluşan şekil hataları azalmıştır. Taş tane büyüklüğünün artmasıyla, talaş derinliği, tabla hızı ve yanal ilerlemenin azalmasıyla yüzey pürüzlülüğü azalmıştır. Taguchi optimizasyon yöntemi kullanılarak yapılan analizde hem normal hem de teğetsel kuvvet oluşumunda en etkili parametre talaş derinliği bir sonraki parametre ise tabla hızı olarak bulunmuştur. Kare, daire ve üçgen geometride oluşan şekil

hatasında talaş derinliği dominant parametre olarak bulunmuştur. Bir sonraki dominant parametre ise taş tane büyüklüğüdür. Yüzey pürüzlülüğü oluşumunda en etkili parametre talaş derinliği bir sonraki dominant parametre ise taş tane büyüklüğü olarak bulunmuştur.

Çelik (2010), AISI 8620 sementasyon çeliğinin silindirik taşlanmasında deneysel olarak yüzey pürüzlülüğü ve titreşimdeki değişimleri incelemiştir. Ayrıca deneysel olarak ölçülen yüzey pürüzlülüğü değerlerini tahmin etmek için bir regresyon modeli geliştirmiştir. Kesme parametreleri olarak işin devri, ilerleme ve talaş derinliği alınmıştır. Bu değerlere karşılık çıkış olarak; çevrim dışı ölçülen ortalama yüzey pürüzlülüğü (Ra), ortalama pürüzlülük yüksekliği (Rz) ve online olarak ölçülen z yönündeki titreşim (a_z) sinyalleri alınmıştır. Silindirik taşlama deneyleri sonucunda, iş parçası devrinin artması ile yüzey pürüzlülüğünün azaldığı görülmüştür. İlerleme ve talaş derinliği arttıkça yüzey pürüzlülüğü de artmıştır. Geliştirilen regresyon modeliyle en yüksek korelasyon katsayısı (R²), Ra için % 84,6, Rz için % 89 ve a_z için % 92,7 bulunmuştur.

Demir vd. (2010) yaptıkları çalışmada, AISI 1050 çeliğinin taşlanmasında tane büyüklüğü ve taşlama parametrelerinin yüzey pürüzlülüğü ve taşlama kuvvetleri üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Taşlama parametreleri olarak tane büyüklüğü (36, 46, 60 ve 80), kesme derinliği (10, 20, 30, 40, 50 ve 60 mikron) Deney sonuçları tane büyüklüğünün yüzey pürüzlülüğü ve taşlama kuvvetleri üzerinde önemli derecede etkili olduğunu göstermiştir. Tane büyüklüğü ve kesme derinliği arttıkça yüzey pürüzlülüğü ve taşlama kuvvetleri de artmıştır. Yüksek kesme derinliği ve 80 tane büyüklüğünde, taşlanmış yüzeyler üzerinde çizik, dalgalılık, yanık ve çatlaklar görülmüştür. Düşük tane büyüklüğü kullanılan taşlama deneylerinde taşlanan yüzeylerdeki çizik, yanık ve dalgalılıkların azaldığı görülmüştür.

Serbest (2010) yaptığı çalışmada, Vitreloy 105 ticari ismine sahip Zr-esaslı kalın camsı metalin taşlanmasında taşlama parametrelerinin taşlama kuvvetleri, spesifik enerji ve yüzey pürüzlülüğü üzerindeki etkilerini araştırmıştır. Ayrıca taşlanan yüzeylerin morfolojisi ve taşlama esnasında ortaya çıkan talaşlar incelenerek malzemenin taşlanması sırasında meydana gelen yüzey oluşum mekanizmaları incelenmiştir. Kesme hızının artması ile taşlama kuvvetleri azalmıştır. Kesme hızı 2,5 katına çıktığında teğetsel kuvvet bileşeni 0,46 katına normal kuvvet bileşeni ise 0,73 katına düşmektedir. Kesme hızının artması ile taşlama kuvvetlerinin azalması malzemenin ısıl yumuşamasına bağlanmıştır. İlerleme hızı ve talaş derinliğinin artması ile taşlama kuvvetleri, spesifik enerji ve yüzey pürüzlülüğü artmıştır. İlerleme hızını arttırmak taşın iş parçası üzerinde kalma süresini azalmakta dolayısıyla da sürtünme nedeni ile sıcaklık ve kuvvetlerdeki artış da azalmaktadır. Talaş derinliği arttırıldığında ise taşın iş parçası üzerinde kalma süresi değişmemektedir. Ayrıca bu sürede iş parçasına giren ısı miktarına bir de talaş derinliğinin artması ile oluşan ilave ısı miktarı katılmaktadır. Dolayısıyla iş parçasının ısıl hasara uğrama riski artmaktadır. Taşlanmış yüzey ve talaşların incelenmesi sonucunda Zr-esaslı KCM'in sünek talaş oluşumu gösterdiği ancak aşındırıcı kesme izlerinin kenarlarında çatlak benzeri boşluklar gözlemlendiği ve oksitlenmenin de etkisi ile izlerin kenarlarında gevrek kırılma ile malzeme kopması olduğu anlaşılmıştır.

Kına (2011), silindirik yüzeylerin taşlanmasında farklı helis açılı taşların yüzey pürüzlülüğüne ve daireselliğe etkisini incelemiştir. Bu amaçla taşların çevresine 15°, 30° ve 45° helisel kanallar açılarak AISI 1050, AISI 4140 ve AISI 7131 çelik malzemeler silindirik taşlama işlemine tabi tutulmuş elde edilen "ortalama yüzey pürüzlüğü" ve "dairesellik hatası" sonuçları düzlem yüzeyli zımpara taşı ile kıyaslanmıştır. Deneyler neticesinde, helisel kanallı taş kullanımıyla daha iyi yüzey kalitesi ve daha düzgün dairesellik elde edildiği görülmüştür.

Mao vd. (2011), farklı ısıl işlem görmüş AISI 52100 rulman çeliğinin taşlanmasında sertlik, kalıntı östenit ve kalıntı gerilme değerlerindeki değişimleri incelemişlerdir. Sertleştirilmiş numunenin taşlanması ile elde edilen kalıntı östenit içeriği işlenmemiş numuneden daha düşük çıkmıştır. Bu durum, taşlanmış yüzeylerin faz dönüşümü için mekanik etkilerin önemli bir rol oynadığını doğrulamaktadır. Sertleştirilmiş çeliğin taşlanan yüzeylerinin sertliği tavlanmış çelikten daha yüksek çıkmıştır. Bu durum taşlama öncesi sertleştirilmiş numunedeki kalıntı östenit içeriğinin fazla olması, taşlama ile daha fazla martenzitik faz dönüşümü ve sementit içeriği ile ilişkilendirilmiştir. Kalıntı gerilme ölçüm sonuçlarına bakıldığında, sertleştirilmiş,

tavlanmış ve elektro erozyon işlenmiş AISI 52100 rulman çeliği numunelerinin yüzeyinde çekme kalıntı gerilmeler alt katmanlara doğru inildikçe basma kalıntı gerilmelere dönüşmüştür. Bununla birlikte tavlanmış numunede diğerlerine göre daha büyük basma kalıntı gerilmeleri ölçülmüştür.

Akdeniz (2012), taşlama sonrası kalın camsı metalde oluşan kalıntı gerilmenin delik delme yöntemiyle incelenmesi üzerine bir çalışma yapmışlardır. Delik derinliği boyunca yapılan kalıntı gerilme hesaplamaları 0,22 mm delik derinliğine kadar kalıntı gerilmelerin basma gerilmeleri, 0,22 mm'den sonra çekme gerilmeleri şeklinde olduğunu göstermiştir. Kalıntı gerilmenin basma olarak başlayıp sonradan çekmeye dönmesinin sebebi, işleme sırasındaki taşın parça yüzeyinde meydana getirdiği plastik şekil değişimine atfedilmiştir. Parça yüzeyindeki plastik şekil değişimi yüzeyden 0,22 mm derinliğe kadar etkisini azaltarak devam etmiştir. Bu derinlikten sonra sıcaklık plastik şekil değişimine göre daha baskın hale gelerek kalıntı gerilmenin çekme şeklinde olmasını sağlamıştır. Diğer bir deyişle plastik şekil değişimi kaynaklı mekanik gerilmeler 0,22 mm derinliğe kadar sıcaklık artışı kaynaklı ısıl gerilmelerden daha büyük olduğu için kalıntı gerilme basma karakterli oluşmuş, 0,22 mm üzeri derinlikte ise ısıl gerilmeler plastik şekil değişimi kaynaklı mekanik gerilmelerden daha büyük olduğundan kalıntı gerilme çekme karakterli oluşmuştur.

Asilturk vd. (2012), alüminyum oksit zımpara taşı ile AISI 8620 çeliğinin silindirik taşlanmasında yüzey pürüzlülüğü ve titreşimin tahmin edilmesi için bir ANFIS (adaptive network-based fuzzy inference system- adaptif ağ tabanlı bulanık çıkarım sistemi) modeli geliştirmişlerdir. Deney sayısı Taguchi ortogonal dizini kullanılarak 27 olarak belirlenmiştir. İş parçası hızı, ilerleme ve kesme derinliği giriş parametreleri, yüzey pürüzlülüğü ve titreşim ise çıktı parametreleri olarak belirlenmiştir. Deneysel sonuçlar ile tahmin edilen yüzey pürüzlülüğü ve titreşim değerleri karşılaştırıldığında % 99'luk tahmin doğruluğu elde edilmiştir.

Köklü (2013), 15°, 30° ve 45°'lik helisel kanallar açılmış taşlama taşlarıyla AISI 1040, AISI 8620, AISI 5140 ve AISI 52100 çeliklerinin silindirik taşlanmasında yüzey pürüzlülüğü, dairesellik ve kalıntı gerilme değerlerindeki değişimi

incelemiştir. Deneysel sonuçlar göstermiştir ki, helisel kanal açılmış taşlarla taşlanan yüzeylerin kalitesinde iyileşmeler olmuştur. Yüzey pürüzlülüğü, dairesellik ve kalıntı gerilme değerleri açısından en iyi sonuçlar 45°'lik helisel kanal açılan taşlar ile elde edilmiştir. 45°'lik helisel kanal açılan taşlar ile yapılan taşlama işlemi sonucunda sırasıyla yüzey pürüzlülüğü, dairesellik ve kalıntı gerilme değerlerindeki iyileşmeler % 28-73, % 47-137 (AISI 8620, AISI 5140 ve AISI 52100 çelikleri için) ve % 4,4 (AISI 1040) olarak bulunmuştur. Bununla birlikte yapılan varyans analizi sonuçlarına göre hem yüzey pürüzlülüğü hem de dairesellik üzerinde en önemli etkiye sahip parametreler malzeme ve taşlama taşı olarak bulunmuştur.

Köklü (2013) yaptığı çalışmada, AISI 4140 çeliğinin sürekli ve kesikli silindirik taşlanmasında taşlama parametrelerini optimize etmeyi amaçlamıştır. İş parçası hızı, kesme derinliği ve kanal sayısı gibi parametrelerin yüzey pürüzlülüğü ve dairesellik hata üzerinde etkileri Grey Taguchi yöntemi kullanılarak incelenmiştir. Kesme derinliği ve kanal sayısının azalması ile hem yüzey pürüzlülüğü hem de dairesellik hata değerleri azalmıştır. En optimum taşlama parametreleri; 71 dev/dak iş parçası hızı, 0,01 mm kesme derinliği ve kanal açılmamış iş parçası malzemesi olarak bulunmuştur.

Manimaran ve ve Pradeep-Kumar (2013), AISI 316 paslanmaz çeliğinin taşlanmasında kriyojenik soğutmanın taşlama performansı üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Taşlama deneyleri kuru, ıslak ve sıvı nitrojen olmak üzere üç farklı şekilde gerçekleştirilmiştir. Kriyojenik soğutma işlemi kuru ve ıslak soğutma şartları ile karşılaştırıldığında, taşlama kuvvetlerinde % 32 civarında azalma, yüzey pürüzlülüğünde % 30-49 oranında iyileşme ve yüksek malzeme kaldırma hızlarında % 45-49 daha düşük taşlama sıcaklığı sağlamıştır. Ayrıca, yüzey topografyası açısından kriyojenik soğutma ile daha az hasarlı yüzeyler elde edilmiştir.

2.3. LİTERATÜR ARAŞTIRMASININ DEĞERLENDİRİLMESİ

Kriyojenik işlem genel olarak, metallerin özelliklerini iyileştirmek için kullanılan geleneksel ısıl işlemi tamamlayıcı bir işlem şeklinde tanımlanmıştır. Yapılan literatür çalışmalarında kriyojenik işlem sığ kriyojenik işlem ve derin kriyojenik işlem olmak üzere iki grup olarak sınıflandırılmıştır (Baldissera and Delprete, 2008; Patil and Tated, 2012; Singh Gill et al. 2010). Kimi çalışmalarda sığ kriyojenik işlem -50 °C ve -80 °C aralığında derin kriyojenik işlem ise -125 °C ve -196 °C aralığında olmak üzere tanımlanırken (Çiçek et al. 2012; Çiçek et al. 2013), bazı çalışmalarda ise sığ kriyojenik işlem -50°C ve -100°C aralığında derin kriyojenik işlem de -125°C ve -196°C aralığında olmak üzere tanımlanmıştır (Akhbarizadeh et al. 2009; Baldissera and Delprete, 2009; Paulin, 1999). 1960'lı yılların sonuna kadar kriyojenik işlem parçanın doğrudan sıvı nitrojen içerisine daldırılması ile yapılmakta olup bu işlemin sonucu olarak parçada mikro çatlaklar meydana gelmekteydi. 1960'lı yılların sonlarında geliştirilen soğutma ve ısıtma hızları üzerine sıcaklığın kademeli kontrolü ile yapılan kriyojenik işlem sistemi çok düşük sıcaklıklara kadar etkin ve çatlaksız kriyojenik işlem gerçekleştirmeye izin vermiştir. Sertlik ve mukavemette gözle görülür bir artış sağlayan makine takımları üzerine kriyojenik işlem hakkında ilk araştırma sonuçları 1980'ler civarında doğrulanmıştır (Baldissera and Delprete, 2008; Baron, 1982; Kıvak, 2012; Liu et al. 2008). 1990'lardan itibaren kriyojenik işlem yarış motor parçaları, özellikle dişliler ve rulmanlar, petrol kuyusu açma ekipmanları, silah namlusu, cerrahi ve diş ekipmanları gibi birçok farklı ürüne uygulanmıştır (Jordine, 1996; Kıvak, 2012; Meng et al. 1994; Vinothkumar et al. 2007).

Yapılan çalışmalarda genellikle derin kriyojenik işlem sığ kriyojenik işlem ve geleneksel ısıl işleme göre daha iyi sonuçlar verdiği söylenmektedir. Fakat bazı literatür çalışmalarında sığ kriyojenik işlem derin kriyojenik işlemden daha olumlu sonuçlar sergilemiştir. Bensely et al. (2009) tarafından yapılan çalışmada, sığ ve derin kriyojenik proses uygulanmış numunelerin, konvansiyonel ısıl işlem uygulanmış numunelere göre yorulma ömründe sırasıyla % 71 iyileşme ve % 26 azalma gözlenmiştir. Bu durum kalıntı östenitin ve ince karbürlerin birleşik bulunması, sığ kriyojenik proses uygulanmış numunelerin, geleneksel ısıl işlem ve derin kriyojenik proses uygulanmış numunelerin, geleneksel ısıl işlem ve derin kriyojenik proses uygulanmış numuneleri göre daha iyi bir yorulma mukavemetine sahip olmasına atfedilmiştir (Bensely et al. 2009). Literatür çalışmalarının neredeyse tamamında kriyojenik işlemden sonra sertliğin arttığı söylenirken Kerscher and Lang, (2010) tarafından yapılan çalışmada kriyojenik

işlemden sonra 950HV'den 770 HV'ye düştüğü belirtilmiştir (Kerscher and Lang, 2010).

Kriyojenik işlem, genellikle kriyojenik sıcaklıklara kademeli olarak soğutma, bu sıcaklıklarda bekletme ve oda sıcaklığına kademeli olarak ısıtma-temperleme olmak üzere üç aşamada gerçekleştirilir (Boyles, 2002; Carlson, 1991; Chillar and Agrawal, 2005; Yıldız, 2010). Yukarıda da belirttiğimiz gibi soğutma işlemi sığ ve derin kriyojenik işlem olmak üzere iki şekilde uygulanır. Yapılan çalışmalarda 2, 4, 5, 6, 8, 15, 24, 25, 36, 40, 48, 65, 72, 84, 96, 100, 120, 168 ve 1000 saat gibi farklı bekletme saatleri uygulanmıştır. Farklı bekletme saati uygulanan çalışmalarda genellikle 36 saat bekletilen numunelerde en iyi sonuçların elde edildiği görülmüştür (Akhbarizadeh and Javadpour, 2013; Amini et al. 2012; Amini et al. 2013; Das et al. 2009; Vahdat et al. 2013). Fakat bazı çalışmalarda 40 saat (Podgornik et al. 2013) ve 48 saat (Amini et al. 2010; Akhbarizadeh et al. 2012) bekletilen numuneler daha iyi performans sergilemiştir.

Literatürde yapılan çalışmalar sonucunda kriyojenik işlemin metalik malzemelerde sağladığı iyileşmelerin arkasındaki mekanizma tam olarak açıklanmamasına rağmen mikroyapı değişimleri ile bağlantılı olarak aşağıdaki hipotezler ileri sürülmüştür.

Bu hipotezler;

- Yumuşak bir faz olan kalıntı östenitin sert bir faz olan martenzite dönüşümü,
- Eta karbürlerin çökelmesi,
- İnce karbürlerin çökelmesi ve homojen mikroyapı oluşumu,
- Kalıntı gerilmelerin giderilmesi,
- Termal iletkenliğin artması,

şeklinde sıralanmıştır.

Yukarıda bahsedilen hipotezlere bağlı olarak kriyojenik işlemden sonra aşağıdaki olumlu iyileşmeler ortaya çıkmaktadır.

- Aşınma direncinde % 35 ile % 620 arasında bir iyileşme (Babu et al. 2005; Bensely et al. 2006; Meng et al. 2004; Mohan Lal et al. 2001; Pillai, 1986; Sri Siva et al. 2012),
- Malzemelerin aşınma hızında % 93 ile % 600 arasında bir düşüş (Collins and Dormer, 1997; Dhokey and Nirbhavne, 2009; Frey, 1983; Meng et al. 1994),
- Makro ve mikro sertlikte % 1 ile % 120 arasında bir iyileşme (Amini et al. 2012; Bensely et al. 2006; Gu et al. 2013; Harish et al. 2009; Jafferson and Hariharan, 2013; Molinari et al. 2001; Pellizzari et al. 2001; Senthilkumar et al. 2011; Singh et al. 2012; Sri Siva et al. 2012; Yun et al. 1998; Zhirafar et al. 2007),
- Çekme mukavemetinde % 7 ile % 30 arasında bir iyileşme (Arockia Jaswin and Mohan Lal, 2011; Baldissera and Delprete, 2009; Koneshlou et al. 2011; Koshelev et al. 1991),
- Malzemelerin sünekliğinde % 3 ile % 6 arasında bir düşüş (Morra et al. 1990),
- Malzemelerin uzamasında % 10 ile % 280 arasında bir düşüş (Koshelev et al. 1991; Xiong, 2007),
- Kırılma tokluğunda % 30 ile % 60 arasında bir azalma (Chang et al. 1995),
- Yorulma dayanımında 20 ile % 71 arasında bir iyileşme (Bensely et al. 2009; Kerscher and Lang, 2010; Zhirafar, 2007),
- Çekme kalıntı gerilmelerdeki düşüş ile basma kalıntı gerilmelerinin yükselmesi (Bensely et al. 2008; Senthilkumar et al. 2011),
- Kalıntı östenit hacim oranında % 50 ile % 65 arasında bir düşüş (Frey, 1983; Kerscher and Lang, 2010; Koneshlou et al. 2011),
- İş parçası ve kesici takım malzemelerinin termal iletkenliğinde yaklaşık % 5 ile % 25 arasında bir iyileşme (Jafferson and Hariharan, 2013; Nadig et al. 2012; Singh Gill and Singh, 2010; Sreerama Reddy et al. 2008; Sreerama Reddy et al. 2009; Yıldız et al. 2011),
- Kesici takımların ömründe % 90 ile % 800 arasında bir artış (Chaudhari and Vikhe Patil, 2013; Da Silva et al. 2006; Frey, 1983; Mohan Lal et al. 2001),

• Hem çekme deneyi hem de yorulma deneyi esnasında numunelerdeki çatlak başlangıcı ve çatlak yayılmasının geciktirilmesi (Baldissera, 2009; Bensely et al. 2007; Patil and Tated, 2012),

gibi birçok iyileşme kriyojenik işlem ile sağlanabilmektedir.

Sonuç olarak yukarıda da bahsedildiği gibi kriyojenik işlemin malzemelere uygulanması suretiyle yapılan çalışmalarda; sertlik, çekme dayanımı, kırılma tokluğu, aşınma dayanımı, yorulma direnci, mikroyapı, kalıntı östenit ve kalıntı gerilme değerlerinde ciddi iyileşmeler kaydedilmiştir. Yapılan literatür araştırması incelendiğinde; farklı türdeki malzemelere uygulanan sığ ve derin kriyojenik işlem ile ilgili çok sayıda çalışma olmasına rağmen, AISI 52100 rulman çeliğine uygulanan kriyojenik işlem ile ilgili yeterli çalışma olmadığı görülmektedir. Bu alanla ilgili literatürdeki eksikliklerin giderilmesi ve AISI 52100 rulman çeliği malzemesinin mekanik özellikleri mikroyapısı, kalıntı östenit ve kalıntı gerilme değerleri üzerinde iyileşmeler sağlanarak imalat sektöründeki işletmelere teknolojik veri sağlaması açısından yapılan çalışmanın önemli bir yer tutacağına inanılmaktadır.

Taşlama işlemi üzerine yapılan literatür çalışmaları incelendiğinde, silindirik yüzeylerin taşlanmasında oluşan yüzey pürüzlülüğü ve yüzey dokusu ile ilgili günümüze kadar yapılan araştırmaların azlığı dikkati çekmektedir. Yine literatür araştırması incelendiğinde ısıl işlem sonrası uygulanan derin kriyojenik işlemin malzemelerin taşlanabilirliği üzerinde nasıl bir etki bırakacağı bilinmemektedir. Yapılan çalışma ile kriyojenik işlem uygulanmış AISI 52100 rulman çeliği malzemesinin taşlanabilirliği üzerinde kriyojenik işlemin etkileri ortaya konulacak ve bundan sonraki yapılacak çalışmalar için bir temel teşkil edecektir. Böylece alışılagelmiş çalışmaların dışında yeni bir yaklaşım sunulmuş olacaktır. Bundan dolayı yapılan bu tez çalışması hem akademik çalışmalara hem de endüstriye ışık tutacak niteliktedir.

BÖLÜM 3

KRİYOJENİK İŞLEM

Sıfır altı ısıl işlem olarak da bilinen kriyojenik işlem metallerin özelliklerini iyileştirmek için geleneksel ısıl işlemi tamamlayıcı bir soğutma işlemidir (Stojko, 2001; Yen, 1996). Kaplamaların aksine parçanın tüm bölümünü etkileyen, bir kereye mahsus yapılan ucuz ve kalıcı bir işlemdir. Kriyojenik işlem, malzeme üzerindeki uygulama sıcaklıklarına bağlı olarak sığ kriyojenik ve derin kriyojenik işlem olarak sınıflandırılmaktadır (Çiçek et al. 2013). Sığ kriyojenik işlem, su verme işleminden sonra -50°C ile -80°C arasında malzemenin sıvı azot veya nitrojen gazında bekletilme işlemidir. Derin kriyojenik işlem ise -125°C'den daha düşük sıcaklıklarda malzemelerin soğutulma işlemi olarak tanımlanmaktadır (Çiçek et al. 2012).

Isil işlem sonrası malzemeler sığ ya da derin kriyojenik işlem sıcaklıklarında belirlenen bir bekletme süresinde tutularak oda sıcaklığına kadar kademeli olarak getirilmektedir. Bu yöntem ile geleneksel ısıl işlem uygulanmış malzeme içerisindeki kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi, ince karbür çökeltilerinin oluşumu ve homojen karbür dağılımı sağlanmaktadır (Amini et al. 2013; Das et al. 2009; Das et al. 2010; Singh et al. 2012). Bu gerekçelere dayanarak son yıllarda yapılan çalışmalarda, metalik malzemelerin aşınma dayanımı, çekme dayanımı, işlenebilirlik, kalıntı gerilme, mikroyapı, ölçü tamlığı, sertlik, tokluk ve yorulma dayanımı gibi farklı özelliklerinin iyileştirilmesinde kriyojenik işlemin önemli bir rol oynadığı belirtilmiştir (Amini et al. 2010; Amini et al. 2012; Baldissera, 2009; Çiçek et al. 2012; Çiçek et al. 2012; Senthilkumar et al. 2011; Surberg et al. 2008). Ayrıca son yıllarda kriyojenik işlem metal ve alaşımlarının yanı sıra plastikler ve kompozitlere uygulanması ile sertlik, dayanım ve aşınma direncinde önemli iyileşmeler olduğu görülmüştür (Kalia, 2010).

3.1. KRİYOJENİK İŞLEMİN TARİHÇESİ

Soğu bilim anlamına gelen kriyojeni kelimesi soğuk anlamında olan yunanca "kryos" kelimesinden gelmektedir. Soğu bilim, düşük sıcaklıklarda malzemelerin özelliklerinde önemli bir değişim yapan basit bir malzeme bilimidir. Soğuk işlemlerin 1937'lere kadar takım performansları üzerine yararlı etkilere sahip olduğu rapor edilmiştir (Kalia, 2010; Paulin, 1993).

Kriyojenik ve soğutma teknolojisi ortak bir tarihi paylaşır ve aralarındaki belirgin farklılık sıcaklık oranıdır. Soğu bilim, 19. yüzyılın ortasında insanların ilk kez yeryüzünde var olan sıcaklıktan daha düşük sıcaklığı öğrenmesiyle başlamıştır. Pratikte ilk olarak James Harrison tarafından 1855 yılında buhar sıkıştırarak soğutucu icat edilmiştir. Ardından İngiliz bilim adamı James Dewar, 1872'de vakum şişesini icat etmiştir. 1883 yılında Olszewski adında Polonyalı bilim adamı tarafından ilk defa hava sıvılaştırılmıştır. On yıl sonra Olszewski ve James Dewar tarafından hidrojen sıvılaştırılmıştır. 1902'de Georges Claude hava sıvılaştırmanın verimliliğini artırmıştır. Son olarak Hollandalı fizikçi Kamerlingh Onnes 1908'de helyumu sıvılaştırmıştır (Foerg, 2002; Kalia, 2010; Richardson and Stone, 2003; Scurlock, 1990; Steckelmacher, 1992). Kriyojenik (cryogenics) kelimesi ilk olarak 1894'de Hollanda Leiden Üniversitesinde görev yapan Profesör Kamerlingh Onnes tarafından çok düşük sıcaklıklarda icra edilen bilim ve sanatı tanımlamak için kullanılmıştır. Profesör Kamerlingh Onnes kriyojenik kelimesini sıvılaştırılamayan gazların sıvılaştırılmasında referans kelime olarak kullanmıştır (Patil and Tated, 2012).

1960'ların sonlarına kadar kriyojenik işlem uygulaması ile çatlak bileşenlerinin sonuçları üzerine denemeler yapılmıştır. Kriyojenik işlem sistemi 1960'ların sonlarında Ed Busch tarafından geliştirilmiştir ve daha sonra Peter Paulin tarafından ısıtma ve soğutma oranlarının sıcaklık geri besleme kontrolünün geliştirmesi ile iyileştirilmiştir. Çok düşük sıcaklıklar üzerinde yapılan çalışmaların akabinde 1980'lerde, kriyojenik işlemin takım tezgahlarında ilk defa talep edilmesi ile bu işlemin geçerliliği onaylanmıştır (Baldissera and Delprete, 2009; Barron, 1982). Daha sonraki araştırma ve geliştirmelerle, kriyojenik işlem görmüş elemanlarda çatlak oluşmaması gibi maksimum faydalar elde etmek için bilgisayarlı sıcaklık kontrol sistemleri geliştirilmiştir (Gordon and Cohen, 1942; Mazur, 1964; Nordquist, 1953).

3.2. KRİYOJENİK İŞLEMİN UYGULANMASI

Kriyojenik işlemin ilk uygulanmaya başladığı yıllarda, malzemelerin doğrudan sıvı nitrojen içerisine daldırılması suretiyle yapıldığı ve bu işlem ile meydana gelen ani ısı değişiminden dolayı parçanın termal şoklara maruz kaldığı bildirilmiştir (Kıvak, 2012). Ancak gelişen teknolojiyle birlikte sıcaklığın kademeli olarak düşürülmesine olanak tanıyan bilgisayar kontrollü sistemlerin geliştirilmesiyle birlikte kriyojenik işlem daha sorunsuz hale gelmiştir. Şekil 3.1'de kriyojenik işlemin uygulandığı bilgisayar kontrollü sistemin şeması görülmektedir. Daha öncede belirttiğimiz gibi, kriyojenik işlem genellikle soğutma, bekletme (ıslatma) ve ısıtma-temperleme olmak üzere üç aşamada gerçekleştirilir (Boyles, 2002; Carlson, 1991; Chillar and Agrawal, 2005; Yıldız, 2010). Şekil 3.2'de kriyojenik işlem aşamalaları verilmiştir (Baldissera and Delprete, 2008; Linda Gas, 2010).



Şekil 3.1. Tipik bir kriyojenik işlem sistemi (Rubat du Merac, 2005).

Soğutma aşamasında parçalar ortam sıcaklığından kriyojenik sıcaklıklara belirli bir zaman aralığında (derece/saat veya derece/dakika) soğutulmaktadır. Soğutma

aşamasının, işlem gören malzemenin nihai özelliklerine çok az bir etkisinin olduğu belirlenmiştir (Reitz and Pendray, 2001). Dolayısıyla, malzemelerin işlem sıcaklığına, işlem zamanını azaltmak ve böylece maliyeti de azaltmak için termal şoklara sebep olmadan mümkün olduğu kadar hızlı bir şekilde soğutulması tavsiye edilmektedir (Yıldız, 2010).



Şekil 3.2. Kriyojenik işlem çevirimi.

Bekletme aşamasında, parçaların kriyojenik sıcaklıklarda belirlenen sürede (saat) bekletilmesi sağlanmaktadır. Bekletme aşamasının, işlem gören malzemenin nihai özellikleri açsından önemli olduğu belirtilmiştir ve bu aşama, malzeme içerisindeki atomların yeni konumlara yayılması için gerekmektedir (Reitz and Pendray, 2001).

Kriyojenik işlemden sonra yapılan temperleme işlemi, genellikle işlem gören malzemelerin darbe dirençlerini geliştirmek için gerçekleştirilmektedir. Temperleme, malzeme karakteristikleri ve istenilen özelliklere bağlı olarak tek, çift veya üçlü döngüler olarak gerçekleştirilebilmektedir (Carlson, 1991). Ancak, nihai etki için herhangi bir temperleme işleminin kriyojenik işlem sürecinden önce gerçekleştirilmesi tavsiye edilmemektedir (Yıldız, 2010). Ayrıca, en önemli faydanın, kriyojenik işlemin sertleştirme (su verme) ve temperleme işlemlerinin arasına yerleştirildiğinde türetildiği belirtilmiştir (Collins, 1998).

3.3. KRİYOJENİK İŞLEM ISIL İŞLEM İLİŞKİSİ

Kriyojenik işlemin sonuçlarını yorumlayabilmek için, öncelikle geleneksel ısıl işlem ile olan ilişkinin iyi bilinmesi ve analiz edilmesi gerekmektedir. Yüksek karbonlu bir çelik ısıtıldığında enerjideki artış, demir atomları arasındaki mesafenin artmasına ve bunun sonucunda çelik içinde bulunan karbon atomlarının daha geniş boşlukları dolduracak şekilde bir katı eriyik oluşturabilmesini sağlar. Karbonca zenginleşmiş bu demir katı eriyiğine östenit adı verilir. Çeliğin sertleştirilmesi esas olarak östenitin hızlı soğutulmasıyla karbon atomlarının katı eriyik içerisinde hapsedilmesine dayanır. Bu sertleştirme prosesi (Su verme) çeliğin sertleştirme ısıl işleminin ilk adımıdır. Östenitin yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapısı, oda sıcaklığında kararlı olmadığından soğutma işlemi sonunda, östenit fazı, sert ve gevrek bir yapıya sahip olan martenzit fazını oluşturur. Martenzitin sertliğini düşürerek tokluğunu arttırmak amacıyla, su verme sonrası temperleme adı verilen bir işlemle çelik belirli bir sıcaklığa ısıtılır, bu sıcaklıkta belirli bir süre tutulur ve daha sonra oda sıcaklığına soğutulır.

Martenzit yapısı, sabit bir sıcaklık yerine M_s ve M_f (martenzit başlama ve bitiş sıcaklıkları) olarak tanımlanan bir sıcaklık aralığında oluştuğu için, çeliğin soğutulmasıyla daha çok östenitin martenzite dönüşümünün sağlanması mümkündür. Martenzit dönüşümü, martenzit bitiş sıcaklığına (M_f) erişilene kadar devam eder. Su verme esnasında östenitten martenzit oluşmaya başlama sıcaklığı (M_s) çeliğin kimyasal kompozisyonunun bir fonksiyonudur. M_s sıcaklığı çeşitli ampirik bağıntılardan elde edilmektedir. Bunlardan birisi Eşitlik 3.1'de verilen Steven ve Hayness tarafından % 0,5'in üzerinde karbon içeren çelikler için geliştirilen formüldür (Bensely et al. 2008; Parish, 1999; Uluğ, 2006). Stuhlmann tarafından geliştirilen yüksek alaşımlı çelikler için önerilen başka bir formül de Eşitlik 3.2'de verilmiştir (Arslan, 2010). Ayrıca Bensely et al. (2008) yaptığı çalışmada, M_f sıcaklığının hesabı için Eşitlik 3.2'deki formülü tavsiye etmiştir (Bensely et al. 2008).

$$M_{s}(^{\circ}C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo$$
(3.1)

$$M_{s}(^{\circ}C) = 550 - 350C - 40Mn - 20Cr - 10Mo - 8W - 35V - 10Cu - 15Co + 30Al$$
(3.2)

$$M_{\rm f}(^{\circ}{\rm C}) = M_{\rm s} - 215 \tag{3.3}$$

Bu eşitliklerde element miktarları % ağırlık olarak verilmiştir. Bu ampirik bağıntılardan yola çıkılarak karbon oranına bağlı martenzit başlama ve bitiş sıcaklıklarının değişimi Şekil 3.3'deki grafikte gösterilmektedir (Uluğ, 2006).



Şekil 3.3. Çeliğin karbon oranına bağlı olarak M_s ve M_f sıcaklıklarının değişimi.

Şekil 3.3'den yola çıkarak % 1,0 C içeren bir alaşımlı çeliğinin M_f sıcaklığının 0°C'nin altına düştüğü görülmektedir. Çoğu ısıl işlem tesisinin ortam sıcaklığının bu sıcaklıktan yüksek olduğu düşünülürse yüksek alaşımlı çeliklerde suverme ile östenitin tamamının martenzite dönüşmesinin imkansız olduğu kolaylıkla görülebilir. Çeliğin yapısında yumuşak olan kalıntı östenit ile sert martenzitin bir arada bulunması kesinlikle istenmeyen bir durumdur. Çünkü yapıdaki kalıntı östenit, çeliğin başta sertliği olmak üzere tüm mekanik özelliklerini negatif yönde etkiler. Bu nedenle kalıntı östenitin martenzite dönüşümü gereklidir. Bu dönüşüm, neredeyse kalıntı östenitin tamamına yakınının martenzite dönüştüğü kriyojenik işlem ile gerçekleştirilebilir (Arslan, 2010).

Şekil 3.3'den görüldüğü gibi düşük karbonlu çeliklerin martenzit dönüşüm aralığı (M_s-M_f) 450 ile +200°C iken yüksek karbonlu çeliklerin, martenzit dönüşüm aralığı

ise 200°C ile -100°C arasındadır (Taş, 2010). Düşük karbonlu çeliklerde sıfırın üstündeki sıcaklıklarda östenit fazının tamamı martenzit fazına dönüşürken, yüksek karbonlu çeliklerde östenitin tamamen martenzite dönüşebilmesi için çeliğin normal ortam sıcaklığından çok daha düşük sıcaklıklara soğutulması gerekmektedir. Kriyojenik işlemin amacı ötektoid üstü çeliklerde kalıntı östenitin tamamen martenzite dönüşümünü sağlayabilmektir. Bu işlem ile % 0,83 C içeren bir çelikte kalıntı östenit oranı % 42,6'dan % 0,9'a düşürülebilmektedir. Martenzitik dönüşümün tamamlanması yüksek sertlik sağlarken kabul edilebilir tokluk değerlerini de karşılamaktadır.

BÖLÜM 4

RULMAN ÇELİKLERİ

Rulmanlı yatak üretiminde daha çok yüksek basınca ve aşınmaya dayanıklı ötektoid üstü krom çelikleri kullanılır. Bunlara en iyi örnek AISI 52100 (100Cr6) çeliği verilebilir. Ancak, bazı rulmanlı yatakların yapımında takım çelikleri veya yüksek hız çelikleri de kullanılır. Rulman çelikleri genelde vakumda ergitilip, gaz giderme işlemine tabi tutularak üretildiklerinden minimum düzeyde metalik olmayan kalıntılar (enklüzyon) içerirler. Bu nedenle bu çeliklere temiz çelikler de denilir. Rulmanlı yatak üretiminde en yaygın olarak kullanılan çelikler Çizelge 4.1'de verilmiştir (Savaşkan, 2012).

Kısa gösterim	Kimyasal bileşim (% ağırlık)						
	С	Si	Mn	W	Cr	V	Mo
105Cr2	1,00-1,10	0,15-0,35	0,25-0,40	-	0,40-0,60	-	-
105Cr4	1,00-1,10	0,15-0,35	0,25-0,40	-	0,90-1,15	-	-
AISI 52100 (100Cr6)	0,95-1,10	0,15-0,35	0,25-0,40	-	1,40-1,60	-	-
100CrMn6	0,95-1,10	0,50-0,70	1,00-1,20	-	1,40-1,60	-	-
AISI M-50	0,82	0,22	0,27	0,02	4,10	0,90	4,30
AISI M-10	0,86	0,22	0,21	-	3,90	1,85	8,20
AISI M-1	0,81	0,24	0,28	1,57	3,70	1,20	8,90
AISI T-1	0,68	0,22	0,30	1,57	3,95	1,14	0,09

Çizelge 4.1. Rulman üretiminde yaygın olarak kullanılan çelikler ve kimyasal bileşimleri.

İlgili standartlara göre, rulman yapımında kullanılan çeliklerin sertliğinin en az 58 HRc olması gerekir. Bu nedenle söz konusu çelikler yağda su verilerek sertleştirildikten sonra düşük sıcaklıklarda kısa süreli temperleme işlemine tabi tutulurlar. Bu işlem sonucunda, temperlenmiş martenzitik bir matris ile bunun içerisinde hemen hemen homojen olarak dağılmış metal karbürlerden oluşan bir mikroyapı elde edilir. Rulman yapımında en yaygın kullanıma sahip AISI 52100 rulman çeliğinin mikroyapı fotoğrafi Şekil 4.1'de verilmiştir (Savaşkan, 2012).



Şekil 4.1. AISI 52100 çeliğinin mikroyapı fotoğrafı.

4.1. RULMAN ÇELİKLERİNİN ISIL İŞLEMİ

Rulman çelikleri üzerine bir takım ısıl işlemler uygulanarak mekanik özellikleri iyileştirilmektedir. Bu çeliklerde beklenen performansı sadece kaliteli çelik kullanarak elde etmek mümkün değildir. Çelik kalitesi kadar ısıl işlemin ve ısıl işlem sonrasında elde edilen mikroyapın mekanik özelliklere etkisi son derece büyüktür. Aşınma direnci, tokluk ve yorulma direnci gibi mekanik özellikleri östenitleme, soğutma ve temperleme işlemleri ile olumlu ya da olumsuz olarak değiştirmek mümkündür (Totten, 2007).

Rulman çelikleri genellikle östenitleme işleminden önce normalize işlemine tabi tutulurlar. Normalize tavı, çelik malzemenin kristal yapısını daha homojen, daha ince bir hale getirmek ve sonraki ısıl işlemde çökelecek karbürlerin uygun şekilde dağılmasını sağlamak amacıyla çeliğin kritik sıcaklığının (yeniden kristalleşme

sıcaklığı) 40-60 °C üstünde tavlanıp havada soğutulmasıdır. Östenitleme işlemi, rulman çeliklerinin aşınma dayanımı ve tokluk gibi mekanik özelliklerini doğrudan etkileyen işlemlerden biri olup son derece önem arz eden bir basamaktır. Östenitleme işlemi süresince tüm kesit boyunca ferrit ostenit (α - γ) dönüşümünün yanı sıra yeterli karbür çözünmesinin de sağlanması gerekmektedir (Becherer and Witheford, 1991; Bhadeshia, 2012). Östenitleme sıcaklığında tutma süresi, matris içine alınması istenen karbür miktarına bağlıdır. Alaşım elementi miktarı yani karbür miktarı çeşitli takım çelikleri için farklı olacağından tutma süresi de takım çeliği tipine bağlı olarak değişmektedir. Eğer östenitleme sıcaklığında tutma süresi optimum belirlenen süreden daha kısa olursa yeterli miktarda karbür çözünmesi gerçekleşmeyeceğinden düşük sertlik elde edilecektir. Buna karşın çok uzun tutma süresi de fazla miktarda kalıntı östenitin mikroyapı içerisinde kalmasına ve buna bağlı olarak düşük sertliğe neden olacaktır (Arslan, 2010).

Östenitleme işleminin ardından gerçekleştirilen su verme işlemi (quenching), çelikte sertleştirme sonrası elde edilmesi istenen martenzitik yapının oluşmasını sağlar. Martenzit yapısı, sabit bir sıcaklık yerine Ms ve Mf olarak tanımlanan bir sıcaklık aralığında oluştuğu için, çeliğin soğutulmasıyla daha çok östenitin martenzite dönüşümünün sağlanması mümkündür. Su verme esnasında martenzit dönüşümü, östenitten martenzit oluşmaya başlama sıcaklığı (Ms) ile başlayıp, martenzit bitiş sıcaklığına (Mf) erişilene kadar devam eder (Arslan, 2010; Callister and Rethwisch, 2010; Savaşkan, 2012). Demir karbon alaşımlarında martenzitin oluşumu difüzyonsuzdur. Rulman çeliklerinin östenitin kararlı olduğu sıcaklıklardan itibaren soğutulması ile mikroyapıdaki östenit, çeliğin kimyasal bileşimine ve soğutma hızına bağlı olarak kararsız yeni mikroyapılara dönüşür. Dönüşüm difüzyona müsaade edecek hızda olursa, östenitin içinde bulunan karbon kolayca dışarı çıkar ve ferrit, perlit ve beynit gibi yeni yapılar meydana gelir. Şekil 4.2'de AISI 52100 rulman çeliğine ait zaman sıcaklık dönüşüm (ZSD) diyagramı verilmiştir. Çeliğin sertleştirilmesinde istenilen içyapının elde edilebilmesi için, soğuma zamanı çok önemlidir. Bu nedenle de sertleştirme işlemi için sadece Fe-C denge diyagramı yeterli olmadığından, zaman sıcaklık dönüşüm (ZSD) diyagramına ihtiyaç duyulur. Z-S-D diyagramları, östenit dönüşümü sırasında görülen ve öncelikle dönüşüm ürünü (örneğin perlit, sorbit, trostit, beynit, martenzit gibi) özelliklerinin belirlenmesindeki

olayları inceler. Bu incelemede denge durumundaki olaylar dikkate alınır. Kısaca Z-S-D diyagramları, dönüşüm olaylarını zamana ve sıcaklığa bağlı olarak gösterirler. Hızlı soğutmada ise difüzyon oluşmaz ve östenit yapı içerisindeki karbon kristal kafesten dışarı çıkamaz ve martenzitik bir yapı oluşur. Şekil 4.3'de AISI 52100 rulman çeliğine ait sürekli soğuma dönüşüm (SSD) diyagramı verilmiştir. Şekilde verilen rulman çeliği 850 °C sıcaklıkta 10 dakika bekletilerek östenitleme işlemine tabi tutulmuştur. Şekil 4.3'den de görüldüğü gibi rulman çeliği yavaş hızda soğutularak sertleştirildiğinde mikroyapıda perlitik bir yapı elde edilir. Orta hızda soğutularak sertleştirildiğinde beynitik bir yapı elde edilirken, yüksek hızda soğutularak sertleştirildiğinde ise martenzitik bir mikroyapı elde edilmektedir. Yüksek sertlik değerlerine ulaşabilmek için su verme işleminden sonra rulman çeliklerinin yapısının olabildiğince martenzite dönüşmesi istenmektedir. Bu nedenle bu çelikler yüksek hızda soğutularak sertleştirilirler.



Şekil 4.2. AISI 52100 rulman çeliğinin ZSD (Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm) diyagramı.

Martenzit yüksek sertliğe sahiptir. Martenzitin sertliğinin yüksek olmasının en büyük nedeni kafes yapısının aşırı ölçüde distorsiyona uğraması, yani çarpılmış olmasıdır.

Martenzitin atomsal dolgu faktörünün östenitin atomsal dolgu faktöründen daha düşük olması nedeniyle, martenzitik dönüşüm sırasında çelikte bir miktar hacimsel büyüme meydana gelir. Söz konusu hacimsel büyüme matris yapısını plastik deformasyona uğratabilecek büyüklükte iç gerilmeler oluşturur. Başka bir deyişle, martenzitin oluşumu iç gerilmeler oluşturarak çeliklerin matris yapınsın aşırı ölçüde çarpılmasına veya plastik şekil değişimine uğramasına neden olur. Kafes yapısının çarpılması da dislokasyon hareketini zorlaştırarak veya engelleyerek su verilen çeliklerin sertlik ve mukavemetini büyük ölçüde arttırır (Savaşkan, 2012).



Şekil 4.3. AISI 52100 rulman çeliğinin SSD (Sürekli-Soğuma-Dönüşüm) diyagramı (Östenitleme sıcaklığı 850 °C, Bekleme süresi 10 dakika).

Rulman çeliklerine uygulanan ısıl işlemin son evresi temperleme işlemidir. Temperleme sırasında, ısıl aktivasyon ile yarı kararlı martenzit içerisinde sıkışmış bulunan karbon atomları kafesi terketmeye başlar ve yapı ince dağılımlı ferritsementitten oluşan daha kararlı bir yapıya dönüşür. Böylece, kafes çarpılması ve dislokasyon yoğunluğu azalır ve yapı yumuşar. Yapıda tavlama sıcaklığına ve süresine bağlı olarak sertlikte azalma yani yumuşama olur. Bu değişim temperleme parametreleri ile kontrol edilebilir. Dolayısıyla çeliğin sertliği istenilen değerlere ayarlanabilir. Temperleme ile su vererek elde edilen gevrek ve yüksek dayanımlı yapı, daha düşük dayanımlı ve yüksek toklukta malzemeye dönüştürülebilir.
BÖLÜM 5

TAŞLAMA İŞLEMİ

Taşlama bir iş parçasını istenilen şekil, ölçü ve konum toleransında üretmek için yaygın olarak kullanılan bir bitirme işlemidir (Shah, 2011). Taşlama uygulamalarına yüksek yüzey kalitesi ve hassas toleransların istendiği havacılık, otomotiv, ulaşım, tıbbi cihazlar ve elektronik dahil bir çok endüstriyel alanlarda rastlanmaktadır (Li, 2010; Tonshoff et al. 2002). Taşlama işlemi, dönen taş yüzeyindeki değişik kesme geometrilerine sahip aşındırıcı küçük tanelerin dönen iş parçasına temas noktasında yatay konumda bir baskı uygulayıp küçük talaşlar kaldırarak iş parçasının istenen hassas ölçüye getirilmesi işlemidir (Gavas vd. 2013). Taşlama işlemleri, işin biçimine ve taş ile işin bağıl hareketlerine göre adlandırılırlar (Demir, 2003).

Bunlar:

- Düzlem Yüzey Taşlama
- Silindirik Taşlama
 Dış Yüzey
 İç Yüzey
- Konik Taşlama
- Krank Taşlama
- Puntasız Taşlama
 Dış Yüzey
 İç Yüzey
- Dalma Taşlama
 Dış Yüzey
 İç Yüzey
- Profil Taşlama
 Özel Profiller

Vida

Dişli Çark

• Elektro Kimyasal Taşlama

olarak sınıflandırılırlar.

Taşlama işlemi, alüminyum oksit (Al₂O₃) veya silisyum karbür (SiC) gibi konvansiyonel aşındırıcı taşlar, kübik bor nitrür (CBN) ve elmas gibi süper aşındırıcı taşlar ile yapılır. Malzeme üzerinden ne kadar talaş kaldırılacağını taş yüzeyinin keskinliği, normal kuvvetin büyüklüğü ve taşın sağlamlığı gibi faktörler belirler. Şekil 5.1'de düzlem yüzey ve silindirik taşlamanın şematik olarak gösterilişi verilmiştir. Taşlama işleminde kullanılan ve Şekil 5.1'de gösterilen çeşitli terimlerin açıklamaları şu şekildedir. D_s: Zımpara taş çapı (mm), a: Talaş derinliği (µm), V_w: İş parçasının (tabla hızı) hızı (m/min), V_s: Zımpara taşının çevre hızı (m/s), F_t: Teğetsel taşlama kuvveti (N), F_n: Normal taşlama kuvveti (N).



Şekil 5.1. Düzlem yüzey a) ve silindirik b) taşlamanın şematik olarak gösterilişi.

Taşlama işleminin en önemli iki özelliği birçok taneciğin aynı anda talaş kaldırması ve çok sert aşındırıcı tanelerin üretilebilmesi nedeniyle sertleştirilmiş çelik, cam, karbür ve seramik gibi çok sert malzemelerin taşlanabilmesidir. Çok küçük talaş kaldırma işlemlerinin yapılabilmesi nedeniyle pürüzlülük ve ölçü tamlığı bakımından çok hassas yüzeyler elde edilmektedir. Taşlama işlemi olmadan modern takım

tezgâhlarının, motorlu araçların, uzay araçlarının ve diğer hassas cihazların üretilmesi mümkün değildir.

Aşındırıcı tanelerin en önemli özelliklerinden bir tanesi sertliktir. Sertlik dereceleri Çizelge 5.1'de gösterilmiştir (Gavas vd. 2013). Diğer bir özelliği de tanenin kendisinin aşınıp yıpranması ve sonuçta körelmesi, şeklini değiştirmesi ve tane aralarının dolarak tanenin kaplanmasıdır. Aşındırıcı tanelerin son özelliği de tokluğu yüksek olmadığından dolayı kırılıp ufalanmasıdır. Bu özellik yeni ve keskin kesici kenarların oluşması bakımından önemlidir.

Aşındırıcı malzeme	Sertlik (Knoop)	Özellikleri/Kullanıldığı yerler
Kuartz (SiO ₂)	320	Kumla temizleme
Aluminyum oksit	2100	Silisyum karbürden daha yumuşak ve daha tok, çelik ve pirincin taşlanmasında
Silisyum karbür	2400	Pirinç, bronz, alüminyum, paslanmaz çelik ve dökme demirlerin taşlanmasında
Kübik bor nitrür	4700	Sert ve tok takım çeliklerinin, paslanmaz çeliklerin taşlanmasında, sert kaplamalarda
Sentetik elmas	7000	Tungsten karbür ve kalıp çeliklerinin taşlanmasında

Çizelge 5.1. Aşındırıcı tanelerin sertlikleri.

Malzemelerin en sert olanı elmastır. Aşındırıcı olarak kullanılan malzemeler ya renklendirilmemiş (Tabii) pembe renkli taşlardır ki bu taşlar mücevher yapımı için uygun değildir, ya da aşındırıcı taş yapmak maksadıyla üretilen sentetik taşlardır. Suni taşlar her nasılsa daha çabuk ufalanırlar, keskin kenarlara sahip olurlar ve daha çabuk soğurlar. Elmas taşlar daha çok, karbür ve seramik kesici takımların bilenmesinde ve aynı zamanda diğer taşlama taşlarının şekillendirilmesinde de kullanılır. Elmas taşlar pahalıdırlar, diğer taşlarla istenilen sonuç elde edilemediğinde bu taşlar kullanılır. Kırılarak çok küçük tanecikler (toz) haline getirilmiş tabii renkli pembe taşlar parlatma işlemlerinde kullanılır. Alüminyum oksit, silisyum karbürden daha yumuşak fakat daha toktur. Dolayısıyla genel amaçlı taşlama işlemleri için daha uygundur. Kübik bor nitrür (CBN) tabiatta bulunmaz. Katalist'in yüksek ısı ve

basınca tabi tutulmasıyla elde edilir. Elmastan sonra ikinci derecede sertliğe sahiptir. 650 °C'ta kimyasal bütünlüğünü ve sertliğini muhafaza eder. 1400 °C'ta kübik yapı hegzagonal yapıya dönüşür ve sertliğini kaybeder. Normal veya yüksek kesme hızları kullanılarak sertleştirilmiş veya sertleştirilmemiş bütün metallerin taşlanmasında kullanılabilir.

5.1. AŞINDIRICI TANELER

Zımpara taşını oluşturan değişik ölçü ve biçimdeki aşındırıcı tanelerden her birine tane denir. Aşındırıcı tanelerin büyüklüğü tanelerin mekanik elemeden geçirilmesiyle tesbit edilir. Bir inç'teki grid (Kare delik) sayısı tane büyüklüğünü belirler. Tane büyüklüğü 30 dendiği zaman eleğin bir inç'lik boyunda 30 adet kare delik var demektir. Bu değerler ANSI standartlarına göre milimetre ve mikronmetre olarak da belirtilir. Tane büyüklüklerinin derecelendirmesi Çizelge 5.2'de gösterilmiştir (Bağcı vd. 1996; Demir, 2003; Gavas vd. 2013; Khatri, 2006; Köklü, 2009).

Tane büyüklüğü	Derecesi
4-24	Kaba
30-60	Orta
70-180	İnce
220-600	Çok ince

Çizelge 5.2. Tane büyüklüklerinin derecelendirilmesi.

Aşındırıcı tanenin büyüklüğü, finiş yüzeyi ve talaş kaldırma oranını belirlediği için önemli bir parametredir. Büyük tanelerle fazla miktarda talaş kaldırılırken, ufak tanelerle genellikle daha iyi finiş yüzey elde edilir. Taşlamada kullanılan tane büyüklüğü genellikle 4 (çok kaba) ile 250 (çok ince) arasındadır (Lachance, 2003).

5.2. AŞINDIRICI TANELERİN ŞEKLİ VE KESME GEOMETRİSİ

Taşlama işleminde talaş kaldırma mekanizması diğer talaş kaldırma mekanizmalarında olduğu gibidir. Ancak aşındırıcı taneler, tane geometrisi ve

tanelerin kesme geometrisi konusunda tercih veya yönlendirme yapılamadığı için gelişigüzel olarak üretildiğinden kendi özel şekil ve kesme geometrilerine sahiptir. Taş şeklinde preslendikten sonra kesici kenarların sadece bir kısmı kesme işlemi yapar. Taşın bilenmesinden sonra ise kesme geometrisi yeniden değişir. Bütün bu işlemler gelişigüzel olarak yapıldığından taneler taşlama esnasında pozitif, sıfır ve negatif talaş açılı kesme yaparlar (Şekil 5.2). Bu yüzden tane şekli kesme geometrisini belirler.



Şekil 5.2. Taşlamada kesme çeşitleri a) pozitif talaş açılı b) sıfır talaş açılı c) negatif talaş açılı.

Dış yüzeydeki taneler arasındaki boşluklar talaşlar tarafından doldurulur. Bu boşluklar talaşın sıkışmasına imkân vermeyecek kadar büyük olmalıdır. Talaş kaldırma işlemini en iyi şekilde pozitif talaş açılı taneler yapar. Çok büyük negatif talaş açılı taneler ile kesici kenarı kavisli olan taneler kesme yerine kazıma veya ovalama yapar, kazıma ve ovalamada talaş oluşmaz (Şekil 5.3). Bu sebeple taşlama işlemi tanelerin kesme geometrisine bağlı olarak kesme, kazıma ve ovalama işlemlerinin karışımıdır. Taşlama esnasında taneler sürekli olarak aşındığından, kırıldığından veya yapıştığı tanelerden ayrıldığından yeni taneler oluşur ve bunun sonucu olarak kesme geometrisi; kesme, kazıma ve ovalama oranları, taşın biçimi ile taşın çapı sürekli değişir. Ayrıca bu değişken faktörlerin çoğu taşın bilenmesi ile de değişir.



Şekil 5.3. Taşlama işleminde a) kesme, b) kazıma ve c) ovalama oluşumu.

5.3. AŞINDIRICI TANELERİN BİRLEŞTİRİLMESİ

Birleştirme malzemesi taşın mukavemetini dolayısıyla maksimum talaş kaldırma miktarını ve tanelerin elastik davranışlarını belirleyeceğinden oldukça önemlidir. Birleştirme malzemesi, aşındırıcı taneleri birbirleriyle tutar ve zımpara taşının şeklini ortaya çıkarır. Birleştirme malzemesi, merkezkaç kuvveti ve yüksek ısılara karşı dayanabilmelidir. Birleştirme malzemesi aynı zamanda, yeni tanelerin ortaya çıkabilmesi için körlenen tanelerin yeniden çıkmasına izin vermelidir. Zımpara taşı imalatında kullanılan dört ana tip birleştirici vardır: seramik-camlaştırılmış (vitrified), bakalit (resinoid), kauçuk (rubber) ve metaller. Üretilen tüm zımpara taşıarının yaklaşık % 50'si camlaştırılmış birleştiricilerden yapılırlar (Lachance, 2003). Genel olarak kullanılan birleştirici malzeme türleri Çizelge 5.3'de verilmiştir.

Sembol	Birleștirici malzemesi	
В	Reçine	
BF	Güçlendirilmiş reçine	
Е	Şellak	
0	Oksiklorit	
R	Kauçuk	
RF	Güçlendirilmiş kauçuk	
S	Silikat	
V	Vitrifay	

Çizelge 5.3. Birleştirici türleri (Gavas vd. 2013).

5.4. ZIMPARA TAŞLARININ DOKUSU

Zımpara taşlarını oluşturan aşındırıcı tanelerin birbirine olan uzaklık veya yakınlılarına (tane aralıklarına) taşın dokusu veya yapısı denir (Şekil 5.4). Bu yapı, taneler arası mesafelere göre üç değişik şekilde olur (Şekil 5.5). Taneler birbirine çok yakın ise sıkı paket dolgu (yoğun tane yapısı), oldukça mesafeli ise seyrek yapılı ve az mesafeli ise orta yoğunluklu olarak adlandırılır (Çizelge 5.4). Her bir yapıda tanelerin etrafi birleştirici madde ile kaplanır. Ayrıca taneler arasında boşluklar vardır. Sıkı paket dolgu yapıda tane sayısı ve kesici kenar çok, talaş boşluğu azdır. Diğer yapılardaki durum bunun tersidir. Seyrek dokulu taşlar, gözenekleri geç dolacağı için uzun süre keskinliğini koruyabilir. Taş ve iş parçası çok az ısınır. Sık bilenmelidir.



Şekil 5.4. Zımpara taşının dokusu.

Cize	lge 5.4.	Zimpara	taşı d	okuları	(Gavas	vd. 201	3).
•	2		•		\ \		

Tane dokusu	Sembol	Uygulama alanı
Sık	1, 2, 3, 4	Finiş işlemleri
Orta	5, 6, 7, 8	Genel taşlama işlemleri
Seyrek	9, 10, 11, 12, 13, 14	Yüksek talaş kaldırma gerektiren işlemler

Şekil 5.5 seyrek dokulu taş ve sık dokulu taş arasındaki farklılığı göstermektedir. Sık dokulu taşta daha fazla tane ve daha küçük hava boşluğu varken seyrek dokulu taşta daha az tane ve daha büyük hava boşluğu vardır. Orta dokulu taşta ise tane sayısı sık dokulu taştan az seyrek dokulu taştan fazladır. Sık dokulu taşlar, Finiş yüzey ve boyutsal kontrolün önemli olduğu yüzeylerde tercih edilirler. Orta dokulu taşlar, genel taşlama işlemlerinde tercih edilirken, seyrek dokulu taşlar ise talaşın temizlenmesi önemli olduğu yerlerde tercih edilirler (Yang, 1999).



Şekil 5.5. Taş dokuları a) seyrek dokulu, b) orta dokulu ve c) sık dokulu.

5.5. ZIMPARA TAŞLARININ SERTLİĞİ

Zımpara taşlarını oluşturan tanelerin taş üzerinden sökülebilme özelliğine veya taneleri birleştiren birleştirme aracının taneleri bırakıp bırakmama özelliğine göre tanelerin birbirine olan bağlantı kuvvetine sertlik denir. Zımpara taşı talaş kaldırma yaparken taşı oluşturan aşındırıcı taneler birleştirme aracı tarafından kolayca bırakılıyor veya aşındırıcı tane yuvasını kolayca terk ediyorsa buna yumuşak zımpara taşı denir. Bunun aksi, aşındırıcı taneler yuvasını kolayca terk etmiyor veya birleştirme aracı aşındırıcı taneyi kolayca bırakmıyorsa buna da sert zımpara taşı denir. Klasik zımpara taşları için Şekil 5.6'da sertlik skalası gösterilmektedir. Sertlik değeri soldan sağa doğru artmaktadır (Bağcı, 1996; Khatri, 2006; Köklü, 2009). Şekilde en yumuşak zımpara taşını A harfi temsil ederken, Z harfi en sert zımpara taşını temsil etmektedir.

Yumuşak	Orta	Sert
←		

Şekil 5.6. Zımpara taşı sertlik skalası.

A B C D E F G H I J K L M N O P Q R S T U V W X Y Z

Yukarıdaki açıklamalar göz önüne alınarak, birleştirme aracı sert olan zımpara taşları ile genellikle yumuşak malzemeler taşlanır. Bu taşlarla sert malzemeler taşlanırsa, aşındırıcı tanelerin kısa zamanda körleneceği gözden uzak tutulmamalıdır. Diğer taraftan, birleştirme aracı yumuşak olan zımpara taşları ile genellikle sert malzemeler taşlanır. Böylece körelen taneler yerlerini kolayca terk ederek yeni ve keskin aşındırıcılara bırakırlar. Eğer sert zımpara taşları ile sert malzeme taşlanıyorsa, zımpara taşı kolayca körlenecek ve keskinliğini kaybedecektir. Yumuşak zımpara taşı ile de yumuşak malzeme taşlanıyorsa, zımpara taşı kesme yüzeyi çabucak dolacak ve taş kesme özelliğini kaybedecektir (Bağcı, 1982; Kaya, 2007). Şekil 5.7 taşlanacak malzemenin özellikleri ile iş şartlarının, zımpara taşı seçimine nasıl etki ettiğini göstermektedir.



Şekil 5.7. Tane büyüklüğü ve sertlik seçimi.

5.6. ZIMPARA TAŞLARININ TANIMLANMASI

Zımpara taşları ANSI tarafından geliştirilen markalama sistemine göre etiketlenir (Şekil 5.8). Taş üzerinde bulunan sembollerin ne anlama geldiği burada açıklanmıştır. İlk ve son semboller imalatçının isteğine bırakılmıştır.



Şekil 5.8. Zımpara taşının standart gösterimi (Köklü, 2009).

5.7. ZIMPARA TAŞLARININ BİLENMESİ

Talaşlı üretimde kullanılan tüm kesiciler gibi zımpara taşları da zamanla körlenir. Zımpara taşlarının körlenmesi daha çabuk olur. Zımpara taşının dokuları gözenekli olduğu için bu gözenekler zamanla dolar ve taneciklerin kesmesi zorlaşır. Taş gözeneklerinin bu şekilde dolmasından ve körlenen tanelerin dökülmemesinden dolayı taşın yüzeyi kayganlaşır ve yağlanmış gibi durur (Malkin and Cook, 1971). Bu çeşit taşlarla kesme yapmak zordur. Yüzey kalitesi iyi çıkmaz, yüzeylerde yanmalar meydana gelir. Taşın yüzeyinde yağlanma olmasa bile taş bazen kesmekte zorlanır. Taş yağlanmamasına rağmen kesme yapmıyorsa ya iri tanelidir ya da taş ile iş parçası arasındaki sürtünme yüzeyi fazladır. Taş düşük devirde çalışmasına rağmen iyi kesmiyorsa taş çok serttir. Taşın körlenmiş olduğu taşlanan yüzeyden anlaşıldığı gibi çıkarmış olduğu sesten de anlaşılır. İş parçasının yüzeyi çok parlak ve kısmen yanmalar varsa taş körlenmiştir. Keskin taş, tiz bir ses çıkarır. Körlenen taş kesme yapmadığı için verilen talaş derinliklerine bağlı olarak işe dalma yapar, bu hem işi bozar hem de tehlikeli sonuçlar doğurur.



Şekil 5.9. Zımpara taşının bilenmesi.

Körlenen veya keskinliğini kaybeden zımpara taşının keskinleştirilmesine "Bileme" denir. Şekil 5.9'da zımpara taşının elmas bileyici ile bilenmesi gösterilmiştir. İş parçasının yüzey kalitesine yani yüzeyin kabalığına ve inceliğine göre zımpara taşları bilenmelidir. Zımpara taşı, kaba taşlama yüzeyi için kaba, ince taşlama yüzeyi için ince bilenir. Elmas bileyicinin taş üzerindeki ilerleme hızı fazla ise taş kaba, az ise ince bileniyordur. Elmas bileyici ile taş arasındaki ısıyı önlemek için soğutma sıvısı kullanmalıdır. Elmas bileyici veya bileme tekerini zımpara taşı üzerinde ilerletirken taşın kenarlarının kırılmasını önlemek için taşı kenarlardan dışarıya kaydırmamak gerekir. Taş kenarlara yaklaşırken bileme hızı azaltılmalıdır. Körelen zımpara taşının daha iyi bilenmesi için, elmas bileyici ile taşın ekseni arasında 10 ila 15 derecelik bir açı yapacak şekilde bileme gerçekleştirilmelidir.

5.8. TAŞLAMA İŞLEMİNDE YÜZEY PÜRÜZLÜLÜĞÜ

Talaş kaldırma işlemi, iş parçası yapım resminde belirtilen ölçü, tolerans ve yüzey kalitesinde bir parçanın imal edilmesidir. İmal edilen iş parçasının geometrisi, boyutu ve yüzey kalitesi ürünün işleme kalitesini oluşturur. Ancak parça yapım resminde gösterilen ideal ölçülere göre üretimi tamamlanan parça üzerinde boyut, yüzey kalitesi ve geometrisi yönünden bazı hatalar ortaya çıkabilir. Bu hatalar "tolerans" olarak adlandırılır ve parçanın kullanıldığı yere göre müsaade edilen belli bir değerde tutulduğu takdirde iş parçasının çalışmasına engel teşkil etmez. Bu toleranslar da

parçanın hem boyut hem de yüzey kalitesini meydana getirirler. İmalat mühendisliği açısından parçaların kullanılacağı yere göre ekonomiklik de dikkate alınarak parçanın uygun yüzey kalitesinde işlenmesi gerekir. Bu işlemlerde gerçekleştirecek üretim metodunun yanında yüzey toleransı ve maliyet arasında bir uzlaşma sağlanmalıdır (Şahin 2000).

Talaş kaldırarak şekillendirme sırasında; seçilen yönteme, kesici cinsine ve işleme şartlarına bağlı olarak fiziksel, kimyasal, ısıl faktörlerin ve kesici-iş parçası arasındaki mekanik hareketlerin etkisi ile işlenen yüzeylerde genellikle istenmediği halde işleme izleri oluşmaktadır. Nominal yüzey çizgisinin altında ve üstünde düzensiz sapmalar meydana getiren bu duruma yüzey pürüzlülüğü denmektedir (Horozoğlu, 2013; İşbilir, 2006). Talaşlı imalatta yüzey pürüzlülüğü genellikle taşlama işlemi için 0,05-1,0 µm, finiş tornalama için 0,1-1,6 µm, frezeleme ve kaba tornalama için ise 1,6 µm'den daha yüksek olan değerlerde kabul edilebilir (Özses, 2002). İşlenmiş parça yüzeylerinin tribolojik özellikleri, yüzey dokusundan birinci derecede etkilenmektedir. Yüzey pürüzlülüğü sadece aşınma, yorulma, sürtünme ve yağlama gibi tribolojinin geleneksel konularında değil aynı zamanda sızdırmazlık, hidrodinamik, elektrik, ısı iletimi vb. farklı alanlarda da dikkate alınması gereken önemli bir faktördür. Bu yüzden makine parçalarında yüzey pürüzlülük değerinin tespiti oldukça önemlidir (Atakök 2008).

Günümüzde yüzey pürüzlülüğü ölçümünde çoğunlukla profilometre adı verilen yüzey pürüzlülük ölçüm cihazı kullanılmaktadır. Ölçüm, cihazın elmas ucunun pürüzlülüğü ölçülen yüzeye paralel değdirilmesi ve yüzey üzerinde aşağı-yukarı hareket ettirilmesiyle yapılır. Elmasın hareketi alet içinde bulunan bobinin magnetik bir alan içinde hareketine neden olur ve bu da değişken bir voltaj meydana getirir. Bu voltaj amplifike edilerek pürüzlülüğün belirlenmesinde ve kaydedilmesinde kullanılır. Bu cihazlarla, mikroinç (μ in) veya mikrometre (μ m) cinsinden ölçüm yapmak mümkündür. Bu cihaz ile maksimum tepe-çukur yüksekliği (R_{max} , R_t), ortalama pürüzlülük değeri (R_a), ortalamaların kareleri toplamının karekökü (R_q , R_s , rms), profil maksimum tepe yüksekliği (R_p), profil maksimum çukur derinliği (R_m) ve on nokta yüksekliği (R_z) gibi pürüzlülük parametreleri ölçülebilir. Bu pürüzlülük parametrelerinden en yaygın kullanılanı, dünya çapında kabul görmüş ve ülkemizde de kullanılan R_a'dır (Şekil 5.10). Ortalama yüzey pürüzlülüğünün matematiksel tanımlaması aşağıdaki şekilde ifade edilebilir (Aslan, 2012; Gadelmavla and Koura, 2002).

$$R_{a} = \frac{1}{l} \int_{0}^{l} |y(x)| dx$$
(5.1)

$$R_{a} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} |yi|$$
(5.2)

Burada l, örneklem uzunluğu (μ m) y, ortalama eksen çizgisinden bağımsız dikeydeki yer değiştirmelere (μ m) karşılık gelmektedir.



Şekil 5.10. Ortalama yüzey pürüzlülüğünün (Ra) grafiksel ifadesi (Horozoğlu, 2013).

Yüzey kalitesinin sayısal değerlerinin belirlenebileceği iki yöntem kabul edilmiştir (Güllü, 1995; Scarr, 1967). Bunlar genellikle ortalama çizgi (M) ve zarf sistemi (E) olarak bilinir. Günümüzde işlenmiş yüzeylerin tanımlanmasında kullanılan standartlar ülkelere göre çeşitlilik göstermektedir. Bazı ülkelerin kullanmakta olduğu yüzey kalitesi standartları Çizelge 5.5'de verilmiştir (Güllü, 1995).

Ülke	Kullanılan sistem	Ölçü birimi	Tavsiye edilen sayısal değer
A.B.D.	М	μin	Ra
Almanya	Е	μm	Rmax
Avusturya	Μ	μm	Rmax (Ry)
Çek Cumhuriyeti	Μ	μm	Ra veya Rmax
Danimarka	Μ	μm	Ra
Fransa	Е	μm	Ra
Hollanda	Μ	μm	Ra
İngiltere	Μ	μin	Ra
İspanya	Μ	μm	Ra
İsveç	Μ	μm	Rmax
İtalya	Е	μm	Ra
Japonya	Μ	μm	Rmax
Kanada	Μ	μin	Ra
Rusya	М	μm	Ra
Türkiye	М	μm	Ra

Çizelge 5.5. Yüzey kalitesi değerlendirmede kullanılan ülke standartları (Güllü, 1995).

5.9. TAŞLAMA İŞLEMİNDE YÜZEY DOKUSU

İmal edilen makine parçaları ya da ürünlerin yüzey kalitesini onların performansı doğrudan belirleyebilir. İş parçası yüzey kalitesi genellikle iki sınıfa ayrılır: yüzey dokusu (surface texture) ve yüzey bütünlüğü (surface integrity). Yüzey dokusunda mikro geometri ya da topoğrafyadan söz edilir. Bu da temas ve yağlama-soğutma özellikleri, pürüzlülük şekli ve yüzey pürüzlülüğü tarafından karakterize edilir. Yüzey dokusu, talaş kaldırmanın neden olduğu iş parçası yüzey tabakasında mekanik ve metalürjik değişim ile daha çok ilişkilendirilir. Bunlar, iş parçasının performansına önemli bir şekilde etki edebilir. Makine parçalarının fonksiyonel performansını etkileyen yüzey özellikleri düşünüldüğünde mikroyapı, mikro sertlik, kalıntı gerilme ve yorulma olarak yüzey dokusu karakterize edilebilir (Köklü, 2009; Luo and Cheng, 2004). Metallerin taşlanması, taşlama şartları altında iş parçası ve aşındırıcı taneler arasındaki etkileşime bağlı olarak sürtünme (rubbing), kazıma-sabanlama (plowing) ve kesme (cutting) safhalarını içeren kompleks talaş kaldırma operasyonudur (Lin et al. 2008; Marinescu et al. 2004). Taslama islemi esnasında taslanan malzemenin ergime noktasına yaklaşan ani yüksek sıcaklıklar üretilmektedir (Atzeni and Luliano, 2008; Des Ruisseaux and Zerkle, 1970; Malkin, 1974). Ancak bu yüksek sıcaklıklar çok kısa sürelerdedir ve yüksek oranda mikroskobik taşlama talaşlarının kayma bantları üzerinde yoğunlaşmaktadır. Taşlama işlemi esnasında, iş parçası ile taşlama bölgesinden defalarca gecen asındırıcı taneciklerin cok sayıda etkilesiminden dolayı yüzeyin hemen altında sürekli bir ısı oluşumu meydana gelmektedir. Geleneksel taşlama işlemlerinde iş parçasına geçen ısı miktarı oldukça önemlidir. Çünkü toplam taşlama enerjisinin % 60-90'ı iş parçasına geçmektedir. Bu durumda, iş parçasında termal hasarlara yol açabilen yüksek sıcaklıklar oluşabilmektedir (Dawson and Malkin, 1984). Bu termal hasarlar; tane büyümesi, çökelme, yeniden sertleşmeye yol açan yumuşak faz dönüşümleri, ısıl genleşme veya daralma, çatlama, yorulma ömrünü kısaltan çekme kalıntı gerilmeleri, yanık izlerine neden olan kimyasal reaksiyonları içermektedir (Rowe, 2009). Taşlama işleminde meydana gelen termal hasarlar, genellikle taşlanmış yüzeylerde geri transfer, aşındırıcı tane ufalanması, malzeme kopması, yüzey çizikleri, karalanmış alan, yan akış, pürüzsüz alan, yüzey yanıkları ve termal çatlaklar gibi yüzey hasarlarını oluştururlar. Şekil 5.11'de, AISI 316L paslanmaz çeliğinin taşlanmış yüzeylerinin SEM fotoğrafları ve yukarıda bahsedilen yüzey hasarları görülmektedir (Manimaran and Pradeep-Kumar, 2013).

Taşlama ile üretilen yüzeylerin morfolojisi çoğunlukla aşındırıcı kesme noktalarının iş parçası ile etkileşiminden dolayı oluşan yüzey çiziklerinden meydana gelmektedir (Şekil 5.11-b). Ayrıca bazı çiziklerden kazıma-sabanlama ile malzemenin yana doğru yer değiştirmesi ile yan akış denilen yüzey hasarının oluştuğu görülmektedir (Şekil 5.11-a, c). Yan akış sabanlamasının derecesi taşlanacak iş parçası malzemesine bağlıdır. Titanyum ve nikel esaslı alaşımlar ile östenitik paslanmaz çelikler gibi daha yapışkan metaller daha fazla yan akış eğilimi göstermektedirler. Ancak, taşlama sıvıları tane ve iş parçası arasındaki yapışmayı yağlama ile etkin bir şekilde düşürmekte ve sabanlamayı azaltmaktadırlar (Marinescu et al. 2004; Serbest, 2010). Termal hasar türlerinden en yaygın olanlarından birisi iş parçasının yüzeyinde oluşan yüzey yanıklarıdır (Şekil 5.11-d, e). Yüzey yanıkları, taşlama bölgesinde oluşan yüksek ısılardan dolayı iş parçası parçacıklarının aşındırıcı tanelere yapışması, bu yapışma ile kuvvetlerin büyümesi, iş parçası yüzeyinin bozulması ve taş aşınma hızının artması ile oluşmaktadır (Malkin and Guo, 2008).



Şekil 5.11. AISI 316L paslanmaz çeliğine ait taşlanmış yüzey örneklerinin SEM fotoğrafları.

Taşlama esnasında oluşan küçük talaş parçaları taşlama taşına yapışarak iş parçasının gerisine doğru yığılmaya başlar ve geri transfer adı verilen yüzey durumu meydana gelir (Şekil 5.11-b). Taşlanan iş parçası malzemesinin taşlama taşından daha sert olması halinde, taş üzerindeki aşındırıcı taneler ufalanır ve taşlanmış numune yüzeylerine dökülür (Şekil 5.11-e). Taşlama şartlarının iyi olduğu durumlarda aşındırıcı tanelerin körlenmesi de geç olmaktadır. Daha keskin aşındırı taneler ile pürüzsüz yüzey profilleri elde edilmektedir (Şekil 5.11-f). Genellikle bu pürüzsüz yüzeyler, ideal taşlama parametrelerinin belirlendiği taşlama şartlarında elde edilmektedir.

BÖLÜM 6

MALZEMELERİN MEKANİK ÖZELLİKLERİ

İmalat sektöründe malzemeler için en önemli faktör malzemenin mekanik özellikleridir. Bir malzemeye kuvvet uygulandığı zaman bu kuvvetlere karşı gösterdiği davranış genellikle şekil değiştirme ve kırılma şeklinde kendini gösterir. Bu nedenle mühendislik sistemlerinin mukavemet hesaplarında bu özelliklerin iyi bilinmesi gerekir.

Kuvvet etkisi altında kalan bir malzeme uygulanan kuvvetin etkisiyle önce şekil değiştirir sonra bu kuvvete bağlı olarak kırılır ve kopar. Bu durumun izlenmesi ile malzemelerin mekanik özellikleri belirlenir. Eğer uygulanan kuvvetler düşükse ve kuvvet kaldırıldığında cisim önceki haline geri dönüyorsa buna elastik şekil değiştirme, buna karşın kuvvet büyükse ve kaldırıldığında cisim önceki haline geri dönmüyorsa buna da plastik şekil değiştirme denir. Yani malzeme kalıcı deformasyona uğrayarak kalıcı olarak şekil değiştirmiştir. Elastik şekil değiştirmeye karşı direnç veya rijitlik malzemenin elastikiyet modülü ile belirlenir. Malzemelerin içyapısında kalıcı değişim veya kırılma oluşturan herhangi bir gerilme sınırı mukavemet olarak adlandırılır. Mekanik özelliklerin bazıları içyapıya ve deney koşullarına bağlı değildir. Elastikiyet modülü bu tür bir özellik olup atomlar arası bağlar tarafından belirlenir ve iç yapıya duyarlı değildir. Diğer yandan süneklik, mukavemet ve sertlik gibi kavramlar ve değerler içyapıya ve deney koşullarına bağlı olarak değişiklik gösterirler. Malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenimesinde sertlik, çekme deneyi ve yorulma deneyi gibi test yöntemleri kullanılmaktadır.

6.1. SERTLİK

Sertlik, malzemelerin plastik deformasyona karşı gösterdigi direnç olarak tanımlanır (Kısakürek, 1984). Bir diğer tanımda ise sertlik, bir malzemenin kendisinden daha

sert bir malzemeye karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanır (Gavas vd. 2013). Ayrıca sertlik izafi bir ölçü olup sürtünmeye, çizmeye, kesmeye ve plastik deformasyona karşı direnç olarak da tanımlanabilir. Teknolojide yaygın olarak kullanılan sertlik ölçme yöntemleri, numune üzerinde elde edilen kalıcı iz büyüklügünün ölçülmesi esasına dayanan yöntemlerdir. Günümüzde en yaygın kullanılan sertlik ölçme yöntemleri;

6.1.1. Rockwell Sertlik Ölçme Yöntemi

Rockwell sertlik deneyi, sabit yük altında, malzeme üzerinde oluşturulan iz derinliğinin ölçülmesi esasına dayanır. Ölçümü yapılacak malzemenin cinsine göre, iz bırakıcı olarak ucu çok az yuvarlatılmış 120° 'lik konik elmas uç veya 1/16" ve 1/8" çapında çelik bilyalar kullanılır. Yük ise 60, 100 veya 150 kg olarak uygulanır. Her yük-iz bırakıcı kombinasyonu farklı bir Rockwell skalasını oluşturur ve her skala farklı malzemelerin sertliğini ölçmek için kullanılır. Bu skalalardan en çok kullanılanlar Rockwell B ve Rockwell C skalasıdır. Rockwell B skalası yumuşak ve sünek malzemelerde 100 kg yük ve 1/16" çapında çelik bilya kullanılarak uygulanır. Sertliği 35-100 HRB arasında olan malzemelerin sertliğinin ölçümü için uygun sonuçlar verir. Rockwell C skalası serleştirilmiş çeliklere 150 kg yük ve konik elmas uç kullanılarak uygulanır. Sertliği 20-70 HRc arasında olan malzemelerin sertliğinin ölçümü için uygun sonuçlar verir.

6.1.2. Brinell Sertlik Ölçme Yöntemi

Brinell sertlik deneyi, malzeme yüzeyine belirli bir yükün (F), belirli bir çaptaki (D) sert malzemeden yapılmış bir bilya yardımıyla belirli bir süre uygulanması sonucu yüzeyde kalıcı bir iz meydana getirmek esasına dayanır. Daha sonra oluşan kuvvetin izin küresel yüzey alanına bölünmesiyle Brinell sertlik değeri elde edilir. Deney sonrası sertlik sonucu ifade edilirken BSD işaretinin yanında diğer deney şartları bilya çapı/yük/uygulama süresi sırasına göre bir bilgi eklenir.

6.1.3. Vickers Sertlik Ölçme Yöntemi

Vickers sertlik deneyinin kullanım alanı çok geniştir. Çok yumuşak ve çok sert malzemeler için uygundur. Vickers sertlik deneyi, tabanı kare ve tepe açısı 136° olan standartlaştırılmış piramit şeklinde bir elmas ucun, değişken yükler altında numune yüzeyine batırılması sonucu bir iz oluşturma esasına dayanır. Deney yükü F=1 kg ile 100 kg arasında seçilebilir. Deneyden sonra Vickers sertlik değerini bulmak için kare şeklindeki izin köşegenleri mikroskop yardımı ile hassas bir şekilde ölçülür (Davies, 1966).

Diğer yandan çok yaygın olmamakla birlikte mohs ve shore sertlik yöntemleri de kullanılmaktadır. Yalnız bu yöntemlerden mohs sertliği seramiklerin ve minerallerin (10 mohs sertliği elmasın sertliğidir ve malzeme sertlikleri bununla kıyaslanır) sertliğini ölçmede kullanılır. Bu yöntem Avustralyalı mineralog Friedrich Mohs tarafından 1812'de ilk kez kullanılmıştır (Rawlings, 1961). Mohs sertlik skalasına göre bir mineralin sertliğini bulmak için, sertliği bilinen mineral veya minerallerle, sertliği belirlenecek olan mineral birbirine sürtülür ve sertliği bilinmeyen mineralin hangi minerali çizdiği ve hangisiyle çizildiği belirlenir. Sonuçta bu işleme göre mineralin sertliği karşılaştırmalı olarak 10 değerine göre kıyaslanır. Shore sertliği ise polimerlerin sertliklerini tanımlamada yaygın olarak kullanılmaktadır ve malzeme üzerine standart bir bilya düşürülüp bunun sıçradığı mesafe ölçülerek sertlik hakkında değerlendirme yapılır. Ancak bu son iki sertlik ölçümü yeterli hassasiyette sonuç vermedikleri için çok yaygın kullanım alanına sahip değildir.

6.2. ÇEKME DENEYİ

Malzemelerin mekanik özellkiklerinin belirlenmesinde en yaygın kullanılan test yöntemlerinden birisi çekme deneyidir. Bu deney iki çene arasına yerleştirilen standartlara göre hazırlanmış deney numunesinin tek eksende, belirli bir hızla ve sabit sıcaklıkta koparılıncaya kadar çekilmesiyle yapılır. Şekil 6.1'de görüldüğü gibi deney sonucunda bir çekme-uzama, gerilme-gerinim diyagramı elde edilir. Elde edilen bu grafik mühendislik tasarımlarında malzeme özelliklerinin tespitinde önemli bilgiler içerir (Savaşkan, 2004).



Şekil 6.1. Düşük karbonlu yumuşak bir çeliğin çekme diyagramı ve çekme deneyinin yapılışı.

Türk standartlarında TS 138 A, B, C, D, E ve F olmak üzere altı çekme numunesi tipi bulunur. Şekil 6.2'de TS 138-A normuna göre hazırlanmış daire kesitli (yuvarlak) silindirik başlı bir çekme deneyi numusi görülmektedir. Bu şekilde d₀ numunenin çapını, d₁ numunenin baş kısmının çapını (1,2xd₀), l_v çapı düşürülmüş kısmın uzunluğunu (l₀+d₀), l₀ ölçü uzunluğunu (5xd₀), h baş kısmının uzunluğunu ve l_t numunenin toplam uzunluğunu göstermektedir. Çapı 10 mm ve ölçü uzunluğu 50 mm olan çekme numunesi 10 x 50 TS 138A şeklinde gösterilebilir.



Şekil 6.2. Daire kesitli silindirik başlı çekme numunesi (TSE 138 EN 10002-1).

Çekme deneyi sonucunda numunenin temsil ettiği malzemeye ait aşağıdaki mekanik özellikler bulunabilir.

<u>Elastikiyet modülü (E)</u>: Malzemenin dayanımının (mukavemetinin) ölçüsüdür. Birim uzama ile normal gerilme (çekme ya da basma gerilmesi) arasındaki doğrusal ilişkinin bir sonucu olup birim uzama başına gerilme olarak tanımlanır. Birim uzama ile normal gerilme (çekme ya da basma gerilmesi) arasındaki doğrusal ilişki şöyle tanımlanabilir:

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon}$$
(6.1)

Malzemeye kuvvet uygulandığında, malzemede meydana gelen uzamalar elastik sınırlar içinde gerilmelerle orantılıdır. Buna "Hooke Kanunu" adı verilmektedir. Elastikiyet modülü malzemeye ait karakteristik bir özelliktir.

<u>Elastiklik sınırı (σ_e)</u>: Malzemeye uygulanan kuvvet kaldırıldığı zaman plastik uzamanın görülmediği veya yalnız elastik şekil değiştirmenin meydana geldiği en yüksek gerilme değeridir. Pratikte σ_e yerine 0,01 veya 0,005'lik plastik uzamaya karşı gelen gerilme ($\sigma_{0,01}$ veya $\sigma_{0,005}$) değerleri alınır (Smith, 1996).

<u>Akma dayanımı (σ_a)</u>: Uygulanan çekme kuvvetinin yaklaşık olarak sabit kalmasına karşın, plastik şekil değiştirmenin önemli ölçüde arttığı ve çekme diyagramının düzgünsüzlük gösterdiği kısma karşı gelen gerilme değeridir (Şekil 6.1 – A noktası) ve Eşitlik 6.2'deki formül ile hesaplanır.

$$\sigma_a = \frac{P_a}{A_0} \tag{6.2}$$

<u>Çekme dayanımı (σ_c)</u>: Bir malzemenin kopuncaya veya kırılıncaya kadar dayanabileceği en yüksek çekme gerilmesi olarak tanımlanır. Bu gerilme, çekme diyagramındaki en yüksek gerilme değeri olup, Eşitlik 6.3'deki formül ile bulunur.

$$\sigma_{\varsigma} = \frac{P_{\max}}{A_0}$$
(6.3)

<u>Kopma dayanımı (σ_k)</u>: Numunenin koptuğu andaki gerilme değeridir. Eşitlik 6.4'deki formül ile bulunur.

$$\sigma_K = \frac{P_K}{A_0} \tag{6.4}$$

<u>Yüzde kopma uzaması (KU):</u> Çekme numunesinin boyunda meydana gelen en yüksek yüzde plastik uzama oranı olarak tanımlanır. Çekme deneyine tabi tutulan numunenin kopan kısımlarının bir araya getirilmesi ile son boy ölçülür ve boyda meydana gelen uzama;

$$\Delta L = L_k - L_0 \tag{6.5}$$

bağıntısı ile bulunur. Burada L_0 numunenin ilk ölçü uzunluğunu, L_k ise numunenin kırılma anındaki boyunu gösterir. Kopma uzaması ise;

$$KU(\%) = \frac{\Delta L}{L_0} x100 \tag{6.6}$$

bağıntısı yardımıyla belirlenir. Bu değer malzemenin sünekliğini gösterir. Bir malzemenin plastik şekil değiştirme yeteneğine süneklik denir.

<u>Yüzde kesit daralması (KD):</u> Çekme numunesinin kesit alanında meydana gelen en büyük yüzde daralma veya büzülme oranı olup;

$$KD(\%) = \frac{A_0 - A_K}{A_0} x100 \tag{6.7}$$

bağıntısı ile hesaplanır. Burada A_0 deney numunesinin ilk kesit alanını, A_k ise kırılma anındaki kesit alanını veya kırılma yüzeyinin alanını gösterir. Kesit daralması, kopma uzaması gibi sünekliğin bir göstergesidir. Sünek malzemelerde belirgin bir büzülme veya boyun verme meydana gelirken, gevrek malzemeler

büzülme göstermezler. Şekil 6.3'de gevrek ve sünek malzemelerin kırılma davranışları şematik olarak gösterilmiştir.



Şekil 6.3. Çekme deneyinde kırılma şekilleri a) gevrek kırılma b) sünek kırılma.

<u>Rezilyans:</u> Malzemenin yalnız elastik şekil değiştirmesi için harcanan enerji veya elastik şekil değiştirme sırasında malzemenin depoladığı enerji demektir. Bu enerji gerilme (σ) birim uzama (ϵ) eğrisinin elastik kısmının altında kalan alan ((σ . ϵ) / 2) ile belirlenir ve numune kırılınca geri verilir.

<u>Tokluk:</u> Malzemenin birim hacmi başına düşen plastik şekil değiştirme enerjisi olarak tanımlanır ve malzemenin kırılıncaya kadar enerji depolama veya soğurma yeteneğini gösterir. Tokluk genellikle σ - ϵ eğrisinin altında kalan alanın hesaplanması ile bulunur (Şekil 6.4).



Şekil 6.4. Tokluk ve mukavemet yönünden iki tipik malzeme davranışı.

Şekil 6.4'de iki farklı malzemenin çekme deneyi eğrileri verilmiştir. Birinci örnekte hem tokluk hem de mukavemet yüksektir, malzeme büyük ölçüde enerji alarak kırılır ve bu da metalik bir malzemedir. İkinci örnek için ise mukavemet çok yüksek olmakla beraber tokluk düşüktür, malzeme çok az enerji ile gevrek türde kırılır ve seramik bir malzemedir denilebilir. Metaller açısından örnek verecek olursak, düşük karbonlu çeliklerin mukavemeti, yüksek karbonlu çeliklere göre düşük olmasına rağmen tokluğu çok yüksektir. Çarpmaya maruz kalacak elemanların üretiminde, örneğin yol kenarlarındaki emniyet bariyerleri, araba tamponları gibi, yüksek mukavemetli çelik yerine düşük mukavemetli fakat yüksek tokluklu çelik malzemeler tercih edilmelidir.

Sonuç olarak yukarıdaki örnek ve bilgilerden anlaşılacağı gibi basit çekme deneyi ile elde edilen gerilme-birim şekil değiştirme diyagramları mekanik davranış yönünden malzeme türleri hakkında çok yararlı bilgiler sağlamaktadır.

6.3. YORULMA DENEYİ

Mühendislik malzemelerinin birçoğu, kullanım esnasında tekrarlanan gerilmeler ve titreşimler altında çalışmaktadırlar. Klasik elastisite teorisine göre akma gerilmesinin altında yüklemeye maruz kalan parçalarda sadece elastik deformasyon meydana geleceği kabul edilmektedir. Bu bölgede bilindiği gibi malzemede herhangi bir tahribat meydana gelmez. Buna karşın dinamik yükler altında akma gerilmesinin altında çalıştırılan malzemelerde bir süre sonra tahribat meydana geldiği saptanmıştır. Bu şekilde değişken yükler altında malzemenin yüzeyinde çatlağın oluşması ve bunu takiben kopma olayı "yorulma" olarak adlandırılır (Toptaş, 2009). Amerikan malzeme ve test derneği (ASTM) yorulmayı, "Bazı nokta veya noktalardaki tekrarlı gerilme veya uzama şartlarına maruz malzemelerde görülen, yeterli bir tekrar sayısından sonra çatlakların büyümesine veya tamamen kırılmaya sebep olan lokalize sürekli gelişen kalıcı yapı değişikliği olayıdır" ifadeleriyle tanımlamaktadır (Swanson, 1974). Otomotiv ve uçak endüstrisindeki parçalar ile kompresör, pompa, türbin gibi makinaların parçalarında görülen mekanik hasarların yaklaşık % 90'ı yorulma sonucunda olmaktadır (Kılıç, 2008).

Yorulma ile ilgili ilk sistematik çalışmalar Alman mühendis Agust Wöhler tarafından 1860'lı yıllarda yapılmıştır (Nicholas, 2006; Rao, 2011). Demiryolu vagonlarının aksları üzerinde yapılan bu sistematik çalışmalarda Wöhler, beklenmedik aks kırılmalarını araştırmak için aksların çalışma sırasında maruz kaldığı tekrarlanmalı yükleri taklit eden bir cihaz geliştirmiş ve çalışmalarının sonucunu 1867 yılında duyurmuştur (Öncel, 2011; Özdemir, 2012). Deney sonuçlarına göre, yorulma olaylarında uygulanan maksimum gerilmeden ziyade gerilme aralığının daha önemli olduğu sonucuna varılmıştır. Wöhler'in geliştirdiği, eksenleri gerilme değeri (S) ve kırılmanın gerçekleştiği çevrim sayısından (N) oluşan S-N diyagramları kullanılarak, gerilme aralığı limiti altındaki gerilme değerlerinde numunelerin kırılmadığı gösterilmiştir (Nicholas, 2006).

Yorulma olayı, değişken yükler altında malzemenin yüzeyinde çatlağın oluşması, çatlağın yayılması ve bunu takiben malzemenin kopma-kırılma olayı olmak üzere üç safhadan oluşur. Şekil 6.5'de yorulmaya maruz kalan bir malzemenin yüzeyinde oluşan çatlağın başlangıcı ve yayılması görülmektedir.



Şekil 6.5. Yorulma olayında çatlak başlangıcı ve yayılması.

<u>Catlak başlangıcı (crack initiation):</u> Yorulma çatlağı, genellikle yüzeydeki bir pürüzde bir çentikte, bir çizikte, bir kılcal çatlakta veya ani kesit değişimlerinin olduğu yerlerde başlar. Çatlak oluşumu için genellikle şu üç ana etken gereklidir:

- Yeterli derecede yüksek bir maksimum çekme gerilmesi,
- Uygulanan gerilmenin oldukça geniş değişimi veya dalgalanması,
- Uygulanan gerilmenin yeteri kadar büyük tekrarlanma sayısı.

<u>Catlak ilerlemesi (crack propagation):</u> Yorulma çatlakları genel olarak malzeme yüzeyinden başlayarak, kayma hatları ile orta kısımlara doğru ilerler. Ayrıca, malzemenin içindeki mikro çatlaklar ve çatlak ucunda oluşan gerilme yığılması çatlağı ilerletebilecek seviyede ise çatlak ilerler. Uygulanan gerilme çatlağın ilerlemesi için yetersiz ise malzemede yorulma olayı gerçekleşmez. Uygulanan gerilme, çatlağın ilerlemesine neden olacak kadar büyük ise çatlak malzemenin zayıf bölgelerinden ilerlemeye başlar. Böylece yıpranma yavaş yavaş tüm kesite yayılır. Bu çatlak yayılması esnasında büyük ve belirleyici bir uzama veya büzülme görülmez.

<u>Kırılma (fracture)</u>: Yıpranma sebebiyle ayrışma işlemi yeterli derecede ilerledikten sonra kesitin geri kalan kısmı uygulanan yükü taşıyamaz hale gelir ve malzeme ani bir şekilde kopar. Yorulma olayı malzemede önemli bir plastik şekil değiştirme yapmadığından ve uyarı vermeden elastikiyet limitinin altındaki gerilmelerde malzemenin ani olarak kırılması veya deforme olması sebebiyle çok fazla tehlikelidir. Bu tip gevrek kırılma olayları çelik köprülerin bağlantı elemanları, tren rayları ve uçak kanatları gibi çok önemli parçalarda görülerek büyük maddi hasara ve can kaybına neden olabilmektedir (Fakıoğlu, 2012).

Bu ana faktörlerin yanı sıra yorulmayı etkileyen çok sayıda yan faktörler vardır. Bunlar yüzey kalitesi, korozyon, sıcaklık, aşırı yükleme, kalıntı gerilmeler, bileşik gerilmeler, gerilim konsantrasyonu, frekans, mikroyapı (tane boyutu, faz dağılımı, inklüzyonlar, v.s.) olarak sayılabilir (Dieter, 1988). Yukarıda sayılan faktörler göz önünde bulundurulacak olursa, metalik parçanın yorulma direncini ve yorulma ömrünü arttırmak için, etkili faktörleri en zararsız halde bulunduracak çok iyi bir tasarıma gerek vardır. Ancak küçük bir yorulma deneyi numunesi üzerinde yapılan deney sonuçlarını karmaşık bir parça veya konstrüksiyon tasarımında kullanmak oldukça güçtür. Laboratuarda, standart boyut ve belirli yüzey özelliğindeki numuneye, belirli türde sabit gerilmeler uygulanarak deney yapılır. Endüstride kullanılan parçada ise koşulların nerdeyse hepsi değişiklik gösterebilmektedir. Karmaşık olmalarından dolayı bu koşulların analizi de güçtür. Bu nedenlerden dolayı yorulma deneyi sonuçları, mühendislik uygulamalarında çekme deneyi sonuçları gibi kesin ve tam güvenilir sekilde kullanılamazlar. Yorulma deneyi sonuçları, belirli koşullar için fikir verir ve benzer koşulların bulunabileceği sistemlerdeki iş parçalarının tasarımında gerekli önlemlerin alınmasına yardımcı olmaktadır (Çökelek, 2001; Tehçi, 2011). Son yıllarda özellikle önemli parçaların yorulma özelliklerini elde edebilmek için, standart bir deney numunesi yerine, parçanın kendisi özel cihazlarda çalışma koşullarına benzer koşullarda deneye tabi tutulmaktadır. Böylece daha güvenilir sonuçlara varılmaktadır (Kılıç, 2008).

6.3.1. Yorulma Deneyi Türleri

Çalışma esnasında bir parçaya gelecek gerilme değişik tür ve şiddette olabilir. Ancak yorulma deneylerinde, malzemelerin tekrarlanan dinamik zorlamalar karşısında göstereceği direnç hakkında kantitatif bilgiler edinebilmek için, uygulamada en sık rastlanan belirli gerilme türleri ele alınmıştır. Bu tür gerilmelerin düzgün periyodlarla uygulanması halinde elde edilen sonuçlar kriter kabul edilerek teknik yorumlar yapılabilmektedir. Deneyde kullanılan gerilme türü, yorulma deneyine de adını vermektedir. Gerilme türüne göre başlıca yorulma deneyi türleri şunlardır:

- Eksenel gerilmeli yorulma deneyi,
- Eğme gerilmeli yorulma deneyi,
- Burma gerilmeli yorulma deneyi,
- Bileşik gerilmeli yorulma deneyi.

6.3.2. Yorulma Deneyi İle İlgili Terimler

<u>Cevrim:</u> Birçok deney cihazında zamanla sinüsoidal değişim gösteren yük (gerilme) uygulanır. Şekil 6.5'de görülebileceği gibi gerilme zaman eğrisinin periyodik olarak tekrarlanan en küçük parçasına bir çevrim denir.



Şekil 6.5. Yorulma deneyindeki periyodik yükleme eğrisi (Kılıç, 2008).

<u>Maksimum Gerilme (S_{max})</u>: Uygulanan gerilmeler arasında en büyük cebirsel değeri olan gerilmelerdir. Çekme gerilmeleri pozitif (+), basma gerilmeleri negatif (-) işaretle gösterilir.

<u>Minimum Gerilme (S_{min}) </u>: Uygulanan gerilmeler içinde en düşük cebirsel değere sahip olan gerilmedir.

<u>Ortalama Gerilme (S_m) </u>: Maksimum ve minimum gerilmelerin cebirsel ortalaması olan gerilmedir (Eşitlik 6.8).

$$S_m = \frac{S_{max} + S_{min}}{2} \tag{6.8}$$

<u>Gerilme Aralığı (S_r):</u> Maksimum ve minimum gerilme arasındaki cebirsel farktır (Eşitlik 6.9).

$$\mathbf{S}_{\mathrm{r}} = \mathbf{S}_{\mathrm{max}} - \mathbf{S}_{\mathrm{min}} \tag{6.9}$$

<u>Gerilme Genliği (S_a):</u> Gerilme genliği, gerilme aralığının yarısıdır. Başka bir deyişle maksimum ve minimum gerilmenin cebirsel farkının yarısıdır (Eşitlik 6.10).

$$S_a = \frac{S_{max} - S_{min}}{2} \tag{6.10}$$

<u>Gerilme Oranı (R)</u>: İki türlü gerilme oranı tanımlanır. En çok kullanılanı R ile gösterilip minimum gerilmenin, maksimum gerilmeye oranıdır (Eşitlik 6.11). İkincisi A ile gösterilip, gerilme genliğinin ortalama gerilmeye bölünmesiyle elde edilir (Eşitlik 6.12).

$$R = \frac{S_{min}}{S_{max}} \tag{6.11}$$

$$A = \frac{S_a}{S_m} \tag{6.12}$$

<u>S-N Diyagramları (Wöhler Diyagramı)</u>: Bu eğrinin ilk şekli Wöhler tarafından 1858-1860 yılları arasında bulunduğu için buna Wöhler Eğrisi'de denmektedir (Nicholas, 2006). Bu diyagram birbirinden farklı sabit gerilmeler altında malzemenin kaç çevrim sonunda çatlayacağını veya kırılacağını gösteren bağıntıyı verir. S-N erğisinin çizilmesi için genellikle 8-12 numune kullanılır. Ortalama gerilme (S_m) tüm deneylerde sabit kalmak üzere numunelerin her birine farklı periyodik gerilmeler uygulanarak numunenin çatlamasına ya da kırılmasına kadar geçen çevrim sayısı (N) tespit edilir. Deneylerin tümünde gerilme genliği (S_a) deney süresince sabit tutulur. Şekil 6.6'da görülen tipik S-N diyagramlarında gerilme ekseni olan ordinatta genellikle doğrusal, bazı hallerde ise logaritmik skala kullanılır ve bu eksende ya maksimum gerilme (S_{max}), ya minimum gerilme (S_{min}) ya da gerilme genliği (S_a) biri kaydedilir. Çevrim sayısını gösteren apsiste ise genellikle logaritmik skala kullanılır. Şekilde 6.6'da demir ve demirdışı malzemeler için S-N eğrisi görülmektedir (Kılıç, 2008).



Şekil 6.6. Demir ve demir - dışı malzemelere ait tipik S–N diyagramı.

Küçük gerilmeler için çatlamanın görüleceği çevrim sayısı çok büyük olur. Bu nedenle deney önceden belirlenen bir sınır çevrim sayısına kadar (N_s) devam ettirilir. Parçanın çatlaması veya kırılması beklenmez. Seçilen bu sınır çevrim sayısı malzemeden malzemeye değişir. Örneğin çeliklerde S-N eğrisi 10^{6} - 10^{7} çevrimde yatay bir hal alacağı için deney 2.10^{6} - 2.10^{7} çevrime kadar devam ettirilir. S-N eğrisi sürekli azalan Alüminyum için bu değer 10^{8} çevrimdir.

<u>Yorulma Dayanımı:</u> Malzemenin N çevrim sonunda çatlama (veya kopma) gösterdiği gerilme olarak tanımlanır. Bu değer bazı hallerde benzer numunelerin N çevrimde dayanabileceği gerilmenin medyan ortalaması olarak alınır. Bazı hallerde ise

ortalama gerilme sıfır iken ($S_m=0$) N çevrimde benzer numunelerin % 50'sinin dayanabileceği gerilme olarak alınır.

<u>Yorulma Sınırı:</u> S-N diyagramında eğrinin asimptotik durum aldığı gerilmeye "Yorulma Sınırı" veya "Yorulma Dayanım Sınırı" denir. Bu gerilmenin altındaki periyodik gerilmelerde parçanın sonsuz çevrime dayanabileceği kabul edilir.

<u>Yorulma Ömrü:</u> Bazen numunelerin sabit koşullarda belirli bir gerilme altında çatlama (veya kırılma) gösterdikleri N çevrim sayılarının medyan ortalaması şeklinde tanımlanır.

BÖLÜM 7

KALINTI GERİLMELER

Mühendislik ve imalat teknolojisindeki gelişmeler üretimde bir takım sorunları beraberinde getirmiştir. Bu sorunlar üretilen makine parçalarında veya çelik konstrüksiyonlarda bazı özelliklerin ve değerlerin bilinmesi gerekliliğini ortaya çıkarmıştır. Bunlardan bir tanesi de üretilen parçalarda çeşitli nedenlerle oluşan kalıntı gerilmelerdir. Kalıntı gerilmeler, dışarıdan herhangi bir kuvvet etkisi olmadığında, bir malzemede mevcut olan gerilmelerdir. Üniform olmayan plastik deformasyonlar ve sıcaklık değişimleri kalıntı gerilme oluşumunun başlıca sebepleridir (Özer, 2010).

Kalıntı gerilmeler, bir yapıda tüm yükler kaldırıldığı zaman ortaya çıkan elastik gerilmelerdir. Ulaşabileceği maksimum değer malzemenin akma gerilmesi ile sınırlıdır (Dieter, 1961; Weismon, 1976). Kalıntı gerilmelerin parçaların sertliğini, dayanımını ve boyutsal hassasiyetini etkilediği bilinmektedir (Wang, 2010; Wei, 2011). Kalıntı gerilmenin etkisi genellikle olumsuzdur. Ancak kalıntı gerilmelerin, etkiyen dış kuvvetlerin meydana çıkardığı gerilmelere ters yönde oluşturulmasıyla bunlardan olumlu yönde de yararlanılabilmektedir (Çalık, 2004). Literatürde kalıntı gerilmeleri tanımlamak için iç gerilmeler, reaksiyon gerilmeleri, hapsolmuş gerilmeler ve doğal gerilmeler gibi farklı teknik terimler kullanılmıştır (Benli, 2004; Masubuchi, 1983). Üretilen parçalardaki kalıntı gerilmelerin türü ve büyüklüğünün teorik ve deneysel yöntemlerle belirlenmesi oldukça hassas ve zaman kaybına neden olan işlemlerdir (Bray et al. 1996). Son yıllarda elektro-mekanik konulardaki gelişmeler deneysel verilerin elektrik sinyallerine, bu sinyallerin bilgisayarın anlama mantığına dönüştürülmesine ve sonuçların bilgisayar programlarıyla elde edilebilmesine imkân vermiş ve bu tür problemlerin çözümünü bir miktar kolaylastırmıştır (Tekaslan, 2007).

7.1. KALINTI GERİLMELERİN OLUŞMA SEBEPLERİ

Yapısal bir parçanın ömrü, genellikle parça içerisindeki bozukluklar, parçanın maruz kaldığı dış gerilmeler ve kalıntı gerilmelerden etkilenir. Kalıntı gerilmeler üretim ve işlem sırasında oluşabildikleri gibi çalışma sırasında da oluşabilirler. Bu gerilmeler; bir dış yük uygulaması olmaksızın üniform sıcaklık şartları altında parçanın içerisinde kalıntı olarak var olan ve kendi kendini dengeleyen gerilmeler olarak tanımlanabilirler. Hemen hemen üretilen tüm parçalar, malzeme özelliklerini ve şeklini değiştiren herhangi bir işlem tarafından oluşturulan, az da olsa kalıntı gerilmelere sahiptirler. Malzeme; işleme prosesi, montaj ve çalışma sırasında karşılaşılacak etkilerin karmaşık bir bileşimi ile oluşan bu gerilmeler önceden kolayca tahmin edilemezler. Ancak çalışma yükleri ile birleştikleri zaman malzemenin kırılmasına neden olacak aşırı bozukluklara yol açabilirler (Dilmeç vd., 2008).

Kalıntı gerilme içeren bir iş parçası üzerinden gerilmeli bir bölge kaldırılırsa kalıntı gerilmeler yeni bir denge durumuna gelirler. Bu yeni denge durumunda iş parçası şekil değiştirir. Ayrıca akma noktası karakteristiğine sahip bir malzeme için kalıntı gerilmeler ön gerilme durumuna benzer etki ederler ve akma mukavemeti seviyesini değiştirirler. Sonuç olarak mukavemet oldukça değişir. Bu durum değişken yükleme sırasında ortalama kalıntı gerilmedeki değişimle açıklanabilir.

Kalıntı gerilmeleri tahmin edebilmek için, malzemenin termo-mekanik davranışının, malzemeye uygulanacak dış kuvvetlerin, ısıl ve mekanik kuvvetler arasındaki etkileşimlerin ve metalin yapısal dönüşümlerinin bilinmesi gerekir. Plastik deformasyona uğrayan malzemelerdeki gerinme dağılımı üniform değilse daima kalıntı gerilmeler üretilecektir (Ekmekçi, 2004). Kalıntı gerilmeler, homojen olmayan plastik deformasyonlar, ısıl büzülmeler, üretim işlemi ile oluşan faz dönüşümleri ve kompozit bileşenlerinin akma gerilmelerindeki, elastikiyet modüllerindeki veya ısıl genleşme katsayılarındaki farklılıklardan oluşabilir (Withers and Bhadeshia, 2001).

Kalıntı gerilmeler, parçanın çalışma performansına zarar verici veya faydalı olabilirler. Kalıntı gerilmeler parçada gerilme korozyon çatlamasına, sürünmeye, çarpılmaya, aşınmaya, kırılmaya, yorulma çatlamasına ve zamansız hatalara yol açabilir. Üretim sırasında oluşan zararlı kalıntı gerilmeleri mümkün olduğu kadar kontrol altına almak için ısıl işlem teknikleri uygulanır. Isıl işlem görmemiş kaynak bölgesi içerisindeki çekme kalıntı gerilmeleri, uygulanan çalışma yükleri ile birleştiği zaman erken çatlamalara neden olabilir. Buna karşın püskürtmeli sertleştirme gibi teknikler uygulanarak parçanın yorulma performansını geliştirmek amacıyla, parçada faydalı kalıntı gerilmeler kasıtlı olarak da oluşturulabilir. Basma kalıntı gerilmesi genellikle çatlak başlangıcını ve büyümesini geciktirdiğinden dolayı yorulma ömrü ve korozyon gerilimi üzerinde faydalı bir etkiye sahiptir. Çekme kalıntı gerilmesei tam aksine malzemenin mekanik performansını azaltmaktadır. Kalıntı gerilmedeki küçük değişimler bir parçanın ömründe önemli etki yapabilir. Bu etkilerin önemini anlamak ve bir parçanın olası performansını değerlendirmek için parça içerisindeki kalıntı gerilme gerek vardır (Dilmeç vd., 2008).

Pek çok üretim yöntemi ve yüzey işlemleri kalıntı gerilmeleri oluşturur. Bunlar; döküm, derin çekme, dövme, çekme, ekstrüzyon, haddeleme ve bükme gibi üretim yöntemleri; tornalama, frezeleme, taşlama, delme, elektro erozyon gibi talaşlı imalat işlemleri; kaynak, sert lehimleme gibi bağlama yöntemleri; püskürtmeli sertleştirme, lazer şoku gibi mekanik yüzey işlemleri; su verme, karbonlama, nitrürleme, karbonitrüzasyon, PVD, CVD kaplamalar, elektro kaplamalar olarak sıralanabilir (Barsoum ve Lundback, 2009; Masubuchi, 1983).

7.2. KALINTI GERİLMELERİN SINIFLANDIRILMASI

Bir parçada oluşan kalıntı gerilmeler etkilediği alan büyüklüğüne göre makroskobik, mikroskobik ve submikroskobik-kafes kalıntı gerilmeler olarak gruplandırılır (Macherauch ve Kloos, 1987, Totten et al. 2002; Withers ve Bhadeshia, 2001, Withers et al. 2008). Her üç gerilme tipi de bir parça veya malzemede aynı anda bulunabilir.

<u>Makroskobik kalıntı gerilmeler</u>: Dövme, bilyeli dövme, kaynaklı birleştirme, ısıl işlem gibi imalat yöntemleri sonucunda, parçada geniş alanları etkileyen ve boyutsal değişikliklere sebep olan kalıntı gerilme türüdür. Üretimde karşılaşılan kalıntı gerilmeler çoğunlukla makroskobik gerilmeler olarak kabul edilir (Özer, 2010).

<u>Mikroskobik kalıntı gerilmeler:</u> Çok fazlı malzemelerde fazların farklı mekanik özellikleri sonucunda oluşan kalıntı gerilmelerdir. Mikroyapıda bir tane veya bir tanenin bir parçasında etkili olan kalıntı gerilme türüdür. Oluşan kalıntı gerilmeler hemen hemen homojendir. Bu gerilmelerin oluşma nedenleri; malzemeye uygulanan ısıl işlem veya malzemenin çeşitli nedenlerle ısıtılıp soğutulması esnasında gerçekleşen faz değişikliklerinin ve hacimde eşit olmayan plastik deformasyon alanlarının olmasıdır.

<u>Submikroskobik (Kafes) kalıntı gerilmeler:</u> Homojen olmayan mikroskobik kalıntı gerilmeler olarak da adlandırılmaktadır. Bir malzemede homojen olmayan submikroskobik alanlar kristal yapıdaki bir tanede bir kaç atomik mesafede etkilidir. Dislokasyonlar veya yabancı atomlar gibi bütün kafes hataları submikroskobik kalıntı gerilmelere neden olurlar. Değişken kuvvetlere maruz kalan makine elemanlarında ilk yorulma çatlakları kristallerdeki bu tip gerilmeler nedeniyle meydana gelmektedir (Kafkas et al. 2007; Macherauch ve Kloos, 1987, Withers and Bhadeshia, 2001; Withers et al. 2008).

Bir malzemede makroskobik, mikroskobik ve submikroskobik kalıntı gerilmelerin birbirleriyle çözümlenmesi ile malzemedeki toplam kalıntı gerilme dağılımı belirlenir. Bununla ilgili tipik bir örnek Şekil 7.1'de gösterilmiştir (Macherauch and Kloos, 1987). Şekil 7.1'de birbirinden farklı termal genleşme katsayısına sahip A ve B fazlarını içeren silindirik bir parça görülmektedir. Yaklaşık 600°C'de A fazının gerilmesiz olduğu kabul edilsin. Bu sıcaklıktan oda sıcaklığına su verildiğinde makroskobik kalıntı gerilmeler oluşacaktır. X-X ekseni boyunca oluşacak olan makroskobik kalıntı gerilmeler, Şekil 7.1'in orta kısmının solunda şematik olarak gösterilmiştir. Ayrıca iki fazın taneleri arasında, termal genleşme katsayısının farklı olmasından dolayı, taneler arası gerilmeler azalan sıcaklıkla artacaktır. Böylece Şekil 7.1'in ortasında şematik olarak gösterildiği gibi mikroskobik kalıntı gerilmeler oluşacaktır. A ve B fazlarının kristal yapılarındaki dislokasyonlar ya da yabancı atomlar gibi bütün kafes hataları da Şekil 7.1'in sağ tarafında gösterildiği gibi submikroskobik (kafes) kalıntı gerilmeleri oluşturacaktır. Sonuçta bu üç grup kalıntı gerilmenin birbirleriyle çözümlenmesi ile Şekil 7.1'in altında görülen ve makroskobik kalıntı gerilme dağılımına çok benzer olan şematik görünüm elde edilir. Bu nedenle mühendisler kalıntı gerilme problemlerinin hemen hemen hepsini makroskobik kalıntı gerilmeler olarak kabul ederler (Macherauch ve Kloos, 1987).



Şekil 7.1. Kalıntı gerilmelerin şematik gösterimi.

İşlenen bir parçadaki kalıntı gerilmeler, kesme kuvveti bileşenlerinin bulunduğu kararlı kesme bölgelerinde belirlenmektedir (Kafkas, 2007). Bu doğrultular temel gerilme bileşenlerinin yönlerini belirlediğinden, iş parçasının yüzeyindeki ve alt yüzeyindeki kalıntı gerilmelerin analizi için seçilirler (Outeiro et al. 2002; Outeiro et al. 2006). Şekil 7.2'de bütün kalıntı gerilme bileşenleri ve yönleri gösterilmektedir (Thiele et al. 2000).


Şekil 7.2. İş parçası yüzeyine göre kalıntı gerilme bileşenlerinin yönleri (Kafkas, 2007).

İlerleme artışı genellikle eksenel gerilmelerin daha fazla çekme (daha az basma) olmasına neden olur (Kafkas, 2007). Radyal doğrultulardaki gerilmeler diğer gerilme bileşenlerinden genellikle küçük olmaktadır. Bu nedenle, bütün deneysel çalışmalarda radyal yöndeki kalıntı gerilmeler dikkate alınmaz. Çünkü kalıntı gerilmelerin eksenel ve çevresel bileşenleri net bir fiziksel yoruma sahiptir. Bu bileşenler üzerine sertlik ve kenar radyüsünün etkisi daha büyük önemle dikkate alınır (Thiele et al. 2000).

7.3. KALINTI GERİLMELERİN YORULMA ÖMRÜNE ETKİSİ

Bir iş parçasına herhangi bir dış yük etki etmediği halde, o iş parçasında veya malzemede bulunan gerilmeler sistemine kalıntı gerilmeler denir (Dieter, 1976). Kalıntı gerilmeler pratikte hemen her makine elemanında bulunur. Kalıntı gerilmeler sadece elastik gerilmeler olarak düşünülürler. Kalıntı gerilmelerin alabileceği en büyük değer malzemenin elastik sınırı yani akma gerilmesi kadardır. Gerilme bu değeri geçtiği anda, ters yönlü bir dış kuvvet yoksa akma gerilmesi değerine ininceye kadar malzeme kendini boşaltır. Bir diğer ifade ile plastik deformasyon meydana gelerek kalıntı gerilme değeri düşer. Kalıntı gerilmelerin karakteristiği Sigwart tarafından geliştirilen basit bir model ile Şekil 7.3'te gösterilmiştir. Şekilde, rijit iki çubuk dört adet yay ile birleştirmiştir. Dış yaylar basmaya, iç yaylar ise çekmeye

karşı çalışan yaylardır (Sigwart, 1956). Bu durumda denge halinde, elastik kuvvetlerin bulunduğu bir yük sistemi elde edilir. Dış ve iç yayların dayanımı farklıdır. Sistem kendi içinde statik dengede olmalıdır. Bu nedenle baskı kuvvetlerinin toplamı, çekme kuvvetlerinin toplamına eşittir. Oldukça dar bir dış yüzey tabakasında büyük bir baskı gerilmesi mevcut iken iç kısımlarda küçük çekme gerilmesi söz konusu olur.



Şekil 7.3. Kalıntı gerilme modeli (Sigwart, 1956).

Kalıntı gerilmeler dış yüklemeler olmaksızın üniform sıcaklık şartlarında malzemelerde kendilerini dengeleyen gerilmeler olarak var olurlar. Eğer parçada dış yüklemeler ile kalıntı gerilmeler oluşuyorsa, gerçek gerilme durumu yükleme gerilmeleri ve kalıntı gerilmelerden oluşacaktır (Chrenko, 1981; Dieter 1976, Macherauch ve Kloos, 1987). Malzeme yüzeyinde basma kalıntı gerilmeli tabaka meydana getirmek, yorulma performansını arttırıcı en etkili metottur (Asi and Asi, 2003; Barsom and Rolfe, 1999; Kafkas, 2007; Ma, 2012; Özer, 2010; Ulutan, 2013). Yüzeydeki bir noktada bulunan basma kalıntı gerilmesi ile ayrıca uygulanan dış kuvvetin meydana getirdiği çekme gerilmesi toplandığında, yüzey bölgesindeki çekme gerilmesi değeri düşecektir. Böylece yorulmanın üç şartından birisi yerine getirilmemiş veya yorulma ömrü üzerindeki etkisi daha az olacaktır. Şekil 7.4'de bu etki gösterilmektedir (Dieter, 1976).



Şekil 7.4. Uygulanan gerilmelerin ve kalıntı gerilmelerin birbirleriyle eklenmesinin şematik gösterimi (Dieter, 1976).

Sekil 7.4'de uvgulanan dış kuvvetin oluşturduğu gerilme ve kalıntı gerilmelerin dağılımı görülmektedir. Şekil 7.4-a bir kirişte kalıntı gerilme olmadan, dış yüklemelere bağlı oluşan elaştik gerilmelerin dağılımını göstermektedir. Şekil 7.4-b ise yüzey bilyeleme ile yüzeyde oluşan kalıntı gerilmelerin tipik dağılımını göstermektedir. Yüzeyde oluşan yüksek basma kalıntı gerilmeleri, iç bölgelerde oluşan çekme kalıntı gerilmeleri tarafından dengelenir. Şekil 7.4-c'de dış yüklemelere bağlı oluşan gerilmeleri ve kalıntı gerilmelerin cebirsel toplamının dağılımını göstermektedir. Kirişin yüzeyinde etkili olan çekme gerilmesi değeri, gerilmesinden basma gerilmesi maksimum çekme yüzeydeki değerinin çıkarılmasıyla ortaya çıkan miktar kadardır. En büyük çekme gerilmesi değeri kirişin iç bölgesinde meydana gelmektedir. Bu gerilmenin değeri, dışardan uygulanan

yükten kaynaklanan gerilmeler ile kalıntı gerilmelerin dağılımına bağlıdır. Bu şartlar altında, yüzeyin altında bir bölgede oluşan maksimum gerilmeye bağlı olarak çatlak vb. hataların oluşması mümkündür (Dieter, 1976).



Şekil 7.5. Kalıntı gerilmelerin yorulma ömrü üzerine etkisi a) Çekme kalıntı gerilmesi b) Basma kalıntı gerilmesi.

Bir makine parçasında bulunan çekme ve basma kalıntı gerilmelerinin yorulma ömrü üzerindeki etkisi Şekil 7.5'de gösterilmektedir. Şekil 7.5-a'da çekme kalıntı gerilmesi ve dışardan uygulanan yükün meydana getirdiği çekme gerilmesinin yorulma ömrüne etkisini ve Şekil 7.5-b'de ise basma kalıntı gerilmesi ile dışardan uygulanan yükün meydana getirdiği çekme gerilmesinin yorulma ömrüne etkisi gösterilmektedir. Şekilden de açıkca görüldüğü gibi, bir parçada bulunan çekme yönündeki kalıntı gerilmeler aynı malzemenin yorulma ömrünü azaltmaktadır. Buna karşın bir iş parçasında basma yönünde kalıntı gerilmeler var ise yorulma ömrünün arttığını söylemek mümkündür.

7.4. TAŞLAMANIN KALINTI GERİLMELERE ETKİSİ

Taşlama işlemi taşlanan yüzey civarında malzemenin mekanik davranışını önemli ölçüde etkileyen kalıntı gerilmelere yol açmaktadır. Kalıntı gerilmeler iş parçası vüzeyi yakınlarında homojen olmayan plastik deformasyonlar tarafından oluşturulmaktadır. Aşındırıcı tanelerin iş parçasıyla olan mekanik etkileşimi, yerel sekil değişimi kalıntı plastik sonucu oluşmuş basma gerilmeleri ile sonuçlanmaktadır. Çekme kalıntı gerilmeleri esas olarak taşlama sıcaklıklarıyla alakalı ısıl gerilmeler ve deformasyonlar ile iş parçası içlerine doğru olan sıcaklık

değişiminden kaynaklanmaktadır. Taşlama bölgesinde yüzeye yakın bölgedeki daha sıcak malzemenin ısıl genleşmesi daha soğuk olan yüzey altındaki malzeme tarafından kısmen engellenmektedir. Bu da yüzey civarında basma yönünde ısıl gerilmeleri oluşturmaktadır. Eğer bu ısıl gerilmeler yeterince büyük olursa basma altında plastik deformasyona yol açmaktadır. Taşlama ısısı geçtikten sonraki soğuma sırasında plastik olarak deforme olmuş malzeme yüzey altındaki malzemeden daha kısa olmak istemektedir, böylece malzeme sürekliliği gereği yüzey yakınlarında çekme kalıntı gerilmeleri oluşmaktadır (Malkin and Guo, 2008).

Genellikle taşlama koşullarının basma kalıntı gerilmeleri oluşturacak ya da en azından maksimum çekme kalıntı gerilmelerini sınırlandıracak şekilde kontrol edilmesi arzu edilmektedir. Daha verimli üretim ve daha yüksek kesme hızları daha yüksek çekme kalıntı gerilmelerine yol açmaktadır. Basma kalıntı gerilmeleri elde edebilmek için genellikle daha düşük kesme hızlarının tercih edilmesi gerekmektedir (Malkin and Guo, 2008).

BÖLÜM 8

MATERYAL VE METOT

Bu çalışmada derin kriyojenik işlem uygulanmış ve uygulanmamış numuneler için çekme, yorulma ve taşlama olmak üzere üç farklı deney gerçekleştirilmiştir. Ayrıca metalografik inceleme, sertlik ve karakterizasyon testleri gerçekleştirilerek, mikroyapı, makro sertlik, mikro sertlik, kalıntı östenit ve kalıntı gerilmelerdeki değişimler incelenmiştir. Deney malzemesi olarak sertleştirilmiş (62 HRc) AISI 52100 rulman çeliği kullanılmıştır. Çekme deneyleri için 30 adet, yorulma deneyleri için 120 adet, taşlama deneyleri için 6 adet, mikroyapı incelemeleri için 6 adet, makro ve mikro sertlik ölçümleri için 12 adet, kalıntı östenit hacim oranı ölçümleri için 6 adet ve kalıntı gerilme ölçümleri için 6 adet olmak üzere toplamda 186 adet deney numunesi CNC torna tezgahında imal edilmiştir. Deney numunesine ait kimyasal bileşim ve özellikler sırasıyla Çizelge 8.1 ve Çizelge 8.2'de verilmiştir. Yapılan tez çalışmasına ait akış diyagramı Şekil 8.1'de verilmiştir.

Çizelge 8.1. Deneylerde kullanılan AISI 52100 rulman çeliğinin kimyasal bileşimi (%).

С	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	Al	Fe
0,973	0,27	0,33	0,016	0,001	1,41	0,02	0,025	Kalan

Sertlik	Akma Dayanımı	Mak. Çekme Gerilmesi	Uzama
59-62 HRc	1700 MPa	2300 MPa	% 2-7
Elastikiyet Modülü	Poison Oranı	Kayma Modülü	Yoğunluk
210 GPa	0,3	80 GPa	7800 kg/m ³
Isıl Genleşme Kat.	Özgül Isı	Termal İletkenlik	Elektrik Özdirenci
12 μm/m°K	480 J/kg°K	45 W/m°K	0,22 μΩm

Çizelge 8.2. AISI 52100 çeliğinin özellikleri (ISO 683-17:1999).



Şekil 8.1. Akış diyagramı.

8.1. KRİYOJENİK İŞLEMİN UYGULANMASI

186 adet AISI 52100 rulman çeliği numunesi kriyojenik işlemden önce geleneksel 1sıl işleme tabi tutularak istenilen sertlik değerine getirilmiştir. Bu amaçla numunelere ilk olarak, atmosfer kontrollü fırında 850 °C sıcaklığa 1 saat ısıtılarak östenitleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Daha sonra aynı fırında 80 °C sıcaklıktaki yağda 20 °C sıcaklığa 1 saat soğutularak yağda su verme işlemi gerçekleştirilmiştir. Karbon oranı yüksek çelikler çatlama riskine karşı yağda sertleştirilirler çünkü yağda su verme işlemindeki yağın soğutma hızı, suyun soğutma hızından yavaştır. Soğutma hızının en verimli olduğu yağ sıcaklığı 50 °C ile 80 °C arasıdır. Bu yüzden yapılan sertleştirme işleminde yağın sıcaklığı 80 °C olarak alınmıştır. Yağda su verme işlemi ile 64 HRc'ye sertleştirilen numuneler, 180 °C sıcaklıkta 2 saat temperleme işlemi uygulanarak sertlikleri 62 HRc'ye düşürülmüştür. Deneylerde kullanılan AISI 52100 rulman çeliği numuneleri farklı bekletme sürelerinde (0, 12, 24, 36, 48, 60 saat) –145 °C sıcaklıkta derin kriyojenik işleme tabi tutulmuştur. Kriyojenik işlemin gerçekleştirildiği soğutma firmi Şekil 8.2'de görülmektedir. Şekilde görülen soğutma firmina kriyojenik işlem süresince sürekli bir şekilde azot gazı verilmiştir.



Şekil 8.2. Üstten yüklemeli kriyojenik işlem fırını.

Deney numunelerine geleneksel ısıl işlem ve geleneksel ısıl işlem + kriyojenik işlem + temperleme işlemi uygulanarak iki farklı kombinasyon elde edilmiştir. Deney numunesine ait ısıl işlem listesi Çizelge 8.3'de verilmiştir. Ayrıca Şekil 8.3'de AISI 52100 rulman çeliğine yapılan ısıl ve kriyojenik işlem prosesleri verilmiştir. Yapılan çalışmada; sadece geleneksel ısıl işlem uygulanan numuneler DKİ-00, -145°C'de 12 saat bekletilen numuneler "DKİ-12", -145°C'de 24 saat bekletilen numuneler "DKİ-24", -145°C'de 36 saat bekletilen numuneler "DKİ-36", -145°C'de 48 saat bekletilen numuneler "DKİ-60" olarak adlandırılmıştır.

Çizelge 8.3. AISI 52100 çeliğinin ısıl işlem listesi.

Sıra	Isıl işlem
1	Atmosfer kontrollü firinda 850 °C sıcaklığa 1 saat ısıtma, aynı firinda 80 °C sıcaklıktaki yağda 20 °C sıcaklığa 1 saat soğutarak yağda su verme işlemi ile 64 HRc'ye sertleştirme, 180 °C'de 2 saat temperleme ile sertliği 62 HRc'ye düşürme
2	Yağda su verme, 180 °C'de 2 saat temperleme, -145 °C'de 12 saat kriyojenik işlem, 200 °C'de 2 saat temperleme
3	Yağda su verme, 180 °C'de 2 saat temperleme, -145 °C'de 24 saat kriyojenik işlem, 200 °C'de 2 saat temperleme
4	Yağda su verme, 180 °C'de 2 saat temperleme, -145 °C'de 36 saat kriyojenik işlem, 200 °C'de 2 saat temperleme
5	Yağda su verme, 180 °C'de 2 saat temperleme, -145 °C'de 48 saat kriyojenik işlem, 200 °C'de 2 saat temperleme
6	Yağda su verme, 180 °C'de 2 saat temperleme, -145 °C'de 60 saat kriyojenik işlem, 200 °C'de 2 saat temperleme



Şekil 8.3. AISI 52100 çeliğine ait ısıl işlem eğrisi.

8.2. YORULMA DENEYLERİ

Yorulma deneyleri şaft hızı 2780 dev/dak olan eğme gerilmeleri uygulayan yorulma cihazlarının, dönen eğme gerilmesi uygulayan (Wöhler) yorulma test cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Uygulanan gerilme sonrasında numunenin kaç çevrimde kırıldığı

yine makine üzerinde bulunan bir sayaç yardımı ile tespit edilmiştir. Belirlenen her bir yük değeri için yorulma deneyi beş kez tekrarlanıp kopma esnasındaki çevrim sayılarının ortalaması alınarak S-N (Wöhler) diyagramı oluşturulmuştur. Yorulma deneyleri için ASTM E-466 ve 468'e (ASTM, 1982, ASTM, 1983) göre 16 mm çaplı malzemeden tornalanarak 120 adet yorulma deneyi numunesi hazırlanmıştır. Hazırlanan deney numunesinin teknik resmi Şekil 8.4'de verilmiştir. Yorulma deneyleri 50 Hz frekansında oda sıcaklığında ve yorulma yük oranı R= -1 olarak gerçekleştirilmiştir. Şekil 8.5'de yorulma deneylerinde kullanılan test cihazı ve bileşenleri görülmektedir.



Şekil 8.4. Yorulma numunesi teknik resmi.

Yapılan çalışmada yorulma grafikleri (Wöhler S-N diyagramları) ASTM E 739'a göre oluşturulmuştur. Yorulma dayanımı değeri bulunurken Eşitlik 8.1 (Askeland, 1994) kullanılmıştır.

$$\sigma = 10.18 \frac{L.F}{d^3} \tag{8.1}$$

Burada;

- σ: Numune üzerine etkiyen maksimum gerilme (MPa)
- L: Çubuğun boyu (mm)

F: Yük (N)

d: Çap (mm)' dır.



Şekil 8.5. Yorulma makinesi ve ekipmanları.

8.3. TAŞLAMA DENEYLERİ

Farklı bekletme sürelerinde uygulanmış kriyojenik işlemin AISI 52100 rulman çeliğinin silindirik taşlanmasında oluşan yüzey pürüzlülüğüne ve yüzey dokusuna etkisini tespit etmek amacıyla taşlama deneyleri yapılmasına karar verilmiştir. Bu amaçla kriyojenik işlem görmemiş ve farklı bekletme saatlerinde kriyojenik işlem uygulanmış numuneler için silindirik taşlama deneyleri gerçekleştirilmiştir.

8.3.1. Taşlama Numuneleri

Her bir malzeme; 70 mm çapında ve 260 mm boyunda ve 200 mm taşlama boyuna sahip olacak şekilde, CNC torna tezgâhında iki punta arasında hassas bir şekilde işlenmiştir. Silindirik taşlama deneyleri için yukarıda belirtilen ölçülerde 6 adet numune hazırlanmıştır. Numunelerin iki punta arasında taşlanabilmesi ve firdöndüye bağlanabilmesi için, iş parçalarının içerisinden geçerek iki tarafından 30 mm fatura oluşturacak şekilde malafalar hazırlanmış ve malzemelere çakılmıştır. Deney numunelerinin teknik resmi Şekil 8.6'da verilmiştir.



Şekil 8.6. Taşlama numunesi teknik resmi.

8.3.2. Zımpara Taşı Özellikleri

Silindirik taşlama deneylerinde, geleneksel yapay aşındırıcı grubundan olan ve yaygın kullanım alanına sahip Karbosan firmasının ürettiği iki farklı zımpara taşı (Alüminyum oksit-Al₂O₃, Silisyum karbür-SiC) kullanılmıştır. Deneylerde kullanılan zımpara taşlarının spesifikasyonları; alüminyum oksit için 350x40x127 TS EN 12413 EKW 60 K 6 V, silisyum karbür için 350x40x127 TS EN 12413 SCG 60 K 6 V olarak seçilmiştir (Çizelge 8.4). Bu özellikler, zımpara taşlarının 350 mm çapında, 40 mm genişliğinde, 127 mm delik çapında, tane büyüklüğü 60 orta tane büyüklüğünde, sertliği K, dokusunun 6 olduğunu göstermektedir. Tane büyüklüğünün seçiminde endüstride yaygın kullanılma durumu göz önünde bulundurulmuştur.

Specifikeevenler	Taşın cinsi		
Spesifikasyoniar	Al_2O_3	SiC	
Taş standardı	TS 291-3	EN 12413	
Taş dış çapı	350	mm	
Taş iç çapı	127	mm	
Taş genişliği	40	mm	
Taş tane boyutu	e	50	
Taş tane dokusu		6	
Taş setliği]	K	
Taş hızı	1440 c	lev/dak	

Çizelge 8.4. Kullanılan zımpara taşlarının spesifikasyonları.

8.3.3. Deneylerde Kullanılan Taşlama Tezgahı

Taşlama deneyleri Düzce Anadolu Rulman Sanayi A.Ş. firmasında bulunan SMARC M1432B/1500 tipi silindirik taşlama tezgahında gerçekleştirilmiştir. Kullanılan tezgâhın resmi Şekil 8.7'de, teknik özellikleri de Çizelge 8.5'de verilmiştir.



Şekil 8.7. Deneylerde kullanılan silindirik taşlama tezgahı.

(Cizelge 8.5.	Silindirik t	aslama	tezgahının	teknik	özellikleri
7		×				0201111011

Toplam tezgâh gücü	5,5 kW
İş mili devri	1500 dev/dak
Dış ve iç taşlama uzunluğu	1500/125 mm
Taşlama taşı boyutları	350x40x127 mm
Maksimum bağlanabilecek parça uzunluğu	8-30/100-320 mm
İş tablası hızı	0,1-4 m/dak

8.3.4. Silindirik Taşlama Deneyi Tasarımı

AISI 52100 rulman çeliğinin taşlanmasında kullanılan parametreler, Anadolu Rulman Sanayi A.Ş. firmasında aynı malzemenin taşlanmasında kullanılan optimum

kesme hızı, ilerleme ve paso derinlikleri dikkate alınarak belirlenmiştir. Rulman çeliğinin taşlanabilirliğinin incelenmesi amacıyla kullanılan taşlama parametreleri Çizelge 8.6'da verilmiştir.

Deney numunesi	Taşın cinsi	Kesme derinliği (µm)	Tabla hızı (m/dak)	İş parçası devir sayısı (dev/dak)	Deney sayısı
DKİ-00 DKİ-12 DKİ-24 DKİ-36 DKİ-48 DKİ-60	Al ₂ O ₃ SiC	10 20 30	0,12	135	36

Çizelge 8.6. Silindirik taşlama parametreleri.

Bu çalışmadaki taşlama deneylerinin tamamı ıslak şartlarda gerçekleştirilmiştir. Yapılan taşlama deneylerinde; her iş parçası 200 mm taşlama mesafesinde iki gidiş geliş olacak şekilde ve daha önce belirtilen parametreler çerçevesinde taşlanmıştır. Her taşlama işleminden sonra ise aynı bileme metodu kullanılarak zımpara taşları bileme elması ile 0,20 mm pasolarla 10 defa gidip gelerek bilenmiştir.

8.3.5. Yüzey Pürüzlülüğünün Ölçülmesi

İşlenebilirlik çalışmalarında yüzey pürüzlülüğünün ölçülmesi ve değerlendirilmesi oldukça önemlidir. Taşlanmış yüzeylerin yüzey pürüzlülüğü ölçümleri için "Taylor Hobson Surtronic 25" marka yüzey pürüzlülüğü ölçüm cihazı kullanılmıştır. İşlenen yüzeylerin başlangıcı, ortası ve sonu olmak üzere üç ayrı taşlama bölgesinden yüzey pürüzlülüğü ölçümü yapılmış ve bunların ortalaması alınarak ortalama yüzey pürüzlülük (Ra) değerleri belirlenmiştir. Pürüzlülük ölçümlerinde kullanılan "Taylor Hobson Surtronic 25" marka yüzey pürüzlülük test cihazı Şekil 8.8'de bu cihaza ait teknik özellikler ise Çizelge 8.7'de görülmektedir.



Şekil 8.8. Yapılan silindirik taşlama deneylerindeki yüzey pürüzlülük ölçümleri.

Ölçüm aralığı Z-X ekseni	350 μm – 25 mm
Sürücü ünitesi hızı	Ölçüm 0,25 mm/s; 0,5 mm/s Geri hareket: 0,8 mm/s
Tarama metodu	Diferansiyel indüksiyon
Parametreler	Ra, Ry, Rz, Rt, Rp, Sm, S, Pc, R3z, mr, A1, A2, Rq, Rk, Rpk, Rvk, Mr 1, Mr 2, Vo
Örnekleme uzunluğu	Ic: 0,08 mm, 0,25 mm, 0,8 mm, 2,5 mm, 8 mm fl: 0,08 mm, 0,25 mm, 0,8 mm, 2,5 mm, 8 mm fh: 0,08 mm, 0,25 mm, 0,8 mm, 2,5 mm, 8 mm
Büyütme özelliği	Dikey: 10-100.000 Yatay: 1-1.000
Yazıcı	Termal yazıcı
Ölçüm hızları	0,05 mm/s, 0,1 mm/s, 0,5 mm/s, 1 mm/s
Ağırlık	1,2 kg
Ölçüm verileri	Hafıza kartı ile 50 ölçüme kadar kayıt özelliği
Ekstra özellikler	 Yazılım programı ile verileri bilgisayara aktarabilme ve eğri form yüzeylerinde ölçüm yapabilme özelliği Ölçme esnasında probun uyguladığı kuvveti görebilme Dokunmatik ekran

Çizelge 8.7. Yüzey pürüzlülük cihazına ait teknik özellikler.

8.4. ÇEKME DENEYLERİ

Yapılan çalışmada, kullanılan farklı bekletme saatlerinde kriyojenik işlem görmüş AISI 52100 rulman çeliğinin mekanik özelliklerini belirlemek amacıyla numunelere çekme deneyleri uygulanmıştır. Çekme testlerinde çekme hızı 1 mm/dak olarak alınmıştır. Şekil 8.9'da çekme deneylerinde kullanılan TS 138-A normuna göre hazırlanmış daire kesitli (yuvarlak) silindirik başlı çekme deneyi numuneleri görülmektedir. Çekme deneyleri için yukarıda belirtilen standarta göre 30 adet numune hazırlanmıştır. Şekil 8.10'da çekme numunesinin teknik resmi verilmiştir.



Şekil 8.9. Çekme numunesi resmi.



Şekil 8.10. Çekme numunesi teknik resmi.

Çekme deneyleri, Düzce Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Yapı Eğitimi Bölümü'nde bulunan Atom Teknik marka 40 Ton kapasiteli çekme test cihazında gerçekleştirilmiştir (Şekil 8.11).



Şekil 8.11. Çekme test cihazı ve ekipmanları.

8.5. MAKRO VE MİKRO SERTLİK ÖLÇÜMLERİ

Deney numunelerinin hem makro hem de mikro sertlik ölçme cihazında sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Her iki sertlik ölçümleri için, 10 mm çapta ve 8 mm yükseklikte 6'şar numune olmak üzere toplamda 12 adet numune hazırlanmıştır. Makro ve mikro sertlik ölçümlerinde, ölçüm sonucu en az 10 sertlik ölçümünün ortalamasını yansıtmaktadır. Makro sertlik ölçümleri, Düzce Üniversitesi Gümüşova Meslek Yüksekokulu'nda bulunan Time TH 300 marka makro sertlik cihazı ile Rockwell C (HRc) sertlik ölçme metodu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Mikro sertlik ölçümleri ise Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde bulunan SHIMADZU HMW marka mikro sertlik cihazı ile elmas piramit uçla 100 g yük 15 saniye süreyle tatbik edilerek gerçekleştirilmiştir. Şekil 8.12'de makro sertlik ölçme, Şekil 8.13'de ise mikro sertlik ölçme cihazlarının resimleri görülmektedir.



Şekil 8.12. Makro sertlik ölçme cihazı.



Şekil 8.13. Mikro sertlik ölçme cihazı.

8.6. METALOGRAFİK İNCELEMELER

Mikroyapı incelemelerinde kullanılmak üzere 10 mm çap ve 8 mm yüksekliğe sahip olan her bir ısıl işlem türü için 1 adet numune hazırlanmıştır. Bu numuneler, geleneksel ısıl işlem ve derin kriyojenik işlem sonrasında sırasıyla 120, 240, 600, 800 ve 1200 gritlik SiC zımparalar ile zımparalama işlemi yapılarak akabinde yaklaşık 5 dakika numune parlatma cihazında parlatılmıştır. Daha sonra % 4 Nital (96ml etil alkol, 4 ml nitrik asit) ile dağlanarak optik mikroskopta incelenmiş ve SEM çekimleri için hazırlanmıştır. Ayrım ve çözünürlük gücü açısından taramalı elektron mikroskobu (SEM) 25 Å seviyelerinde iken optik mikroskoplarda 2000 Å düzeyindedir diğer bir yandan taramalı elektron mikroskobunda odaklama derinliği optik mikroskoplara göre 300-600, alan derinliği ise 30 kat daha iyidir. Bu nedenle daha ayrıntılı yüksek büyütmeler için Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi'nde bulunan LEO 1430 VP marka taramalı elektron mikroskobu kullanılarak ikincil elektronların (SEI) oluşturduğu SEM mikrografları alınmıştır (Şekil 8.14).



Şekil 8.14. Taramalı elektron mikroskobu.

Kriyojenik işlem malzemelerin mekanik özelliklerini etkilediğinden dolayı kalıntı östenit ve kalıntı gerilme değerlerinin bilinmesi önem teşkil eden bir durumdur. Doktora tez çalışması kapsamında desteklenen lisansüstü destek projesi ile farklı bekletme sürelerinde kriyojenik işlem görmüş numunelerdeki kalıntı östenit ve kalıntı gerilmelerin ölçülmesine olanak sağlanmıştır. Bu sayede malzemeye uygulanan derin kriyojenik işlemin kalıntı östenit ve kalıntı gerilmeler üzerindeki etkisi ortaya konulmuştur. DKİ numunelerinde ısıl işlem ve derin kriyojenik işlemden sonra oluşmuş hem çevresel hem de eksenel yöndeki kalıntı gerilmeler, sin²Psi yöntemi kullanılarak X-Işını kırınımı tekniği ile ölçülmüştür. Yüzeyden itibaren parçanın çekirdeğine doğru farklı derinliklerdeki kalıntı gerilmelerin ölçülebilmesi için elektrokimyasal yöntem ile numunelerin yüzeyleri traşlanmıştır. Kalıntı östenit hacim oranı ve faz analizleri için 6 adet, kalıntı gerilme ölçümleri için de yine 6 adet olmak üzere 10 mm çapta 8 mm yükseklikte 12 adet numune hazırlanmıştır. Faz analizleri, kalıntı östenit ve kalıntı gerilme ölçümleri, Atılım Üniversitesi Metal Şekillendirme Mükemmeliyet Merkezi'nde bulunan SEIFERT Analytical X-ray MZ VI marka X-ışını difraksiyon cihazında gerçekleştirilmiştir (Şekil 8.15). X-ışınları yöntemindeki prensip difraksiyon paternlerinde elde edilen fazların pik alanları veya şiddetleri, fazların malzeme içindeki miktarlarıyla doğru orantılı olduğuna dayanmaktadır.



Şekil 8.15. X-ışını difraksiyon cihazı.

BÖLÜM 9

DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

9.1. METALOGRAFİK SONUÇLAR

9.1.1. Mikroyapı İncelemeleri

AISI 52100 rulman çeliğine farklı bekletme saatlerinde uygulanan derin kriyojenik işlemin, geleneksel ısıl işlem görmüş rulman çeliğine göre mikroyapıda meydana getirdiği değişimleri belirlemek amacıyla SEM cihazında mikroyapı fotoğrafları çekilmiştir. Mikroyapı analizlerinin amacı, derin kriyojenik işlemden sonra gerçekleşen taşlanabilirlikteki iyileşmeleri, makro ve mikro sertlik, çekme ve yorulma dayanımındaki artışı açıklamaktır. Bir yüksek karbonlu çelik olan AISI 52100 rulman çeliği ısıtıldığında enerjideki artış, demir atomları arasındaki mesafenin artmasına ve bunun sonucunda çelik içinde bulunan karbon atomlarının daha geniş boşlukları dolduracak şekilde bir katı eriyik oluşturabilmesini sağlar. Karbonca zenginleşmiş bu demir katı eriyiğine östenit adı verilir. Östenit yüzey merkezli kübik (YMK) kristal yapıya sahiptir ve bu faz, 1147 °C sıcaklıkta % 2,0 oranında karbon çözündürür (Smith, 1993). Tavlama işleminden sonra çelikler yavaş ya da orta seviyedeki bir hızla soğutulduklarında östenit içerisinde çözünmüş durumda bulunan karbon atomları difüzyon mekanizması ile östenit yapıdan ayrılırlar. Bundan hemen sonra, demir atomları konumlarını biraz değiştirerek hacim merkezli kübik (HMK) yapıya sahip α fazını oluştururlar. Burada söz konusu olan östenit (γ) – ferrit (α) dönüşümü, zamana bağlı olan çekirdeklenme ve büyüme mekanizmalarıyla gerçekleşir. Soğuma hızı artırılıp, belirli bir değerin üzerine çıkarıldığında karbon atomları difüzyon ile katı çözeltiden ayrılmak için yeterli zaman bulamazlar. Demir atomları bir miktar hareket etseler bile, karbon atomları çözelti içerisine hapsedildiklerinden kafes yapısı HMK yapıya dönüşemez ve farklı bir yapı oluşur. Hızlı soğuma sonucunda oluşan bu yapıya "martenzit" adı verilir.

Martenzit, karbon ile aşırı doymuş hacim merkezli tetragonal (HMT) yapıya sahip bir katı çözeltidir (Savaşkan, 2012). Çeliğin sertleştirilmesi esas olarak östenitin hızlı soğutulmasıyla karbon atomlarının katı eriyik içerisinde hapsedilmesine dayanır. Bu sertleştirme prosesi (Su verme) çeliğin sertleştirme ısıl işleminin ilk adımıdır. Östenitin YMK kristal yapısı, oda sıcaklığında kararlı olmadığından soğutma işlemi sonunda, östenit, sert ve gevrek martenzit fazını oluşturur. Martenzitin en önemli özelliği çok sert bir faz olmasıdır. Nitekim çeliklerde sementitten sonra gelen en sert faz martenzittir. Martenzitin sertliğinin yüksek olması, martenzitik dönüşüm sırasında malzemenin kafes yapısında meydana gelen aşırı çarpılmadan kaynaklanmaktadır. Çünkü martenzit katı çözeltisi çözebileceği orandan çok daha yüksek oranda karbon içermektedir. Bu aşırı doymuşluk durumu da kafes yapısının aşırı ölçüde çarpılmasına neden olmaktadır (Callister and Rethwisch, 2010).

Sertleştirilmiş çelik kriyojenik işlem gördüğünde, geleneksel ısıl işlem sonrasında mikroyapıda kalan östenit martenzite dönüşmektedir. Daha sonra bileşenin boyutu küçük bir genleşme kazanacak ve bileşenin stabilitesi artacaktır. Ayrıca kriyojenik işlem gören malzemelerin yapısının daha düzenli ve yoğun olduğu gözlenmiştir. Kriyojenik işlem esnasında çeliklerin yapısında meydana gelen bir başka değişiklik ise martenzitin ayrışması ve ultra ince karbürlerin çökelmesidir (Yun et al. 1998). Bu sayede kriyojenik işlem sonrasında mikroyapıda 1 µm'dan daha küçük ölçülerde çok ince karbürler oluşmaktadır. Bu ince karbürler, mikro boşlukları doldurmakla birlikte malzemenin yoğunluğunun artmasına katkı sağlar (Bensely et al. 2008). Şekil 9.1'de sertlik artışının sebebi olarak gösterilen kalıntı östenit fazının martenzit fazına dönüşümü verilmiştir.



Şekil 9.1. Kalıntı östenitin martenzite dönüşümü (Singh Gill et al. 2011).

Şekil 9.1'deki martenzit dönüşümü esnasında, bir miktar serbest karbon atomu arayer katı eriyiğinin dışarısında çökelmekte ve martenzit kristal büyümesi esnasında oluşan basınçla bir araya gelmektedir. Bu ince karbon oluşumları, karbür olarak bilinmekte ve mikroskop altında martenzit tane sınırlarında sıkısmıs ince kömür parçaları gibi görünmektedirler. Bu karbürler martenzit kristallerinin homojen yapılarını bozarak, sertleştirilmiş ve temperlenmiş çeliklerde kırılganlığını arttırmaktadır. Kriyojenik işlem ile bu karbürlerin boyutlarının belirgin olarak küçültülmesi, oluşumlarının yavaşlatılması, karbon atomlarının mikroyapı içerisinde daha fazla dağıtılması ve bunun sonucunda daha az boşluk içeren daha sıkı bir tane yapısının oluşması sağlanabilmektedir. Bu konuda ortaya atılan bir görüş, kriyojenik işlemin bu olumlu etkisini, çok düşük sıcaklıkların serbest karbondaki kovalent bağların oluşumunu ve daha oluşumunu engellemesi büyük karbür yapılarının mekanizmasına dayandırmaktadır (Linda Gas, 2010; Uluğ, 2006). Literatürde, kriyojenik işlemden sonra çeliklerin mikroyapısındaki karbür yüzdelerinin arttığı ve daha homojen bir karbür dağılımının gerçeklestiği belirtilmektedir (Das et al. 2010, Huang et al. 2003, Koneshlou et al. 2011, Patil and Tated, 2012). Collins ve Dormer (1997), geleneksel ısıl işlemden sonra yapılan derin kriyojenik işlem ile mikroyapıdaki karbür sayılarının arttığını tespit etmişlerdir. Aynı çalışmada, daha düşük östenitleme sıcaklığının daha fazla karbür çökelmesine yol açtığı vurgulanmıştır. Şekil 9.2'de

östenitleme sıcaklığı ve bekletme sıcaklığındaki düşüş ile karbür sayısındaki değişim verilmiştir (Collins and Dormer, 1997).



Şekil 9.2. Derin kriyojenik işlemde bekletme sıcaklığındaki düşüş ile karbür yüzdesinin değişimi (-196°C).

Yine yapılan çalışmalarda kriyojenik işlem ardına uygulanan temperleme işleminin daha ince ikinci karbürlerin çökelmesini sağlayarak iç gerilmeleri gidermede etkin rol oynadığı vurgulanmaktadır (Amini et al. 2012, Das et al. 2009, Firouzdor et al. 2008). Kriyojenik işlem ile neredeyse yapının tamamının martenzite dönüştürülmesi sağlanırken, özellikle kriyojenik işlem uygulamalarında, buna ilaveten kalıntı östenitin martenzite dönüşümü esnasındaki hacim artışı nedeniyle martenzit kafesinin deformasyonu da gerçekleşmektedir. Bu deformasyonla ilişkili olarak yapıda oluşan dislokasyonlar, kriyojenik işlem sonrası uygulanan temperleme ile çökelecek nano boyuttaki ince karbürler için çekirdeklenme sahaları oluşturur. Aynı zamanda kriyojenik işlemin yapıda oluşturduğu bu hacimsel genleşme, karbür-matris arayüzeyinde basma kuvveti oluşturmaktadır. Kriyojenik işlem sonrası uygulanacak temperleme ile de oluşan bu arayüzeydeki basma kuvveti matris-karbür arasındaki delaminasyonu (tabakalanmayı) engellemekte buda sertlikten feragat etmeden tokluğu artırmakta ve karbürün aşınma esnasındaki matrise tutunmasını kolaylaştırmaktadır (Gerson et al. 2007; Zurecki, 2005).



Şekil 9.3. AISI 52100 rulman çeliği numunelerinin mikroyapı görüntüleri (BBB-Büyük Birinci Karbürler, KİK-Küçük İkinci Karbürler).

Bu çalışmada kullanılan AISI 52100 rulman çeliğinin başlangıç mikroyapısı perlit ve sementit fazlarından meydana gelmektedir. Derin kriyojenik işlem görmüş ve geleneksel ısıl işlem görmüş AISI 52100 rulman çeliği numunelerinin mikroyapı görüntüleri Şekil 9.3'deki gibi değişmiştir. Şekil 9.3'de DKİ-00 numunesi uniform olmayan krom karbür dağılımı sergilerken, DKİ numuneleri uniform birincil krom karbür ve neredeyse tamamen küresel halde ikincil krom karbür dağılımı sergilemiştir. Bununla birlikte, derin kriyojenik işlemden sonra karbür boyutlarının küçüldüğü ve daha homojen bir karbür dağılımı gerçekleştiği görülmektedir. DKİ numunelerini kendi aralarında karşılaştırdığımızda, DKİ-36 numunesinin

mikroyapısındaki karbürlerin daha ince çökeldiği ve daha homojen bir dağılım sergilediği görülmektedir. Amini vd. (2012) mikroyapı üzerine yaptıkları araştırmada, farklı bekletme saatlerinde yapılan derin kriyojenik işlemden sonra en yüksek karbür yüzdesinin 36 saat derin kriyojenik işlem gören numunede olduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca karbür yüzdesi bu bekletme saatinden sonra % 24'e düşmüş ve 120 saat bekletme süresinde dahi değişim göstermeyerek aynı değerde kalmıştır (Amini et al. 2012). Başka bir çalışmada, Collins ve Dormer (1997) bekletme süresinin artması ile mikroyapıdaki karbür yüzdelerinin arttığını iddia etmişlerdir (Collins and Dormer, 1997). Şekil 9.4'de aynı çalışmaya ait östenitleme sıcaklığı ve bekletme süresindeki değişime göre karbür yüzdelerinin değişimi verilmiştir.



Şekil 9.4. Derin kriyojenik işlemde bekletme süresindeki artış ile karbür yüzdesinin değişimi (-196°C).

Yapılan mikroyapı incelemeleri için genel bir değerlendirme yapılacak olursa, derin kriyojenik işlemin daha homojen karbür dağılımı sağladığı, kriyojenik işlem sonrasında yapılan temperleme işlemi ile ikinci ince karbürlerin çökeldiği, 36 saat bekletme süresine kadar mikroyapının iyileştiği ve 36 saat bekletme süresinde en iyi mikroyapı özelliklerini sergilediği, bu bekletme süresinden sonra mikroyapı özelliklerini kötüleştiği görülmüştür. Ayrıca, mikroyapı incelemelerinden elde edilen sonuçlar literatürde yapılan çalışmalar ile paralellik göstermiştir.

9.1.2. Faz Analizleri

Farklı bekletme saatlerinde derin kriyojenik işlem görmüş AISI 52100 rulman çeliği numunelerindeki kalıntı östeniti tespit etmek amacıyla gerçekleştirilen XRD çalışmalarının difraksiyon paternleri Şekil 9.5'de verilmiştir. Şekil 9.5'de verilen rulman çeliğine ait karşılaştırılmalı difraksiyon paternlerinde martenzit (α '-Fe) ve kalıntı östenit (γ -Fe) fazlarına ait pikler kırınım düzlemleriyle birlikte belirlenmiştir. Şekilde kalıntı östenit ve martenzite karşılık gelen pikler görülmektedir. Derin kriyojenik işlem esnasındaki kalıntı östenit martenzit dönüşümünden dolayı DKİ numunelerine ait östenit piklerinin şiddeti DKİ-00 numunesine göre daha düşüktür. Maksimum östenit-martenzit dönüşümü DKİ-36 numunesinde gerçekleşmiştir. Bu sonuç, mikroyapı incelemeleri ve kalıntı östenit ölçüm sonuçları ile doğrulanmıştır. Bu sonuçlar ile derin kriyojenik işlemin mikroyapıdaki kalıntı östeniti martenzite dönüştürdüğü faz analizleri ile bir kez daha doğrulanmıştır.



Şekil 9.5. Rulman çeliği numunelerinin XRD paternleri.

ASTM E975-03 standardına göre kalıntı östenit hacim oranın belirlenmesinde sadece martenzit/ferrit ve östenit piklerinin dikkate alınması gerekmektedir (ASTM, 1997).

X-ışını kırınımında martenzit fazları ile ferrit fazlarının şiddetleri yaklaşık aynı olduğu için hesaplamalarda ferrit fazları için elde edilen veriler martenzit fazı için de geçerlidir (ASTM, 1997). Kalıntı östenit hacim oranının belirlenmesi amacıyla martenzit fazı için (111), (200) ve (220) düzlemlerindeki pikler, östenit fazı için ise (110) ve (200) düzlemlerindeki pikler kullanılmıştır. Bu fazların belirlenmesinde kullanılan ASTM kart numaraları ve ayrıca kalıntı östenit hesaplamalarında kullanılan piklerin difraksiyon açıları (20), difraksiyon düzlemleri (hkl), düzlemler arası mesafe (d) değerleri Çizelge 9.1'de verilmiştir. Ayrıca faz analizinde kullanılan parametreler de Çizelge 9.2'de verilmiştir.

Çizelge 9.1. XRD hesaplamalarında kullanılan fazlar.

Pik	ASTM Kart No	2θ(°)	hkl	d(Å)
		66,80	(111)	2,0815
α'-Fe	00-06-0696	79,00	(200)	1,8
		128,70	(220)	3,3881
v-Fe	00-031-0619	68,78	(110)	2,0270
, 10	00 001 001/	106,03	(200)	1,4333

Çizelge 9.2. Faz analizi ölçüm parametreleri.

Odak noktası	Ø1mm x 135 mm kolimatör
Hassas konum dedektörü	Aktif aralık: 16,4°
Anot malzemesi	Cr
Filtre	Vanadyum
Tüp voltajı	30 kV
Tüp akımı	55 mA
Tarama aralığı (2θ)	62° – 136°
20 çözünürlük	0,05°
Toplam ölçüm süresi	8 dakika 26 saniye

9.1.3. Kalıntı Östenit

Kriyojenik işlem gören malzemelerin özelliklerindeki değişimleri açıkladığı iddia edilen dört ana metalurjik durum vardır. Bunlar; kalıntı östenitin martenzite dönüşümü, eta karbürlerin oluşumu, ince karbürlerin çökelmesi ve homojen mikroyapıdır (Patil and Tated, 2012). Bu durumlardan birisi olan kalıntı östenitin martezite dönüşümü malzemelerin mekanik özellikleri üzerinde önemli rol oynamaktadır. Çeliğin yapısında yumuşak olan kalıntı östenit ile sert martenzitin bir arada bulunması kesinlikle istenmeyen bir durumdur. Cünkü yapıdaki kalıntı östenit, çeliğin başta sertliği olmak üzere tüm mekanik özelliklerini negatif yönde etkiler. Ayrıca kalıntı östenitin varlığı basma kalıntı gerilmeleri düşürür böylece yorulma direnci de azalmış olur (Bensely, 2008; Parrish, 1999). Bu nedenle kalıntı östenitin martensite dönüşümü gereklidir. Bu dönüşüm, neredeyse kalıntı östenitin tamamına yakınının martenzite dönüştüğü kriyojenik işlem ile veya daha düşük oranlarda martenzit dönüşümünün sağlandığı temperleme işlemi ile gerçekleştirilebilir (Arslan, 2010). Temperleme işlemi yapıda bulunan kalıntı östenit hacim oranını düşürür. Fakat temperleme her zaman kalıntı östenitin azaltılmasında etkili bir yöntem değildir çünkü temperleme ile malzemenin sertliği, mekanik mukavemeti ve aşınma dayanımı azalmaktadır (Reed-Hill and Abbaschian, 1992; Roberts et al. 1998; Thelning, 1984). Bu nedenle kalıntı östenitin martenzite dönüşümünde daha etkili bir yöntem olan kriyojenik işlem tercih edilmektedir. Bu çalışmada kalıntı östenit hacim oranının belirlenmesinde kullanılan ölçüm parametreleri Çizelge 9.3'de verilmiştir.

Odak noktası	Ø1mm x 135 mm kolimatör
Hassas konum dedektörü	Aktif aralık: 16,4°
Anot malzemesi	Cr
Filtre	Vanadyum
Tüp voltajı	30 kV
Tüp akımı	55 mA
	Aralık: 62°-74°
Tarama-1	Çözünürlük: 0,05°
	Ölçüm süresi: 2 dakika 24 saniye
	Aralık: 74°-84°
Tarama-2	Çözünürlük: 0,05°
	Ölçüm süresi: 1 dakika 30 saniye
	Aralık: 101°-110°
Tarama-3	Çözünürlük: 0,05°
	Ölçüm süresi: 1 dakika 30 saniye
	Aralık: 121°-137°
Tarama-4	Çözünürlük: 0,05°
	Ölçüm süresi: 3 dakika

Çizelge 9.3. Kalıntı östenit ölçüm parametreleri.

Şekil 9.6'da derin kriyojenik işlemden sonra rulman çeliğinin mikroyapısındaki kalıntı östenit hacim oranlarındaki değişim verilmiştir. Geleneksel ısıl işlem görmüş ve temperlenmis numunede kalıntı östenit hacim oranı % 7 olarak bulunmuştur. DKİ numunelerin tamamında kalıntı östenit hacim oranı geleneksel ısıl işlem gören numuneden daha düşük çıkmıştır. Bu sonuç, sertleştirme ve temperleme arasında yapılan derin kriyojenik işlem ile kalıntı östenitin büyük bölümünün martenzite dönüştüğünü desteklemektedir. Bu gözlem literatürde yapılan çalışmalarla da uyum içerisindedir (Blankinship, 2001, Das et al. 2007; De Silva et al. 2006; Leskovsek et al. 2006; Rhyim et al. 2006). Das vd. (2007) tarafından yapılan çalışmada, kalıntı östenit hacim oranı geleneksel ısıl işlem görmüş numunede % 9,8 iken derin kriyojenik işlem gören numunelerde % 2'nin altına düşmüştür. Yazarlar bu durumu AISI D2 çeliğinin M_f sıcaklığının oda sıcaklığının altında olması ile ilişkilendirmişlerdir. Bununla birlikte derin kriyojenik işlem ile Mf sıcaklığı seviyelerine inildiği ve bu sayede kalıntı östenitin neredeyse tamamının martenzite dönüştüğü bildirilmiştir (Das et al. 2007). Leskovsek vd. (2006), kalıntı östenit hacim oranının derin kriyojenik işlemden sonra ölçülemeyen seviyelere düştüğünü tespit etmişlerdir (Leskovsek et al. 2006). Yang vd. (2006) çalışmalarında, kriyojenik işlemden sonra kalıntı östenit hacim oranında % 30-40 oranlarında düşüşler olduğunu belirlemişlerdir. Bu sonuç, su verme işleminden sonra mikroyapıdaki kalıntı östenit miktarının artması ile M_s sıcaklığının düşmesine atfedilmiştir (Yang et al. 2006).

Şekil 9.6'da görüldüğü gibi, DKİ numunelerinin tümünde ölçülen kalıntı östenit hacim oranı DKİ-00 numunesinin kalıntı östenit hacim oranından daha düşüktür. Bu düsüs DKİ-36, DKİ-48, DKİ-60, DKİ-24 ve DKİ-12 numuneleri için büyükten küçüğe sırasıyla % 52, 46, 40, 37 ve 20 olarak gerçekleşmiştir. Kalıntı östenit hacim oranı derin kriyojenik işlemle birlikte düşmeye başlamış, DKİ-36 numunesinde en düşük seviyeye (% 3,4) inmiştir fakat bu bekletme saatinden sonra tekrar yükselmeye başlamıştır. Bu sonuca dayanarak, AISI 52100 rulman çeliği için 36 saatin kalıntı östenitin martenzite dönüşümünün maksimuma ulaştığı bekletme süresi olduğu düşünülmektedir. Geleneksel ısıl işlem görmüş numune ile karşılaştırıldığınıda DKİ-36 numunesinin kalıntı östenit hacim oranındaki azalma % 52 civarında gerçekleşmiştir. Su verme ile çelik içerişindeki karbon oranının artması kalıntı östenit potansiyelini arttırmaktadır. Bu durumun sebebi, karbon oranındaki artış ile M_s sıcaklığının düşmesi ile ilişkilidir. Çeliğin yapısında bulunan karbon içeriğinin etkisi Bölüm 3'deki Eşitlik 3.1 ve Eşitlik 3.2'de verilen formüller ile belirlenmektedir. Bu eşitlikler kullanılarak yapılan hesaplar sonucu, geleneksel ısıl işlem görmüş AISI 52100 rulman çeliği (DKİ-00) için martenzit başlama sıcaklığı (M_s), Eşitlik 3.1 ile 78,618°C ve Eşitlik 3.2 ile 168,6°C olarak bulunmuştur. Hesaplanan M_s sıcaklıkları Eşitlik 3.3'de yerine koyulduğunda martenzit bitiş sıcaklığı (M_f), -136,382°C ve -46,4°C olarak bulunmuştur. Bu sonuçlara göre yapılan çalışmada, -136,382°C'de su verme sonrası çeliğin yapısında kalan östenitin % 100 oranında martenzite dönüşmesi beklenmektedir. Fakat bu çalışmanın sonuçları açık bir şekilde göstermektedir ki, hesaplanan M_f sıcaklıklarından daha düşük sıcaklıklarda -145°C'de yapılan derin kriyojenik işleme rağmen kalıntı östenitin % 100 oranında martenzite dönüşümü mümkün değildir. Böylece, derin kriyojenik işlem görmüş numunelerin tümünde bir miktar kalıntı östenit kaldığı tespit edilmiştir. Yapılan çalışmada, belirlenen kalıntı östenit hacim oranları da bu ifadeleri doğrulamaktadır.



Şekil 9.6. Isıl işlem türüne göre kalıntı östenit hacim oranlarındaki değişim.

Yukarıda da belirttiğimiz gibi kalıntı östenit hacim oranı 36 saat bekletme süresine kadar azalarak minimum seviyeye gelmiş ve bu bekletme saatinden sonra tekrar yükselmeye başlamıştır. Derin kriyojenik işlem kalıntı östenitin neredeyse tamamına yakın kısmını martenzite dönüştürmektedir fakat bu durum kriyojenik sıcaklıklardaki belirli bekletme sürelerine kadar geçerlidir. Bekletme süresinin bazı seviyeleri geçmesi durumunda, dislokasyonlar ve ikizlenme gibi kristal kusurlarına neden olan iç gerilmeler oluşmaya başlar (Collins, 1996; Das et al. 2007; Yun, 1998). Ayrıca, düşük sıcaklıklarda martenzitin aşırı doygunluğu kafes distorsiyonunu (lattice distortion) ve termodinamik dengesizliğini (thermodynamic instability) arttırır ki bu oluşumların her ikisi de karbon ve alaşım atomlarını kristal kusurların yakınında ayırarak tutar. Kriyojenik sıcaklıklarda bekletme süresinin artması ile ikinci karbürlerin küçülmesi ve popülasyonunun artması ayrıca karbürlerin çökelme davranışının kümelenme oluşumuna yol açan karbonun lokal yayılmasını içeren izotermal bir süreç olduğuna işaret etmektedir (Huang, 2003). Bu kümelenmeler, kriyojenik işleme tabi tutulmuş numunelerin mikroyapısında gözlendiği gibi temperleme sonrasında ultra ince karbür oluşması için çekirdek görevi görürler (Kelkar et al. 2007).

9.1.4. Kalıntı Gerilmeler

Kalıntı gerilmeler, çeşitli imalat işlemleri, ısıl işlem süreçleri veya malzemelere homojen olmayan deformasyon uygulanması neticesinde parca içerisinde kalan gerilmelerdir. Kalıntı gerilmeler, üretim sonrasında parça içerisinde kaldığından dolayı kullanım sırasında dışarıdan uygulanacak yük ve kuvvetler bu gerilmelerle birlikte parçaya etki etmektedir (Yiğit vd., 2008). Kalıntı gerilmeler üretilen malzemenin çalışma ömrünü doğrudan etkiler (Asi ve Asi, 2003). Basma kalıntı gerilmesi genellikle catlak başlangıcını ve büyümesini geciktirdiğinden dolayı yorulma ömrü ve korozyon direnci üzerinde faydalı bir etkiye sahiptir. Çekme kalıntı gerilmesi ise tam aksine malzemelerin mekanik performansını azaltmaktadır (Asi ve Can, 2003, Bicek et al. 2012, Yiğit vd, 2008). Kalıntı gerilmelerdeki küçük değişimler bir parçanın ömründe önemli bir etki yapabilir (Asi ve Can, 2003). Bu etkilerin önemini anlamak ve rulman, dişli gibi dinamik yük altında çalışan önemli makine parçalarının olası performansını değerlendirmek için parça içerisindeki kalıntı gerilme seviyelerinin bilinmesi gerekmektedir. Bununla birlikte üretim sırasında oluşan zararlı kalıntı gerilmeleri mümkün olduğu kadar kontrol altına almak için iş parçalarına farklı ısıl işlem teknikleri uygulanmaktadır. Bu işlem tekniklerden birisi de yapıda bulunan çekme kalıntı gerilmelerini azaltarak basma kalıntı gerilmeleri oluşturan kriyojenik işlemdir (Bensely et al. 2008, Jung et al. 1996, Ko et al. 2013). Yapılan kalıntı gerilme ölçümleri ile farklı bekletme saatlerinde uygulanan derin kriyojenik işlemin, kalıntı gerilmeler (çevresel ve eksenel yönde) üzerindeki etkisi belirlenmiştir. Kalıntı gerilmelerin belirlenmesinde kullanılan ölçüm parametreleri Çizelge 9.4'de verilmiştir.

Odak noktası	Ø1mm x 135 mm kolimatör	
Hassas konum dedektörü	Aktif aralık: 17°	
Anot malzemesi	Cr	
Filtre	Vanadyum	
Tüp voltajı	40 kV	
Tüp akımı	40 mA	
Tarama aralığı (2θ)	148° – 163°	
Psi (Tilt) ekseni	Chi	
Psi eksen modu	Sin ₂ Psi	
Tarama sayısı	21	
Psi konum sayısı	7	
Psi konumları	-45°: -35,3°: -24,1°: 0°: 24,1°: 35,3°: 45°	
Phi (dönme ekseni) konum sayısı	3	
Phi konumları	0°, 45°, 90°	
Toplam ölçüm süresi	42 dakika	

Çizelge 9.4. Kalıntı gerilme ölçüm parametreleri.

Geleneksel ısıl işlem ve derin kriyojenik işlemden sonra numunelerde ölçülen eksenel ve çevresel kalıntı gerilme değerleri Şekil 9.7 ve Şekil 9.8'de verilmiştir. Literatürde, kalıntı gerilmelerin yoğun olarak yüzeyde bulunabileceği, yüzey altındakilerin tabakalardaki seyri de önemli olmakla beraber yüzeyden 0,3 mm derine inmenin yeterli olacağı belirtilmiştir (Fetullayev, 1996; Kafkas, 2001; Lin et al. 1991; Lin et al. 2000; Shet and Deng, 2003; Tekaslan, 2007). Bununla birlikte, eksenel kalıntı gerilmelerin çevresel kalıntı gerilmelerden daha etkili olduğu ve derinlik arttıkça azaldığı da belirtilmektedir (Lin et al. 1997; Lin and Lin, 2001; Tekaslan, 2007; Thiele et al. 2000). Şekil 9.7 ve Şekil 9.8'deki grafikler incelendiğinde; tüm numuneler için elde edilen gerilmelerin, literatürde yapılan çalışmalar ile uyumlu bir şekilde çekme kalıntı gerilme şeklinde olduğu görülmektedir. En yüksek çekme kalıntı gerilmelerin çevresel yönde en düşük çekme kalıntı gerilmelerin eksenel yönde gerçekleştiği görülmektedir. Şekil 9.7'de verilen eksenel kalıntı gerilme değerleri 50 MPa ile 170 MPa arasında değişim göstermiştir. En yüksek eksenel çekme kalıntı gerilmesi 25µm derinlikte DKİ-48 numunesinde 173 MPa elde edilirken en düşük gerilme değeri ise 150µm derinlikte DKİ-12

numunesinde 54,9 MPa olarak elde edilmiştir. Şekil 9.8'de verilen çevresel kalıntı gerilme değerleri 35 MPa ile 180 MPa arasında değişim göstermiştir. En yüksek çevresel çekme kalıntı gerilmesi 25µm derinlikte geleneksel ısıl işlem görmüş DKİ-00 numunesinde 180 MPa elde edilirken en düşük gerilme değeri ise 75µm derinlikte DKİ-12 numunesinde 36,4 MPa olarak elde edilmiştir. Şekil 9.7 ve Şekil 9.8'e baktığımızda tüm numuneler için yüzey ve yüzeye yakın derinliklerde çekme kalıntı gerilmeleri oluşurken derinliğin artışı ile basma yönündeki kalıntı gerilmelerin etkisiyle çekme kalıntı gerilmelerin düştüğü görülmektedir.



Şekil 9.7. Isıl işlem ve derinliğe göre eksenel kalıntı gerilme değişimi.

Östenit-martenzit dönüşümü sırasında karbon atomlarının distorsiyona uğrayan veya çarpılan α-demirinin kafesi içerisindeki ara yerlere yeniden yerleşmesi nedeniyle önemli ölçüde hacimsel büyüme meydana gelir. Bu büyüme, soğuma sırasında malzemede meydana gelen ısıl büzülmeye karşı koyar ve böylece su verilen parçada birbirine zıt iki etki ortaya çıkar. Su verilen parçanın farklı kısımlarının soğuma hızları arasındaki farkı önlemek olanaksız olduğundan parçanın bir bölümü genişlerken, diğer bölümü büzülür. Birbirine zıt olan bu iki etki nedeniyle parçada çekme gerilmeleri oluşur. Bununla birlikte su verme sonucunda malzemenin dış kısmı çok hızlı, iç kısmı ise nispeten daha yavaş soğur. Bu homojen olmayan soğuma nedeniyle ısıl gerilmeler oluşur. Dış kısımlardaki hızlı ısıl büzülmeler lokal çekme

gerilmelerine neden olurken, bu çekme gerilmeleri iç kısımda oluşan basma gerilmeleri ile dengelenir. Yani malzemenin yüzeyinde ve yüzeye yakın kısımlarında çekme kalıntı gerilmeleri, iç kısım yani çekirdeğinde de basma kalıntı gerilmeleri oluşur.



Şekil 9.8. Isıl işlem ve derinliğe göre çevresel kalıntı gerilme değişimi.

AISI 52100 rulman çeliği numunelerinde de yukarıda belirtildiği gibi yüzeye yakın derinliklerde çekme kalıntı gerilmeleri oluşmuştur. Yüzeyden çekirdeğe doğru inildikçe çekme kalıntı gerilmelerinin azaldığı görülmüştür. Rulman çeliği numunelerinin yüzeyinde çekme kalıntı gerilmelerinin oluşmasının bir diğer sebebinin deney numunelerinin tornalama işlemi ile hazırlanması olarak düşünülmektedir. Subaşı vd. (2010), farklı sertliğe sahip numunelerin tornalanması sonucu yüzeyde çekme kalıntı gerilmelerinin oluştuğunu tespit etmişlerdir (Subaşı vd. 2010). Başka bir çalışmada Stephens et al. (2000) parçaların imalatı sırasında yüzeyde çekme kalıntı gerilmelerinin oluştuğunu belirtmişlerdir (Stephens et al. 2000).

Her iki şekilden de görüldüğü üzere, hem eksenel hem de çevresel çekme kalıntı gerilmeler için en düşük gerilme değerleri DKİ-12 numunesinde elde edilmiştir. Bu sonuç literatürde de belirtildiği gibi (Senthilkumar et al. 2011, Singh et al. 2005,
Smith et al. 2007) derin kriyojenik işlemin basma yönünde gerilmeler oluşturarak çekme kalıntı gerilmeleri düşürdüğünü doğrulamıştır. Bensely vd. (2008), temperleme öncesi kalıntı gerilme değerlerini sırasıyla geleneksel ısıl işlem görmüş, sığ kriyojenik işlem görmüş ve derin kriyojenik işlem görmüş numuneler için -125MPa, -115MPa ve -235MPa olarak elde etmişlerdir. Buna karşın, temperleme sonrası kalıntı gerilme değerleri sırasıyla geleneksel ısıl işlem görmüş, sığ kriyojenik işlem görmüş ve derin kriyojenik işlem görmüş numuneler için -150MPa, -80MPa ve -80MPa olarak bulunmuştur (Bensely et al. 2008). Jung vd. (1996) çalışmalarında, sığ ve derin kriyojenik işlemden sonra AISI 4320 ve AISI 9310 çeliklerindeki basma kalıntı gerilmelerin arttığını ifade etmişlerdir. Kalıntı gerilmelerdeki iyileşme, sığ ve derin kriyojenik işlem esnasında gerçekleşen kalıntı östenitin martenzite dönüşümü ile ilişkilendirilmiştir (Jung et al. 1996). Sentilkumar vd. (2011) maksimum basma kalıntı gerilmelerinin, derin kriyojenik işlemden sonra ve temperlemeden önce oluştuğu sonucuna varmışlardır. Kalıntı gerilmelerin iş parçasının maruz kaldığı yük ve termal değişimlerden ötürü meydana geldiğini belirtmişlerdir (Senthilkumar et al. 2011).

Yapılan çalışmalardaki bu sonuçlar, oda sıcaklığının altında metallerin soğutulmasının kalıntı gerilme açısından önemli bir rol oynadığına işaret etmektedir. Temperlenmiş derin kriyojenik işlem numunelerindeki azımsanmayacak derecedeki gerilim giderme belki matris boyunca daha ince çökelmelerin oluşmasından ve martenzitin tetragonalitesini kaybetmesinden dolayı olabilir. Ayrıca kalıntı gerilmelerdeki büyük değişimin arkasındaki mekanizma, temperleme işleminin yanı sıra derin kriyojenik işlem süreçleri olan soğutma, bekletme ve oda sıcaklığına ısıtma esnasında meydana gelen atomik seviye değişimlerinden dolayı olabilir. Derin kriyojenik işlem süreçlerinden ilki olan soğutma aşaması kalıntı östenitin yeni oluşmuş martenzite dönüşmesine sebep olur ki bu yeni oluşan martenzit orijinal martenzitten farklı kafes paremetrelerine (daha yüksek c/a oranı) sahiptir (Yen, 1996). Villa vd. (2012), geleneksel ısıl işlem görmüş numune için kafes parametreleri a, 2,861Å ve c, 2,960Å iken kriyojenik işlemden sonra a, 2,859Å ve c, 2,967Å olarak ölçmüşlerdir. Böylece numunelerin ortalama c/a oranı yani tetragonalitesi 1,035'den 1,038'e yükselmiştir (Villa et al. 2012). Tetragonalitedeki bu belirgin artış, martenzitin tetragonalitesindeki azalma ile birlikte ilk durum için

123

uzun süreli oda sıcaklığında bekletme esnasında oluşan karbon kümelenmesi ve kafes kusurlarında karbon ayrılığı oluşumu ile açıklanmıştır (Cheng et al. 1991).

Ayrıca, derin kriyojenik işlemindeki hacim daralması nedeniyle, kristal kafes azalma Bununla birlikte, düşük sıcaklıkta karbon eğilimi gösterir. atomlarının difüzyonundaki zorluk yüzünden, çok düşük bir sıcaklıkta (-196°C) ultra ince karbürlerin çökelmesi gerçekleşmeyecektir. Fakat bu düşük sıcaklıklarda artan bekletme süresi, kümelenme oluşumuna yol açan karbonun lokalize difüzyonunu içerir. Bu kümelenmeler, ısıtma ve temperleme sonrasında ultra ince karbürlerin oluşması için çekirdek görevi görürler. Kafes parametrelerindeki bu değişiklikler, kafes parametreleri "a" ve "c" nin soğutma ve ısıtma işlemleri esnasında farklı martenzit davranışları sergilediğini ifade eden Huang (2003) tarafından yapılan bir nötron kırınımı çalışması ile doğrulanmıştır (Huang (2003). Saf termal elastik etki gösteren kafes parametresi "a", soğutma ve ısıtma işlemleri esnasında hemen hemen aynı eğriyi takip eden sıcaklık ile neredeyse doğrusal olarak değişir. Saf termal elastik etki göstermeyen kafes parametresi "c" ise önce soğutma sıcaklığı ile azalır fakat aynı eğriyi takip etmez ve bu parametre sadece ısıtma işlemi esnasında çok az bir miktarda artar. Yukarıdaki sonuçlardan anlaşılmaktadır ki, karbon atomları ayrımı, soğuk işlem esnasında olmuştur. Çünkü karbon atomları, baskın olarak martenzit kafes içinde oktahedral veya tetrahedral alanları işgal ettiği için kusur bölgelerine oktahedral veya tetrahedral alandan karbon atomlarının ayrımı esas olarak "c" kafes parametresini etkiler. Sıcaklık oda sıcaklığınına geri yükselirken karbon atomlarının yayılması artar. Karbon atomlarının ikiz kristal yüzey veya diğer kusurların üzerinde kısa mesafeli ayrılma hareketi esnasında çapı 26-60 Å (Yun et al. 1998) arasında değişen daha büyük kalıntı gerilme rahatlamasına yol açan ince karbürler oluşur.



Şekil 9.9. Isıl işleme göre ortalama eksenel kalıntı gerilme değişimi.



Şekil 9.10. Isıl işleme göre ortalama çevresel kalıntı gerilme değişimi.

Her iki grafikten de dikkati çeken başka bir nokta ise, 12 saate kadar yapılan kriyojenik işlem ile çekme kalıntı gerilmelerin düştüğü bu bekletme saatinden sonra çekme kalıntı gerilmelerin yükselmeye başlamasıdır. Bu sonuçlar, Yong ve Ding (2011) tarafından yapılan çalışmanın sonuçları ile paralellik göstermiştir. Yong ve Ding (2011), kriyojenik işlemden sonra WC-Co sementit karbürlerdeki kalıntı gerilme değişimlerini incelemişler ve kalıntı gerilmeleri geleneksel ısıl işlem görmüş, 2 saat kriyojenik işlem görmüş ve 24 saat kriyojenik işlem görmüş numunelerde sırasıyla -496, -1459 ve -1391MPa olarak ölçmüşlerdir. Yazarlar kalıntı

gerilmelerdeki büyük değişimleri, yukarıda da bahsedildiği gibi kriyojenik işlem esnasında gerçekleşen atomik seviye değişimleri ve kafes parametreleri "a" ve "c" nin soğutma ve ısıtma esnasında farklı davranış sergilemeleri ile açıklamışlardır (Yong and Ding, 2011). Şekil 9.9 ve Şekil 9.10'da sırasıyla ısıl işleme göre ortalama eksenel ve çevresel kalıntı gerilme değişimleri verilmiştir. Şekil 9.9 ve Şekil 9.10'dan da görüldüğü gibi tüm yüzey derinliklerindeki eksenel ve çevresel çekme kalıntı gerilme değerlerinin ortalaması dikkate alındığında, en düşük gerilme değerleri hem eksenel kalıntı gerilmeler hem de çevresel kalıntı gerilmeler için DKİ-12 numunesinde elde edilmiştir. Bu sonuçlara dayanarak, kalıntı gerilme oluşumu bakımından derin kriyojenik işlem uygulanan AISI 52100 rulman çeliği için en ideal bekletme saatinin 12 saat olduğu söylenebilir. Kalıntı gerilmeler, malzemelerin mekanik özellikleri arasında en çok yorulma dayanımı üzerinde etkilidir (Totten et al. 2002, Ulutan, 2013). Bu bağlamda bir değerlendirme yapıldığında; kalıntı gerilme sonuçları ile yorulma deneyi sonuçlarının paralellik gösterdiği ve her iki durum için de en iyi sonuçların DKİ-12 numunesi ile elde edildiği görülmüştür.

9.2. SERTLİK ÖLÇÜMLERİ

Sertlik deneyleri, diğer mekanik özelliklerin tanımlanmasında kullanılan yöntemlere göre daha fazla tercih edilmektedir. Bunun sebebi ise deneyin basit oluşu ve diğerlerine oranla numuneye daha az hasar vermesidir. Ayrıca bir malzemenin sertliği biliniyorsa aynı malzemenin diğer mekanik özellikleri hakkında bir değerlendirme yapılabilir. Yani sert malzeme daha yüksek mukavemet değerlerine sahiptir denilebilir. Örneğin çeliklerde, çekme mukavemeti sertlik ile doğru orantılıdır. Dolayısıyla, yapılan basit sertlik ölçmesi neticesinde malzemenin mukavemeti hakkında bir fikir edinmek ve karşılaştırma yapmak mümkündür.

Şekil 9.11'de geleneksel ısıl işlem görmüş ve farklı bekletme saatlerinde derin kriyojenik işlem uygulanmış AISI 52100 rulman çeliğinin makrosertlik değerlerinin değişimi verilmiştir. Makrosertlik sonuçlarına baktığımızda sırasıyla en yüksek değerler DKİ-36, DKİ-48, DKİ-60, DKİ-24, DKİ-12 ve DKİ-00 numunelerinde olduğu görülmektedir. Literatürdeki çalışmalara dayanarak en yüksek sertlik değerlerinin DKİ numunelerinde olmasının sebebi, derin kriyojenik işlemle birlikte

AISI 52100 rulman çeliğinin içyapısında bulunan yumuşak bir yapıya sahip olan östenit fazının sert bir yapıya sahip olan martenzit fazına dönüşmesi sonucu daha gevrek bir yapının oluşmasına atfedilmiştir (Akhbarizadeh et al. 2013; Baldissera and Delprete, 2009; Preciado et al. 2006; Yi et al. 2013; Zhirafar, 2005). Yi vd. (2013) yaptıkları çalışmada, derin kriyojenik işlem ile sertlikte % 22'lik bir iyileşme sağladığını tespit etmişlerdir (Yi et al. 2013). Başka bir çalışmada Rhyim vd. (2006), derin kriyojenik işlemin sertliği iyileştirdiğini savunmuşlardır (Rhyim et al. 2006). Elde edilen makro sertlik sonuçları literatürdeki çalışmalar ile paralellik göstermiştir. Derin kriyojenik işlem görmüş numuneler arasında en yüksek makrosertlik değerleri DKİ-36 numunesi ile elde edilmiştir. Bu durum, derin kriyojenik işlemle birlikte malzemenin mikroyapısında gerçekleşen östenit martenzit dönüşümünün diğer DKİ numunelerine göre DKİ-36 numunesinde daha yüksek oranda gerçekleşmesi ile ilişkilendirilmiştir. Faz analizleri ve kalıntı östenit hacim oranı hesaplamaları da bu sonucu doğrulamıştır.



Şekil 9.11. Isıl işlem türüne göre makrosertlik değerlerindeki değişim.

Şekil 9.12'de geleneksel ısıl işlem görmüş ve farklı bekletme saatlerinde derin kriyojenik işlem uygulanmış AISI 52100 rulman çeliğinin mikro sertlik değerlerinin değişimi verilmiştir. Mikro sertlik sonuçlarına baktığımızda sırasıyla en yüksek değerler 802 HV, 788 HV, 782 HV, 770 HV, 757 HV ve 740 HV olarak DKİ-36, DKİ-48, DKİ-60, DKİ-24, DKİ-12 ve DKİ-00 numunelerinde elde edilmiştir. Yani

mikro sertlik değerlerindeki değişim makro sertlik ile paralellik arzetmiştir. DKİ numunelerini kendi aralarında karşılaştırıldığımızda, en yüksek mikro sertlik değerleri makrosertlik ölçüm sonuçlarında olduğu gibi yine DKİ-36 numunesi ile elde edilmiştir. Bu durum, yukarıda da belirttiğimiz gibi derin kriyojenik işlemle birlikte malzemenin mikroyapısında gerçekleşen östenit martenzit dönüşümünün diğer DKİ numunelerine göre DKİ-36 numunesinde daha yüksek oranda gerçekleşmesi ile ilişkilendirilmiştir. Das vd. (2009) yaptıkları çalışmada, farklı bekletme saatlerinde uygulanan derin kriyojenik işlemden sonra en yüksek sertlik değerlerine 36 saat bekletilen numunede ulaşmışlardır (Das et al. 2009). Başka bir çalışmada Amini vd. (2012), farklı bekletme saatlerinde yapılan derin kriyojenik işlemin sertliği arttırdığını savunmuşlar ve hem makro hem de mikro sertlik açısından en yüksek sertlik değerleri 36 saat bekletilen takım çeliğinde elde etmişlerdir (Amini et al. 2012).



Şekil 9.12. Isıl işlem türüne göre mikro sertlik değerlerindeki değişim.

Literatürde yapılan bu çalışmalarda da kriyojenik işlemden sonra sertlikteki artış, kalıntı östenitin martenzite dönüşümü ile ilişkilendirilmiştir. Ayrıca, 36 saat bekletme saatinde sertliğin daha yüksek çıkışı da bu numunedeki kalıntı östenit hacim oranının diğer numunelere göre daha düşük olmasına ve bu numunedeki karbür yüzdesinin daha fazla oluşuna atfedilmiştir. Bununla birlikte 36 saatin üzerinde yapılan derin kriyojenik işlem ile sertlik artışına sebep olan daha ince

karbürlerin çökelmesi mümkündür. Ancak karbür partiküllerinin yoğunluğunun artması ile yüzeyaltı kusurları ve karbür partiküllerinin etkileşimi sonucu iç gerilmelerde gevşeme meydana gelmektedir. Bu da sertliği olumsuz yönde etkilemektedir (Das et al. 2007). Çizelge 9.5'de farklı türdeki malzemeler için derin kriyojenik işlem ile sertlikteki maksimum iyileşmeleri gösteren bir tablo verilmiştir.

Literatür	Malzeme	Maksimum sertlik iyileşmesi
Bensely et al. 2006	En 353	+% 3,48 (HV)
Gu et al. 2013	Ti-6Al-4V	+% 10 (HV)
Harish et al. 2009	En 31	+% 13 (HV)
Molinari et al. 2001	AISI H13	+% 6,9 (HRc)
Pellizzari et al. 2001	AISI H13	+% 6,9 (HRc)
Singh et al. 2012	AISI M2	+% 9,2 (HRc)
Sri Siva et al. 2012	AISI 52100	+% 18 (HV)
Yun et al. 1998	AISI M2 AISI T1	+% 2,6 (HRc) +% 2,8 (HRc)
Zhirafar et al. 2007	AISI 4340	+% 2,4 (HRc)

Çizelge 9.5. Derin kriyojenik işlemin sertliğe etkisi.

Yine Çizelge 9.5'den de görüldüğü gibi derin kriyojenik işlemin malzemelerin hem makro hem de mikro sertliğinde olumlu iyileşmeler sağladığı yapılan çok sayıdaki literatür çalışması ile doğrulanmıştır.

9.3. ÇEKME DENEYLERİ

Kriyojenik işlemin, malzemelerin mekanik özelliklerini iyileştirdiği bilinmektedir (Akhbarizadeh et al. 2013, Das and Ray, 2012, Ghisi and Mariani, 2007, Gu et al. 2013, Yi et al. 2013). AISI 52100 rulman çeliğinin mekanik özellikleri üzerinde derin kriyojenik işlemin etkisini belirlemek amacıyla altı farklı numuneye çekme testleri uygulanmıştır. Çekme deneyleri her bir numune için üç kez tekrarlanmış ve çıkan sonuçların ortalaması alınmıştır. Her bir işlem türüne ait numunelerin akma dayanımı, maksimum çekme dayanımı ve uzama değerleri Şekil 9.13, Şekil 9.14 ve Şekil 9.15'deki grafiklerde verilmiştir.

Akma ve maksimum çekme dayanımı sonuçlarına baktığımızda sırasıyla en yüksek değerler DKİ-36, DKİ-48, DKİ-60, DKİ-24, DKİ-12 ve DKİ-00 numunelerinde olduğu görülmektedir. Çekme deneyi sonuçlarından da görüldüğü gibi geleneksel ısıl işlem görmüş numuneler ile karşılaştırıldığında, derin kriyojenik işlem uygulanmış rulman çeliği numunelerinin akma ve çekme dayanımları daha yüksek değerlerde bulunmuştur. Derin kriyojenik işlem görmüş numunelerin akma dayanımındaki iyileşmeler sırasıyla DKİ-36, DKİ-48, DKİ-60, DKİ-24 ve DKİ-12 için % 3,1, % 2,6, % 2,1, % 1,5 ve % 0,9 olarak bulunmuştur. Bununla birlikte, DKİ numunelerinin maksimum çekme dayanımındaki iyileşmeler sırasıyla DKİ-36, DKİ-48, DKİ-60, DKİ-24 ve DKİ-12 için % 5,2, % 3,6, % 3,35, % 2,9 ve % 1,7 olarak bulunmuştur. Burada en yüksek akma ve maksimum çekme dayanımı değerlerinin DKİ numunelerinde olmasının sebebi, daha öncede belirttiğimiz gibi derin kriyojenik işlemle birlikte AISI 52100 rulman çeliğinin içyapısında bulunan yumuşak bir yapıya sahip olan östenit fazının sert bir yapıya sahip olan martenzit fazına dönüşmesi, karbür tanelerinin daha düzenli dağılması, daha gevrek bir yapının oluşması ve tokluğun azalmasıdır (Akhbarizadeh et al. 2013, Baldissera and Delprete, 2009, Bensely et al. 2007, Yi et al. 2013, Zhirafar, 2005). Bu durum önce sertliğin artması akabinde de akma ve çekme gerilmelerinin DKİ-00 numunesinden daha yüksek çıkması ile sonuçlanmıştır.



Şekil 9.13. Isıl işlem türüne göre akma gerilmesi değerlerindeki değişim.



Şekil 9.14. Isıl işlem türüne göre maksimum çekme gerilmesi değerlerindeki değişim.

Derin kriyojenik işlem görmüş numuneler arasında en yüksek akma ve çekme gerilmesi değerleri DKİ-36 numunesi ile elde edilmiştir. Bu sonuç, derin kriyojenik işlemle birlikte malzemenin mikroyapısında gerçekleşen östenit martenzit dönüşümünün diğer DKİ numunelerine göre DKİ-36 numunesinde daha yüksek oranda gerçekleşmesi ile ilişkilendirilmiştir. Faz analizleri ve kalıntı östenit hacim oranı hesaplamaları da bu sonucu doğrulamıştır. Ayrıca literatür çalışmalarında da kriyojenik işlemden sonra mekanik özelliklerin iyileştiği bildirilmiştir. Bensely vd. (2007) yaptıkları çalışmada, -196°C'de 24 saat derin kriyojenik işlem görmüş numunelerin çekme dayanımlarında % 9,34 oranında bir iyileşme tespit etmişlerdir (Bensely et al. 2007). Başka bir çalışmada Koneshlou vd. (2011), derin kriyojenik işlemden sonra kalıntı östenit hacim oranının % 8,1'den % 3,8'e düştüğü ve çekme dayanımının da % 8,9 oranında iyileştiğini belirtmişlerdir (Koneshlou et al. 2011). Bu bağlamda yapılan çekme deneyi sonuçlarının literatür sonuçları ile paralel olduğunu söylemek mümkündür.



Şekil 9.15. Isıl işlem türüne göre uzama değerlerindeki değişim.

Uzama değerlerine baktığımızda, en düşük değerlerin sırasıyla DKİ-36, DKİ-60, DKİ-48, DKİ-24, DKİ-12 ve DKİ-00 numunelerinde olduğu görülmektedir. Bu durum uzama değerinin akma ve çekme gerilmelerine ters orantılı olarak değişim göstermesi ile açıklanabilir bu da malzemelerin sünek veya gevrek olması ile ilişkilidir. DKİ-00 numunesi diğer numunelere göre sünek bir yapıya sahip olduğu için diğer DKİ numunelerine göre daha az miktarda uzamaya maruz kalarak daha düşük gerilmelerde kopmuştur. Uygulama sıcaklığı bakımından metalik malzemeler daha düşük sıcaklıklarda daha gevrek bir yapı sergilerler (Lee et al. 2009). Derin kriyojenik işlemden dolayı sertliği artan DKİ numuneleri daha gevrek bir yapıya sahip oldukları için daha büyük gerilme değerlerinde kopmuşlardır ve bu durumla ters orantılı olarak da daha az miktarlarda uzamaya maruz kalmışlardır. Bu sonuçlar kriyojenik işlemin metalik malzemelerin çekme davranışı üzerine yapılan çalışmalar ile benzerlik göstermiştir. Xiong vd. (2007), kriyojenik işlem ile magnezyum alaşımı çeliğin maksimum çekme gerilmesi, akma gerilmesi ve uzama değerlerinde sırasıyla % 38, % 57 ve % 280 oranlarında iyileşmeler elde etmişlerdir (Xiong, 2007). Arockia Jaswin ve Mohan Lal (2011), derin kriyojenik işleme tabi tutulan En 52 ve 21-4N valf çeliklerinin çekme gerilmelerinde sırasıyla % 7,84 ve % 11,87 oranlarında iyileşmeyle birlikte uzama değerlerinde de marjinal bir düşüş kaydetmişlerdir (Arockia Jaswin and Mohan Lal, 2011). Benzer şekilde Baldissera ve Delprete (2009), 18NiCrMo5 çeliğine uygulanan derin kriyojenik işlem ile

maksimum çekme gerilmesinde % 11 oranında iyileşme elde etmişlerdir (Baldissera and Delprete, 2009). Yapılan çalışmalarda mekanik özelliklerdeki iyileşmeler, kalıntı östenitin martenzite dönüşümü ve ince karbür çökelmesi ile ilişkilendirilmiştir.

9.3.1. Kırılan Yüzeyler

Katı bir cismin gerilmeler altında iki veya daha çok parçaya ayrılması olayına kırılma denir ve genellikle gevrek ve sünek olarak iki grupta ele alınır. Sünek kırılma, catlağın oluşması ve büyümesinde önemli ölçüde kalıcı sekil değişiminin görüldüğü kırılma türüdür. Çatlak, boşlukların oluşması ve birleşmesi ile meydana gelir ve yavaş ilerler. Kırılma yüzeyi mat ve lifli bir görünümdedir. Gevrek kırılmada ise çatlak büyük bir hızla ilerler ve kalıcı şekil değişimi önemsiz düzeylerde olur. Gevrek kırılmada kırılma yüzeyi parlak ve taneli bir görünümdedir (Aran, 1981). Çekme deneyinden sonra tüm numunelerin kırılma yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu ile detaylı bir şekilde incelenmiş ve Şekil 9.16, 9.17 ve 9.18'de verilmiştir. SEM fotoğrafları numunelerin kırılma durumuna göre kırılan yüzeylerin merkezinden alınmıştır. Şekil 9.16'da işlem türüne göre altı farklı numunenin kırılma yüzeylerinin 100X büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. Kırılan yüzey fotoğrafları, numunelerde hem sünek hem de gevrek kırılma mekanizmaları olduğunu göstermiştir. Burada dikkati çeken ilk nokta DKİ-00 numunesinin kopan yüzeyinin diğer numunelere göre daha pürüzlü ve girintili çıkıntılı bir yapıda olduğudur. Bu girintili çıkıntılı yüzey görüntüleri step benzeri yapılar olarak da tanımlanır. Step yapılar, genellikle mikro boşluk ve çukurcukların gözlenmediği çatlak başlangıç noktasının uzağındaki yerlerde bulunurlar (Wei, 2006). Step yapılar genellikle damar benzeri (vein-like) bir yapı ile ilişkilendirilir. Ayrıca "nehir deseni" ifadesiyle anılırlar ve çoğu zaman amorf metallerin kırılan yüzeylerinde gözlemlenmektedirler (Luborsky, 1983). Step yapılara sebep olan damar benzeri yüzey durumları, plastik deformasyon esnasında kayma bandı üzerinde oluşan sıvı benzeri düşük viskoziteli katmanların oluşumu ile ilişkilendirilir. DKİ-00 numunesinin kırılan yüzeyinin tamamı step benzeri yapılarla kaplanmıştır. DKİ-00 numunesi için, step benzeri oluşum görünse de aslında bu yapılar step oluşumu değildir çünkü stepler çok düzensizdir. DKİ-00 numunesinde tanelerarası (intergranular) kırılmayı takiben hızlı ve düzensiz çatlak ilerlemesi söz konusudur.

133

Bu, klivaj (cleavage) düzlemlerinin sığ çukurcuklarla bağlanması neticesinde oluşmuş bir kırık yüzey görüntüsüdür. Düşük akma mukavemeti ve yüksek süneklik bu numunede daha fazla plastik deformasyon ve uzama ile sonuçlanarak söz konusu yüzey yapısını oluşturmuştur. DKİ-00 numunesi sünek kırılma mekanizması sergilerken derin krivojenik işlem gören numunelerin gevrek kırılma mekanizması sergilediği görülmüştür. Çekme kuvveti uygulanan DKİ-00 numunesi, yüksek orandaki plastik deformasyon sonucunda boyun vermesi ile Şekil 9.16'da görüldüğü gibi sünek kırılma mekanizması sergileyerek kırılmıştır. Bu kırılma, boyun verme veya büzülme bölgesinin merkezinde mikro boşluk oluşumu ile başlar. Mikro boşluklar, yüksek plastik deformasyonun gerçekleştiği ikinci faz parçacıkları, inklüzyonlar ve tane sınırlarında oluşurlar (Wang, 2007). Sürekli olarak uygulanan çekme gerilmesi altında söz konusu boşluklar birleşerek malzemenin merkezinde çatlak oluştururlar. Oluşan çatlaklar uygulanan gerilmeye dik doğrultuda malzeme yüzeyine doğru ilerler. Son olarak, çekme ekseni ile 45°'lik açık yapan bir yüzey veya düzlem üzerinde aniden kırılma ortaya çıkar ve numune kırılır (Savaşkan, 2012). Çeliklerde genellikle artan sertlikle beraber süneklik düşmektedir (Arockia Jaswin and Mohan Lal, 2011; Bensely et al. 2007; Gavriljuk et al. 2013; Koyama et al. 2013; Leskovsek and Podgornik, 2012). Artan kriyojenik işlem bekletme süresi ile beraber matris sertliği artmakta ve bu artış plastiklik derecesinde düşüşe sebep olmaktadır. Düşük plastiklik veya plastik deformasyon, mikro çukurcukların oluşumuna ve hızlı çatlak ilerlemesine sebep olmaktadır. Bu durumda sertliği artmış olan matris dökme demirdeki gibi plastik deformasyon göstermeden hasara yol açmaktadır.

DKİ numunelerinde dikkat edilmesi gereken bir diğer husus ise derin kriyojenik işlem bekletme süresine bağlı olarak ince karbür yapısı oluşumunun kırık yüzeyin düz görünmesine sebep olmasıdır. Bu durumda artan sertlik neticesinde numunenin plastikliği düşmekte ve sünek kopmaya işaret eden çukurcuk oluşumunun hacimsel olarak azalmasına sebep olmaktadır. DKİ numunelerini kendi aralarında kıyaslayacak olursak genellikle yüzey görüntülerinin tüm DKİ numunelerinde benzer olduğu fakat sadece DKİ-12 ve DKİ-36 numunelerinin diğerlerine göre daha gevrek bir kırılma davranışı sergileyerek kırılma olayının gerçekleştiği söylenebilir. Literatürde yapılan çalışmalarda da kriyojenik işlemden sonra malzemelerin sünek

134

yapısının azaldığı ve daha gevrek kırılma mekanizması sergileyerek kırıldıkları belirtilmiştir (Bensely et al. 2007; Das et al. 2010; Koneshlou et al. 2011). Bensely vd. (2007), derin kriyojenik işlemden sonra karbürlenmiş 815M17 çeliğinin kırık yüzeylerindeki değişimi incelemişlerdir. Geleneksel ısıl işlem gören numunenin kırık yüzeylerinde sünek çukurcuklar ile kırılganlığı gösteren düz yüzeylere rastlanırken, derin kriyojenik işlem gören numunelerde ise gevrek çukurcuklar ile kırılganlığı gösteren düz yüzeylerin arttığı görülmüştür. Ayrıca tüm numunelerde, sünek ve gevrek kırılma mekanizmalarının birlikte olduğu karma mod varlığı tespit edilmiştir (Bensely et al. 2007).



Şekil 9.16. İşlem türüne göre çekme numunelerine ait kırık yüzeylerin 100X büyütmedeki SEM görüntüleri.

Şekil 9.17'de işlem türüne göre altı farklı deney numunesinin 1000X büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. Yine bu şekilden anlaşılacağı gibi kriyojenik işlem ve sonrasında yapılan temperleme işleminin AISI 52100 rulman çeliğinin yapısında iyileşmelere neden olduğu açıkça görülmektedir. Daha öncede belirttiğimiz gibi, geleneksel ısıl işlem görmüş DKİ-00 numunesinde sünek kırılma mekanizması meydana gelmiştir. Mikro boşluklar en fazla gerilimin meydana geldiği orta kısımda oluşarak artan gerilmeyle birlikte makro boşluklar haline dönüşüp ana çatlağı meydana getirmiştir. Daha sonra toplam gerilimi taşıyamayan numune kesitinin her iki tarafından da kayma bantlarına paralel bir şekilde koparak sünek bir kırılma meydana getirmiştir. Yüksek dayanım ve sertliğe sahip kriyojenik işlem numunelerinde ise mikro boşluklar numune yüzeyine yakın mesafelerden başlayarak makro boşlukları meydana getirmiş, her iki taraftan büyüyen çatlaklar numune çekirdeğine ulaşmadan gerilme konsantrasyon faktörünün etkisiyle bu numunelerin kırılmasına sebep olmuştur. Yukarıdaki hipotezler çekme deneyi sonuçları ile ilişkilendirilerek, derin kriyojenik işlemden sonra AISI 52100 rulman çeliği numunelerinin mekanik özelliklerinin iyileşmesine atfedilmiştir.

Şekil 9.17'de altı farklı numunenin kırık yüzeylerinde oluşan makro ve mikro çatlaklar görülmektedir. Çekme deneyinde kopma anına yaklaşıldığında plastik deformasyonun etkisiyle numune yüzeylerinde çatlaklar oluşmaya başlar. Malzemelerin sünekliğine bağlı olarak yüzeyinde çatlaklar oluşan numuneler belirli sürelerde kopar ve kalıcı deformasyona maruz kalan malzemenin yüzeyleri incelendiğinde bu çatlaklar açıkça görülebilir. Numune yüzeylerinde oluşan çatlakların işlem türüne göre değerlendirmesini yapacak olursak, en büyük çatlakların geleneksel ısıl işlem görmüş DKİ-00 numunesinde olduğu görülmektedir. DKİ-24, DKİ-48 ve DKİ-60 numunelerinde mikro çatlaklar oluşurken DKİ-12 ve DKİ-36 numunelerinde belirgin bir çatlak görülmemiştir. Derin kriyojenik işlem ile malzeme daha gevrek bir yapıya sahip olduğu için kopma esnasında oluşan çatlaklar DKİ-00 numunesine göre daha küçük olarak mikro büyüklüklerde meydana gelmiştir.



Şekil 9.17. İşlem türüne göre çekme numunelerine ait kırık yüzeylerin 1000X büyütmedeki SEM görüntüleri.

Şekil 9.18'de işlem türüne göre altı farklı deney numunesinin 5000X büyütmedeki SEM görüntüleri verilmiştir. SEM görüntülerine bakıldığında, bütün numunelerin yüzeylerinde çatlaklarla birlikte çukurcuk ve boşlukların da yer aldığı görülmektedir. Numune yüzeyinde bulunan çukurcukların büyüklüğü veya küçüklüğü malzemenin sünek veya gevrek yapıya sahip olduğunun bir göstergesidir. Şekil 9.18'de DKİ-00 numunesinin kırık yüzeyleri üzerinde büyük çukurcuk ve boşlukların olduğu görülmektedir. Bununla birlikte DKİ-00 numunenin yüzeyinde oluşan çukurcuk ve boşluklar hem boyut olarak hem de sayı olarak diğer iki numuneden daha büyük ve

fazladır. Kırılma yüzeyine yaygın olarak dağılan çukurcuk ve boşluklar, kırık öncesinde numunenin büyük ölçülerde plastik deformasyona maruz kaldığını kanıtlamaktadır (Bensely et al. 2007). Şekil 9.18'de görülen yapı, tek eksenli çekme zorlaması ile oluşan kırılma yüzeyine özgü bir özelliktir. Sekildeki her bir cukurcuk, daha önce oluşmuş ve sonra kırılma ile ayrılmış bir mikro boşluğun yarısıdır (Callister and Rethwisch, 2010). Numunelerin yüzeylerinde bulunan gamze şeklindeki çukurcuklar işlem türüne göre farklılık göstermektedir. DKİ-00 numunesinin yüzeyinde bulunan çukurcuklar daha büyük, daha derin ve sünek bir yapıya sahiptirtir. Bu çukurcukların yapısı sünek Bununla birlikte bu numunenin yüzeyindeki çukurcukların dağılımı yüzeydeki çatlakların çokluğundan dolayı homojen bir yapıda değildir. Buna karşın DKİ numunelerinin yüzeylerinde bulunan çukurcuklar daha homojen bir şekilde dağılmış ve daha sığ bir yapıdadır. Das vd. (2010), AISI D2 soğuk iş takım çeliğinin kırık yüzeylerini inceledikleri çalışmalarında, geleneksel ısıl işlem görmüş numunelere göre derin kriyojenik işlem görmüş numunelerin kırık yüzeylerindeki çukurcuk sayısının arttığını ve çukurcukların daha sığ bir yapıda olduklarını tespit etmişlerdir. Bu durumu kriyojenik işlemden sonra iyileşen mekanik özellikler ile numunelerin daha az plaştik deformasyona maruz kalması ile ilişkilendirmişlerdir (Das et al. 2010).



Şekil 9.18. İşlem türüne göre çekme numunelerine ait kırık yüzeylerin 5000X büyütmedeki SEM görüntüleri.

Şekil 9.18'de dikkati çeken başka bir nokta, derin kriyojenik işlemden sonra numunelerin kırılan yüzeylerinde kırılgan yapıyı gösteren düz yüzeylerin alanlarının ve sayısının artmasıdır. Geleneksel ısıl işlem görmüş numunenin kırılan yüzeylerinde düz yüzeylerin çok az sayıda olduğu görülürken, DKİ numunelerinin kırılan yüzeylerinin tümünde bu oluşumların ciddi oranda artığı görülmektedir. Bu düz yüzey oluşumlarının artması ile DKİ numunelerinin sünekliği azalarak daha gevrek bir yapıya dönüşmüştür. Elde edilen sertlik ölçümleri ve çekme deneyi sonuçları da bu durumu desteklemiştir.

9.4. YORULMA DENEYLERİ

Çeliklere yapılan kriyojenik işlemin yorulma ömrüne artı bir değer sağladığı literatürde yapılan çalışmalar ile doğrulanmıştır (Baldissera, 2009, Baldissera and Delprete, 2010, Bensely et al. 2009, Han and Kim, 1987, Jeong et al. 2013, Singh et al. 2005, Umezawa and Ishikawa, 1994, Zhirafar, 2007). Bu çalışmada, AISI 52100 rulman çeliğinin yorulma performansı üzerinde farklı bekletme sürelerinde yapılan derin kriyojenik islemin etkisini belirlemek icin denevleri vorulma gerçekleştirilmiştir. Yorulma deneylerinde başlangıç gerilmelerinin tespiti için numunelere, önce düşük çevrim değerlerinde çatlama ve kopma gösterecek derecede yüksek gerilmeler uygulanarak yorulma deneylerinin kalibrasyonu yapılmıştır. Daha sonra bütün numunelere ASTM E-466 standardına uygun yüksek çevrimli yorulma testleri uygulanmıştır. Yorulma deneylerinde kullanılan parametreler, yorulma hızı R= -1 ve çalışma frekansı 50 Hz olarak belirlenmiş ve sabit yük genlikli yorulma testi, çekme-basma tipinde uygulanmıştır. Yorulma deneyleri eğme gerilmeleri uygulayan yorulma cihazlarının, dönen eğme gerilmesi uygulayan (Wöhler) yorulma test cihazı ile dört farklı gerilme değerinde (850 MPa, 900 MPa, 950 MPa ve 1000 MPa) gerçekleştirilmiştir. Yapılan bu çalışmada gerilme değerleri deney boyunca sabit tutulmuş, alınan gerilme değerine karşılık hasar çevrim sayısı tespit edilmiştir.

Daha önce de bahsettiğimiz gibi kriyojenik işlem malzemelerin mikroyapısında; kalıntı östenitin martenzite dönüşümünün tamamlanması, ince karbür çökelmesi, karbürlerin homojen dağılması ve kalıntı gerilmelerin giderilmesi gibi önemli iyileşmeler sağlamaktadır (Baldissera and Delprete, 2008). Bu mikroyapısal değişimler kimi zaman olumlu kimi zaman olumsuz etkileri ile yorulma performansıyla yakından ilişkilidir. Dislokasyon artışı söz konusu olduğunda, östenitik matriste ince sert karbürlerin oluşu veya nano boyutlu martenzit varlığı düşük gerilme genliğinde dislokasyonların hareketini engellemede veya geciktirmede etkili mekanizmalar olabilir. Bu açıdan bakıldığında, derin kriyojenik işlemden sonra çökelen ince karbürler geciktirilmiş bir çatlak çekirdeklenme aşamasına neden olabilir. Diğer taraftan yumuşak östenitin kalan kısmı, yayılma aşamasında bir çatlak önleyici olarak hareket edebilir ve sonra onun azalması yorulmanın son durumu üzerinde olumsuz bir etki yapabilir. Buna ek olarak, kalıntı gerilmeler de özellikle

140

eğilme yorulması esnasında çatlak çekirdeklenme mekanizmasında önemli bir rol oynar. Bu nedenle yorulma sonuçlarını anlamak için bütün bu etkileri düşünüp tartmak gereklidir (Baldissera and Delprete, 2008).

Şekil 9.19'da farklı bekletme saatlerinde derin kriyojenik işlem görmüş rulman çeliklerinin farklı gerilmelerde çevrim sayılarındaki değişimler verilmiştir. Wöhler eğrisi oluşturulan literatür çalışmalarında yorulma sınırı (fatigue limit) olarak 10^7 cevrim sayısı belirlenmiştir (Braam and Van Der Zwaag, 1998). Yorulma deneyleri, 10⁷ cevrim sayısına ulaşıldığında bitirilmiştir. Tüm numuneler için yorulma sınırına literatürdeki AISI 52100 rulman çeliğinin yorulma performansı üzerine yapılan çalışmalarda olduğu gibi 850 MPa gerilme değeri ile ulaşılmıştır (Gabelli et al. 2012, Mayer et al. 2009; Kerscher and Lang, 2010). Derin kriyojenik işlemin farkını daha iyi tespit edebilmek için grafikte sadece DKİ-00 numunesine ait Wöhler eğrisi oluşturulmuştur. Grafiğe baktığımızda, derin kriyojenik işlem gören numunelere ait çevrim sayılarının genellikle eğrinin sağında olduğu yani DKİ-00 numunesinden daha uzun ömürde kırıldıkları anlaşılmaktadır. Bu sonuç, literatürdeki çalışmalarda da belirtildiği gibi kriyojenik islemin malzemelerin yorulma dayanımını arttırması ile ilişkilendirilmiştir. Zhirafar vd. (2007) AISI 4340 çeliğinin mekanik özellikleri üzerine yaptıkları çalışmalarında, kriyojenik işlem ve temperlemeden sonra çeliğin yorulma limitinin iyileştiği sonucuna varmışlardır (Zhirafar et al. 2007). Başka bir çalışmada Singh vd. (2003, 2005), kriyojenik işlemden sonra yorulma ömründe % 100 iyileşme sağlamışlardır (Singh et al. 2003, 2005). Çeliğin yapısında bulunan kalıntı östenit; akma, çekme, yorulma dayanımı ve basma kalıntı gerilmelerini düşürerek çelik özelliklerini olumsuz etkilemektedir. Aynı şartlardaki çeliklerin kriyojenik işlem görmesi ile yapıda kalan bu kalıntı östenit martenzite dönüşerek yorulma dayanımının artmasına neden olmaktadır (Parrish, 1999). Baldissera (2009), kriyojenik islem uygulanmış numunelerin yorulma dayanımının arttığını tespit etmiştir. Baldissera, yorulma dayanımındaki bu iyileşmeyi kriyojenik işlemden sonra mikroyapıda oluşan ince karbür çökelmesi, kalıntı östenitin martenzite dönüşümü ve kalıntı gerilme değişimleri ile ilişkilendirmiştir (Baldissera, 2009).



Şekil 9.19. Isıl işlem türüne göre yorulma ömründeki değişim.

900 MPa gerilme değerinde, 3113600 çevrim sayısı ile en iyi sonucu DKİ-36 numunesi sağlamıştır. 950 MPa gerilme değerinde, 1004136 çevrim sayısı ile en iyi sonucu DKİ-24 numunesi sağlamıştır. 1000 MPa gerilme değerinde, 126380 çevrim sayısı ile en iyi sonuç DKİ-12 numunesi ile elde edilmiştir. Tüm numuneler için 900, 950 ve 1000 MPa gerilme değerlerinde elde edilen çevrim sayılarının ortalaması alınarak genel bir değerlendirme yapıldığında, en iyi yorulma performansının DKİ-12 numunesi ile elde edildiği görülmüştür. Ayrıca DKİ-00 numunesine göre DKİ-12, DKİ-36, DKİ-24, DKİ-48 ve DKİ-60 numunelerinde yorulma ömrü sırasıyla % 122, % 108, % 100, % 40 ve % 12 oranlarında artmıştır. DKİ-12 numunesinde en iyi yorulma davranışlarının elde edilmesi, bu numunede ölçülen kalıntı östenit hacim oranı ve kalıntı gerilme değerleri olmak üzere iki durum ile ilişkilendirilmiştir. Yukarıda da bahsettiğimiz gibi literatürde yapılan çalışmalarda, kriyojenik işlemden sonra yorulma özelliklerinde iyileşmeler olduğu ve bu iyileşmelerin kalıntı östenit hacim oranındaki düşüşden ve kalıntı gerilmelerin giderilmesinden dolayı gerçekleştiği söylenmiştir. Birinci duruma istinaden bu çalışmada gerçekleştirilen yorulma deneyi sonuçları da kriyojenik işlemden sonra kalıntı östenit hacim oranındaki düşüşe atfedilmiştir. Ancak yapılan bu çalışmada, en düşük kalıntı östenit hacim oranı DKI-36 numunesinde ölçülmesine rağmen en iyi yorulma dayanımı DKİ-12 numunesi ile sağlanmıştır. Bu durum mikroyapıda belirli oranlarda kalan kalıntı östenitin çatlak oluşumunu geciktirdiğini ileri süren Cheng vd. (1992) tarafından yapılan çalışma ile açıklanmıştır. Cheng vd. (1992), kalıntı östenitin çatlak ilerlemesi veya çatlağın ilerleme yönünü değiştirerek ya da büyük miktarda soğurma (absorbsiyon) ile durdurabildiğini belirtmişlerdir (Cheng et al. 1992). Yapılan çalışmada DKİ-12, DKİ-24 ve DKİ-36 numuneleri diğer numunelere göre daha yüksek yorulma dayanımı sergilemişlerdir. Bu numunelerin kalıntı östenit hacim oranları sırasıyla % 5,6, % 4,4 ve % 3,4 olarak bulunmuştur. Bu sonuçlara dayanarak AISI 52100 rulman çeliği için en iyi yorulma performansı % 3,4 ile % 5,6 arasındaki kalıntı östenit hacim oranına sahip numuneler ile sağlanacağı söylenebilir. İkinci durum olan kalıntı gerilmelerin giderilmesine atfedilen yorulma deneyi sonuçları, DKİ-12 numunesinin diğer DKİ numunelerine göre daha düşük çekme kalıntı gerilme değerlerine sahip olması ile ilişkilendirilmiştir. Bilindiği gibi yorulma direncini etkileyen en önemli faktörlerden biri kalıntı gerilmelerdir (Schijve, 2003). İstenmeyen çekme kalıntı gerilmeleri yorulma direnci üzerinde zararlı bir etkiye sahip iken, basma kalıntı gerilmeleri malzemenin yorulma direncini önemli ölçüde arttırabilir. Kalıntı gerilme seviyeleri oldukça yüksek olabilir. Yüksek bir basma kalıntı gerilmesinin sonucu olarak maksimum gerilme değeri oldukça düşük, hatta negatif bile olabilir. İkinci durumda bir mikroçatlağın büyümesi son derece zordur.

Kalıntı gerilmeler, gerilme genliğini etkilemediği için malzeme yüzeyinde çevrimsel kayma yine meydana gelmektedir ve mikro çatlak başlaması da mümkündür. Fakat maksimum gerilme seviyesinde mikro çatlak açılmıyor ise çatlak büyümesi de meydana gelmeyecektir. Basma kalıntı gerilmesine rağmen maksimum gerilme değeri pozitif ise mikro çatlağın büyümesi mümkündür ama kalıntı gerilme olmadığı veya çekme kalıntı gerilmelerinin olması durumuna göre bu büyüme oranı daha az olacaktır. Yukarıdaki bilgiler ışığında şu çıkarımlarda bulunabiliriz. Her ne kadar tüm numunelerde çekme kalıntı gerilmesi var olsa da kriyojenik işlem bekletme süresine bağlı olarak numunelerdeki kalıntı gerilme değerleri değişim göstermiştir. DKİ-12 numunesindeki kalıntı gerilme değerleri diğer numunelerden daha düşük seviyelerde olduğu için bu numunedeki çatlak başlangıcı ve yayılması daha geç meydana gelmiştir. Bu numuneyi DKİ-24 ve DKİ-36 numuneleri takip etmiştir. Yapılan çalışma ile daha düşük çekme kalıntı gerilmelerinde numunelerin daha geç kırıldığı ve daha büyük yorulma direnci sağladığı doğrulanmıştır. Bu açıdan tüm numuneler için genellikle yorulma deneyi ve kalıntı gerilme ölçüm sonuçları birbirini

destekler niteliktedir. Sonuç olarak, derin kriyojenik işlemin AISI 52100 rulman çeliğinin yorulma ömrünü ciddi oranlarda iyileştirdiği belirlenmiştir.

9.5. SİLİNDİRİK TAŞLAMA DENEYLERİ

9.5.1. Yüzey Pürüzlülüğünün Değişimi

Yüzey pürüzlülüğü, üretilen parçaların yüzey kalitelerinin geliştirilmesi ve belirlenmesinde, önemli bir rol oynamaktadır. Ayrıca yüzey pürüzlülüğü, yorulma direnci, aşınma, ısı iletimi, sürtünme ve yağlama gibi ürünün kalitesinin artırılması için gerekli olan fonksiyonel karakteristik özellikleri etkilemektedir. Yüzey pürüzlülüğünün azalması yüzey kalitesinin artmasını sağlamaktadır (Demir vd. 2006; Wang and Chang, 2004). Şekil 9.20, 9.21 ve 9.22'de her iki taşlama taşı için kesme derinliği ve ısıl işlem türüne bağlı olarak işlemsiz ve derin kriyojenik işlem görmüş numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerlerinin değişimi verilmiştir. Her üç şekilden de görüleceği üzere, AISI 52100 rulman çeliğinin silindirik taşlanmasında ölçülen yüzey pürüzlülüğü değerleri 0,16 µm ile 0,56 µm arasında değişim göstermiştir. SiC ve Al₂O₃ taşlama taşları için de kesme derinliğinin artmasıyla yüzey pürüzlülüğü değerleri bir miktar artmıştır. Bilindiği üzere kesme derinliği, taşlama işleminde yüzey pürüzlülüğünü olumsuz yönde etkileyen önemli parametrelerden birisidir. Kesme derinliği arttığında kesme bölgesinde meydana gelen yüksek sıcaklıklardan dolayı termal yumuşama meydana gelmektedir. Bu yumuşama zımpara taşı tanelerinin etrafında malzeme akışı oluşturur ve sonraki geçişlerde küçük parçacıklar gevşek bir şekilde zımpara taşına yapışarak ana malzemeye tekrar kaynar. Bu da kötü yüzey kalitesine neden olur (Manimaran and Pradeep-Kumar, 2013). Sonuç olarak yapılan taşlama işlemlerinde yüzey kalitesini arttırmak için kesme derinliği mümkün olduğu kadar düşürülmelidir.



Şekil 9.20. 10 µm kesme derinliğinde SiC ve Al₂O₃ taşlama taşları için yüzey pürüzlülüğünün değişimi.



Şekil 9.21. 20 µm kesme derinliğinde SiC ve Al₂O₃ taşlama taşları için yüzey pürüzlülüğünün değişimi.



Şekil 9.22. 30 µm kesme derinliğinde SiC ve Al₂O₃ taşlama taşları için yüzey pürüzlülüğünün değişimi.

AISI 52100 rulman çeliğine uygulanan ısıl işlemler bakımından, geleneksel ısıl işlem görmüş numuneyle karşılaştırıldığında derin kriyojenik işlem görmüş numuneler daha düşük R_a değerleri sağlamıştır. Bu çalışmada tüm numuneler derin kriyojenik işlemden sonra 200°C sıcaklıkta 2 saat bekletilerek son temperleme işlemine tabi tutulmuşlardır. Kriyojenik işlemden sonra yapılan temperleme işlemi, homojen karbür dağılımı ve daha ince karbür oluşumu sağlamaktadır (Koneshlou et al. 2011, Sri Siva et al. 2012) bu durum da yüzey pürüzlülüğünü iyileştirmektedir. Bununla birlikte krivojenik işlemden sonra sertliğin artmasından dolayı (Sri Siva et al. 2012) derin kriyojenik işlem görmüş numunelerin taşlanabilirliği iyileşmiştir. Sertliğin artması ile taşlanabilirliğin iyileşmesi, aynı kesme şartları altında sert malzemelerde yumuşak malzemelere göre daha iyi yüzey kalitesinin elde edilmesi ile ilişkilendirilmiştir (Chinchanikar and Choudhury, 2013). Silindirik taşlama deneylerinde kullanılan taşlama taşları karşılaştırıldığında, SiC zımpara taşları ile yapılan deneylerde elde edilen R_a değerlerinin Al₂O₃ zımpara taşları ile yapılan taşlama deneylerinde elde edilen pürüzlülük değerlerinden daha düşük olduğu Şekil 9.20, 9.21 ve 9.22'den açıkça görülmektedir. Bu durum, SiC zımpara taşının termal iletkenliğinin Al₂O₃ zımpara taşının termal iletkenliğinden daha büyük olması ile açıklanabilir. SiC zımpara taşının termal iletkenliği 120Wm⁻¹k⁻¹ iken Al₂O₃ zımpara taşının termal iletkenliği ise 20Wm⁻¹k⁻¹ dir (Bresson et al. 2005). Talaş kaldırma

işlemlerinde kesici takım veya iş parçası malzemesinin termal iletkenliğinin yüksek olması, kesme esnasında kesme bölgesinde oluşan yüksek ısıların daha çabuk ve kolay uzaklaştırılması anlamına geleceğinden özellikle taşlama işleminde işlenen yüzeylerde daha iyi yüzey pürüzlülüğü sağlamaktadır. Bu durum, literatürde yapılan çok sayıdaki çalışma ile doğrulanmıştır (Hadad et al. 2012; Khan et al. 2012; Nadig et al. 2012; Singh Gill and Singh, 2010; Sreerama Reddy et al. 2008; Sreerama Reddy et al. 2009; Srivastava and Pandey, 2012; Suleiman et al. 2009; Wu et al. 2005). Kriyojenik işlem bekletme saatleri karşılaştırıldığında, en düşük R_a değerleri 36 saat derin kriyojenik işlem gören DKİ-36 numunesi ile elde edilmiştir. Bu sonuç, temperleme işleminden sonra karbürlerin daha homojen dağılımı, daha ince karbürlerin çökelmesine ve kriyojenik işlem ile artan sertliğe atfedilmiştir (Das et al. 2009, Amini et al. 2012). Şekil 9.11 ve 9.12'de gösterildiği gibi en yüksek makro ve mikro sertlik değerleri 36 saat kriyojenik işleme tabi tutulan numunelerde gözlenmiştir. Yukarıda bahsedildiği gibi taşlama sürecinde yüksek sertlik değerlerine sahip malzemelerde daha pürüzsüz yüzeyler elde edilebilmektedir. Ayrıca, rulman çeliğinin mikroyapısındaki daha ince karbür parçacıkları talaş kaldırma esnasında daha düşük yüzey hasarlarına yol açmaktadır.

9.5.2. Yüzey Dokusunun Değişimi

SiC ve Al₂O₃ zımpara taşları ile taşlanan numunelerin yüzey görüntüleri sırasıyla Şekil 9.23 ve Şekil 9.24'de verilmiştir. Şekillerden açıkca görülmektedir ki; derin kriyojenik işlem, taşlanmış rulman çeliği numunelerinin yüzeylerini iyileştirmede pozitif bir etki göstermiştir. Bu sonuçlar R_a değerleri ile de benzerlik göstermiştir. Hem SiC zımpara taşı hem de Al₂O₃ zımpara taşı ile en iyi yüzey dokusu 36 saat derin kriyojenik işlem gören DKİ-36 numunesi ile elde edilmiştir. Silindirik taşlama işleminde kesme esnasında taşlama taşı ile iş parçası arasındaki birinci derecede plastik deformasyon ve ikinci derecede sürtünmeden dolayı yüksek sıcaklıklar meydana gelmektedir. Oluşan bu yüksek sıcaklıklar, hem zımpara taşı tanelerinin hem de iş parçası malzemesinin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Yüksek sıcaklığın etkisiyle artan süneklik, malzemenin zımpara taşı tanelerinin etrafında sıvanmasına yardımcı olur ve sonucunda yüzey kalitesi kötüleşir. Kriyojenik işleme tabi tutulan malzemelerin termal iletkenlikleri artmaktadır (Isaak and Reitz, 2008; Woodcraft, 2005; Zhisheng et al. 2003). Nadig vd. (2012) bakır iş parçasına -175°C'de 24 saat uygulanan derin kriyojenik işlemden sonra termal iletkenlikte önemli derecede iyileşme sağlandığını gözlemlemişlerdir (Nadig et al. 2012). Singh Gill ve Singh (2010), Ti-6246 alasımının termal iletkenliğinde derin kriyojenik işlemden sonra % 5'lik bir artış gözlemişlerdir (Singh Gill and Singh, 2010). Sreerama Reddy vd. (2008, 2009), P-30 tungsten karbür kesici takımların termal iletkenliğinin yine derin kriyojenik işlem uygulaması ile arttığını belirtmişlerdir (Sreerama Reddy et al. 2008, 2009). Wang vd. (2011), krivojenik işlemden sonra Cu_{76.12}Al_{23.88} alaşımının termal iletkenliğinde % 10 oranında artış sağlamışlardır (Wang et al. 2011). Yıldız vd. (2011), iş parçası malzemesini kriyojenik işleme tabi tutarak, talaş kaldırma hızında % 20-30 arasında bir iyileşme kaydetmişlerdir (Yıldız et al. 2011). Diğer bir çalışmada Jafferson ve Hariharan (2013); farklı elektrot malzemelerine kriyojenik işlem uygulamak suretiyle takım aşınma hızı ve elektrik iletkenliğinde büyük oranlarda azalma ile mikro sertlikte % 120'lere varan artış elde etmişlerdir. Elde edilen bu sonuçlar, kriyojenik işlem ile kesme anında kesici takım ve iş parçasının aşırı sıcaklıklarda ısınmalarını ve deforme olmalarını geciktiren yüksek termal iletkenlik özelliği kazanmalarına atfedilmiştir (Jafferson and Hariharan, 2013). Artan termal iletkenlik ile kesme bölgesindeki 1s1 malzeme üzerinden daha hızlı bir şekilde uzaklaştırılacağından kesme bölgesi sıcaklıklarının azaltılmasında kriyojenik işlem önemli rol üstlenmektedir. Bu bakımdan, taşlama bölgesindeki daha düşük sıcaklıkların da daha iyi yüzey dokusu sağlayacağı düşünülmektedir.

Literatürde belirtildiği gibi malzemeye uygulanan derin kriyojenik işlem sertlik ve mikroyapı üzerinde olumlu sonuçlar doğurmaktadır (Das et al. 2010, Patil and Tated, 2012, Koneshlou et al. 2011). Bununla beraber, derin kriyojenik işlem ve takiben yapılan temperleme ile ikincil karbürler çökelir ve bu da mikroyapıdaki ince karbür tanelerinin çökelmesine neden olur (Firouzdor et al. 2008). Mikroyapıdaki bu iyileşmeler zımpara taşı ile iş parçası arasındaki sürtünmeyi azaltmaktadır. Bu sonuçlara dayanarak, kesme bölgesinde daha düşük taşlama sıcaklıklarının oluşmasında derin kriyojenik işlemin etkili olduğu söylenebilir.



Şekil 9.23. 30 µm kesme derinliğinde SiC taşlama taşı ile taşlanmış yüzeylerin SEM görüntüleri.



Şekil 9.24. 30 µm kesme derinliğinde Al₂O₃ taşlama taşı ile taşlanmış yüzeylerin SEM görüntüleri.

Geleneksel taşlama işlemlerinde enerjinin çoğu iş parçasının plastik şekil değişimi için harcanır ve bu da çoğu zaman termal hasara neden olur. Bu termal hasarlar; tane büyümesi, çökelme, yeniden sertleşmeye yol açan yumuşak faz dönüşümleri, ısıl genleşme veya daralma, çatlama, yorulma ömrünü kısaltan çekme kalıntı gerilmeleri, yanık izlerine neden olan kimyasal reaksiyonları içermektedir (Rowe, 2009). Şekil 9.23 ve Şekil 9.24'den görüldüğü gibi taşlanmış yüzeylerde dokuz farklı yüzey oluşumu meydana gelmiştir. Bunlar; geri transfer, aşındırıcı tane ufalanması,

malzeme kopması, yüzey çizikleri, karalanmış alan, yan akış, pürüzsüz alan, yüzey yanıkları ve termal çatlaklardır. Taşlama esnasında oluşan küçük talaş parçaları taşlama taşına yapışarak iş parçasının gerisine doğru yığılmaya başlar ve geri transfer adı verilen yüzey durumu meydana gelir (Manimaran and Pradeep-Kumar, 2013). Sert bir yapıya sahip olan geleneksel ısıl işlem görmüş numuneler SiC taşlama taşından daha yumuşak olan Al₂O₃ taşlama taşı ile taşlandığında, taşlama taşı üzerindeki aşındırıcı taneler ufalanır ve taşlanmış numune yüzeylerine dökülür (Şekil 9.24–DKİ-00). Bununla birlikte ufalanan bu aşındırıcı zımpara taşı taneleri malzeme yüzeyinde çizikler oluşturur (Şekil 9.23 ve Şekil 9.24). Yüzey üzerindeki çizikler; yüzey ile aşındırıcı tane arasındaki etkileşim sonucu oluşan küçük kesme izleri, oyuklama ve kesme çizgilerini içerir. Ayrıca düzensiz gibi görünen izlerin kenarlarında bazı plastik deforme olmuş katman türleri ortaya çıkar. Taşlanmış yüzeylerin birçok yerinde pula benzer şekillerde oluşan bir bozuk alan görülebilir (Guo et al. 2011). İş parçasındaki yüzey yanıkları genellikle taşlama kuvvetlerindeki artışla birlikte iş parçasında oluşan ısının ani artışı sonucu oluşur. Şekil 9.23 ve Şekil 9.24'de görüldüğü gibi AISI 52100 rulman çeliğinin silindirik taşlanması esasında taşlama bölgesinde oluşan yüksek sıcaklıklardan dolayı iş parçası üzerinde yüzey yanıkları oluşmuştur. Taşlama işlemi esnasında iş parçası, taşlama taşı ve talaşın etkileşimi sonucu ısı meydana gelmektedir. Bu ısı, iş parçasında termal deformasyon ve termal gerilmelere neden olur ve bu durum taşlanmış yüzeyler üzerinde termal çatlaklarla sonuçlanır. Derin kriyojenik işlem yüzeyin sertliğini arttırmakta ve asındırıcı zımpara tası tanelerine malzemenin yapışma eğilimini düsürmektedir. Daha keskin aşındırıcı taneler ile pürüzsüz yüzey profilleri ve yanıksız yüzeyler elde edilmektedir (Şekil 9.23-DKİ-36, Şekil 9.24-DKİ-36). Ayrıca termal gerilmeler büyük oranda azalır ve böylece termal çatlak oluşumundan kaçınılmış olur. Sonuç olarak, taşlanmış yüzey görüntüleri açıkça göstermektedir ki derin kriyojenik işlem uygulanan numunelerin yüzeyleri daha pürüzsüz, daha az iz ve çizikler içerirken geleneksel ısıl işlem görmüş numunelerin yüzeyleri çok daha bozuk ve pürüzlüdür.

BÖLÜM 10

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında, derin kriyojenik işlem uygulanmış AISI 52100 rulman çeliğinin silindirik taşlanmasında yüzey pürüzlülüğü ve yüzey dokusu üzerine etkileri araştırılmıştır. Ayrıca, AISI 52100 rulman çeliğinin mikroyapısı, kalıntı östenit hacim oranı, kalıntı gerilme değerleri, yorulma dayanımı ve mekanik özellikleri üzerinde farklı bekletme sürelerinde (12, 24, 36, 48 ve 60 saat) uygulanan derin kriyojenik işlemin (-145°C) etkileri araştırılmıştır. Bu çalışma sonunda aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

- Beş farklı bekletme saatinde derin kriyojenik işlem uygulanmış ve geleneksel ısıl işlem görmüş rulman çelikleri ile yapılan çekme deneylerinde, en iyi mekanik özellikler derin kriyojenik işlem görmüş numuneler ile sağlanmıştır. Derin kriyojenik işlem görmüş numuneler içerisinden ise en iyi mekanik özellikleri DKİ-36 numunesi sağlamıştır. Mikro sertlik ve makro sertlik ölçümlerinde, derin kriyojenik işlem gören DKİ numunelerinin sertlik değerleri işlemsiz DKİ-00 numunesinden daha büyük ölçülmüştür. DKİ numuneleri arasında en yüksek sertlik değeri DKİ-36 numunesi ile elde edilmiştir. Bu sonuçlar, derin kriyojenik işlemle birlikte malzemenin mikroyapısında bulunan yumuşak bir yapıya sahip olan östenit fazının sert bir yapıya sahip olan martenzit fazına dönüşümü ile ilişkilendirilmiştir. Çekme ve akma gerilmesi değerleri de sertlik deneyi sonuçları ile paralellik göstermiş ve en yüksek dayanım değerlerine en yüksek sertlik değerine sahip olan DKİ-36 numunesi ile ulaşılmıştır.
- Çekme deneyi sonrasında numunelerin kırılan yüzeyleri incelendiğinde, geleneksel ısıl işlem görmüş DKİ-00 numunesinin kırılma yüzeyinin DKİ numunelerinin kırılma yüzeylerine göre daha pürüzlü ve daha bozuk bir

yapıya sahip olduğu görülmüştür. Bu durum DKİ-00 numunesinin daha düşük akma mukavemeti ve daha fazla plastik deformasyona maruz kalmasına bağlanmıştır. DKİ numuneleri kendi aralarında kıyaslandığında genellikle kırık yüzey görüntülerinin tüm DKİ numunelerinde benzer olduğu fakat DKİ-12 ve DKİ-36 numunelerinin diğerlerine göre daha gevrek bir kırılma davranışı sergileyerek kırıldığı görülmüştür. Kırık yüzeylerde oluşan çatlaklar bakımından, DKİ-00 numunesinde makro çatlaklar, DKİ-24, DKİ-48 ve DKİ-60 numunelerinde mikro çatlaklar oluşurken DKİ-12 ve DKİ-36 numunelerinde belirgin bir çatlak görülmemiştir.

- Kalıntı gerilme ölçümlerinde, tüm numuneler için çekme kalıntı gerilmeleri belirlenmiştir. Hem eksenel hem de çevresel-teğetsel kalıntı gerilmeler için en düşük çekme kalıntı gerilmeleri DKİ-12 numunesinde ölçülmüştür. Yine her iki gerilme değeri için en yüksek kalıntı gerilmeler genellikle işlemsiz DKİ-00 numunesinde ölçülmüştür. Bu sonuçlar, derin kriyojenik işlemin genellikle malzemelerde istenmeyen çekme kalıntı gerilmelerini azalttığını ortaya koymuştur.
- Yorulma deneylerinde, yorulma dayanımı bakımından geleneksel ısıl işlem gören numune ile karşılaştırıldığında DKİ-12 numunesi % 122'lik iyileşme ile en iyi performansı sergilemiştir. Daha sonra yorulma dayanımlarının DKİ-36, DKİ-24, DKİ-48, DKİ-60 ve DKİ-00 numuneleri için sırasıyla % 108, % 100, % 40 ve % 12 oranlarında iyileştiği görülmüştür. Çekme kalıntı gerilmelerinin yorulma dayanımını olumsuz etkilediği bilgisine dayanarak, kalıntı gerilme ölçümleri yorulma deneyi sonuçlarını doğrulamıştır.
- Metalografik sonuçlara bakıldığında mikroyapı, faz analizi, kalıntı östenit ve kalıntı gerilme bakımından derin kriyojenik işlem gören DKİ numuneleri işlemsiz DKİ-00 numunesine göre genellikle daha iyi performans sergilemiştir. Mikroyapı analizleri incelendiğinde, DKİ-36 numunesi daha homojen mikroyapı ve daha ince karbür çökelmesi ile en iyi mikroyapı özelliklerini sergilemiştir.

- Kalıntı östenit hacim oranı ölçümlerinde, en düşük ve en yüksek östenit hacim oranları DKİ-36 ve DKİ-00 numunesi ile elde edilmiştir. Kalıntı östenit hacim oranlarındaki değişimi doğrulamak amacıyla yapılan faz analizlerine bakıldığında, en fazla östenit martenzit dönüşümü DKİ-36 numunesinde görülmüştür.
- Silindirik taşlama deneylerinde kriyojenik işlemin yüzey pürüzlülüğü ve • yüzey dokusuna etkisi incelendiğinde, derin kriyojenik işlem gören DKİ numuneleri işlemsiz DKİ-00 numunesine göre daha düşük yüzey pürüzlülüğü ve daha iyi yüzey dokusu sonuçları sergilemiştir. Bu sonuçlar, kriyojenik işlemden sonra iş parçası malzemesinin termal iletkenliğinin artmasına atfedilmiştir. Bu bakımdan, daha yüksek termal iletkenlik ile kesme bölgesindeki ısının iş parçası malzemesi üzerinden daha hızlı bir şekilde uzaklaştırılacağı ve bunun sonucu olarak taşlama bölgesindeki daha düşük sıcaklıkların da daha iyi yüzey pürüzlülüğü ve yüzey dokusu sağlayacağı düşünülmektedir. Derin kriyojenik işlem görmüş numuneler içerisinden en düşük yüzey pürüzlülüğü ve en iyi yüzey dokusu DKİ-36 numunesi ile elde edilmiştir. Bu da kriyojenik işlem ve temperleme ile sağlanan sertlik artışına, karbürlerin daha homojen dağılımı ve daha ince karbürlerin çökelmesine atfedilmiştir. Ayrıca, mikroyapı analizi ve kalıntı östenit hacim oranı ölçümleri de bu sonucu doğrulamıştır. SiC ve Al₂O₃ taşlama taşları ile yapılan silindirik taşlama deneylerinde yüzey pürüzlülüğü ve yüzey dokusu bakımından SiC taşlama taşı genellikle tüm kesme şartlarında en iyi performansı sergilemiştir. Bu durum, SiC zımpara taşının termal iletkenliğinin Al₂O₃ zımpara taşının termal iletkenliğinden daha büyük olmasına atfedilmiştir.

Sonuç olarak bu tez çalışmasında derin kriyojenik işlem ve sonrasında yapılan temperleme işlemi, AISI 52100 rulman çeliği üzerinde taşlanabilirlik, mekanik ve metalografik davranışlar bakımından pozitif etkiler bırakmıştır. Bu alanda çalışma yapacak araştırmacılara yapılan öneriler aşağıda sıralanmıştır.

- AISI 52100 rulman çeliğinin mikroyapısı, kalıntı östenit hacim oranı, kalıntı gerilme değerleri, yorulma dayanımı ve mekanik özellikleri üzerinde farklı bekletme sıcaklıklarında yapılan kriyojenik işlemin etkileri araştırılabilir. Bununla birlikte, farklı bekletme sıcaklıklarında kriyojenik işlem uygulanmış AISI 52100 rulman çeliğinin silindirik taşlanmasında yüzey pürüzlülüğü ve yüzey dokusu üzerine etkileri araştırılabilir.
- Bu tez çalışmasında uygulanan bekletme sürelerinin arasında kalan bekletme süreleri için (örneğin 2, 4 veya 6 saat aralıklarla artan) benzer bir çalışma gerçekleştirilerek optimum mikroyapı, kalıntı östenit hacim oranı, kalıntı gerilme değerleri, yorulma dayanımı, yüzey pürüzlülüğü, yüzey dokusu ve mekanik özellikler belirlenebilir.
- Yapılan tez çalışmasındaki kalıntı östenit hacim oranı, kalıntı gerilme, yorulma dayanımı, yüzey pürüzlülüğü ve mekanik özelliklerin ideal değerleri için bir optimizasyon programı yardımı ile optimal proses parametreleri belirlenebilir.

KAYNAKLAR

Akdeniz, Y., "Taşlama sonrası kalın camsı metalde oluşan kalıntı gerilmenin delik delme yöntemiyle incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, 1–50 (2012).

Akhbarizadeh, A., Shafyei, A. and Golozar, M. A., "Effects of cryogenic treatment on wear behavior of D6 tool steel", *Mater. Des.*, 30: 3259–3264 (2009).

Akhbarizadeh, A., Amini, K. and Javadpour, S., "Effects of applying an external magnetic field during the deep cryogenic heat treatment on the corrosion resistance and wear behavior of 1.2080 tool steel", *Mater. Des.*, 41: 114–123 (2012).

Akhbarizadeh, A. and Javadpour, S., "Investigating the effect of as-quenched vacancies in the final microstructure of 1.2080 tool steel during the deep cryogenic heat treatment", *Mater. Lett.*, 93: 247–250 (2013).

Akhbarizadeh, A., Javadpour, S. and Amini, K., "Investigating the effect of electric current flow on the wear behavior of 1.2080 tool steel during the deep cryogenic heat treatment", *Mater. Des.*, 45: 103–109 (2013).

Akhbarizadeh, A., Javadpour, S., Amini, K. and Yaghtin, A. H., "Investigating the effect of ball milling during the deep cryogenic heat treatment of the 1.2080 tool steel", *Vac.*, 90: 70–74 (2013).

Altan, N., "AISI 316 östenitik paslanmaz çeliklerin işlenmesinde kesici takıma uygulanan kriyojenik işlemin takım ömrü üzerine etkilerinin araştırılması", Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 25–75 (2013).

American Society for Testing and Materials (ASTM), "Conduction constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials, ASTM E 466–82, *ASTM International*, Philadelphia, U.S.A. (1982).

American Society for Testing and Materials (ASTM), "Presentation of constant amplitude fatigue test result for metallic materials", ASTM E 468–82, *ASTM International*, Philadelphia, U.S.A. (1982).

American Society for Testing and Materials (ASTM), "Annual Book of ASTM Standarts", Section 3, Vol. 03.01, ASTM E466-82, *ASTM International*, Philadelphia, U.S.A. 566–571 (1983).

American Society for Testing and Materials (ASTM), "Standard practice for X-ray determination of retained austenite in steel with near random crystallographic orientation", ASTM E975-03, *ASTM International*, Pennsylvania, U.S.A. (1997).

Amini, K., Nategh, S. and Shafyei, A., "Influence of different cryotreatments on tribological behavior of 80CrMo12 5 cold work tool steel", *Mater. Des.*, 31: 4666-4675 (2010).

Amini, K., Akhbarizadeh, A. and Javadpour, S., "Investigating the effect of holding duration on the microstructure of 1.2080 tool steel during the deep cryogenic heat treatment", *Vac.*, 86: 1534–1540 (2012).

Amini, K., Akhbarizadeh, A. and Javadpour, S., "Investigating the effect of the quench environment on the final microstructure and wear behavior of 1.2080 tool steel after deep cryogenic heat treatment", *Mater. Des.*, 45: 316–322 (2013).

Amini, K., Akhbarizadeh, A. and Javadpour, S., "Investigating the effect of quench environment and deep cryogenic treatment on the wear behavior of AZ91", *Mater. Des.*, 54: 154–160 (2014).

Aran, A., "Kırılma mekaniğine giriş", Seminer Notları, *Tübitak Marmara Araştırma Merkezi*, Kocaeli (1981).

Arockia Jaswin, M. and Mohan Lal, D., "Effect of cryogenic treatment on the tensile behaviour of EN 52 and 21-4N valve steels at room and elevated temperatures", *Mater. Des.*, 32: 2429–2437 (2011).

Arslan, F. K., "Soğuk iş takım çeliklerinde sıfıraltı işlem derecesinin mekanik özelliklere etkisi", Yüksek Lisans Tezi, *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, (2010).

Asi, O. ve Asi, D., "An investigation of residual stresses developed in carburized SAE 8620 steel", *Gazi Univ. J. Sci.*, 16: 725–732 (2003).

Asi, O. ve Can, A. Ç., "The comparison of the residual stresses between carburized and only quenched steels", *Pamukkale Univ. J. Eng. Sci.*, 7 (2): 183–187 (2003).

Asilturk, I., Tinkir, M., El Monuayri, H. and Celik, L., "An intelligent system approach for surface roughness and vibrations prediction in cylindrical grinding", *Int. J. Comput. Integr. Manuf.*, 25 (8): 750–759 (2012).

Askeland, D. R., Fulay, P. P. and Wright, W. J., "The Science and Engineering of Materials 6th edition", *Cengage Learning*, London, U.K. 114–117 (2010).

Aslan, N., "Ti-6Al-4V alaşımının işlenmesinde kriyojenik soğutmanın yüzey pürüzlülüğü üzerine etkisinin araştırılması", Yüksek Lisans Tezi, *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Afyonkarahisar, (2012).

Atakök, G., "CNC tornada talaş kaldırma işlemlerinde talaş kırıcı geometrisinin işlenebilirliğe etkilerinin deneysel ve sonlu elemanlar yöntemiyle incelenmesi", Doktora Tezi, *Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, (2008).

Atzeni, E. and Luliano, L., "Experimental study on grinding of a sintered friction material", *J. Mater. Process. Technol.*, 196: 184–189 (2008).

Babu, P. S., Rajendran, P. and Rao, K. N., "Cryogenic treatment of M1, EN19, and H13 tool steels to improve wear resistance", *J. Inst. Eng. India M.M.*, 86: 64–66 (2005).

Bağcı M., Erişkin Y. ve Aslaner M., "Taşlamacılık ve Alet Bileme Teknolojisi", *Devlet Kitapları*, Ankara, Türkiye (1982).

Bağcı, M., Erişgin, Y. ve Aslaner M., "Taşlamacılık ve Alet Bileme Teknolojisi", *Milli Eğitim Basımevi,* İstanbul, Türkiye (1996).

Bhadeshia, H. K. D. H., "Steels for bearings", *Prog. Mater. Sci.*, 57: 268–435 (2012).

Baldissera, P. and Delprete, C., "Deep cryogenic treatment: A bibliographic review", *The Open Mech. Eng. J.*, 2: 1-11 (2008).

Baldissera, P., "Fatigue scatter reduction through deep cryogenic treatment on the 18NiCrMo5 carburized steel", *Mater. Des.*, 30: 3636–3642 (2009).

Baldissera, P. and Delprete, C., "Effects of deep cryogenic treatment on static mechanical properties of 18NiCrMo5 carburized steel", *Mater. Des.*, 30: 1435–1440 (2009).

Baldissera, P. and Delprete, C., "Deep cryogenic treatment of AISI 302 stainless steel: Part II – Fatigue and corrosion", *Mater. Des.*, 31: 4731–4737 (2010).

Barron, R. F., "Cryogenic treatment of metals to improve wear resistance", *Cryog.*, 22: 409–413 (1982).

Barron, R. F. and Mulhern, C. R., "Cryogenic treatment of AISI-T8 and C1045 steels", *Adv. Cryo. Eng. Mater.*, 27: 171–180 (1981).

Barsom, J. M. and Rolfe, S. T., "Fracture and Fatigue Control in Structures: Applications of Fracture Mechanics", *ASTM International*, Philadelphia, U.S.A. (1999).

Barsoum, Z. and Lundback, A., "Simplified FE welding simulation of fillet welds–3D effects on the formation residual stresses", *Eng. Fail. Anal.*, 16: 2281–2289 (2009).

Becherer, B. A. and Witheford, T. J., "Introduction to Heat Treating of Tool Steels", *ASM International*, Materials Park, Ohio, U.S.A. (1991).

Benli, S., "Kaynaklı parçalarda oluşan artık gerilmelerin incelenmesi" Yüksek Lisans Tezi, *Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmir, 25–50 (2004).
Bensely, A., Prabhakaran, A., Mohan Lal, D. and Nagarajan, G., "Enhancing the wear resistance of case carburized steel (En 353) by cryogenic treatment", *Cryog.*, 45: 747–754 (2006).

Bensely, A., Senthilkumar, D., Mohan Lal, D., Nagarajan, G. and Rajadurai, A., "Effect of cryogenic treatment on tensile behavior of case carburized steel-815M17", *Mater. Charact.*, 58: 485–491 (2007).

Bensely, A., Venkatesh, S., Mohan Lal, D., Nagarajan, G., Rajadurai, A. and Junik, K., "Effect of cryogenic treatment on distribution of residual stress in case carburized EN 353 steel", *Mater. Sci. Eng. A*, 479: 229–235 (2008).

Bensely, A., Shyamala, L., Harish, S., Mohan Lal, D., Nagarajan, G., Junik, K. and Rajadurai, A., "Fatigue behaviour and fracture mechanism of cryogenically treated En 353 steel", *Mater. Des.*, 30: 2955–2962 (2009).

Bhaduri, D. and Chattopadhyay, A. K., "Effect of pulsed DC CFUBM sputtered TiN coating on performance of nickel electroplated monolayer CBN wheel in grinding steel", *Surf. Coat. Technol.*, 204: 3818–3832 (2010).

Bhaduri, D., Kumar, R., Jain, A. K. and Chattopadhyay, A. K., "On tribological behaviour and application of TiN and MoS₂-Ti composite coating for enhancing performance of monolayer CBN grinding wheel", *Wear*, 268: 1053–1065 (2010).

Bicek, M., Dumont, F., Courbon, C., Pusaveca, F., Rech, J. and Kopac, J., "Cryogenic machining as an alternative turning process of normalized and hardened AISI 52100 bearing steel", *J. Mater. Process. Technol.*, 212: 2609–2618 (2012).

Blankinship, S., "Ultra-cold could help freeze plant repairs", *Power, Power Eng.*, 105: 13–14 (2001).

Boyles, C. M., "Bee cool", Cut. Tool Eng., 54 (4): 50-54 (2002).

Braam, J. J. and Van Der Zwaag, S., "A statistical evaluation of the staircase and the arcsin methods for determining the fatigue limit", *J. Test. Eval.*, 26: 125–131 (1998).

Bray, D. E., Pathak, N. and Srinivasan, M. N., "Residual stress mapping in a steam turbine disk using the LCR ultrasonic technique", *Mater. Eval.*, 54: 832–839 (1996).

Bresson, N., Cristoloveanu, S., Mazure, C., Letertre, F. and Iwai, H., "Integration of buried insulators with high thermal conductivity in SOI MOSFETs: Thermal properties and short channel effects", *Solid-State Electron.*, 49: 1522–1528 (2005).

Callister, W. D. and Rethwisch, D. G., "Materials Science and Engineering", *John Wiley High Education*, Chichester, U.K. 10-50 (2010).

Carlson, E. A., "Cold treating and cryogenic treatment of steel", ASM Handbook, Volume 4, *ASM International*, Pennsylvania, U.S.A. 203–206 (1991).

Chaudhari, S. N. and Vikhe Patil, G. J., "Deep cryogenic processing after heat treatment: A new approach", *Int. J. Eng. Sci.*, 2 (1): 246–249 (2013).

Chang, Y. B., Lee, S. C. and Hu, C. J., "Low-temperature fracture toughness study of Fe-7Al-27Mn-C alloys", *J. Mater. Sci.*, 30: 4598–4602 (1995).

Chari, M. S. R. and De Nobel, J., "Thermal conductivity of some steels at low temperatures", *Phys.*, 25 (1-6): 73–83 (1959).

Chen, P., Malone, T., Bond, R. and Torres, P., "Effects of cryogenic treatment on the residual stress and mechanical properties of an aerospace aluminum alloy", *5th Conference on Aerospace Materials Processes and Environmental Technology* (*AMPET*), Alabama, (2002).

Cheng, L., Van Der Pers, N. M., Bottger, A., De Keijser, T. H. and Mittemeijer, E. J., "Lattice changes of iron-carbon martensite on aging at room temperature", *Metal. Trans. A*, 22 (9): 1957–1967 (1991).

Cheng, L., Böttger, A. and Mittemeijer E. J., "Tempering of iron-carbon-nitrogen martensites", *Metal. Trans. A*, 23 (4): 1129–1145 (1992).

Chillar, R. and Agrawal S. C., "Cryogenic treatment of metal parts", *Transactions of the International Cryogenic Materials Conference (ICMC)*, Colorado, 77–82 (2005).

Chinchanikar, S. and Choudhury, S. K. "Investigations on machinability aspects of hardened AISI 4340 steel at different levels of hardness using coated carbide tools", *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.*, 38: 124–133 (2013).

Chrenko, R. M., "Thermal modifications of welding residual stresses", *Sagamore Army Materials Research Conference*, New York, 61–70 (1981).

Clark, A. F., Childs, G. E. and Wallace, G. H. "Electrical resistivity of some engineering alloys at low temperatures", *Cryog.*, 10(4): 295–305 (1970).

Collins, D. N. "Deep cryogenic treatment of tool steels: a review", *Heat Treat. Metal.*, 2: 40–42 (1996).

Collins, D. N. and Dormer, J., "Deep cryogenic treatment of a D2 cold-work tool steel", *Heat Treat. Metals*, 71–74 (1997).

Collins, D. N., "Cryogenic treatment of tool steels", *Adv. Mater. Process.*, 154 (6): 23–29 (1998).

Çalık, A., "Elektron ışın kaynağı ile birleştirilmiş iki farklı çelik malzemenin kaynak bölgesinin incelenmesi", Doktora Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta, (2004).

Çelik, L., "Taşlama işleminde titreşimin izlenmesi ve yüzey pürüzlülüğünün regresyonla modellenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Konya, (2010).

Çiçek, A., Kıvak, T., Samtaş, G. and Çay, Y., "Modelling of thrust forces in drilling of AISI 316 stainless steel using artificial neural network and multiple regression analysis", *Strojniški vestnik – J. Mech. Eng.*, 58 (7-8): 492–498 (2012).

Çiçek, A., Kıvak, T., Uygur, I., Ekici, E. and Turgut, Y., "Performance of cryogenically treated M35 HSS drills in drilling of austenitic stainless steels", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 60: 65–73 (2012).

Çiçek, A., Kara, F., Kıvak, T. and Ekici, E., "Evaluation of machinability of hardened and cryo-treated AISI H13 hot work tool steel with ceramic inserts", *Int. J. Refract. Metal. Hard Mater.*, 41: 461–469 (2013).

Çökelek, M., "Islah çeliklerinde, ısıl işlem parametrelerinin yorulma limitine etkisi", Yüksek Lisans Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta, (2001).

Das, D., Dutta, A. K., Toppo, V. and Ray, K. K., "The Effect of cryogenic treatment on the carbide precipitation and tribological behavior of D2 steel", *Mater. Manuf. Process.*, 22: 474–480 (2007).

Das, D., Dutta, A. K. and Ray, K. K. "Influence of varied cryotreatment on the wear behavior of AISI D2 steel", *Wear*, 266: 297–309 (2009).

Das, D., Dutta, A. K. and Ray, K. K. "Sub-zero treatments of AISI D2 steel: Part I. Microstructure and hardness", *Mater. Sci. Eng. A*, 527: 2182–2193 (2010).

Das, D., Dutta, A. K. and Ray, K. K., "Sub-zero treatments of AISI D2 steel: Part II. Wear behavior", *Mater. Sci. Eng. A*, 527: 2194–2206 (2010).

Das, D., Sarkar, R., Dutta, A. K. and Ray, K. K., "Influence of sub-zero treatments on fracture toughness of AISI D2 steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 528: 589–603 (2010).

Das, D. and Ray, K. K., "Structure–property correlation of sub-zero treated AISI D2 steel", *Mater. Sci. Eng. A*, 541: 45–60 (2012).

Davies, D. E., "Practical Experimental Metallurgy", *Elseiver Publishing*, California, U.S.A. (1966).

Dawson, P. R. and Malkin, S., "Inclined moving heat source model for calculating metal cutting temperatures", *Trans. ASME-J. Eng. Ind.*, 106 (3): 179–186 (1984).

De Silva, F. J., Franco, S. D., Machado, A. R., Ezugwu, E. O. and Souza Jr. A. M., "Performance of cryogenically treated HSS tools", *Wear*, 261: 674–685 (2006).

Demir, H., "Alüminyum oksit zımpara taşlarıyla silindirik taşlamada çeşitli çelikler için taşlama oranlarının belirlenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (1998).

Demir, H., "Düzlem taşlamada taşlama parametrelerinin taşlama kuvvetlerine ve yüzey kalitesine etkilerinin incelenmesi", Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (2003).

Demir, H., Güllü, A. ve Şeker, U., "Düzlem taşlama işleminde taşlama kuvvetlerinin ölçülmesi için bir dinamometre tasarımı ve imalatı", *Teknoloji*, 9 (2): 111–118 (2006).

Demir, H., Ulaş, H. B. ve Zeyveli, M., "Stavax esr çeliğinin yüzey pürüzlülüğü ve kesme kuvvetleri açısından değerlendirilmesi", 5. Uluslararası İleri Teknolojiler Sempozyumu-IATS'09, Karabük, (2009).

Demir, H., Güllü, A., Çiftci, I., and Şeker, U., "An investigation into the influences of grain size and grinding parameters on surface roughness and grinding forces when grinding", *Strojniški vestnik - J. Mech. Eng.*, 56 (7-8): 447–454 (2010).

Demirler, U., "Fiziksel buhar biriktirme TiN CrN ve ZrN kaplamalarda proses parametreleri ve taban malzemenin kalıntı gerilme üzerine etkisi", Doktora Tezi, **İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü,** İstanbul, (2003).

Des Ruisseaux, N. R. and Zerkle, R. D., "Thermal analysis of the grinding process", *Trans. ASME-J. Eng. Ind.*, 92: 428–434 (1970).

Dhokey, N. B. and Nirbhavne, S., "Dry sliding wear of cryotreated multiple tempered D-3 tool steel", *J. Mater. Process. Technol.*, 209: 1484–1490 (2009).

Dhokey, N. B., Dandawate, J., Gangurde, H. and Harle, A., "Metallurgical investigation of cryogenically cracked M35 tool steel, *Eng. Fail. Anal.*, 21: 52–58 (2012).

Dieter, E. G., "Mechanical Metallurgy: Metallurgy and Metallurgical Engineering Series", *McGraw-Hill*, London, U.K. 393–417 (1961).

Dieter, E. G., "Mechanical Metallurgy: Materials Science and Engineering Series", *McGraw-Hill*, London, U.K. 430–432 (1976).

Dieter, G. E., "Mechanical Metalurgy", Mc Graw Hill, London, U.K. (1988).

Dilmeç, M., Yiğit, O. ve Halkacı, H. E. "Tabaka kaldırma yöntemiyle kalıntı gerilmelerin ölçülmesi ve diğer yöntemlerle karşılaştırılması", *Mühendis ve Makine*, 49 (579): 20–27 (2008).

Dixit, S. S., Nimbalkar, S. R. and Kharde, R. R., "Dry sliding wear analysis of D5 tool steel at different heat treatments", *Int. J. Eng. Sci.*, 2 (5): 16–26 (2013).

Dowdell, R. L. and Harder, O. E., "The decomposition of the austenitic structure in steel. Part II, The decomposition of austenite in liquid oxygen", *Trans. Am. Soc. Steel Treat.*, 11: 391–392 (1927).

Ebbrell, S., Rowe, W. B. and Morgan, M. N., "Process characterisation of grinding AISI 52100 with vitrified CBN", *Key Eng. Mater.*, 238–239: 333–338 (2003).

Ekmekçi, B., "Theoretical and experimental investigation of residual stresses in electric discharge machining", PhD. Thesis, *The Middle East Technical University*, Ankara, (2004).

Fakıoğlu, A., "Yaşlandırılan AA7075 alüminyum alaşımlarının yorulma davranışlarının incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, (2012).

Fan, X., "Force modeling for intermittent grinding processes", PhD Thesis, *Michigan Technological University*, USA, 2–3 (2005).

Fetullayev, E. K., "Vidalarda meydana gelen artık gerilmelerin teknolojik faktöre bağlı olarak tayin edilmesi", 7. Uluslararası Makina Tasarımı ve İmalat Kongresi, Ankara, (1996).

Firouzdor, V., Nejati, E. and Khomamizadeh, F. "Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance and tool life of M2 HSS drill", *J. Mater. Process. Technol.*, 206: 467–472 (2008).

Foerg, W., "History of cryogenics: the epoch of the pioneers from the beginning to the year 1911", *Int. J. Refrig.*, 25 (3): 283–292 (2002).

Frey, R., "Cryogenic treatment improves properties of drills and P/M parts", *Indust. Heat.*, 21–23 (1983).

Gabelli, A., Lai, J., Lund, T., Ryden, K., Strandell, I. and Morales-Espejel, G. E., "The fatigue limit of bearing steels – Part II: Characterization for life rating standards", *Int. J. Fatigue*, 38: 169–180 (2012).

Gadelmavla, E. S. and Koura, M. M., "Roughness parameter", *J. Mater. Process. Technol.*, 123: 133–145 (2002).

Gavas, M., Yaşar, M., Aydın, M. ve Altunpak, Y., "Üretim Yöntemleri ve İmalat Teknolojileri", Üçüncü baskı, *Seçkin Yayıncılık,* Ankara (2013).

Gavriljuk, V. G., Theisen, W., Sirosh, V. V., Polshin, E. V., Kortmann, A., Mogilny, G. S., Petrov, Y. N. and Tarusin, Y. V., "Low-temperature martensitic transformation in tool steels in relation to their deep cryogenic treatment", *Acta Mater.*, 61: 1705–1715 (2013).

Gerson, A. R., Cavallaro G. P. and Xu, N., "Microstructure of cryogenically treated high performance tool steels, *Mater. Australia*, 40(5): 48–49 (2007).

Ghisi, A. and Mariani, S., "Mechanical characterization of Ti–5Al–2.5Sn ELI alloy at cryogenic and room temperatures", *Int. J. Fract.*, 146: 61–77 (2007).

Gordon, P. and Cohen M., "The transformation of retained austenite in high speed steel at subatmospheric temperatures", *Trans. ASM*, 30: 569–588 (1942).

Gu, K., Zhang, H., Zhao, B., Wang, J., Zhou, Y. And Li, Z., "Effect of cryogenic treatment and aging treatment on the tensile properties and microstructure of Ti–6Al–4V alloy", *Mater. Sci. Eng. A*, 584: 170–176 (2013).

Gulyaev, A., "Improved heat treatment high speed steel to improve cutting quality", *Metal.*, 12: 65–77 (1937).

Guo, G., Liu, Z., An, Q. and Chen, M., "Experimental investigation on conventional grinding of Ti-6Al-4V using SiC abrasive", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 57: 135–142 (2011).

Gulyaev, A., "Transformation of retained austenite at subzero temperatures with high speed steel", *Metal.*, 14: 64–77 (1939).

Güllü, A., "Silindirik taşlamada istenen yüzey pürüzlülüğünü elde etmek için taşlama parametrelerinin bilgisayar yardımıyla optimizasyonu", Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (1995).

Hadad, M. J. Tawakoli, T., Sadeghi, M. H. and Sadeghi, B., "Temperature and energy partition in minimum quantity lubrication-MQL grinding process", *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, 54–55: 10–17 (2012).

Hake, R. R., Leslie, D. H. and Berlincourt, T. G., "Electrical resistivity, Hall effect and superconductivity of some b.c.c. titanium-molybdenum alloys", *J. Phys. Chem. Solids*, 20 (3-4): 177–186 (1961).

Hamdi, H., Zahouani, Hassan. and Bergheau, J.M., "Residual stresses computation in a grinding process", *J. Mater. Process. Technol.*, 147: 277–285 (2004).

Han, J. K. and Kim, Y. G., "Low cycle fatigue behaviour of a cryogenic Fe-30Mn-5Al-0.1Nb-0.3C steel", *Mater. Sci. Eng.*, 91: 73–79 (1987).

Harish, S., Bensely, A., Mohan Lal, D., Rajadurai, A. and Lenkey, G. B., "Microstructural study of cryogenically treated En 31 bearing steel", *J. Mater. Process. Technol.*, 209: 3351–3357 (2009).

Hassui, A. and Diniz, A. E., "Correlating surface roughness and vibration on plunge cylindrical grinding of steel", *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, 43: 855–862 (2003).

Horozoğlu, E., "Görüntü işleme ile yüzey pürüzlülüğü ölçümü ve analizi", Yüksek Lisans Tezi, *Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Konya, (2013).

Huang, J. Y., Zhu, Y. T., Liao, X. Z., Beyerlein, I. J., Bourke, M. A. and Mitchell, T. E., "Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel", *Mater. Sci. Eng. A*, 339: 241–244 (2003).

International Organization for Standardization (ISO), "Heat-treated steels, alloy steels and free-cutting steels–Part 17: Ball and roller bearing steels", *ISO 683–17:1999*, (1999).

Isaak, C. J. and Reitz, W., "The effects of cryogenic treatment on the thermal conductivity of GRCop-84", *Mater. Manuf. Process.*, 23: 82–91 (2008).

İşbilir, F., "Takım ömrünün sebep-sonuç diyagramları ile açıklanması, yüzey pürüzlülüğü ve takım ömrüne etkili faktörlerin analizi, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (2006).

Jafferson, J. M. and Hariharan, P., "Machining performance of cryogenically treated electrodes in microelectric discharge machining: A comparative experimental study", *Mater. Manuf. Process.*, 28: 397–402 (2013).

Jeong, D. H., Lee, S. G., Jang, W. K., Choi, J. K., Kim, Y. J. and Kim, S., "Cryogenic S–N fatigue and fatigue crack propagation behaviors of high manganese austenitic steels", *Metal. Mat. Trans. A*, 44A: 4601–4612 (2013).

Jordine, A., "Increased life of carburised race car gears by cryogenic treatment", *Int. J. Fatigue*, 18 (6): 418–426 (1996).

Jung, S. C., Medlin, D. J. and Krauss, G., "Effects of subzero treatments on the bending fatigue performance of carburized SAE 4320 and SAE-9310 steels", *SAE Tech. Pap.*, 960313: 147–158 (1996).

Kafkas, F., "Katman kaldırma tekniğine dayalı olarak kalıcı gerilmelerin ölçülmesini sağlayan bilgisayarlı ölçme cihazının tasarımı ve imalatı, Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü,* Ankara, (2001).

Kafkas, F., "Vidaların talaşlı imalatında imalat parametrelerinin vida diş dibindeki kalıntı gerilmeler üzerine etkilerinin deneysel olarak araştırılması", Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (2007).

Kafkas, F., Karataş, Ç., Sozen, A., Arcaklioğlu, E. and Saritaş, S., "Determination of residual stresses based on heat treatment conditions and densities on a hybrid (fln2-4405) powder metallurgy steel using artificial neural network", *Mater. Des.*, 28: 2431–2442 (2007).

Kalia, S., "Cryogenic processing: a study of materials at low temperatures", *J. Low Temp. Phys.*, 158: 934–945 (2010).

Kawabata, T., Suenaga, H. and Izumi, O., "Effect of cold working and ageing treatment on ductility of an Al-6.0% Zn-2.6% Mg alloy at 4.2 to 293K" *J. Mater. Sci.*, 19: 1007–1021 (1984).

Kaya, E., "Silindirik taşlamada helisel kanallı taşların yüzey pürüzlülüğüne etkisi", Yüksek Lisans Tezi, **Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü**, Kütahya, (2007).

Kelkar, R., Nash, P. and Zhu, Y., "Understanding the effects of cryogenic treatment on M2 tool steel properties", *Heat Treat. Prog.*, 7: 57–60 (2007).

Kerscher, E. and Lang, K. H., "Increasing the fatigue limit of a high-strength bearing steel by a deep cryogenic treatment", *J. Phys.: Conf. Ser.*, 240: 1–4 (2010).

Khan, A. A., Ndaliman, M. B., Md. Soot, H. B. and Ishak, N. B., "Influence of thermal conductivity of electrodes on EDM process parameters", *Aust. J. Basic Appl. Sci.*, 6(9): 337–345 (2012).

Khatri, A. S., "Surface topology and forces in grinding", MSC Thesis, *Dalhousie University*, Nova Scotia, 5–20 (2006).

Kılıç, E., "14NiCr10-14NiCr14 çeliklerinin uygulanacak sementasyon işlemine bağlı olarak yorulma özelliklerinin incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Kırıkkale Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kırıkkale, (2008).

Kına, M., "Silindirik yüzeylerin taşlanmasında değişik helis açılı taşların yüzey pürüzlülüğüne ve daireselliğe etkisi", Yüksek Lisans Tezi, *Dumlupınar Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Kütahya, (2011).

Kısakürek, S. E., "Malzeme teknolojisinde sertlik deneyi", *Malzeme Teknolojisinde Deneysel Verilerin Degerlendirilmesi Semineri*, Bogaziçi Üniversitesi Mühendislik Fakültesi, İstanbul, (1984).

Kıvak, T., "Kesici takımlara uygulanan kriyojenik işlemin ti-6al-4v alaşımının delinebilirliği üzerindeki etkilerinin araştırılması", Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 1-70 (2012).

Kim, S. S., Shin, K.S. and Kim, N.J., "Tensile behavior of rapidly solidified Al-Li-Zr and Al-Li-Cu-Mg-Zr Alloys at 293 and 77K", *Metal. Trans. A*, 30 (8): 2254–2258 (1999).

Ko, D. H., Ko, D. C., Lim, H. J., Lee, J. M. and Kim, B. M., "Prediction and measurement of relieved residual stress by the cryogenic heat treatment for Al6061 alloy: Mechanical properties and microstructure", *J. Mech. Sci. Technol.*, 27 (7): 1949–1955 (2013).

Koneshlou, M., Meshinchi, Asl K. and Khomamizadeh, F., "Effect of cryogenic treatment on microstructure, mechanical and wear behaviors of AISI H13 hot work tool steel", *Cryog.*, 51: 55–61 (2011).

Koklu, U., "Değişik şekillerde aralıklı (kesikli) yüzeylerin, taslanmasında oluşan sekil hatalarının deneysel incelenmesi", Doktora Tezi, *Marmara Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, (2009).

Koklu, U., "Optimisation of machining parameters in interrupted cylindrical grinding using the Grey-based Taguchi method", *Int. J. Comput. Integr. Manuf.*, 26 (8): 696–702 (2013).

Koklu, U., "Grinding with helically grooved wheels", *Proc. Ins. Mech. Eng. Part E: J. Process Mech. Eng.*, doi: 10.1177/0954408912470775 (2013).

Koshelev, P. F., Nikitin, P. N., Yu. Bynin, E. and Pastukhova, T. A., "Mechanical properties of alloy KhN35VTYu at low temperatures", *Metal Sci. Heat Treat.*, 33 (5): 388–390 (1991).

Koyama, M., Lee, T., Lee, C. S. and Tsuzaki, K., "Grain refinement effect on cryogenic tensile ductility in aFe–Mn–C twinning-induced plasticity steel", *Mater. Des.*, 49: 234–241 (2013).

Krzanowski, J. E., "The effects of heat treatment and cold working on the room-temperature and cryogenic mechanical properties of Fe-30Mn-9Al-0.9C steel", *Metal. Trans. A*, 19 (7): 1873–1876 (1988).

Kuş, A., "AISI 52100 rulman çeliğinin tornalanmasında uygun kesici takım ve kesme parametrelerinin belirlenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Karabük, (2013).

Kuzmenko, V. A. and Grishakov, S. V., "Influence of high loading frequency on the endurance of several structural alloys at low (-196°C) and room temperatures", *Strength Mater.*, 6 (10): 1195–1200 (1974).

Kwak, J. S., Sim, S. B., and Jeong, Y. D., "An analysis of grinding power and surface roughness in external cylindrical grinding of hardened SCM440 steel using the response surface method", *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, 46: 304–312 (2006).

Lachance, S., "Development an automated system to evaluate the surface condition grinding wheels", MSc. Thesis, *Dalhousie University*, Nova Scotia, Canada, 14–22 (2003).

Lee, K. J., Chun, M. S., Kim, M. H. and Lee, J. M., "A new constitutive model of austenitic stainless steel for cryogenic applications", *Comput. Mater. Sci.*, 46: 1152–1162 (2009).

Leskovsek, V. and Ule, B., "Influence of deep cryogenic treatment on microstructure, mechanical properties and dimensional changes of vacuum heat-treated high-speed steel", *Heat Treat. Met.*, 3: 72–76 (2002).

Leskovsek, V., Kalin, M. and Vizintin, J., "Influence of deep-cryogenic treatment on wear resistance of vacuum heat-treated HSS", *Vac.*, 80; 507–518 (2006).

Leskovsek, V. and Podgornik, B., "Vacuum heat treatment, deep cryogenic treatment and simultaneous pulse plasma nitriding and tempering of P/M S390MC steel", *Mater. Sci. Eng. A*, 531: 119–129 (2012).

Li, S., Xie, Y. and Wu, X., "Hardness and toughness investigations of deep cryogenic treated cold work die steel", *Cryog.*, 50: 89–92 (2010).

Lin, Z. C., Lin, Y. Y. and Liu, C. R., "Effect of thermal load and mechanical load on the residual stress of a machined workpiece", *Int. J. Mech. Sci.*, 33 (4): 263–278 (1991).

Lin, Z. C., Lai, W. L., Lin H. Y. and Liu, C. R., "Residual stress with different tool flank wear lenghts in the ultra precision machining of Ni-P alloys, *J. Mater. Process. Technol.*, 65: 116–126 (1997).

Lin, Z. C., Lai, W. L., Lin, H. Y. and Liu, C. R., "The study of ultra-precision machining and residual stress for nip alloy with different cutting speeds and depth of cut", *J. Mater. Process. Technol.*, 97: 200–210 (2000).

Lin, Z. C. and Lin, Y. Y., "A Study of oblique cutting for different low cutting speeds", *J. Mater. Process. Technol.*, 115: 313–325 (2001).

Lin, S. Y., Liu, Y. C. and Huang, C. W., "An investigation of surface grinding characteristics for titanium alloy with CBN wheel", *Key Eng. Mater.*, 364–366: 237–242 (2008).

Liu, H., Wang, J., Yang, H. and Shen, B., "Effects of cryogenic treatment on microstructure and abrasion resistance of CrMnB high–chromium cast iron subjected to subcritical treatment", *Mater. Sci. Eng. A*, 478: 324–328 (2008).

Linda Gas, "Sub-zero Treatment of Steels", *Special Edition*, (2010).

Luborsky, F. E., "Amorphous Metallic Alloys", *Butterworths*, Toronto, Canada, 231–232 (1983).

Luo, X. and Cheng, K., "Abrasive nanometric machining: Modelling, simulation and its application promise", *Key Eng. Mater.*, 257–258: 27–32 (2004).

Ma, H., "The quantitative assessment of retained austenite in induction hardened ductile iron", Master's Thesis, *University of Windsor*, Ontario, Cannada, 30–60 (2012).

Ma, L., Liang, G. and Li, Y., "Effect of hydrogen charging on ambient and cryogenic mechanical properties of a precipitate–strengthened austenitic steel", *Adv. Cryo. Eng.*, 38: 77–84 (1992).

Macherauch, E. and Kloos, K. H., "Origin, measurement and evaluation of residual stress", *International Conference on Residual Stresses*, Germany, (1987).

Maimoni, A., "Electrical resistance of aluminium at low temperatures", *Cryog.*, 2 (4): 217–222 (1962).

Malkin, S., "Thermal aspects of grinding, Part 2: Surface temperatures and workpiece burn", *Trans. ASME–J. Eng. Ind.*, 96: 1184–1191 (1974).

Malkin, S. and Cook, N. H., The wear of grinding wheels (Part 1). *Trans. ASME*, 93: 1102–1128 (1971).

Malkin, S., and Guo, C., "Grinding Technology–Theory and Applications of Machining with Abrasives", *Industrial Press*, New York, U.S.A. (2008).

Manimaran, G., Pradeep-Kumar, M., "Effect of cryogenic cooling and sol-gel alumina wheel on grinding performance of AISI 316 stainless steel", *Arch. Civ. Mech. Eng.*, 13: 304–312 (2013).

Mao, C., Zhou, Z., Zhang, J., Huang, X., And Gu, D., "An experimental investigation of affected layers formed in grinding of AISI 52100 steel", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 54: 515–523 (2011).

Marchenko, V. G. and Yu Tsuprun, A., "Effect of liquid–nitrogen treatment on the properties of a steel 9KhS tool", *Metal Sci. Heat Treat.*, 31 (3): 162–164 (1989).

Marinescu, I. D., Rowe, W. B., Dimitrov, B. and Inasaki, I., "Tribology of Abrasive Machining Processes", *William Andrew*, (2004).

Marinescu, D. I., Hitchiner, M., Uhlmann, E., Rowe, W. B. and Inasaki, I., "Handbook of Machining with Grinding Wheels", *CRC Pres Taylor & Francis Group*, (2007).

Masubuchi, K., "Welding, brazing and soldering", Metals Handbook, *American Society and Metal*, Ohio, 1093–1097 (1983).

Mayer, H., Haydn, W., Schuller, R., Issler, S. and Bacher–Höchst, M., "Very high cycle fatigue properties of bainitic high carbon–chromium steel under variable amplitude conditions", *Int. J. Fatigue*, 31: 1300–1308 (2009).

Mazur, J., "Investigation of austenite and martensite subjected to very low temperatures", *Cryog.*, 4 (1): 36–38 (1964).

Meng, F., Tagashira, K., Azuma, R. and Sohma, H., "Role of Eta–carbide precipitation's in the wear resistance improvements of Fe–12–Cr–Mo–V–1.4C tool steel by cryogenic treatment", *ISIJ Int.*, 34 (2): 205–210 (1994).

Miller, A. B., "An austenitic cast steel for low temperature applications", *Cryog.*, 5 (6): 320–324 (1965).

Mohan Lal, D., Renganarayanan, S. and Kalanidhi, A., "Cryogenic treatment to augment wear resistance of tool and die steels", *Cryog.*, 41: 149–155 (2001).

Molinari, A., Pellizzari, M., Gialanella, S., Straffelini, G. and Stiasny, K. H., "Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steels", *J. Mater. Process. Technol.*, 118: 350–355 (2001).

Moore, K. and Collins D. N., "Cryogenic treatment of three heat-treated tool steels", *Key Eng. Mater.*, 86–87: 47–54 (1993).

Morra, M. M., Hwang, I. S., Ballinger, R. G. and Hoenig, M. O., "Effect of cold work and heat treatment on the 4°K tensile, fatigue and fracture toughness properties of Incoloy 908", *11th International Conference on Magnet Technology (MT–11)*, Japan, 731–736 (1990).

Nadig, D. S., Ramakrishnan, V., Sampathkumaran, P. and Prashanth, C. S. "Effect of cryogenic treatment on thermal conductivity properties of copper", *AIP Conf. Proc.*, 1435: 133–139 (2012).

Nicholas, T., "High Cycle Fatigue: A Mechanics of Materials Perspective", *Elsevier Science*, London, U.K. (2006).

Nordquist, W. N., "Low temperature treatment of metals", *Tool. Produc. Mag.*, 7: 72–100 (1953).

Outeiro, J. C., Dias, A. M., Lebrun, J. L. and Astakhov, V. P., "Machining residual stresses in AISI 316L steel and their correlation with the cutting parameters", *Mach. Sci. Technol.*, 6 (2): 251–270 (2002).

Outeiroa, J. C., Umbrello, D. and M'Saoubi, R., "Experimental and numerical modelling of the residual stresses induced in orthogonal cutting of AISI 316L steel", *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, 46 (14): 1786–1794 (2006).

Öncel, E., "Yüzey sertleştirme işlemlerinin AISI 4140 çeliğinin yorulma dayanımına etkisinin araştırılması", Yüksek Lisans Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta, (2011).

Özdemir, R., "Düşük mukavemetli malzemelerin yorulma deneyinde kullanılmak üzere hidrolik deney cihazı tasarımı ve imalatı", Yüksek Lisans Tezi, *Süleyman Demirel Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Isparta, (2012).

Özer, A., "Öngerilme tekniği ile çelik i–kiriş üretimi, eğilme davranışı ve kalıntı gerilmelerin araştırılması", Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (2010).

Özses, B., "Bilgisayar sayısal denetimli takım tezgahlarında değişik işleme koşullarının yüzey pürüzlülüğüne etkisi" Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, 6–25 (2002).

Parrish, G., "Carburizing: Microstructure and Properties", *ASM International*, (1999). Noyan, I. C. And Kohen, J. B., "Residual Stress: Measurement by Diffraction and Interpratation", *Springer–Verlag New York Inc.*, Germany, (1987).

Parish, G., "Carburizing: Microstructures and Properties", ASM International, *Metals Park OH*, (1999).

Patil, P. I. and Tated, R. G. "Comparison of effects of cryogenic treatment on different types of steels: A review", *Int. J. Comput. Appl.*, 9: (2012).

Paulin, P., "Frozen Gears", Gear Technology, 26–29 (1993).

Prabhakaran, A., Bensely, A., Nagarajan, G. and Mohan Lal, D., "Effect of cryogenic treatment on impact strength of case carburized steel–EN 353", *Proceedings of IMEC2004 International Mechanical Engineering Conference*, Kuwait, (2004).

Pawlek, F. and Rogalla, D., "The electrical resistivity of silver, copper, aluminium, and zinc as a function of purity in the range 4–298° K", *Cryog.*, 6(1): 14–20 (1966).

Pellizzari, M., Molinari, A., Gialanella, S. and Straffelini, G., "Effetto del trattamento criogenico sulle proprietà microstrutturali dell'acciaio AISI H13", *La Metal. Italiana*, 1: 21–27 (2001).

Pillai, R. M., "New dry refrigerant treatments improve characteristics and wear resistance of metal parts", *Ind. Heat.*, March 1: 36–38 (1986).

Podgornik, B., Majdic, F., Leskovsek, V. and Vizinti, J., "Improving tribological properties of tool steels through combination of deep–cryogenic treatment and plasma nitriding", *Wear*, 288: 88–93 (2012).

Podgornik, B., Leskovsek, V. and Arh, B., "The effect of heat treatment on the mechanical, tribological and load–carrying properties of PACVD–coated tool steel", *Surf. Coat. Technol.*, 232: 528–534 (2013).

Preciado, M., Bravo, P. M. and Alegre, J. M., "Effect of low temperature tempering prior cryogenic treatment on carburized steels", *J. Mater. Process. Technol.*, 176: 41–44 (2006).

Rao, J. S., "History of Rotating Machinery Dynamics", *Springer Netherlands*, (2011).

Rawlings, R., "Practical Physical Metallurgy", *Butterworths*, London, U.K. (1961).

Reed-Hill, R. E. and Abbaschian, R., "Physical Metallurgy Principles", 3rd ed., *PWS Publishing Company*, Boston, U.S.A. (1992).

Reitz, W. and Pendray, J., "Cryoprocessing of materials: A review of current status", *Mater. Manuf. Process.*, 16 (6): 829–840 (2001).

Rhyim, Y. M., Han, S. H., Na, Y. S. and Lee, J. H., "Effect of deep cryogenic treatment on carbide precipitation and mechanical properties of tool steel", *Solid State Phenom.*, 118: 9–14 (2006).

Richardson, R. N. and Stone, H., "The cooling potential of cryogens. Part 1: The early development of refrigeration and cryogenic cooling technology", *Ecol.*, 2: 10–14 (2003).

Rickard, A. J., "Development of a special 'Ni–Resist' cast iron for low temperature use", *Cryog.*, 3 (2): 86–95 (1963).

Rickards, P. J., "Tensile properties of grey irons at low temperatures", *Cryog.*, 9 (3): 186–193 (1969).

Roberts, G. Krauss, G. and Kennedy, R., "Tool Steels", 5th ed., *ASM International*, Metals Park, Ohio, U.S.A. (1998).

Rosenberg, H. M., "The properties of metals at low temperatures", *Prog. Met. Phys.*, 7 339–354 (1958).

Rowe, W. B., Morgan, M. N. and Black, S. C. E., "Validation of thermal properties in grinding", *CIRP Annals – Manuf. Technol.*, 47 (1): 275–279 (1998).

Rowe, W. B., "Principles of Modern Grinding Technology first ed.", *Jordan Hill*, Oxford, U.K. (2009).

Rubat du Merac, M., "The effect of cryogenic treatment on the microstructure and mechanical properties of AISI D2 tool steel", Master's Thesis, *University of Calgary*, Alberta, (2005).

Sağlam, H., Unsaçar, F. and Yaldız S., "An experimental investigation as to the effect of cutting parameters on roundness error and surface roughness in cylindrical grinding", *Int. J. Prod. Res.*, 43 (11): 2309–2322 (2005).

Savaşkan, T., "Malzeme Bilgisi ve Muayenesi", Akademi Yayınları, Trabzon, (2004).

Savaşkan, T., "Malzeme Bilgisi ve Muayenesi", Seçkin Yayınları, Trabzon, (2012).

Scarr, A. J. T., "Metrology and Precision Engineering", *McGraw-Hill*, New York, U.S.A. (1967).

Schijve, J., "Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art", *Int. J. Fatigue*, 25: 679–702 (2003).

Scurlock, R. G., "A matter of degrees: A brief history of cryogenics", *Cryog.*, 30 (6): 483–500 (1990).

Senthilkumar, D., Rajendran, I., Pellizzari, M. and Siiriainen, J., "Influence of shallow and deep cryogenic treatment on the residual state of stress of 4140 steel", *J. Mater. Process. Technol.*, 211: 396–401 (2011).

Serbest, E., "Zirkonyum esaslı kalın camsı metalin taşlanabilirliğinin taşlama mekaniği ve yüzey oluşum mekanizmaları açısından incelenmesi", Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, (2010).

Shah, S. M. A., "Prediction of residual stresses due to grinding with phase transformation", PhD. Thesis, *Institut National Des Sciences Appliquees De Lyon*, Lyon, France, (2011).

Shepilov, V. B., Proskurin, V. V. and Mikhailov, A. V., "Influence of the temperature and rate conditions of deformation on the failure characteristics of corrosion–resistant steels", *Metal Sci. Heat Treat.*, 29 (6): 472–476 (1987).

Shet, C. and Deng, X., "Residual stresses and strains in orthogonal metal cutting", *Int. J. Mach. Tool. Manuf.*, 43: 573–587 (2003).

Sigwart, H., "Influence of residual stresses on the fatigue limit, *Proc. Int. Conf. Fatigue of Metals*, American Society of Mechanical Engineers, 593–603 (1956).

Singh, P. J. and Guha, B., "Fatigue life improvement of AISI 304L cruciform welded joints by cryogenic treatment", *Eng. Fail. Anal.*, 10: 1–12 (2003).

Singh, P. J, Mannan, S. L., Jayakumar, T. and Achar, D. R. G., "Fatigue life extension of notches in AISI 304L weldments using deep cryogenic treatment", *Eng. Fail. Anal.*, 12: 263–271 (2005).

Singh, S. G, Singh, J., Singh, R. and Singh, H., "Effect of cryogenic treatment on AISI M2 high speed steel: metallurgical and mechanical characterization", *J. Mater. Eng. Perform.*, 21: 1320–1326 (2012).

Singh Gill, S., Singh, J., Singh, R. and Singh, H., "Metallurgical principles of cryogenically treated tool steels–a review", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 54: 59–82 (2011).

Smith, W. F., "Structure and Properties of Engineering Alloys", *Mc Graw Hill*, New York, U.S.A. (1993).

Smith, W. F., "Principles of Materials Science and Engineering", *Mc Graw Hill*, New York, U.S.A. (1996).

Smith, S., Melkote, S. N., Lara–Curzio, E., Watkins, T. R., Allard, L. and Riester, L., "Effect of surface integrity of hard turned AISI 52100 steel on fatigue performance", *Mater. Sci. Eng. A*, 459: 337–346 (2007).

Smolnikov, E. A. and Kossovitch, G. A., "Cold treatment of cutting tools", *Metal Sci. Heat Treat.*, 22(10): 704–705 (1980).

Sreerama Reddy, T. V., Sornakumar, T., Venkatarama Reddy, M. and Venkatram, R., "Machining performance of low temperature treated P–30 tungsten carbide cutting tool inserts", *Cryog.*, 48 (9): 458–461 (2008).

Sreerama Reddy, T. V., Sornakumar, T., Venkatarama Reddy, M. and Venkatram, R., "Machinability of C45 steel with deep cryogenic treated tungsten carbide cutting tool inserts", *Int. J. Refract. Metal. Hard Mater.*, 27 (1): 181–185 (2009).

Sreerama Reddy, T. V., Sornakumar, T., Venkatarama Reddy, M., Venkatram, R. and Senthilkumar, A., "Turning studies of deep cryogenic treated P–40 tungsten carbide cutting tool inserts-technical communication", *Mach. Sci. Technol.*, 13 (2): 269–281 (2009).

Singh Gill, S. and Singh, J., "Effect of deep cryogenic treatment on machinability of titanium alloy (Ti–6246) in electric discharge drilling", *Mater. Manuf. Process.*, 25 (6): 378–385 (2010).

Sri Siva, R., Arockia Jaswin, M. and Mohan Lal, D., "Enhancing the wear resistance of 100Cr6 bearing steel using cryogenic treatment", *Tribol. Trans.*, 55: 387–393 (2012).

Srivastava, V. and Pandey, P. P., "Performance evaluation of EDM process using cryogenically cooled electrode", *Mater. Manuf. Process.*, 27 (6): 683–688 (2012).

Steckelmacher, W. "History and Origins of Cryogenics", *Oxford University Press*, Oxford, U.K. (1992).

Stepanov, G. A. and Lokhankina, L. K., "Low–cycle fatigue of chrome–manganese steel at +20 and –196°C", *Strength Mater.*, 11 (8): 847–849 (1979).

Stephens, I. R., Fatemi A., Stephens, R. R. and Fuchs, O. H., "Metal Fatigue in Engineering", *John Wily& Sons*, New York, U.S.A. 243–266 (2000).

Stojko, A., "Sub-zero treatment of tool steels" Master's Thesis, *Technical University of Denmark*, Lyngby, Denmark, (2001).

Strife, J. R. and Passoja, D. E., "The effect of heat treatment on microstructure and cryogenic fracture properties in 5Ni and 9Ni steel", *Metal. Trans. A*, 11 (8): 1341–1350 (1980).

Strizhalo, V. A., Medved, I. I., Suptelya, V. V. and Demidenko, L. M., "Effect of elastoplastic cyclic strain on mechanical characteristics of 03Kh13AG19 steel at temperatures 293 and 77°K", *Strength Mater.*, 17 (4): 484–487 (1985).

Strizhalo, V. A., "Influence of preliminary plastic deformation on the low–cycle fatigue of a titanium alloy under conditions of deep cooling", *Strength Mater.*, 32 (6): 530–533 (2000).

Subaşı, M., "AISI 4140 çeliğinde sertlik,yorulma dayanımı ve kalıcı gerilme ilişkisi", Yüksek Lisans Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü,* Ankara, (2006). Subaşı, M., Kafkas, F. and Karataş, Ç., "AISI 4140 çeliğinde sertlik ve kalıntı gerilme ilişkisi", *2. Ulusal Tasarım İmalat ve Analiz Kongresi*, Balıkesir, 211–220 (2010).

Suleiman, A. K., Khan, A. A. and Konneh, M., "Reducing electrode wear ratio using cryogenic cooling during electrical discharge machining", *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, 45: 1146–1151 (2009).

Sun, Y., "Development of a comprehensive robotic grinding process", PhD. Thesis, *The University of Connecticut*, USA, 1–3 (2004).

Surberg, C. H., Stratton, P. and Lingenhoe, K., "The effect of some heat treatment parameters on the dimensional stability of AISI D2", *Cryog.*, 48: 42–47 (2008).

Swanson, S. R., "Handbook of Fatigue Testing", *American Society for Testing and Materials*, Baltimore, U.S.A. (1974).

Syn, C. K., Morris, J. W. and Jin S., "Cryogenic fracture toughness of 9Ni steel enhanced through grain refinement", *Metal. Trans. A*, 7 (12): 1827–1832 (1976).

Syn, C. K., Fultz, B. and Morris, J. W., "Mechanical stability of retained austenite in tempered 9Ni steel", *Metal. Trans. A*, 9 (11): 1635–1640 (1978).

Şahin, Y., "Talaş Kaldırma Prensipleri", Cilt II, Nobel Yayınevi, Ankara, (2000).

Taş, S., "Çeliklerde X–ışınları yöntemi ile artık östenit ve indentasyon yöntemi ile artık gerilme tayini", Yüksek Lisans Tezi, *Dokuz Eylül Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İzmir, (2010).

Tavadze, F. N., Stepanov, G. A., Lokhankina, L. K. and Grikurov, G. N., "Effect of heat treatment on properties of steel 03Kh13AG19 at cryogenic temperatures", *Met. Sci. Heat Treat.*, 17 (2): 153–156 (1975).

Tehçi, T., "AISI 316 serisi östenitik paslanmaz çeliklerde kaynak parametrelerinin nufuziyete ve mekanik özelliklere etkisi", Yüksek Lisans Tezi, *Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Sakarya, (2011).

Tekaslan, Ö., "AISI 304 östenitik paslanmaz çeliklerde işlenebilirliğe bağlı olarak kalıcı gerilme problemlerinin araştırılması", Doktora Tezi, *Balıkesir Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Balıkesir, (2007).

Thelning, K. E., "Steel and Its Heat Treatment", 2nd ed., *Butterworths*, London, U.K. (1984).

Thiele, J. D., Melkote, S. N., Peascoe, R. A. and Watkins, T. R., "Effect of cutting– edge geometry and workpiece hardness on surface residual stresses in finish hard turning of AISI 52100 steel", *ASME J. Manuf. Sci. Eng.*, 122: 642–649 (2000). Tonshoff, H. K., Friemuth, T. and Becker, J.C., Process monitoring in grinding. *Annals of the CIRP*, 51: 551–571 (2002).

Toptaş, M., "Farklı ısıl işlemlerin küresel grafitli dökme demirin yorulma davranışına etkisi", Yüksek Lisans Tezi, *Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, (2009).

Totten, G., Howes, M. and Inoue, T., "Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel", *ASM International*, Ohio, U.S.A. 11–26 (2002).

Totten, G. E., "Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies", *CRC Press-Taylor & Francis Group*, Portland, U.S.A. (2007).

TSE 138 EN 10002–1: "Metalik malzemeler için çekme deneyleri", *Türk Standartları Enstitüsü,* Ankara (1978).

Uluğ, B., "Sıfıraltı/kreojenik ısıl işlemin 100Cr6 ve 8620 kalite çeliklerin özellikleri üzerine etkisi", Yüksek Lisans Tezi, *İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, İstanbul, (2006).

Ulutan, D., "Predictive modeling and multi-objective optimization of machininginduced residual stresses: Investigation of machining parameter effects", *The State University of New Jersey, Degree of Doctor of Philosophy*, New Jersey, (2013).

Umezawa, O and Ishikawa, K., "Phenomenological aspects of fatigue life and fatigue crack initiation in high strength alloys at cryogenic temperature", *Mater. Sci. Eng. A*, 176 (1–2): 397–403 (1994).

Vahdat, S. E., Nategh, S. and Mirdamadi, S., "Microstructure and tensile properties of 45WCrV7 tool steel after deep cryogenic treatment", *Mater. Sci. Eng. A*, 585: 444–454 (2013).

Villa, M., Grumsen, F. B., Pantleon, K. and Somers, M. A. J., "Martensitic transformation and stress partitioning in a high–carbon steel", *Scripta Mater.*, 67: 621–624 (2012).

Vinothkumar, T. S., Miglani, R. and Lakshminarayananan, L., "Influence of deep dry cryogenic treatment on cutting efficiency and wear resistance of nickel-titanium rotary endodontic instruments", *J. Endod.*, 33 (11): 1355–1358 (2007).

Waikar, R. A. and Guo, Y. B., "A comparative study on the effect of surface topography by hard turning vs. grinding on frictional performance at dry & lubricated sliding contact", *ASME International Manufacturing Science and Engineering Conference, MSEC2008*, Evanston, United States, 2: 193–202 (2008).

Waikar, R. A. and Guo, Y. B., "Effect of surface texture and white layer by hard turning vs. grinding on frictional performance", *37th Annual North American Manufacturing Research Conference – NAMRC 37*, Greenville, United States, 37: 1–8 (2009).

Wang, M. Y. and Chang, H. Y., "Experimental study of surface roughness in slot end milling", *Int. J. Mach. Tool. Manuf.*, 44: 51–57 (2004).

Wang, S., "Microstructure and tensile properties of squeeze cast Mg–Al–Sr alloys", MSc. Thesis, *University of Windsor*, Windsor, Canada, 75–76 (2007).

Wang, T. G., Zhao, S. S., Hua, W. G., Li, J. B., Gong, J. and Sun, C., "Estimation of residual stress and its effects on the mechanical properties of detonation gun sprayed WC–Co coatings", Mater. Sci. Eng. A, 527: 454–461 (2010).

Wang, P., Lu, W., Wang, Y., Liu, J. and Zhang, R., "Effects of cryogenic treatment on the thermal physical properties of Cu_{76.12}Al_{23.88} alloy", *Rare Metal.*, 30 (6): 644–649 (2011).

Wei, H. H., "Tensile properties of nanocrystalline Ni–Fe alloys", MSc. Thesis, *University of Toronto,* Toronto, Canada, 94–96 (2006).

Wei, C. and Yang, J. F., "A finite element analysis of the effects of residual stress, substrate roughness and non–uniform stress distribution on the mechanical properties of diamond–like carbon films", *Diam. Relat. Mater.*, 20: 839–844 (2011).

Weisman, C., "Fundamental of welding", Welding Handbook, *American Welding Society*, Miami, U.S.A. 221–230 (1976).

Withers, P. J. and Bhadeshia, H. K. D. H., "Residual stress Part I: Measurement techniques", *Mater. Sci. Technol.*, 17: 355–365 (2001).

Withers, P. J., Turski, M., Edwards, L., Bouchard, D. J. and Buttle, D. J. "Recent advances in residual stress measurement", *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, 85: 118–127 (2008).

Woodbury, R. S., "History of the Grinding Machine", *Technology Press*, Cambridge, U.K. (1959).

Woodcraft, A. L., "Recommended values for the thermal conductivity of aluminium of different purities in the cryogenic to room temperature range, and a comparison with copper", *Cryog.*, 45: 626–636 (2005).

Wu, Z., Shan, P., Hu, S., Lian, J., Wang, X., Liu, C. and Yang, X., "Study on deep cryogenic treatment electrode life for spot welding aluminum alloy", *Jixie Gongcheng Xuebao–Chinese J. Mech. Eng.*, 41 (3): 146–150 (2005).

Xiong, C. X., Zhang, X. M., Deng, Y. L., Xiao, Y., Deng, Z. Z. and Chen, B. X, "Effects of cryogenic treatment on mechanical properties of extruded Mg–Gd–Y–Zr (Mn) alloys", *J. Central South Univ. Technol.*, 14: 305–309 (2007).

Yan, X. G. and Li, D. Y., "Effects of the sub-zero treatment condition on microstructure, mechanical behavior and wear resistance of W9Mo3Cr4V high speed steel", *Wear*, 302 (1-2): 854–862 (2013).

Yang, Yi., "Predictive modeling of surface finish in fine grinding" MSc. Thesis, *Ryerson University*, Toronto, Canada (1999).

Yang, H. S., Wang, J., Shen, B., Liu, H. H., Gao, S. J. and Huang, S. J., "Effect of cryogenic treatment on the matrix structure and abrasion resistance of white cast iron subjected to destabilization treatment", *Wear*, 261: 1150–1154 (2006).

Yen, P. L., "Effect of cryogenic treatment on the wear resistance of tool steel", PhD. Thesis, *The Pennsylvania State University*, Pennsylvania, U.S.A. (1996).

Yıldız, Y., "Soğuk ve kriyojenik işlemli bakır elektrot ve berilyum-bakır alaşımı iş parçalarının elektro erozyon işleme performansına etkileri", Doktora Tezi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü*, Ankara, (2010).

Yıldız, Y., Sundaram, M. M., Rajurkar, K. P. and Nalbant, M., "The effects of cold and cryogenic treatments on the machinability of beryllium–copper alloy in electro discharge machining", *In 44th CIRP Conference on Manufacturing Systems*, Madison, May 31–June 3, (2011).

Yi, J., Xue, W. J., Xie, Z. P., Liu, W., Cheng, L. X., Chen, J., Cheng, H. and Gao, Y. X., "Enhanced toughness and hardness at cryogenic temperatures of silicon carbide sintered by SPS", *Mater. Sci. Eng. A*, 569: 13–17 (2013).

Yiğit, O., Dilmeç, M. ve Halkacı, H. E., "Tabaka kaldırma yöntemi ile kalıntı gerilmelerin ölçülmesi ve diğer yöntemlerle karşılaştırılması", *Mühendis ve Makine*, 49: 20–27 (2008).

Yong, J. and Ding, C., "Effect of cryogenic treatment on WC–Co cemented carbides", *Mater. Sci. Eng. A*, 528: 1735–1739 (2011).

Yun, D., Xiaoping, L. and Hongshen, X., "Deep cryogenic treatment of high-speed steel and its mechanism", *Heat Treat. Metal.*, 3: 55–59 (1998).

Zhirafar, S., "Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of steel and aluminum alloys", Degree of Master of Applied Science (Mechanical Engineering), *Concordia University Montreal*, Quebec, Canada, (2005).

Zhirafar, S., Rezaeian, A. and Pugh, M., "Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel", *J. Mater. Process. Technol.*, 186: 298–303 (2007).

Zhisheng, W., Ping, S., Jinrui, L. and Shengsun, H., "Effect of deep cryogenic treatment on electrode life and microstructure for spot welding hot dip galvanized steel", *Mater. Des.*, 24: 687–692 (2003).

Zurecki, Z., "Cryogenic Quenching of Steel Revisited", Air Products and Chemicals, Inc., Pennsylvania, U.S.A. 1–9 (2005).

ÖZGEÇMİŞ

Fuat KARA, 1982 yılında Düzce'de doğdu; ilk ve orta öğrenimini aynı şehirde tamamladı. 2000 yılında Düzce Endüstri Meslek Lisesi Tesviye Bölümü'nden mezun oldu. 2001 yılında Dumlupınar Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Makine Eğitimi Bölümü Talaşlı Üretim Öğretmenliği Anabilimdalı'nda öğrenime başlayıp 2005 yılında mezun oldu. 2006 yılında Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Eğitimi Anabilimdalı'nda yüksek lisansa başladı. 2007 yılında ailevi nedenlerden dolayı Yüksek Lisans eğitimine ara vererek askere gitti. 2008 yılının Ocak ve Ekim ayları arasında Teknokon Makine İmalat Montaj A.Ş.'de Teknik Ressam, Cayırova Boru A.S.'de ise eğitim sef yardımcısı olarak görev yaptı. 2008 yılı Ekim ayında Düzce Üniversitesi Teknik Eğitim Fakültesi Makine Eğitimi Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı. 2007 yılında ara verdiği yüksek lisans eğitimini tamamlayarak, 2010 yılı Ocak ayında Afyon Kocatepe Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Eğitimi Anabilimdalı yüksek lisans programından mezun oldu. 2012 yılında Düzce Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü'ne görevlendirildi. 2014 yılında Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Eğitimi Anabilim Dalı'nda doktora programını tamamladı. Halen Düzce Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü'nde Araştırma Görevlisi olarak görevine devam etmektedir.

<u>ADRES BİLGİLERİ</u>

Adres : Düzce Üniversitesi Teknoloji Fakültesi İmalat Mühendisliği Bölümü Konuralp Yerleşkesi - 81620 / DÜZCE

 Tel
 : 0 380 542 1133 - 2020

 E-posta
 : fuatkara@duzce.edu.tr