

Kriyojenik İşlem Uygulanmış Yay Çeliklerinin Aşınma Özelliklerine
Alaşım Elementlerinin Etkisi

Erdu Doğuş Gül

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı

Kasım 2020

Effects of Alloying Elements on the Wear Characteristics of
Cryogenic Treated Spring Steels

Erdu Doğuş Göl

MASTER OF SCIENCE THESIS

Department of Metallurgical and Materials Engineering

November 2020

Kriyojenik İşlem Uygulanmış Yay Çeliklerinin Aşınma Özelliklerine
Alaşım Elementlerinin Etkisi

Erdu Doğuş Gül

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca
Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı
Malzeme Bilimi Bilim Dalında
YÜKSEK LİSANS TEZİ
Olarak Hazırlanmıştır

Danışman: Prof. Dr. Mustafa Anık

Kasım 2020

ETİK BEYAN

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kılavuzuna göre, Prof. Dr. Mustafa Anık danışmanlığında hazırlamış olduğum “Kriyojenik İşlem Uygulanmış Yay Çeliklerinin Aşınma Özelliklerine Alaşım Elementlerinin Etkisi” başlıklı YÜKSEK LİSANS tezimin özgün bir çalışma olduğunu; tez çalışmamın tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı; tezimde verdiğim bilgileri, verileri akademik ve bilimsel etik ilke ve kurallara uygun olarak elde ettiğimi; tez çalışmamada yararlandığım eserlerin tümüne atıf yaptığımı ve kaynak gösterdiğimi ve bilgi, belge ve sonuçları bilimsel etik ve kurallara göre sunduğumu beyan ederim. 26/11/2020

Erdu Doğuş GÜL

İmza

ÖZET

Bu çalışmada otomotiv endüstrisi başta olmak üzere birçok alanda kullanılan yay çelikleri, geleneksel ve kriyojenik ısıl işleme tabii tutulmuş ve bu işlemlerin etkileri deneysel olarak incelenmiştir.

Yay çelikleri birçok farklı alanda birçok farklı sınıfta, şekilde, boyutta kullanılırlar. En önemli kullanım yerlerinden biri denge çubuklarıdır. Değişken çevrimsel yükler altında kullanılan yay çeliklerinin uzun süre güven içerisinde kullanılabilmesi için mutlaka yüksek mekanik dayanım göstermeleri gerekir.

Bu çalışmada farklı deneysel çalışmalar ile geleneksel ısıl işlem ve derin kriyojenik işlemin karşılaştırması yapılmıştır. Çalışmada 55Cr3, 51CrV4, 52CrMoV4 alaşımlı yay çeliklerinin yanı sıra alaşım elementlerinin etkisini anlamak için C50 sade karbon çeliği kullanılmıştır. Derin kriyojenik işlem 2 °C/dk soğutma ve ısıtma hızlarıyla -196 °C sıcaklıkta 24 saatte gerçekleştirilmiştir. Bütün numunelerin içyapıları taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dağılımlı X-ray spektroskopisi (EDS) yöntemleri ile incelenmiştir. Mikro ve makro sertlikler ölçülmüş ve aşınma deneyleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca geleneksel ve kriyojenik ısıl işlem sonrası X-ışınları kırınımı (XRD) yöntemi ile yapı saptanmıştır. Aşınma deneyi ball-on-disc metodu ile kuru koşullarda 5 N yük ile 100 metre mesafede, 2,5 mm yarıçapta, 5 cm/s kayma hızında ve 3 mm çapında WC bilya aşındırıcı kullanılarak yapılmıştır.

Deneysel sonuçlar incelendiğinde kriyojenik işlem ile mikroyapıda yeni karbürlerin oluştuğu ve bunların homojen dağılım gösterdikleri tespit edilmiştir. Sertlik ve aşınma oranının kriyojenik işlem ile iyileştiği görülmüştür. Ayrıca alaşım elementleri miktarının artmasıyla bu özelliklerde artış yaşandığı görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Kriyojenik İşlem, Aşınma, Alaşım Elementi, Yay Çeliği

SUMMARY

In this study, spring steels which are used in different fields but particularly in the automotive industry, are conventionally and cryogenically heat treated and the effects of the treatments are experimentally investigated.

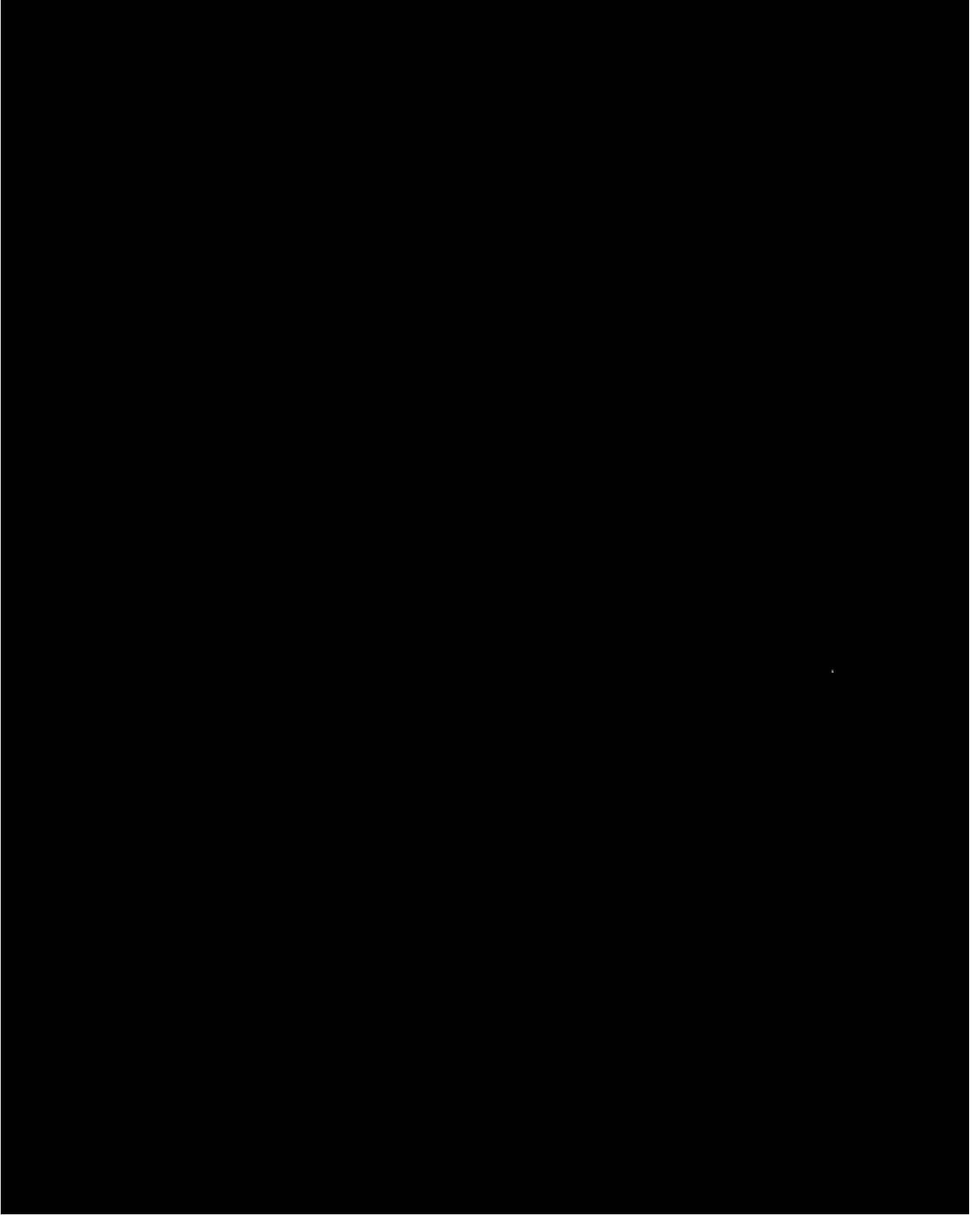
Spring steels are used in many different classes, shapes, and sizes. One of the most important areas of use is stabilizer bars. Spring steels used under variable cyclic loads must show high mechanical strength in order to be used safely for a long time.

In this study, the comparison of conventional heat treatment and deep cryogenic treatment has been made through different experimental studies. In the study, alloyed 55Cr3, 51CrV4, 52CrMoV4 spring steels and C50 plain carbon steel were used to understand the effect of alloying elements. Deep cryogenic treatment was carried out in 24 hours at $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ with cooling and heating rates of $2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Microstructures of all samples were examined with optical microscope, scanning electron microscope (SEM), energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS) methods. Macro and micro hardness measurements were made and wear tests were carried out. In addition, the structure was determined by X-ray diffraction (XRD) method after conventional and cryogenic heat treatment. The wear test was carried out using ball-on-disc method in dry conditions at 100 meters sliding distance with 5 N load, 2.5 mm radius, 5 cm/s sliding velocity and 3 mm diameter WC ball as counter body.

The results reveal that with the cryogenic treatment new carbides were formed in the microstructure and distributed homogeneously. The hardness and wear rate improved by the cryogenic process. In addition, it has been observed that these properties increase with the increase in the number of alloying elements.

Keywords: Cryogenic Treatment, Wear, Alloying Element, Spring Steel

TEŞEKKÜR



İÇİNDEKİLER**Sayfa**

ÖZET	vi
SUMMARY	vii
TEŞEKKÜR	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ	xii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xvii
1. GİRİŞ VE AMAÇ	1
2. TRİBOLOJİ	3
2.1. Aşınma Türleri	3
2.1.1. Adhezif aşınma	3
2.1.2. Abrasif aşınma	5
2.1.3. Yorulma aşınması	6
2.1.4. Tribokimyasal aşınma	7
2.2. Sürtünme	8
3. ISIL İŞLEMLER	10
3.1. Geleneksel Isıl İşlemler	10
3.1.1. Normalizasyon	11
3.1.2. Sertleştirme	12
3.1.3. Temperleme	17
3.1.3.1. <u>Düşük sıcaklık temperlemesi</u>	17
3.1.3.2. <u>Orta sıcaklık temperlemesi</u>	18
3.1.3.3. <u>Yüksek sıcaklık temperlemesi</u>	18
3.2. Kriyojenik İşlem	19
3.2.1. Kriyojenik soğutma yöntemleri	24
4. ÇELİKLER	25
4.1. Karbon Çelikleri	26
4.1.1. Düşük karbonlu çelikler	27
4.1.2. Orta karbonlu çelikler	27

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
4.1.3. Yüksek karbonlu çelikler	28
4.2. Yay Çelikleri	28
4.3. Çeliklerde Alaşım Elementlerinin Etkisi	29
4.3.1. Karbon	31
4.3.2. Kükürt	31
4.3.3. Mangan	32
4.3.4. Fosfor	32
4.3.5. Silisyum	32
4.3.6. Alüminyum	32
4.3.7. Azot	33
4.3.8. Krom	33
4.3.9. Molibden	33
4.3.10. Vanadyum	34
4.3.11. Bakır	34
4.3.12. Kalay	34
5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI	35
6. MATERYAL VE YÖNTEM	59
6.1. Materyal	59
6.2. Yöntem	59
6.2.1. Numune kesme	60
6.2.2. Isıl işlemler	60
6.2.3. Mekanik testler	63
6.2.3.1. <u>Sertlik ölçümleri</u>	63
6.2.3.2. <u>Aşınma testleri</u>	64
6.2.4. Karakterizasyon çalışmaları	66
6.2.4.1. <u>Mikroyapı İncelemeleri</u>	66
6.2.4.2. <u>X-Işınları Kırınımı (XRD) ve Rietveld Analizi</u>	67
7. BULGULAR VE TARTIŞMA	68

İÇİNDEKİLER (devam)

	<u>Sayfa</u>
7.1. Sertlik Deneyi Sonuçları	68
7.2. Aşınma Deneyi ve Sonuçları	71
7.3. Mikroyapı Analizleri ve Sonuçları	78
7.4. X-Işınları Kırınımı (XRD) ve Rietveld Analiz Sonuçları	84
8. SONUÇ VE ÖNERİLER	95
KAYNAKLAR DİZİNİ	97

ŞEKİLLER DİZİNİ

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
2.1. Temel aşınma türleri; a) adhezif aşınma, b) abrasif aşınma, c) yorulma aşınması, d) tribokimyasal aşınma. F_n normal yük, V kayma yönü (Takadoun, 2008).	4
2.2. D2 çeliğinde 1 ile gösterilen adhezif aşınmış bölgenin SEM görüntüsü (Das vd., 2009).	4
2.3. Abrasif aşınma türleri ve yüzeylerdeki abrasif aşınmayı tanımlamada kullanılan f_{ab} değerinin hesaplanması. f_{ab} değeri kesme açısı ile ilgili olup aşınmanın mikro kazıma veya mikro kesme olmasını etkiler. $A_v = A$ aşınma izinin enine kesit alanı, A_1 ve $A_2 =$ Mikro kazıma etkisi ile kanal sınırlarında yığılan malzemenin enine kesit alanı (Mang vd., 2010).	5
2.4. Mikro kazıma türünde abrasif aşınmaya uğrayan D6 takım çeliğinin SEM görüntüsü (Akhbarizadeh vd., 2009).	6
2.5. Yorulma aşınması sonucu oluşan yüzey morfolojilerinin SEM görüntüleri; a) mikro yorulma çatlakları (Khrais ve Lin, 2007), b) aşınma izleri, aşınma nedeniyle oluşan boşluk ve yorulma nedeniyle aşınma yüzeyinde oluşan delaminasyon (B. Li vd., 2018).	7
2.6. Tribokimyasal aşınma sonucu AISI M35 çeliği yüzeyinde oluşan oksit tabakası (Candane, 2013).	8
3.1. %6.67'ye kadar karbon içeren demir-karbon alaşımlarının faz diyagramı (Rudnev vd., 2018).	10
3.2. Alaşımsız bir çelikte martenzit başlama ve bitme sıcaklığının karbon oranıyla ilişkisi (Liscic, 2006).	14
3.3. Ötektoid bir çeliğe ait TTT diyagramı (Rajan vd., 2011).	15
3.4. Yağda ve suda su verilmiş farklı çaplardaki çubuk şekilli SAE 3140 çeliğinin kesit yüzeyi. Taralı alanlar (x ile gösterilen) sertleşmemiş merkezi göstermektedir (Grossmann, 1953).	16
3.5. Yağda ve suda su verilmiş farklı çaplardaki çubuk şeklindeki SAE 3140 çeliğinin su verme ortamı ve çubuk çapına göre sertleşmemiş merkez çapının çubuğun çapına oranı arasındaki ilişkiyi gösteren diyagram (Grossmann, 1953).	17
3.6. Farklı ısı işlemler gören çeliğin gerilme-gerinme diyagramı (Liscic, 2006).	19
3.7. Kriyojenik ısı işlem uygulamasının kaba bir sıcaklık-zaman grafiği (Liscic, 2006).	20
3.8. Kriyojenik işlem adımları (Singla vd., 2018).	20
3.9. %1 karbon içeren çelikte martenzit başlangıç sıcaklığına alaşım elementlerinin etkisi (Rajan vd., 2011).	21
3.10. Geleneksel ısı işlem ve kriyojenik işlemin malzemeye olan etkilerinin farkları (Pérez ve Belzunce, 2015).	23

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
4.1. Demir esaslı alaşımların sınıflandırılması.	27
4.2. Denge çubuğu görselleri. a) Denge çubukları şasi sebebiyle farklı biçimlerde üretilebilirler, b) kullanımın şeklini gösteren resim (Çalışkan, 2003).	29
5.1. Dört kafesten oluşan blok modeli. a) α ferrit fazı, HMK yapı, b) Ortak kenarın ortasında karbon atomu bulunduğu için ortak kenarın (ç) uzaması. x işaretli konum C atomunu, • işaretli bölgeler YMK kafesinin köşelerindeki Fe atomlarını, o işaretli bölgeler YMK kafesinin yüzeylerindeki Fe atomlarını göstermektedir (Lobodyuk vd., 2019).	36
5.2. (a) Önceki östenit hücre içerisinde martenzitin hiyerarşik yapısı, (b-e) Östenit içerisinde rastgele dağılımı olan karbonun yer aldığı kesit alanlarının karşılaştırılması ve iğnemsiz martenzit sınırlarına yüksek segregasyonun olduğu martenzit. (b) ve (c) blok seviyesinde, (d) ve (e) iğnemsiz martenzit seviyesindeki karbon dağılımı göstermektedir (Galindo-Nava ve Rivera-Díaz-Del-Castillo, 2015).	38
5.3. Farklı kompozisyondaki çeliklerin yorulma sınırı, kırılma tokluğu ve sertlik testlerinin sonuçları (Podgornik vd., 2018).	40
5.4. Aynı bölgedeki TEM aydınlık alan görüntüleri ve seçilmiş alan kırınım (selected area electron diffraction, SAED) modelleri. a) 1 saat 550 °C'de temperlenmiş Fe ₃ C, b) 16 saat 600 °C'de temperlenmiş Cr ₇ C ₃ , c-d) 16 saat 600 °C'de temperlenmiş Cr ₂₃ C ₆ (Talebi vd., 2018).	44
5.5. Kriyojenik işlem gören ve görmeyen 4340 çeliğinin S-N eğrileri; a) 2 saat 455 °C'de temperlenmiş numune, b) kriyojenik işlem görmemiş ve 2 saat 200 °C'de temperlenmiş numune (Zhirafar vd., 2007).	46
5.6. Charpy darbe deneyi uygulanmış 4340 çeliğinin kırılma yüzeyleri; a) kriyojenik ve b) geleneksel (P gevrek kırılma yüzeyini, S sünek kırılma yüzeyini göstermektedir) (Zhirafar vd., 2007).	46
5.7. Aşınma testi sonuçları; aşınma oranları ve sürtünme katsayıları. a) Geleneksel ısıtılmış işlem, b) 8 saat derin kriyojenik, c) 12 saat derin kriyojenik işlem, d) 24 saat derin kriyojenik işlem (Kaya ve Ulutan, 2017).	49
5.8. Aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri. a) Ham haldeki perlitik numune, b) temperlenmiş martenzit yapı numune, c) 12 saat kriyojenik işlem görmüş ve temperlenmiş numune, d) 36 saat kriyojenik işlem görmüş ve temperlenmiş numune (Çakır ve Çelik, 2017).	50
5.9. Su verilerek sertleştirilen ve kriyojenik işleme giren M2 çeliği numunelerinin farklı yükler (5 N, 20 N, 50 N) ve farklı temperleme sıcaklıkları (500 °C, 540 °C, 550 °C, 600 °C) ile a) aşınma hacimleri, b) sürtünme katsayısı arasındaki ilişki (Kalin vd., 2006).	54

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

Sekil

Sayfa

5.10. 30 adet delik açma işlemi sonrası numunelerin (a-b) SEM görüntüleri ve (c-d) geri saçılmış elektron SEM (electron backscatter pattern) görüntüleri, a) su verilen ve temperlenen, b) kriyojenik işlem sonrası temperlenen, c) su verilen ve temperlenen, d) kriyojenik işlem sonrası temperlenmeyen (Firouzdor vd., 2008). ..	56
6.1. Deneysel çalışmalarda izlenen sürecin şematik hali.	60
6.2. Struers Discotom 5 Kesme Cihazı.	61
6.3. Isıl işlem için kullanılan fırınlar: a) Normalizasyon ve östenitleme işleminde kullanılan fırın, b) temperleme işlemleri için kullanılan fırın.	62
6.4. Kriyojenik işlem için kullanılan kriyojenik işlem ünitesi.	62
6.5. Sertlik testi cihazları. FM-700 Futuretech mikro sertlik cihazı ve Zwick 3106 makro sertlik cihazı.	63
6.6. Aşınma testi cihazı.	64
6.7. Multitoyo SJ-400 profil tarama cihazı.	66
6.8. FEI NOVA NANOSEM 650 marka taramalı elektron mikroskobu.	67
7.1. C50 çeliğinin sertlik sonuçlarının karşılaştırılması (HV).	69
7.2. 55Cr3 çeliğinin sertlik sonuçlarının karşılaştırılması (HV).	69
7.3. 51CrV4 çeliğinin sertlik sonuçlarının karşılaştırılması (HV).	70
7.4. 52CrMoV4 çeliğinin sertlik sonuçlarının karşılaştırılması (HV).	70
7.5. Her dört çeliğin kriyojenik işleme girmiş ve girmemiş halde aynı sıcaklıklarda temperlenmesiyle oluşan sertliklerinin farkı (HV). Sol tarafta 200 °C sıcaklıkta temperlenen numuneler sağ tarafta 500 °C’de temperlenen numuneler yer almaktadır.	71
7.6. C50 çeliğinin aşınma testi sonuçları: a) Su verilmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune, b) Su verilmiş, kriyojenik işleme girmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune.	72
7.7. 55Cr3 çeliğinin aşınma testi sonuçları: a) Su verilmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune, b) Su verilmiş, kriyojenik işleme girmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune.	73
7.8. 51CrV4 çeliğinin aşınma testi sonuçları: a) Su verilmiş, 200 °C’de temperlenmiş numune, b) Su verilmiş, kriyojenik işleme girmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune.	73
7.9. 52CrMoV4 çeliğinin aşınma testi sonuçları: a) Su verilmiş, 200 °C’de temperlenmiş numune, b) Su verilmiş, kriyojenik işleme girmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune.	74

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
7.10. Su verilmiş ve 200 °C’de temperlenmiş 55Cr3 numunesine ait profil taramasının sonucu ve derinliğin OriginPro ile hesaplanması.	75
7.11. Numunelerin kriyojenik işlem sonrasında aşınma oranlarında görülen değişim.	76
7.12. Aşınma testi sonuçlarına göre oluşturulan ortalama sürtünme katsayıları grafiği. ...	77
7.13. C50 çeliğinin 50000X SEM görüntüleri: a) Su verme, b) Su verme ve 200 °C’de 1 saat temperleme, c) Su verme ve 500 °C’de 1 saat temperleme, d) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 200 °C’de 1 saat temperleme, e) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 500 °C’de 1 saat temperleme.	78
7.14. 55Cr3 çeliğinin 50000X SEM görüntüleri: a) Su verme, b) Su verme ve 200 °C’de 1 saat temperleme, c) Su verme ve 500 °C’de 1 saat temperleme, d) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 200 °C’de 1 saat temperleme, e) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 500 °C’de 1 saat temperleme.	79
7.15. 51CrV4 çeliğinin 50000X SEM görüntüleri: a) Su verme, b) Su verme ve 200 °C’de 1 saat temperleme, c) Su verme ve 500 °C’de 1 saat temperleme, d) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 200 °C’de 1 saat temperleme, e) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 500 °C’de 1 saat temperleme.	80
7.16. 52CrMoV4 çeliğinin 50000X SEM görüntüleri: a) Su verme, b) Su verme ve 200 °C’de 1 saat temperleme, c) Su verme ve 500 °C’de 1 saat temperleme, d) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 200 °C’de 1 saat temperleme, e) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 500 °C’de 1 saat temperleme.	81
7.17. Su verilen, 24 saat derin kriyojenik işlem gören ve 200 °C’de 1 saat temperlenen numunelerin aşınma yüzeylerinin 250X SEM görüntüleri ve 1000X EDS analizleri, a) C50 ve b) 55Cr3.	82
7.18. Su verilen, 24 saat derin kriyojenik işlem gören ve 200 °C’de 1 saat temperlenen numunelerin aşınma yüzeylerinin 250X SEM görüntüleri ve 1000X EDS analizleri, a) 51CrV4 ve b) 52CrMoV4.	83
7.19. Çeliklerin tamamına ait XRD paternleri.	84
7.20. Tüm numuneler için Martenzit (α') (110) pikine ait XRD paterni.	85
7.21. Su verilen ve 200 °C’de temperlenen numunelerin XRD paternleri.	85
7.22. Derin kriyojenik işlem sonrası 200 °C’de temperlenen numunelerin XRD paternleri.	86
7.23. C50 çeliğinin 200 °C’de temperlenen ve kriyojenik işlem sonrası 200 °C’de temperlenen numunelerinin XRD paternleri.	86
7.24. 55Cr3 çeliğinin 200 °C’de temperlenen ve kriyojenik işlem sonrası 200 °C’de temperlenen numunelerinin XRD paternleri.	87
7.25. 51CrV4 çeliğinin 200 °C’de temperlenen ve kriyojenik işlem sonrası 200 °C’de temperlenen numunelerinin XRD paternleri.	87

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

<u>Sekil</u>	<u>Sayfa</u>
7.26. 52CrMoV4 çeliğinin 200 °C’de temperlenen ve kriyojenik işlem sonrası 200 °C’de temperlenen numunelerinin XRD paternleri.	88
7.27. Geleneksel ısıtma işlemle sertleştirilmiş, 200 °C’de temperlenmiş C50 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.	89
7.28. Kriyojenik işleme tabi tutulmuş, 200 °C’de temperlenmiş C50 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.	89
7.29. Geleneksel ısıtma işlemle sertleştirilmiş, 200 °C’de temperlenmiş 55Cr3 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.	90
7.30. Kriyojenik işleme tabi tutulmuş, 200 °C’de temperlenmiş 55Cr3 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.	90
7.31. Geleneksel ısıtma işlemle sertleştirilmiş, 200 °C’de temperlenmiş 51CrV4 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.	91
7.32. Kriyojenik işleme tabi tutulmuş, 200 °C’de temperlenmiş 51CrV4 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.	91
7.33. Geleneksel ısıtma işlemle sertleştirilmiş, 200 °C’de temperlenmiş 52CrMoV4 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.	92
7.35. Bütün çeliklerin S, S+T200 ve S+K24+T200 koşulları için Rietveld analizi sonucunda elde edilen tetragonalite (c/a) oranlarındaki değişim.	94

ÇİZELGELER DİZİNİ

<u>Cizelge</u>	<u>Sayfa</u>
5.1. Üretilen çeliklerin kodlamaları ve kimyasal kompozisyonları (ağ. %) (Podgornik vd., 2018).	39
5.2. Çeliklerin standartları ve kimyasal kompozisyonları (ağ. %) (Gonçalves vd., 2019).	40
5.3. EN52CrMoV4 çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağ. %) (Özden ve Anık, 2020). ...	41
5.4. Numune kodlarıyla verilen çeliklerin basma (-) ve çekme (+) kalıntı gerilme testlerinin sonuçları (Özden ve Anık, 2020).	42
5.5. H11 ve D3 çeliklerinin kimyasal kompozisyonları (ağ. %) (Katoch vd., 2016).	53
5.6. Kullanılan çeliklerinin kimyasal kompozisyonları (ağ. %) (Podgornik vd., 2016).	56
5.7. Çeliklere vakumda uygulanan geleneksel ısıtma işlem ve derin kriyojenik işlem (DKİ) şartları (Podgornik vd., 2016).	57
6.1. Deneysel çalışmada kullanılan çeliklerin kompozisyonları (ağ. %).	59
6.2. Aşınma testinde kullanılan çeliklerin ve aşındırıcı bilyanın elastite modülü ve poisson oranı.	65
7.1. Makro sertlik (HRC) sonuçları.	68
7.2. Mikro sertlik sonuçları (HVickers, 300 grf – 10 saniye).	68
7.3. Numunelere ait aşınma değerleri (3 mm WC bilya, 5 N – 100 m).	75
7.4. Kriyojenik işlem ve geleneksel ısıtma işlem uygulanan numunelerin sürtünme katsayıları.	77
7.5. Rietveld analizi sonucu numunelerin kafes parametreleri ve tetragonalite (c/a) oranları (Uzay grubu: P42/n:1, $a\alpha'$: 2.8665 Å) (Martenzit PDF Kart No: 04-003-1451).	93

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Otomotiv endüstrisinde daha çevreci ve maliyet azaltma çalışmaları adına daha hafif, daha yüksek mukavemetli, bitmiş ürün için daha az operasyon adımı gerektiren malzeme arayışı artarak devam etmektedir (Mårtensson vd., 2015). Otomotiv endüstrisi halihazırda çok büyük bir endüstri olmakla beraber hızla büyümeye devam etmektedir. Pek çok araştırmacı otomobil bileşenlerinden daha yüksek performans alınabilmesi için çalışmakta ve ilgili malzemelerin üzerine yapılan araştırmaların sayısı da nitekim artmaktadır. Mekanik bir sistemin kullanım ömrü sistemin en kritik parçasının kullanım ömrüne eşit olacağı için konu üzerinde çalışan ilgili kişiler devamlı olarak hatayı engelleyici, parça ömrünü arttıracak yollar aramaktadırlar.

Yay çelikleri de otomotiv endüstrisinde kullanılan çelik türlerindedir. Piston segmanlarında, denge çubuklarında, sayaç yaylarında tercih edilmektedir (ASM International, 1997; Çalışkan, 2003; Ezgi, 2012; Taşatar, 2006). Bu tür çelikler değişken çevrimsel yük altında çalışan kritik emniyet parçaları olarak kullanılmaktadır. Bu nedenle yüksek yorulma dayanımı, aşınma dayanımı, tokluk ve kararlı bir içyapı, yay çelikleri için oldukça önemlidir.

Aşınma sebebiyle makine parçalarında geri dönüşü olmayan hatalar ortaya çıkabilir. Aşınmaya maruz kalan bileşenlerin ömrünü uzatmak için genellikle yüzey kaplaması yapılmaktadır. Ancak aşınma oranları parçaların kimyasal kompozisyonuna ve ısıl işlem durumuna bağlıdır (Suchánek ve Kuklík, 2009). Bu nedenle kriyojenik işlem çok önemli bir işleve sahiptir. Günümüzde bu işlemi rutin olarak kullanan firmalar vardır. Çin ve A.B.D. gibi birçok gelişmiş ülkede havacılık, otomotiv ve elektronik ürün üreticileri ürün ömrünü arttıran kriyojenik işlemi proseslerinin bir parçası haline getirmiştir (Podgornik vd., 2009). Kriyojenik işlem sertlik, boyutsal kararlılık, aşınma dayanımı, kırılma tokluğu, çekme, darbe mukavemeti gibi pek çok malzeme özelliğini arttırmaktadır (Das vd., 2008, 2009; Jaswin ve Lal, 2011; Liu vd., 2012; Vimal vd., 2008).

Kriyojenik işlemin metallerin özelliklerine olan etkisi pek çok araştırmacı tarafından değerlendirilmiştir. Literatürde kriyojenik işlemin alaşım elementlerine etkisi, yüksek

miktarda alaşım elementi içeren çelikler üzerinden değerlendirilmiş olup, orta karbonlu yay çeliklerine dair yeterince çalışma bulunmaması nedeniyle bu çalışmada aşınma dayanımının alaşım elementleri ile ilişkisi, karakterizasyon çalışmaları ve mekanik testler ile irdelenmiştir (da Silva vd., 2006; Huang vd., 2003; Katoch vd., 2016; Pellizzari, 2008).

Deneysel alışmalar için C50 sade karbon çeliği ve 55Cr3, 51CrV4, 52CrMoV4 yay çelikleri kullanılmıştır. Elde edilen veriler kriyojenik işlemin, alaşım elementi içermeyen sade karbon çeliği de dahil olmak üzere, bütün orta karbonlu çeliklerin özelliklerinde iyileşme sağladığını göstermiştir. Kriyojenik işlem sonrasında mikroyapıda, karbürlerin oranının arttığı ve homojen bir dağılım gösterdikleri, ayrıca karbürlerin morfolojik olarak daha yuvarlak oldukları görülmüştür. Sertliklerde ve aşınma dayanımlarında bu tespitleri doğrular nitelikte iyileşmeler görülmüştür. Alaşım elementi miktarının artmasıyla sertliğin arttığı ve sürtünme katsayısının düştüğü tespit edilmiştir.

Bu çalışmanın birinci bölümü giriş bölümü olup çalışmanın konusu ve amacı belirtilmiştir. İkinci bölümünde aşınma türleri ve sürtünme konularıyla tribolojiye dair bilgiler verilmiştir. Çalışmanın nc bölümünde ısıl işlemin ne olduğu, çeliklere neden uygulandığı ve deneysel çalışmalar için kullanılan ısıl işlem türleri ve önemleri vurgulanmıştır. Dördüncü blmde çelikler hakkında genel bilgi verilmiş, yay çeliklerinin özellikleri ve kullanım alanları aktarılmış, ayrıca alaşım elementleri hakkında bilgi verilmiştir. Beşinci blmde konuyla ilgili literatür araştırmasına yer verilmiştir. Altıncı blmde, kullanılan materyal ve yöntemler aktarılmıştır. Yedinci blmde, bulgular ve tartışmalar kısmında edilen veriler paylaşılmıştır. Sekizinci bölümü, deney verileriyle yapılan değerlendirme ve öneriler kısmı ile bitirilmiştir.

2. TRİBOLOJİ

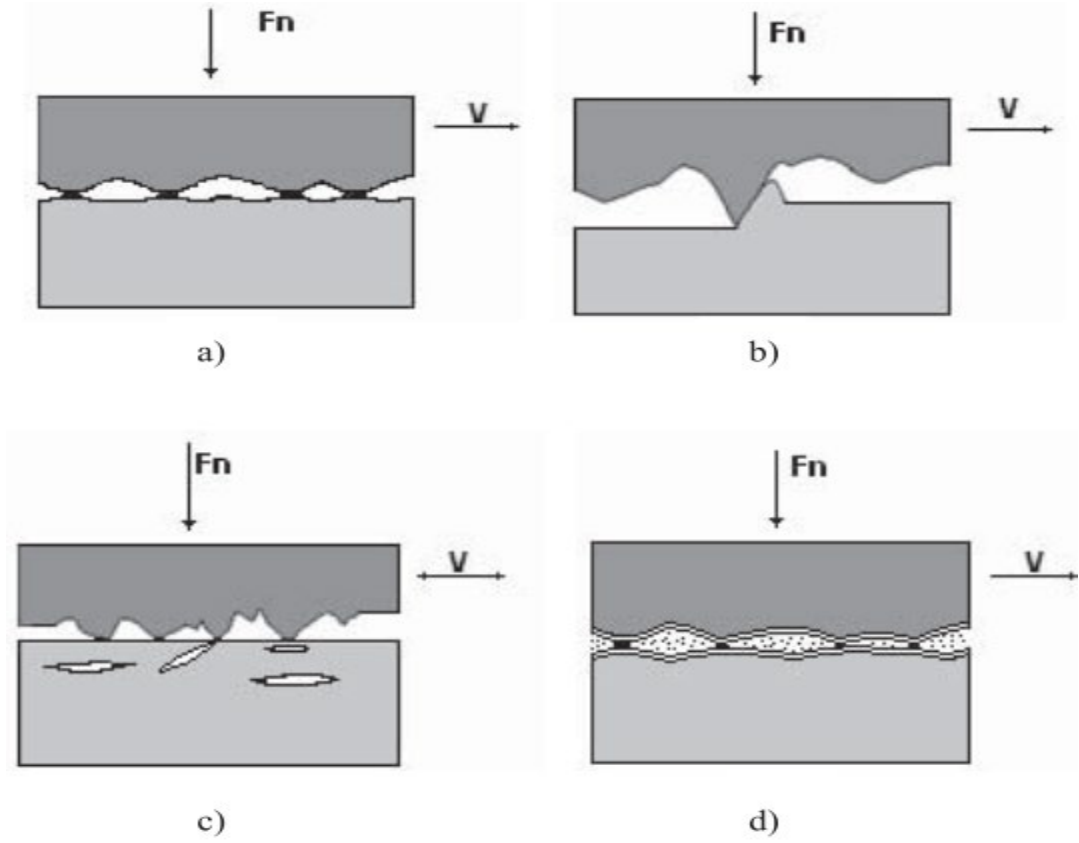
Triboloji kelimesi Yunanca sürtünme anlamına gelen “tribos” kelimesinden gelmektedir ve bağıl hareket yapan yüzeylerle ilişkili olan bütün bilimsel ve teknolojik çalışmaların bir parçasıdır. Tribolojinin temel araştırma ve uygulama alanları sürtünme, aşınma ve yağlamadır. Terim olarak ilk defa 1966 yılında Birleşik Krallık'ta, sürtünme ve aşınma sebebiyle her sene harcanan paranın konu edildiği bir araştırmada kullanılmıştır. Triboloji doğa bilimlerinde makine mühendisliği ve malzeme bilimini de içeren, aşınma dayanımı, yağlayıcıların kimyasal bileşimi, yüzey kaplaması ve topografya analizi konularını araştıran disiplinler arası bir bilim dalıdır (Mang vd., 2010).

2.1. Aşınma Türleri

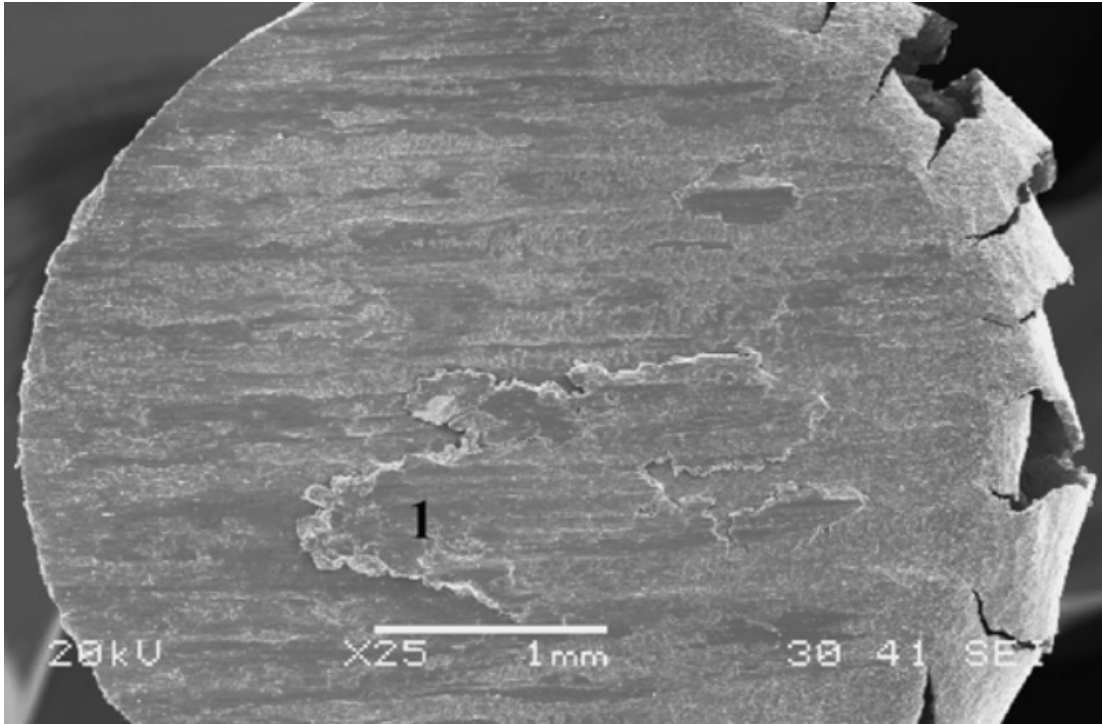
Aşınma, katı, sıvı veya gazın sürtünme ile katı bir malzeme yüzeyinde mekanik etkileşim oluşturması ve bu katı malzemenin yüzeyinden artarak ilerleyen malzeme kaybına neden olmasıdır. Aşınmanın olduğu parçanın fonksiyonunu yitirmesi ve değerini kaybetmesi nedeniyle aşınma genellikle istenmeyen bir özelliktir (Mang vd., 2010). Aşınma genel olarak dört sınıfta incelenir; adhezif aşınma, abrasif aşınma, yorulma aşınması ve tribokimyasal aşınma (Şekil 2.1).

2.1.1. Adhezif aşınma

Şekil 2.1a'da görüldüğü gibi adhezif aşınma birbiri ile temas eden yüzeylerdeki temas noktalarının mikro kaynak yapması ve kırılması ile oluşur (Takadoum, 2008). Her malzeme yüzeyinde farklı açılarda daha alçak ve daha yüksek noktalar vardır. İki yüzey birbiri ile temas ettiğinde sadece tepe noktaları direkt temas eder dolayısıyla gerçek temas alanı geometrik olarak ölçülen yüzey alanlarından düşüktür. Sürtünmenin etkisiyle bütün mekanik yük buradaki temas noktalarına yüklenir. Sürtünme kuvvetleri ve oluşan sıcaklığın da etkisi ile yüksek enerjili yüzeyler arasında güçlü atomik bağlar oluşur (Mang vd., 2010). Bu güçlü noktalar hareketin etkisi ile daha yumuşak olan malzemenin koparak daha sert olan yüzeye transferine neden olur (Takadoum, 2008). Şekil 2.2'de adhezif aşınmış yüzey görüntüsü verilmiştir.



Şekil 2.1. Temel aşınma türleri; a) adhezif aşınma, b) abrasif aşınma, c) yorulma aşınması, d) tribokimyasal aşınma. F_n normal yük, V kayma yönü (Takadoum, 2008).

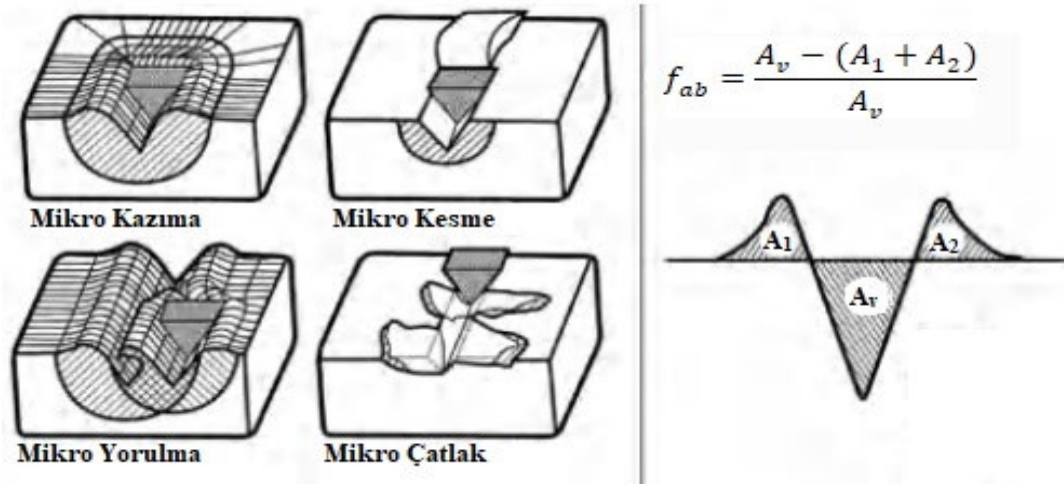


Şekil 2.2. D2 çeliğinde 1 ile gösterilen adhezif aşınmış bölgenin SEM görüntüsü (Das vd., 2009).

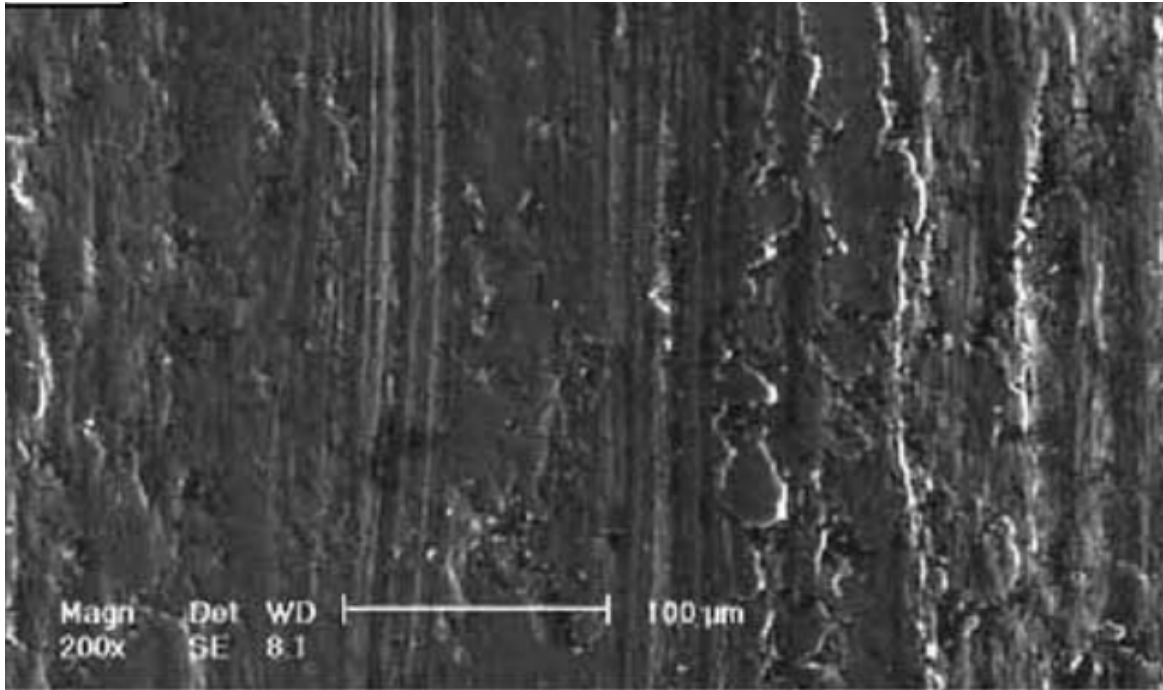
2.1.2. Abrasif aşınma

Temas halindeki yüzeylerde (Şekil 2.1b) kuvvetli bir kayma kuvveti uygulanmasıyla yüzeylerden birinin malzeme kaybetmesidir (Budinski, 1998). Abrasif aşınma sertlikleri birbirinden çok farklı olan malzemeler arasında yaygın olarak görülür. Sert olan malzeme abrasif davranış sergiler ve mikro düzeydeki yüksek olan tepe kısımları yumuşak olan malzeme yüzeyini plastik deformasyona uğratar. Bağlı hareket sonucunda kanallanmalar ve çizilmeler oluşur. Şekil 2.3'te farklı abrasif aşınma türlerine yer verilmiştir.

- Mikro Kazıma: Şekil 2.4'teki SEM görüntüsünden incelenebileceği gibi abrasif yüzey tarafından yumuşak yüzeyde oluşan kanal ve bu kanal sınırlarında malzemenin kenarlara yığılmasına sebep olan plastik deformasyondur ($f_{ab} = 0$).
- Mikro Kesme: Sert tepe noktalarının veya abrasif partiküllerin yüzeyi kesmesi ile oluşan durumdur ($f_{ab} = 1$).
- Mikro Çatlak: Gevrek malzeme yüzeyine sert abrasif partiküllerin yüklenmesi ile oluşan çatlaklardır ve nihayetinde kırılmaya neden olurlar ($f_{ab} > 1$).
- Mikro Yorulma: Tekrar eden mikro kazımlar sebebiyle bölgesel yorulmalar oluşur ve burada malzemenin aşınmasına neden olur (Mang vd., 2010).



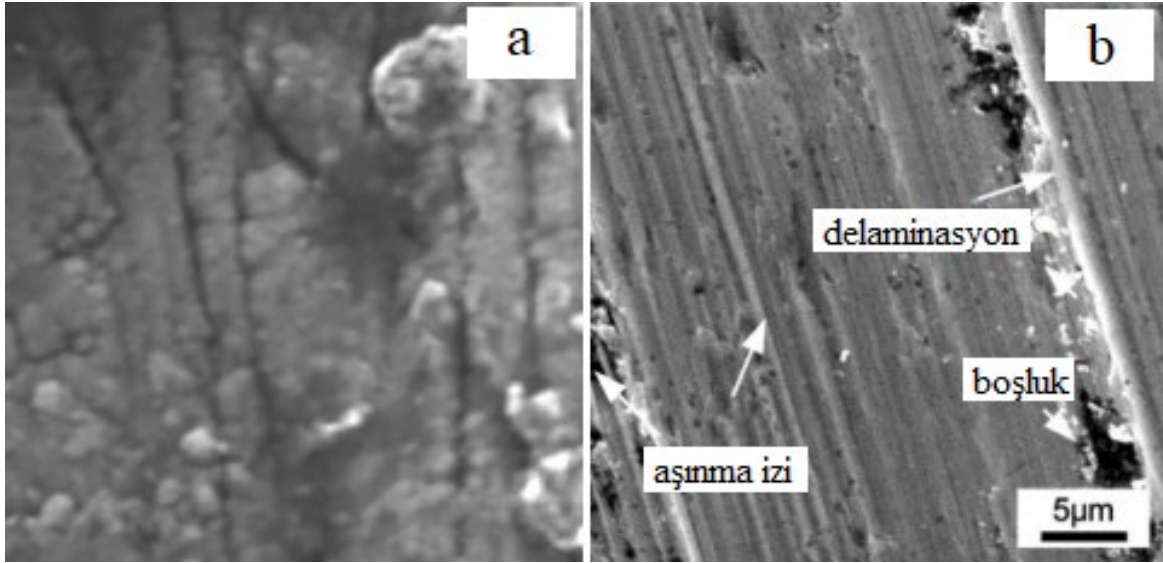
Şekil 2.3. Abrasif aşınma türleri ve yüzeylerdeki abrasif aşınmayı tanımlamada kullanılan f_{ab} değerinin hesaplanması. f_{ab} değeri kesme açısı ile ilgili olup aşınmanın mikro kazıma veya mikro kesme olmasını etkiler. A_v = Aşınma izinin enine kesit alanı, A_1 ve A_2 = Mikro kazıma etkisi ile kanal sınırlarında yığılan malzemenin enine kesit alanı (Mang vd., 2010).



Şekil 2.4. Mikro kazıma türünde abrasif aşınmaya uğrayan D6 takım çeliğinin SEM görüntüsü (Akhbarizadeh vd., 2009).

2.1.3. Yorulma aşınması

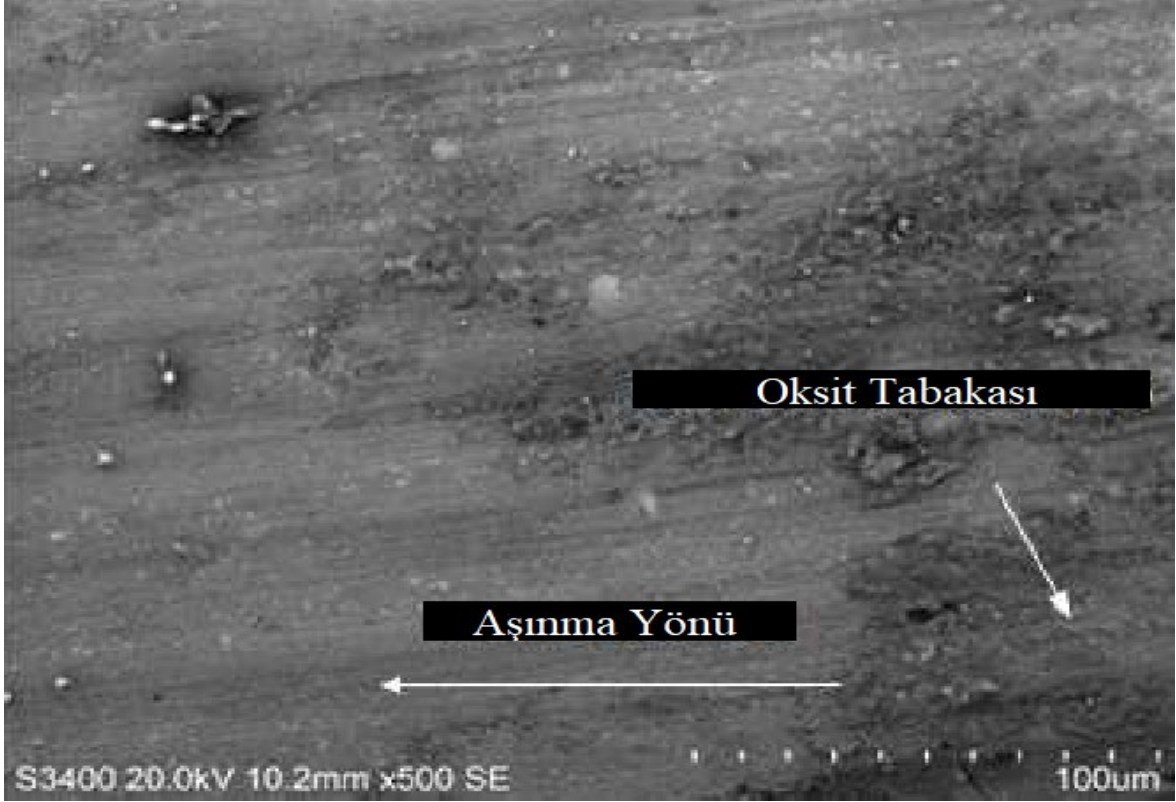
Adhezif ve abrasif aşınma mekanizmalarında temas alanında aşınma partiküllerinin oluşması için tekrar eden çevrimsel yüklere gerek yoktur. Bu aşınma partiküllerinin oluşması için tekrar eden çevrimsel yüklere ihtiyaç duyulan aşınma türüne yorulma aşınması denir (Kato ve Adachi, 2001). Çevrimsel yük altında çalışan malzemenin üstündeki yüzeysel katmanlarda oluşan gerinim sebebiyle Şekil 2.1c'de görüldüğü gibi malzeme yüzeyinin altında çatlaklar oluşur. Çatlaklar kritik bir boyuta ulaştığında pul gibi ufak döküntülere sebep olur. Bu ufak döküntüler malzeme yüzeyinde abrasif taneler olarak davranış sergiler ve aşınmaya sebep olur, gerçekleşen bu aşınmaya delaminasyon (katman ayrılma) aşınması da denir (Takadoum, 2008). Şekil 2.5'te yorulma çatlakları ve delaminasyon gösterilmiştir.



Şekil 2.5. Yorulma aşınması sonucu oluşan yüzey morfolojilerinin SEM görüntüleri; a) mikro yorulma çatlakları (Khrais ve Lin, 2007), b) aşınma izleri, aşınma nedeniyle oluşan boşluk ve yorulma nedeniyle aşınma yüzeyinde oluşan delaminasyon (B. Li vd., 2018).

2.1.4. Tribokimyasal aşınma

Tribokimyasal aşınma iki yüzeyin birbiriyle olan teması ve yüzeylerin çevresel ortam ile olan etkileşimleri sonucu bir ürün olarak film tabakasının oluşması ve kalınlaşmasıyla gerçekleşir (Takadom, 2008). Korozyondan farklı olarak bağıl hareket esnasında sadece temas yüzeyinde film oluşur. Tribokimyasal reaksiyonlar sonucu oluşan ürünler aşınmayı direkt olarak etkiler. Bağıl hareket sonucu gerçekleşen sürtünme, ısı gibi sürtünme kayıpları verebilir. Aynı anda malzeme yüzeyinde doğal olarak oluşan reaksiyon filmleri mekanik yük nedeniyle kırılır ve yüksek enerjili yüzeylerin açığa çıkmasına neden olur. Kimyasal reaksiyona girmeye yatkın olan bu yüzeylerde, Şekil 2.6'da da yer verilen, oksidasyon gibi tribokimyasal reaksiyonlar oluşur. Yeni filmlerin oluşmasıyla yüzeyin değişen kimyasal kompozisyonu malzeme yüzeyinin mukavemet ve sürtünme özelliklerine göre değişiklik gösterir. Doğal olarak veya tribokimyasal reaksiyonlar sonucu oluşan filmler, metal oksit filmleri gibi çok sert ve gevrek yapıda olabilirler. Mekanik yük nedeniyle bu filmler kırıldığında kopan parçalar abrasif aşınmaya sebep olabilir ve böylece tribokimyasal reaksiyonların da devam etmesi sağlamış olur. Tribokimyasal reaksiyonların engellenmesi için kimyasal olarak birbirlerine ve ortama mümkün olduğunca inert malzeme seçilmelidir. Ayrıca uygun bir yağlayıcı kullanılması durumunda malzeme yüzeyinde koruyucu bir film oluşur ve tribokimyasal reaksiyonların önüne geçilebilir (Mang vd., 2010).



Şekil 2.6. Tribokimyasal aşınma sonucu AISI M35 çeliği yüzeyinde oluşan oksit tabakası (Candane, 2013).

2.2. Sürtünme

Sürtünme, katı halde ve temasta olan iki yüzey arasında yüzeylerden birinin diğerine karşı yaptığı kayma, yuvarlama, sürtme gibi teğetsel hareketlere karşı gösterdiği dirençtir. İki katı yüzey temas haline getirildiğinde temas noktalarında adhezyon meydana gelebilir ve yüzeyler arasında oluşan bu adhezif bağlar da teğetsel harekete direnç gösterir. Genel olarak iki tür sürtünme olduğu kabul edilir; statik (F_s) ve dinamik (F_k). Statik sürtünme, yüzeyler arasındaki adhezif bağları kırmak için veya yüzeyler arasında hareketin başlamasını sağlamak için gereken kuvvettir. Dinamik sürtünme ise bir yüzeyin diğerine yaptığı kayma, yuvarlama, sürtme hareketleri ile ilişkilidir. Dinamik sürtünme bu hareketler esnasında değişen bir kuvvettir. Tribolojide sürtünme katsayısı genel olarak teğetsel harekete karşı gösterilen direnç olarak tanımlanır. Sürtünme katsayısı (μ), sürtünme kuvvetinin (F), normal yüke (N) bölünmesiyle bulunur (Buckley, 1983). Denklem 2.1’de bu denkleme yer verilmiştir.

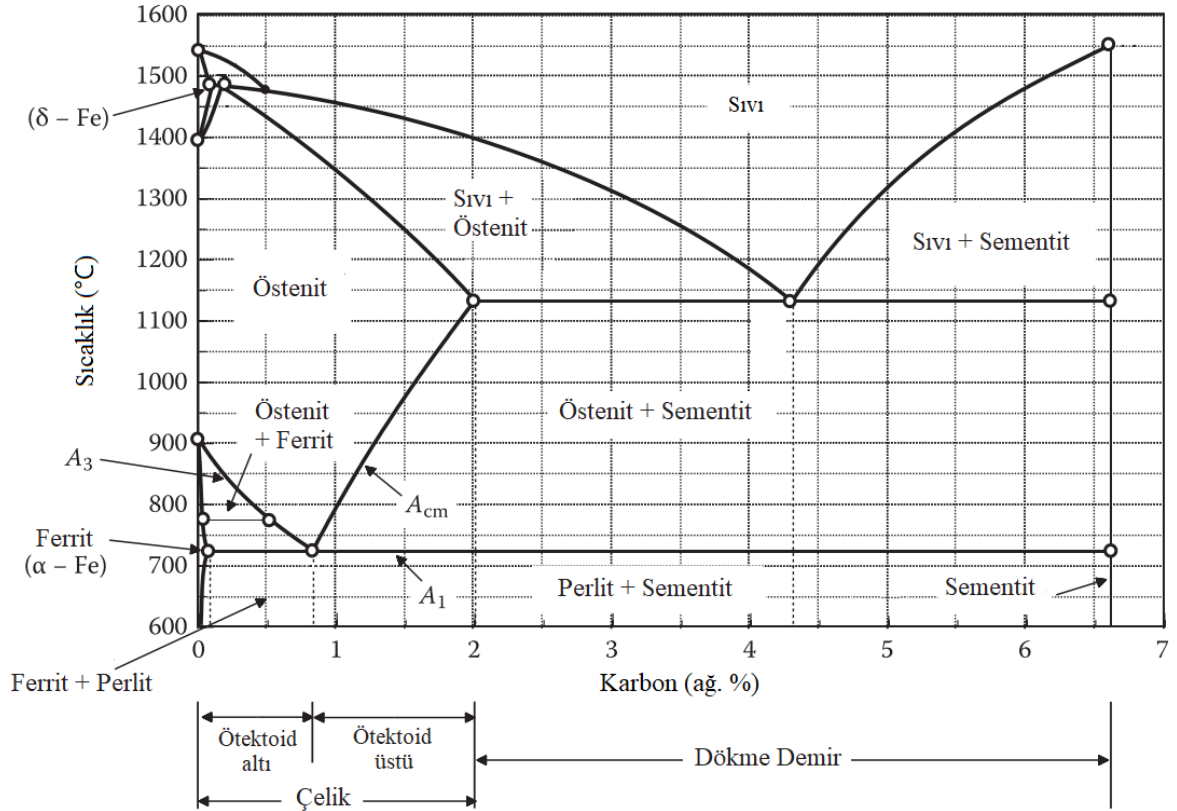
$$\mu = (F/N) \quad (2.1)$$

Dinamik sürtünme katsayısı (μ_k) ile statik sürtünme katsayısı (μ_s) ile gösterilir. İki katı yüzey arasındaki teğetsel kuvvet, statik sürtünme kuvvetine ulaştığında makroskobik hareket başlar ve uygulanan yükü hareket ettirebilecek kuvvet genellikle daha küçük bir değerde olan kinetik sürtünme kuvvetine düşer (Budinski, 1998).

Sürtünmeyi, katsayı terimi üzerinden ifade etmek pratikte yanlış yönlendirici bir durumdur çünkü katsayının sabit bir malzeme özelliği olarak anlaşılmasına ve sürtünme kuvvetinin her zaman uygulanan yüke orantılı olarak yorumlanmasına neden olabilir (Ludema, 2001). Sürtünme katsayısı bir malzeme özelliği değil tribolojik sistemin bir özelliğidir. Önceden yapılacak hesaplamalar ile doğru sürtünme katsayısı tespit edilemez ve deneysel çalışma yapmak sürtünme katsayısının tespiti için mecburi bir durumdur (Mang vd., 2010).

3. ISIL İŞLEMLER

Metalurjik bir yapıda istenilen değişiklikleri elde etmek ve nihayetinde istenilen özelliklere sahip bir metal parçası üretmek için ısıl işlem kullanılır. Isıl işlem çoğu metalin ve alaşımın özelliklerini etkiler ancak demir içeren alaşımlarda, özellikle çeliklerde bu etki çok daha büyüktür (Sverdlin ve Ness, 2006b). Çeliklerde karbon temel alaşım elementidir. Demir belirli miktarda karbon ile alaşımlanırsa yavaş ısıtma ve soğutma için kritik sıcaklıklar Şekil 3.1’de gösterilen demir-karbon denge diyagramından belirlenebilir (Rudnev vd., 2018).



Şekil 3.1. %6.67’ye kadar karbon içeren demir-karbon alaşımlarının faz diyagramı (Rudnev vd., 2018).

3.1. Geleneksel Isıl İşlemler

Sıcaklık, tutma süresi, ısıtma hızı ve soğutma hızı, ısıl işlemin sabit olmayan parametreleridir. Hangi parametrenin ne kadarının yeterli olacağı metal veya alaşımın

kimyasal kompozisyonuna, parçanın boyutuna ve şekline, son türünden istenilen özelliklere bağlı olarak değişir. Isıl işlemin amaçlarına aşağıdaki örnekler verilebilir.

- Sünekliğin artırılması,
- İç gerilimlerin giderilmesi,
- Tane boyutunun inceltilmesi,
- Sertliğin, çekme ve akma mukavemetinin artırılması,
- Tokluğun artırılması,
- Malzeme yüzeyinde istenen kimyasal kompozisyonun sağlanması,
- Talaşlı imalatı kolaylaştırılması,
- Manyetik, elektrik iletkenliği özelliklerin iyileştirilmesi,
- Soğuk şekil verilmiş metallerde yeniden kristalleşme sağlanması (Rajan vd., 2011).

Genel olarak en stabil çelikler, yüksek sıcaklıkta östenit fazına geçen ardından yavaş ve dengeli bir şekilde soğutma ile yapılarında düşük miktarda kalıntı gerilme bulunduran çeliklerdir. Bu şekilde elde edilen çeliklerin yapısını denge diyagramları aracılığıyla tahmin etmek mümkündür. Bu türdeki işlemlere genel olarak tavlama veya normalizasyon tavlama denilir. Mukavemeti, sertliği ve çoğu zaman kalıntı gerilmeyi de arttıran dengesiz soğutma veya su verme işlemiyle yarı kararlı bir yapı elde edilir (Sverdlin ve Ness, 2006b).

Çok büyük bir metal parçaya uygulanan ısıl işlem sadece yüzeyin sertleşmesini sağlayabileceği gibi uygun koşullar sağlanırsa parçanın iç kısmı da sertleşebilir. Ayrıca ısıl işlem metallerde aşınma dayanımını önemli miktarda etkiler. Düşük karbonlu çeliklerde özellikle %0,2'nin altında karbon içeren, sertleştirme için karbonlama gibi ek işlemlere ihtiyaç duyulurken orta karbonlu çelikler direkt olarak sertleştirilebilirler. Isıl işlem sayesinde orta karbonlu çeliklerde genel olarak 50 HRC değerine yaklaşan bir sertlik elde etmek mümkündür (Bryson, 2015).

3.1.1. Normalizasyon

Normalizasyon, tavlama ısıl işlemlerinin bir çeşididir. İnce taneli perlitik çelikler kaba tanelilerden daha mukavemetli olduğundan özellikle haddelenmiş, dövülmüş, kaynaklanmış çeliklerde tane yapısını inceltmek ve daha homojen bir dağılım sağlamak

amacıyla uygulanır (Callister Jr. ve Rethwisch, 2013). İngot gibi kesit kalınlığı yüksek olan döküm parçalarda genellikle kimyasal açıdan homojenlik sorunu yaşanır. Bu tür durumlarda normalde tavsiye edilenden daha yüksek sıcaklıklarda normalizasyon işlemi uygulanır. Difüzyon mekanizması ile homojenliğin sağlanabilmesi için parçanın bir süre bu sıcaklıkta tutulması gerekir. Normalizasyon işlemi genellikle tane inceltme, işlenebilirliği arttırma, sertlik, mukavemet ve tokluk gibi mekanik özellikleri iyileştirmede kullanılır (Rajan vd., 2011).

Normalizasyon işlemi üst kritik sıcaklık değerinin (ötektoid altı için A_3 ve ötektoid üstü için A_{cm}) en az $55\text{ }^{\circ}\text{C}$ üstünde yapılır. İç yapıda sementitin ayrışarak yok olması ve ortaya çıkan karbonun çözünmesi ile yapının tamamen östenit hale gelmesi için belirli bir tutma süresi gereklidir. Bu tutma süresi 1 inç için 1 saat olarak kabul edilir. Yapının tamamen östenit hale geldiği bu işlem östenitleme işlemi olarak da bilinir. Daha sonra çelik havada oda sıcaklığına soğutulularak normalizasyon işlemi bitirilir (Callister Jr. ve Rethwisch, 2013).

3.1.2. Sertleştirme

Östenitleme işlemi sertleştirme ve normalizasyon gibi bazı önemli işlemlerin ilk basamağıdır. Oda sıcaklığında alaşımsız ötektoid bir çelikte perlit yapısında bulunan Fe_3C karbürleri (sementit), ferrit ($\alpha\text{-Fe}$) ile direkt temas halindedir. Sementit yapıdaki karbon atomlarının ferritin kafes yapısına difüze olmaya eğilimi vardır ve artan sıcaklıkla beraber bu eğilim de artar. Sıcaklığın A_{c1} 'e ($723\text{ }^{\circ}\text{C}$) yükseltilmesiyle ferrit, östenite ($\gamma\text{-Fe}$) yani HMK (hacim merkezli kübik) yapıdan YMK (yüzey merkezli kübik) yapıya dönüşüm başlar. Ardından sementit yeni oluşan östenitin içinde çözünmeye başlar. Yani sıcaklığın artmasıyla hem östenitin oluşumu hem de sementitin östenit içerisinde çözünmesi gerçekleşir. Östenit içerisinde çözünen sementitin bulunduğu bölgelerde karbon oranı daha yüksektir. Karbon oranının her yerde eşitlenmesini sağlayacak difüzyon için östenitleme işleminde tutma süresinin bitmesi beklenmelidir (Liscic, 2006).

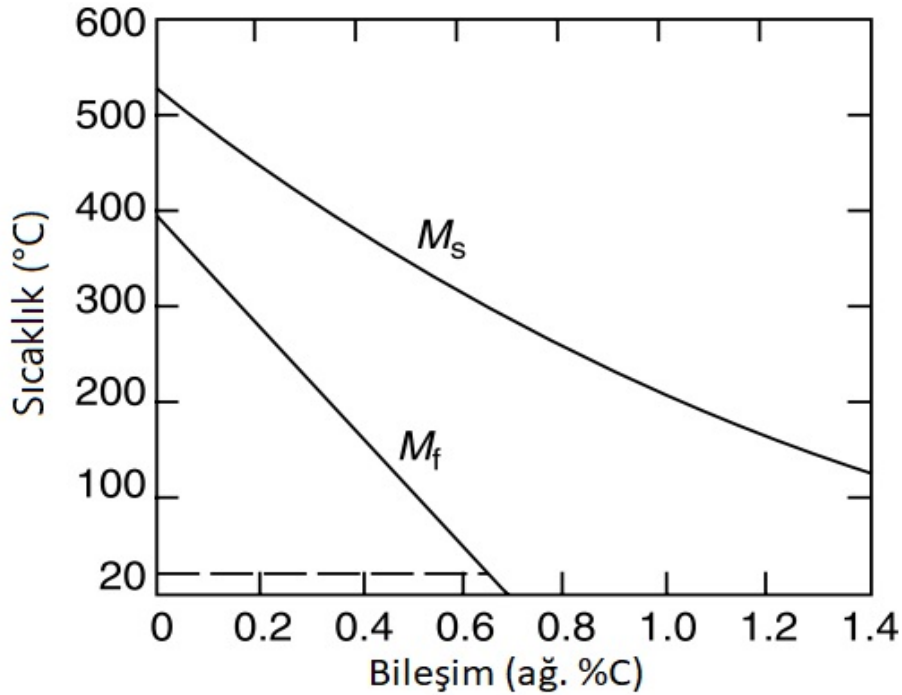
Sertleştirme işlemi ile çeliğin mukavemet değerleri, tokluk değeri, aşınma dayanımı, şok direnci ve sıcak işleme yeteneği arttırılabilir. Bu özellikler metalin kimyasal kompozisyonuna direkt olarak bağlıdır (Bryson, 2015).

Sertleştirme işleminde malzeme, sertleştirme sıcaklığı olarak da bilinen önceden belirlenmiş bir sıcaklığa ısıtılır ve bu sıcaklıkta bir süre bekletilir. Ardından su gibi bir su verme ortamında malzemeye su verilerek hızlı soğuması sağlanır ve böylece işlem tamamlanmış olur. Burada kullanılan hızlı soğuma bir terimdir ve üst kritik soğuma hızından yüksek veya bu değere eşit bir hızda gerçekleştiğini belirtir. Hızlı soğuma ile östenit fazının martenzite dönüşmesi sağlanır. Bu şekilde sertleştirilen metaller için genellikle su vererek sertleştirilen ifadesi ile kullanılır.

Sertleştirilen çeliklerde hızlı soğuma nedeniyle yüksek miktarda iç gerilme oluşur, ayrıca çok gevrek bir malzeme elde edilmiş olur. Sertleştirilen parçalar bu sebeple nadiren sertleştirildiği gibi kullanılırlar. Sertleştirme işlemi neredeyse her zaman temperleme olarak bilinen başka bir ısıl işlem ile tamamlanır. Sertleştirilmiş çeliğin temperlenmesiyle iç gerilmeler azaltılır ve nispeten daha stabil bir çelik elde edilir. Bu şekilde tamamlayıcı bir işlem olarak yapılan temperleme işlemiyle mukavemet ve tokluk arasında optimum kombinasyon sağlanmış olur. Sertleştirme işleminde istenen özellikler homojen dağılımlı östenit ve minimum büyüklükteki tane yapısıdır. Ötektoid altı çeliklerde bu özellikleri elde etmek için A_{c3} sıcaklığının 30-50 °C üzerinde ısıtma işlemi yapılır. Ötektoid ve ötektoid üstü çeliklerde ise A_{c1} sıcaklığının 30-50 °C üzerinde ısıtma işlemi yapılmaktadır. Soğuma hızının ideal olarak üst kritik soğuma hızına eşit olması istenir ancak bu değer üstünde de işlem yapılabilir. Üst kritik soğuma hızından yüksek soğuma hızlarında istenmeyen büyük iç gerilmeler meydana gelir. Düşük ısıtma hızlarında ise oksidasyon ve karbonsuzlaşma problemleri ile karşılaşılabilir (Rajan vd., 2011).

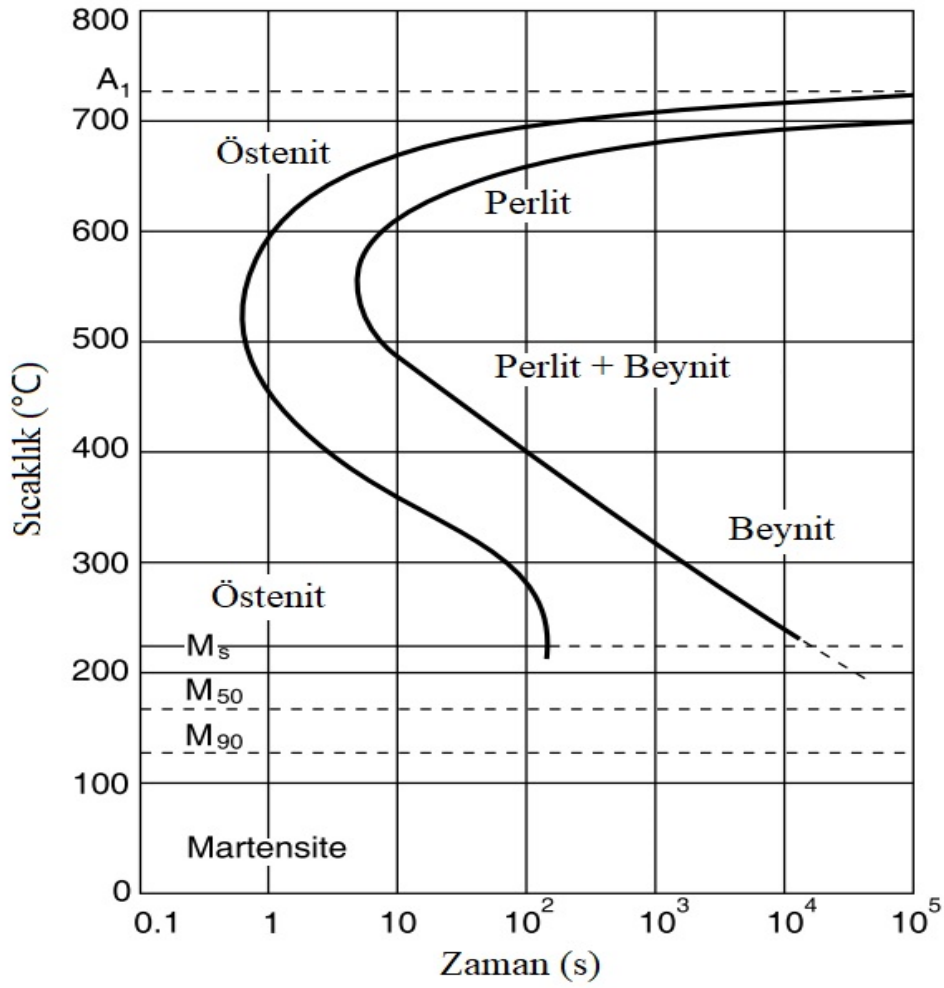
Su verilen çelikteki östenitin martenzite dönüşmesi nedeniyle sertleştirilmiş çeliğin özellikleri büyük oranda östenitin doğal yapısına bağlıdır. Alaşimsız, yalın karbon çeliğinde martenzit başlama (M_s) ve martenzit bitme (M_f) sıcaklıkları çeliğin içerdiği karbon miktarına bağlıdır. Ötektoid noktanın üzerinde karbona sahip çeliklerde östenit-martenzit dönüşümü oda sıcaklığında son bulmaz. Oda sıcaklığında su verilen bu çeliklerde östenit martenzit dönüşümü tamamlanamadığı için bir miktar östenit kalır. Martenzite dönüşemeyen bu östenite kalıntı östenit denilir. Bu sebeple çelikteki karbon oranı arttıkça kalıntı östenit oranı da artar (Liscic, 2006).

Şekil 3.2’de görülebildiği gibi ötektoid üstü çelikte martenzit bitiş sıcaklığından (M_f) sonra soğutmanın devam etmesiyle çok az miktarda karbon atomu hareket etmeye devam eder yani östenit-martenzit dönüşümü devam eder. Böylece karbon atomları ferritik katı çözeltili içerisinde kalırlar. Karbon için α -Fe kafesindeki müsait yerler, γ -Fe yapısından daha az olduğu için karbon atomları kafesi genişletmek zorunda kalırlar. Böylece artan gerilme hali sertliği arttırmış olur. Oluşan yapı, α -Fe yapıda aşırı doymun karbon çözeltilisi veya kısaca martenzit olarak adlandırılır.



Şekil 3.2. Alaşımız bir çelikte martenzit başlama ve bitme sıcaklığının karbon oranıyla ilişkisi (Liscic, 2006).

Demir-karbon denge diyagramında martenzit bulunmaz. Şekil 3.3'te görülebildiği gibi Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm (TTT) diyagramında perlit ve beynit zamanın ilerlemesi ile oluşurken martenzit sıcaklığın düşmesine bağlıdır. M_s sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda o sıcaklığa karşılık gelecek oranda martenzit bulunur ancak ne kadarının gerçekten oluşacağı çeliğin kimyasal kompozisyonuna, östenitleme işleminin şartlarına, sertleştirme işlemindeki su verme hızına göre değişir. Oda sıcaklığında yapıda kalan östenit sıfır altı işlem veya kriyojenik işlem denilen bir ısıl işlem sayesinde martenzite dönüşmeye devam edebilir (Thelning, 1984).

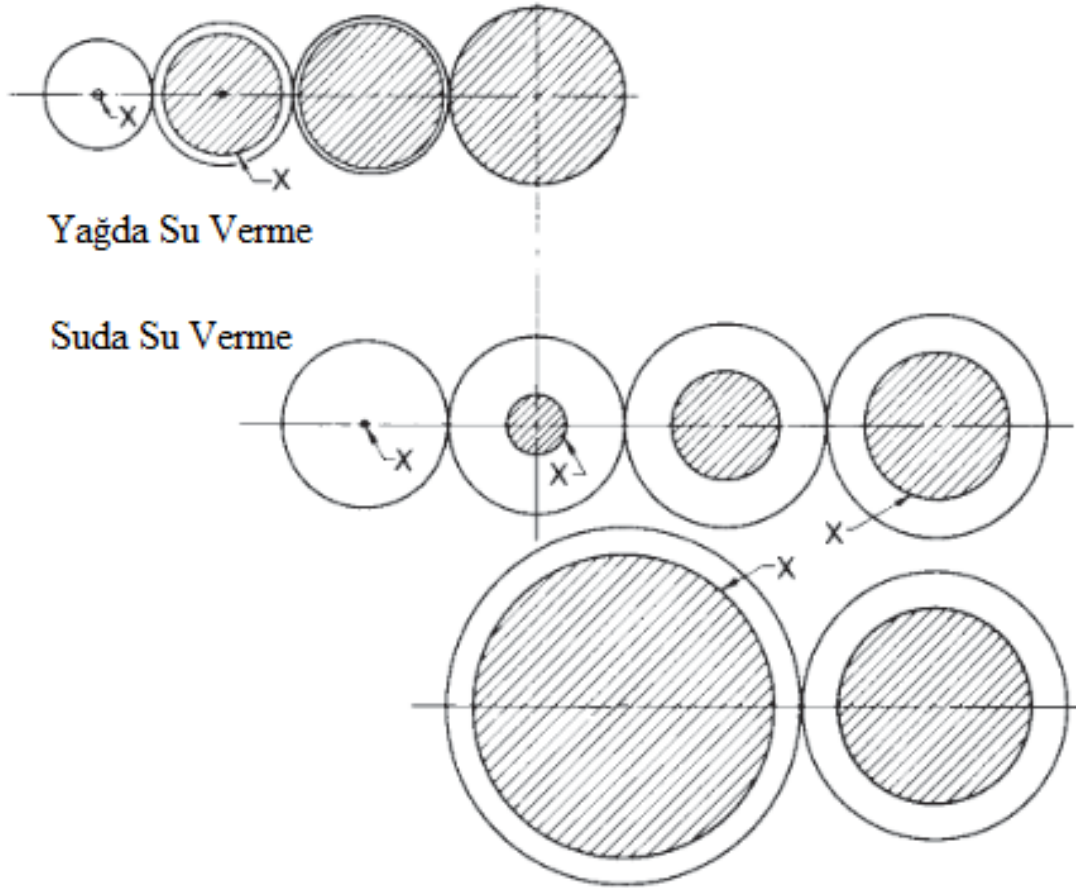


Şekil 3.3. Ötektoid bir çeliğe ait TTT diyagramı (Rajan vd., 2011).

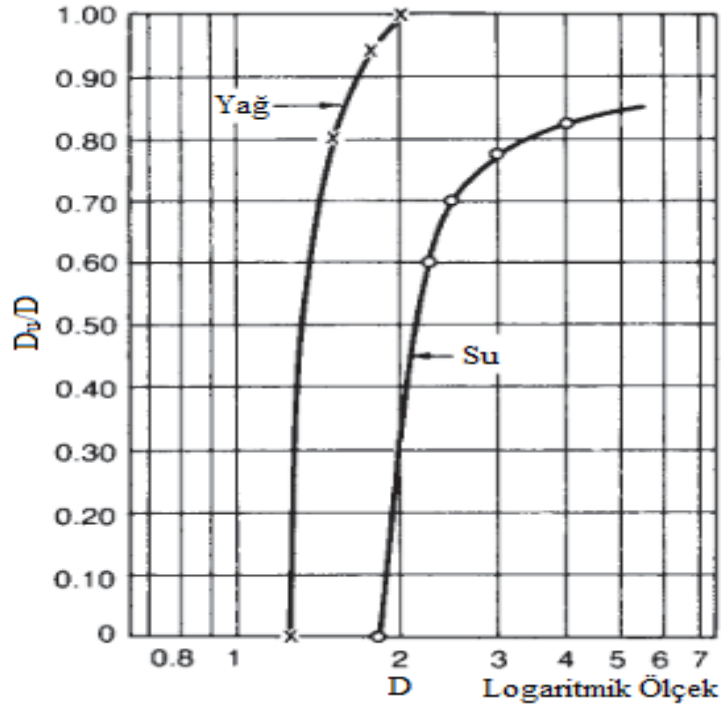
Sertleştirme işlemine etki eden bir takım faktör vardır. Bunlar çeliğin kimyasal kompozisyonu, çelik parçanın şekli ve boyutu, ısıtma ve soğutma hızı, sertleştirme sıcaklığı, tutma sıcaklığı, östenitin tane boyutu ve homojen dağılımı, su verme ortamı, malzeme yüzeyinin durumu olarak sayılabilir (Rajan vd., 2011). Su verme ortamları hava, gaz, yağ, su, polimer çözeltileri, tuzlu su olarak sıralanabilir (Bryson, 2015). Su verme ortamının etkisi, sıcaklığı ve özgül ısı, buharlaşma gizli ısı, termal iletkenliği, viskozitesi, karıştırılma hızı ile direkt olarak ilgilidir (Rajan vd., 2011).

Suda su verme düşük viskozitesinin de etkisiyle en hızlı su verme ortamıdır. Yüksek sıcaklıktaki parça suya daldırıldığında parçaya temas eden suda bulunan oksijen atomlarının hidrojen atomlarından ayrılmasına sebebiyet verir ve suyun kaynamasına neden olur. Çevresindeki kaynayan su parçanın soğumasını engelleyebileceği için suyun devamlı

kariştirilmesi veya parçanın su içerisinde devamlı hareket ettirilmesi gerekir (Bryson, 2015). Suyun dezavantajı çok hızlı soğutması sebebiyle östenit-martenzit dönüşümünün çok hızlı olması ve oluşan gerilimlerin parçada çatlğa veya kırığa sebebiyet vermesidir (Thelning, 1984). Yağda su verme işleminde soğuma hızı suda su vermeye göre daha düşüktür. Yağda su verme ile termal şok etkisinin daha düşük olması, nitekim çatlak ve tufal oluşmasının engellenmesi sağlanır. Su verme yağlarının alev almaması için yüksek parlama noktalarına sahip olması gereklidir (Bryson, 2015). Şekil 3.4'te şematik çizimi yapılan SAE 3140, Ni ve Cr alaşım elementleri ve %0,40 C içeren bir çeliktir. Mikroyapı incelemesinde merkezinde %50'den az martenzit bulunduran çeliklerin sertleşmemiş olduğu varsayılır. Şekil 3.5'te yer verilen görselde aynı çeliğin çapı ve su verme ortamıyla ilişkisi değerlendirilmiştir. Çubuk çapı (D) arttıkça sertleşmemiş merkezin çapı (D_u) da artmaktadır (Krauss, 2015).



Şekil 3.4. Yağda ve suda su verilmiş farklı çaplardaki çubuk şekilli SAE 3140 çeliğinin kesit yüzeyi. Taralı alanlar (x ile gösterilen) sertleşmemiş merkezi göstermektedir (Grossmann, 1953).



Şekil 3.5. Yağda ve suda su verilmiş farklı çaplardaki çubuk şeklindeki SAE 3140 çeliğinin su verme ortamı ve çubuk çapına göre sertleşmemiş merkez çapının çubuğun çapına oranı arasındaki ilişkiyi gösteren diyagram (Grossmann, 1953).

3.1.3. Temperleme

Pratikte genel olarak kullanılmayacak kadar tokluğu düşük olan su verilerek sertleştirilmiş çeliklere çoğu zaman temperleme işlemi uygulanır. Temperleme, sertleştirilmiş çeliğin düşük kritik sıcaklığın (A_1) altındaki bir sıcaklıkta ısıtılması ve genellikle havada soğutulması işlemidir. Temperleme işlemi malzemenin sertlik, aşınma ve mukavemet değerlerini düşürürken iç gerilmelerin giderilmesi, tokluk, süneklik kazandırılması ve kalıntı östenitin dönüştürülmesi gibi avantajlar sağlar. Temperleme sıcaklığı arttıkça tokluk ve süneklik değerleri de artar. Temperleme işlemi sıcaklıklara göre üç grupta incelenebilir.

3.1.3.1. Düşük sıcaklık temperlemesi

Bu temperleme işleminde maksimum 250 °C sıcaklığa çıkılır. Yüksek karbonlu martenzitin ayrışması ile daha düşük karbonlu martenzit ve karbür yapı oluşur. Bunun temel nedeni sıcaklığın etkisiyle yüksek karbonlu martenzitte oluşan çekirdeklenmedir. Yüksek

karbonlu martenzitin ayrışması ile oluşan karbür yapı sementitten karbonca daha zengin olan hegzagonal sıkı paket yapısındaki ϵ (epsilon, $Fe_{2.4}C$) karbürleridir. Temperleme süresi ilerledikçe yeni oluşan martenzit yapıdaki karbon oranı %0,3'e kadar düşer. Bu temperleme işlemiyle sertlikte ciddi bir düşüş yaşanır. Mukavemet değerleri ve tokluk çok az da olsa artış gösterir. Aşınma dayanımı artar ve iç gerilmeler azalır.

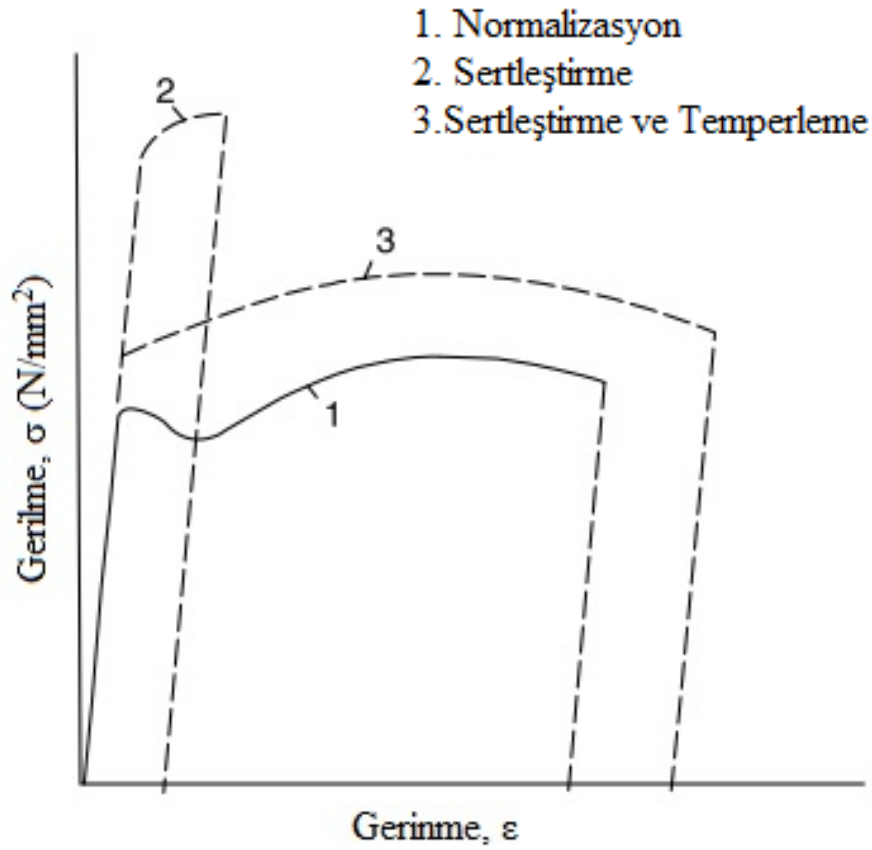
3.1.3.2. Orta sıcaklık temperlemesi

350-500 °C arasındaki sıcaklıklarda yapılır. Bu işlemde kalıntı östenitin beynite dönüşmesi gerçekleşir. Buradaki beynit sertleştirilmiş çelikteki beynitten farklı olarak içerisinde ferrit ve epsilon karbürleri barındırır. Çelik bu temperleme işlemiyle maksimum elastik özelliklere ulaşır. Tokluk ve süneklik artar ancak sertlik ve mukavemet değerlerinde düşüş görünür.

3.1.3.3. Yüksek sıcaklık temperlemesi

500-680 °C sıcaklıkları arasında yapılır. Bu kadar yüksek sıcaklıkta işlem yapmanın bir sonucu karışık bir ferrit sementit yapısının oluşmasıdır. Martenzit karbonunu kaybederek ferrite dönüşürken epsilon karbürler de karbon kaybederek sementite dönüşür. Bu değişimler difüzyon ve çekirdeklenmenin de etkisiyle gerçekleşir. Çelik, normalizasyon ve tavlama ısıl işlemlerine göre daha yüksek darbe dayanımına, akma ve çekme mukavemetine sahip olur ayrıca yapıdaki iç gerilmeler giderilmiş olur (Rajan vd., 2011; Thelning, 1984).

Şekil 3.6'da görüldüğü gibi sadece sertleştirilen çelik (2) çok yüksek akma dayanımına sahiptir buna karşın yapısı fazla gevrek, bu da tokluğunun düşük olduğuna işarettir. Sertleştirilen ve temperlenen (3) çelik normalizasyon işlemine giren çelikten (1) daha yüksek akma dayanımına sahiptir, her iki çelikten de yüksek sünekliğe sahiptir ancak sadece sertleştirilen çeliğe göre sünekliğinde çok büyük bir artış olduğu görülmektedir (Liscic, 2006).

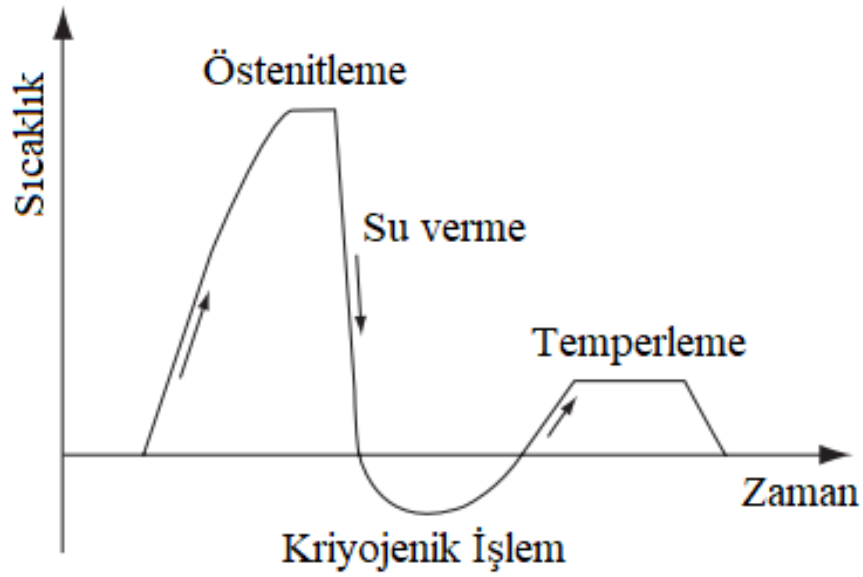


Şekil 3.6. Farklı ısıl işlemler gören çeliğin gerilme-gerilme diyagramı (Liscic, 2006).

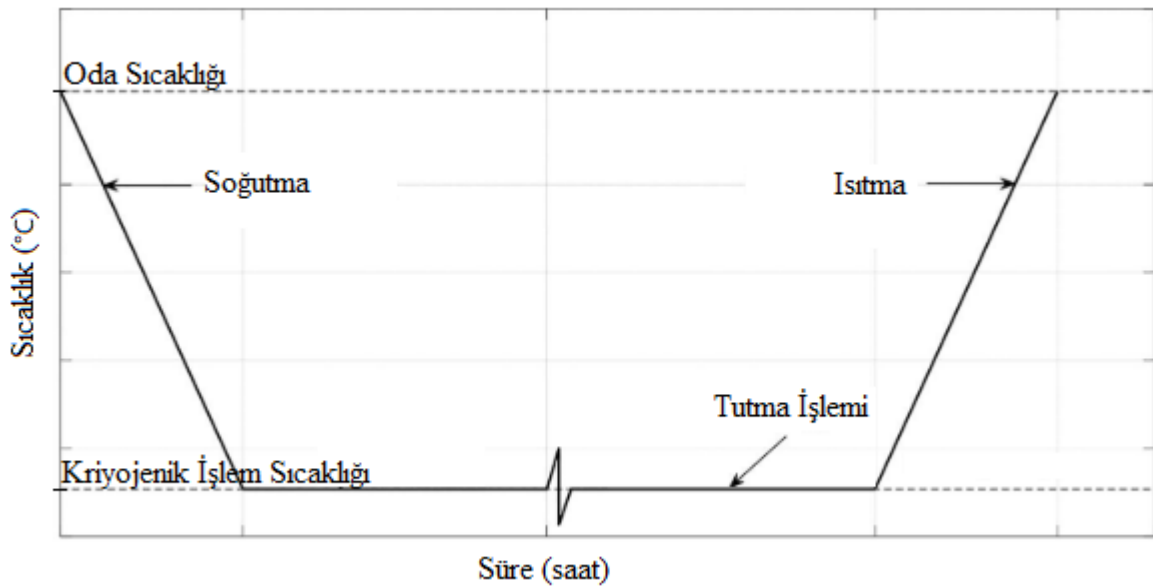
3.2. Kriyojenik İşlem

Kriyojenik kelimesi esasen iki kelimeden oluşan Yunanca bir kelimedir; donma, dondurma anlamlarına gelen “kryos” ve oluşturmak, meydana getirmek anlamlarına gelen “genic”. Bir malzeme herhangi bir üretim sürecinde yer aldığı gerilmeye maruz kalır. Gerilmeler de malzemenin kristal yapısındaki hatalarla kendilerini açığa çıkarırlar. Boşluk, dislokasyon, istiflenme gibi hatalar en çok karşılaşılanlardandır. Gerilme miktarı arttıkça hataların oranı da artar ve bu durum atomlar arası aralığın artmasıyla devam eder. Atomlar arası aralık kritik bir mesafeyi geçtiğinde malzemedeki çatlama, kırılma meydana gelir. Termodinamiğin üçüncü yasası mutlak sıcaklık sıfıra indiğinde entropinin de sıfıra ineceğini ifade eder. Derin kriyojenik işlem (DCT, deep cryogenic treatment) bu yasadaki faydalanarak malzemedeki iç gerilmeyi yok etmeyi amaçlar. Şekil 3.7’de kriyojenik işlem prosesi ve Şekil 3.8’de bu prosesin adımları sıcaklık-zaman diyagramı üzerinden verilmiştir (Patil ve Tated, 2012).

Kriyojenik işleme soğuk veya sıfır altı işlem de denilir. Sıfır altı işlemler üçe ayrılır; $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ile $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ (kuru buz sıcaklığı) arasında yapılan işlemlere soğuk işlem (cold treatment), $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ ile $-160\text{ }^{\circ}\text{C}$ arasındaki işlemlere sığ (shallow) kriyojenik işlem, $-160\text{ }^{\circ}\text{C}$ ile $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (sıvı azotun kaynama noktası) arasında yapılan işlemlere derin kriyojenik işlem adı verilir (A. Çiçek vd., 2011; Huang vd., 2003; Vahdat vd., 2013; Yong vd., 2006).

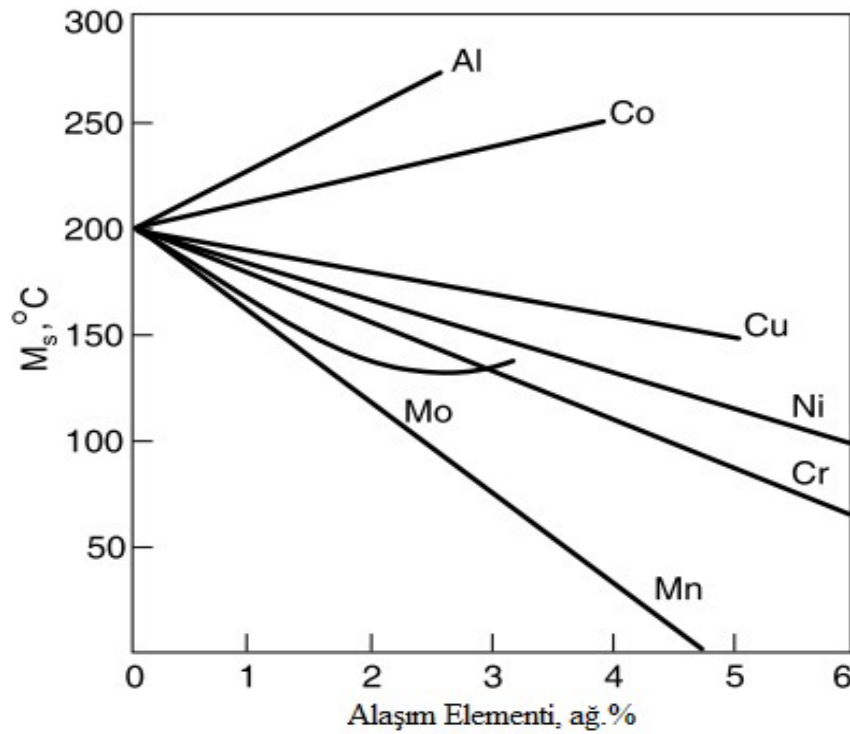


Şekil 3.7. Kriyojenik ısıtım uygulamasının kaba bir sıcaklık-zaman grafiği (Liscic, 2006).



Şekil 3.8. Kriyojenik işlem adımları (Singla vd., 2018).

Suda su verilerek sertleştirilen çelikte tamamen martenzit yapı elde etmek teoride mümkün gözükse de pratikte çok zordur ve yapıda bir miktar östenit kalır. Kritik soğuma hızından yüksek hızlardaki soğumalarda bile maksimum sertlik elde edilemez ve yapıdaki kalıntı östenit mekanik özellikleri büyük oranda düşürür. Sade karbon çeliklerinde karbon miktarının artması demek kalıntı östenitin de artması anlamına gelir. Alaşımli çelikler için kalıntı östenit sorunu daha karmaşık bir konudur. Pek çok alaşım elementi kalıntı östenit miktarını artırır. Şekil 3.9'da alaşım elementlerinin M_s sıcaklığına etkisi gösterilmiştir. Kriyojenik işlem sayesinde kalıntı östenitin martenzite dönüşümü sağlanabilir. Bu dönüşümle sertlik, aşınma dayanımı ve boyutsal kararlılık artar (Rajan vd., 2011).



Şekil 3.9. %1 karbon içeren çelikte martenzit başlangıç sıcaklığına alaşım elementlerinin etkisi (Rajan vd., 2011).

M_f sıcaklığı çoğu çelik için $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ ile $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ arasındadır. Kriyojenik işlem ile iç gerilmeye bir artış yaşanır. Bu gerilimi gidermek için kriyojenik işlemin hemen ardından temperleme işlemi uygulanır. Sertleştirilen ve su verilen çelikte östenit gitgide daha kararlı bir hale geçer bu nedenle su verme işleminin akabinde kriyojenik işleme geçilmelidir (Rajan vd., 2011).

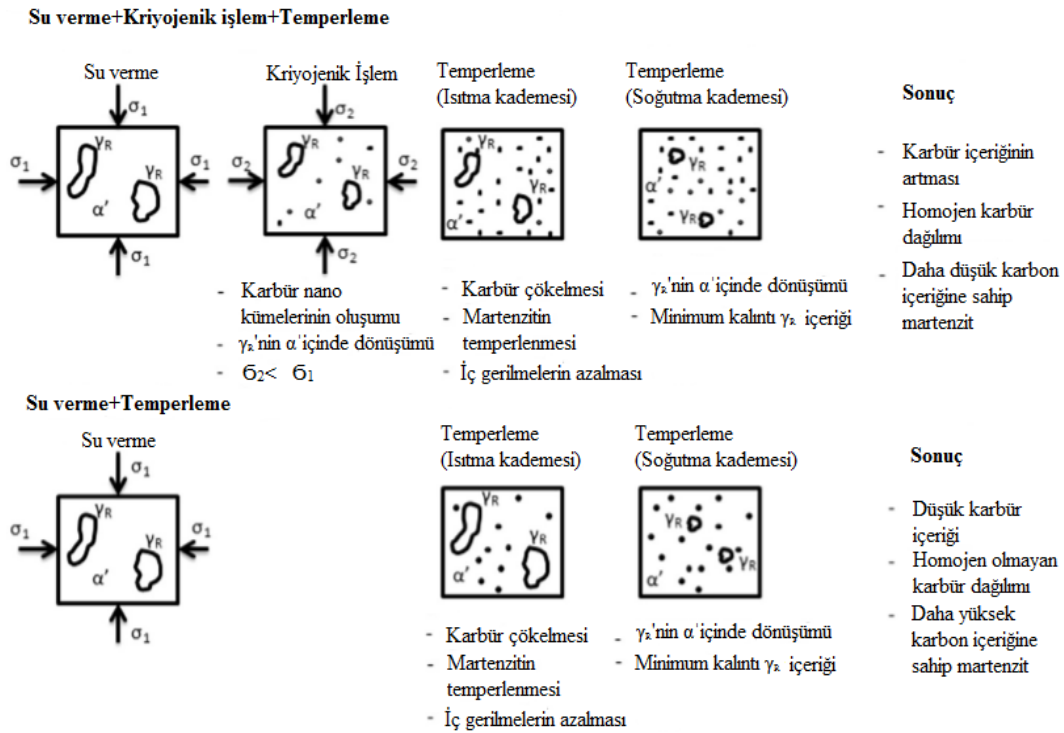
Derin kriyojenik işlem ile kalıntı östenit yapı daha kararlı martenzit yapıya dönüşür ve var olan karbürlerin boyutları birbirlerine yaklaşır, ikincil karbürlerin ve η karbürlerin de oluşması ile yapıdaki karbür sayısı artar, ayrıca karbürler homojen bir dağılım gösterir. Kriyojenik işleme giren parçadaki bu değişiklikler mekanik özellikleri iyileştirir (Kamran Amini vd., 2012b; Huang vd., 2003; Patil ve Tated, 2012).

Kriyojenik işlemde atom kümelerinin oluşması ile ilgili iki hipotez vardır. Bunlardan ilki; kriyojenik işlem sıcaklığında kristal kafesin daralması ve mikro gerilmelerin ortaya çıkması ile gerçekleşir. Oluşan iç gerilmeler kristal hataları meydana getirir ve dislokasyon yoğunluğunu artırır (Kumar vd., 2017; S. Li vd., 2010). Faz değişimi esnasındaki ısı değişimleri ve östenitin martenzite dönüşümü sonucunda oluşan yüksek miktardaki iç gerilmeler kafes çarpılmalarını ve martenzitin dengesiz termodinamiğini artırır. Bu durum karbon atomlarının yakınlarındaki hatalara segregasyon olmasını sağlar (Kamran Amini vd., 2012a; Adem Çiçek vd., 2012; Jurči vd., 2015; S. Li vd., 2013). Karbon atomlarının difüzyonu kriyojenik sıcaklıkta dursa dahi dislokasyonların kayma hareketi sayesinde bu bölgelerde karbon atomlarının segregasyonu gerçekleşir (Barron, 1982; Ray ve Das, 2017). Kriyojenik işlem sıcaklığında karbür teşekkülü gerçekleşmez ancak segregasyon olan karbon ve alaşım elementi atomları aynı bölgede kümelenir ve temperleme esnasında karbürü meydana getirecek olan çekirdeği oluştururlar (Huang vd., 2003). Karbon atom kümelerinin segregasyonu en yakın hatalara doğru olduğu için karbürler rastgele dağılım sağlamış olurlar ve homojen bir yapı elde edilmiş olur. Soğuk işlem veya sıg kriyojenik işlem sıcaklıkları martenzit kafesinin daralmasında derin kriyojenik işlem kadar etkili değildir. Nitekim bu sıcaklıklarda karbür teşekkülü de buna bağlı olarak daha azdır (K. Amini vd., 2010).

İkinci hipotez ise atom kümelerinin kriyojenik işlemde, özellikle östenitin izotermal dönüşümü sırasında oluşan martenzitin plastik deformasyonuna dayanır. Kriyojenik sıcaklıkta karbon atomlarının hareketsiz kalması nedeniyle kümelenmesinin gerçekleşemeyeceği, yeni oluşan martenzitin fazla yumuşak olacağı ve plastik deformasyon ile atom kümelerinin oluştuğu ifade edilir (Gavriljuk vd., 2013, 2014; Tyshchenko vd., 2010).

Her iki durumda da kriyojenik işleme girmiş çeliğin temperlenmesi ile atom kümeleri bu bölgelerde çekirdeklenme alanı gibi davranarak karbürlerin oluşmasını sağlar. Kriyojenik

sıcaklıkta martenzitin kafes enerjisi artar ve karbon atomlarının kümelenmesine neden olur. Kriyojenik işlemin oda sıcaklığına ısıtma evresinde bu kümeler boyutları en fazla 10 nm'ye kadar çıkan çok ince η karbürlerinin teşekkülüne neden olur. (Gogte vd., 2009; W. Lu vd., 2018; Sohma vd., 1994). Şekil 3.10'da geleneksel ısı işlemin ve tamamlayıcı bir proses olan kriyojenik işlemin iç yapıdaki etkileri görselleştirilmiştir.



Şekil 3.10. Geleneksel ısı işlemin ve kriyojenik işlemin malzemeye olan etkilerinin farkları (Pérez ve Belzunce, 2015).

Genel olarak kriyojenik işlemin sağladığı faydalar bilinse de hangi mekanizmaların baskın olduğu tartışma konusudur. Kriyojenik işlem mekanizmalarını kısaca özetlemek gerekirse; kalıntı östenitin martenzite dönüşümü, çok ince η karbürlerinin ve ikincil karbürlerin çökmesi, karbür oranının artması ve karbürlerin homojen olarak dağılması sayılabilir (Kalsi vd., 2010; Pérez ve Belzunce, 2015; Ray ve Das, 2017; Singla vd., 2018).

Yüksek kromlu martenzitik çelik ile aşınma dayanımını etkileyen parametreleri Taguchi yöntemiyle değerlendiren Darwin vd. (2008) kriyojenik işlem sıcaklığının en önemli parametre olduğunu, bunu takip eden parametrenin kriyojenik işlemde tutma süresi olduğunu belirtmişlerdir. Kriyojenik sıcaklığa soğutma ve temperleme sıcaklığının etkisinin

nispeten daha düşük olduğunu bildirmişlerdir. Sığ ve derin kriyojenik işlemin aralarında fark olsa dahi her ikisinin de aşınma dayanımını arttırdığı tespit edilmiştir (Çiçek vd., 2011; Senthilkumar ve Rajendran, 2011).

3.2.1. Kriyojenik soğutma yöntemleri

Kriyojenik işlem üniteleri, sıvı helyum veya azot kullanarak sıcaklığın kontrolünü sağlayan sistemlerdir. En çok kullanılan üç kriyojenik işlem sistemi aşağıdaki gibi sıralanabilir.

- Isı değiştiricili sistemler; sıvı azot bir ısı değiştiriciden geçer ve sistemi terk eder. Sıvı azotun verdiği sıcaklık ile soğuk gaz elde edilir. Bir fan aracılığıyla bu sıcaklığın parçaların bulunduğu kaba iletilmesi sağlanır. Sıvı azot ve parçalar arasında hiçbir temas olmaz.
- Direkt yöntem; atomik seviyede püskürtme yoluyla (nebulization) gerçekleşir ve sıvı azotun parçalara direkt teması söz konusudur. Bu sistemde parçaların bulunduğu kap eğer varsa derinliği olan bir göze koyulur, ardından sıvı azot püskürtme işlemi yapılır. Sıvı azot bir fan aracılığıyla bütün parçalarda homojen bir sıcaklık dağılımı sağlar.
- Daldırma yöntemi; belirlenmiş bir süre boyunca parçalar sıvı nitrojen dolu bir kaba direkt olarak daldırılır ve çıkarılır. Ardından sıcaklık kontrollü bir hava ile oda sıcaklığına kademeli bir biçimde dönmeleri sağlanır (Baldissera ve Delprete, 2008).

4. ÇELİKLER

Demir de bütün elementler gibi yıldızlarda oluşmuştur. Her şey hidrojenin helyuma füzyonu ile başlar. Hidrojen tükendiği zaman helyum füzyonu karbonun oluşmasına yol açar. Yeterince büyük yıldızlarda bu ekzotermik nükleer yanma süreci son olarak demir elementinin oluşmasıyla biter. Nükleer yanma sürecinde çok daha ağır elementler oluşur ancak açığa çıkan bir enerji olmaz. Yakıt kaynağı tükendiğinde yıldız kendi kütesine bağlı olarak çökler. Eğer çekirdek kendi kütesini taşıyamayacak kadar ağırlaşırsa küçük bir zaman aralığında süpernova denilen büyük bir patlama meydana gelir ve demir dahil çoğu elementi oluşur (Bhadeshia ve Honeycombe, 2017).

Metal alaşımları kimyasal kompozisyonlarına göre genellikle demir esaslı ve demir dışı olarak iki gruba ayrılır. Demir elementinin temel bileşen olarak yer aldığı demir esaslı alaşımlar, dökme demirleri ve çelikleri kapsar. Demir esaslı alaşımların yaygın olarak kullanılmalarında 3 temel etken sayılabilir.

- Yerkürenin bol miktarda demir ihtiva eden bileşen bulundurması,
- Demir bileşenlerinin cevherden ayrıştırma işleminin, bileşenlerin saflaştırılmasının, alaşımlandırılmasının ve üretiminin nispeten ucuza mal edilebilmesi,
- Demir esaslı alaşımların gösterdiği fiziksel ve mekanik özelliklerin çok değişken olabilmesi şeklinde sayılabilir (Callister Jr. ve Rethwisch, 2013).

2019 yılı verilerine göre Türkiye'nin toplam ihracatı 180 milyar USD'dir. Bunun %7,7'si yani 13,8 milyar USD'si çelik sektörüne aittir. 2018 senesine kıyasla 2019 senesinde dünya genelindeki çelik üretimi %3,4 artışla 1,9 milyar tona yükselmiştir. Türkiye'de çelik üretimi ise 2019'da %9,6 oranında azalarak 33,7 milyon ton olarak gerçekleşmiştir (ÇİB, 2020).

Çelikler esasen kimyasal kompozisyonlarıyla yani demir-karbon ve diğer elementlerin oluşturduğu alaşımlar olarak tanımlanır (Krauss, 2015).

Çelik, demirin içinde karbonun çözülmesi ile oluşur. Saf demir 1540 °C gibi çok yüksek bir sıcaklıkta ergir ve bu sıcaklıkta karbon, ergiyen demirin içerisinde kolaylıkla çözünerek sıvı bir çözelti oluşturur. Sıvı çözelti katılaştığında karbon atomlarının katı demir içerisinde çözüldüğü katı bir çözelti halini alır. Her bir karbon atomu östenit (yüksek sıcaklık) veya ferrit (düşük sıcaklık) yapıdaki kristal tanelerde demir atomlarının arasına yerleşir. Eğer ergimiş demir içerisinde çözünen karbon miktarı ağırlıkça %2,1'in altında kalırsa çelik, bu değer üzerinde çıkarsa dökme demir elde edilmiş olur (Verhoeven, 2019). Demir esaslı alaşımların sınıflandırılması Şekil 4.1'de sunulmuştur.

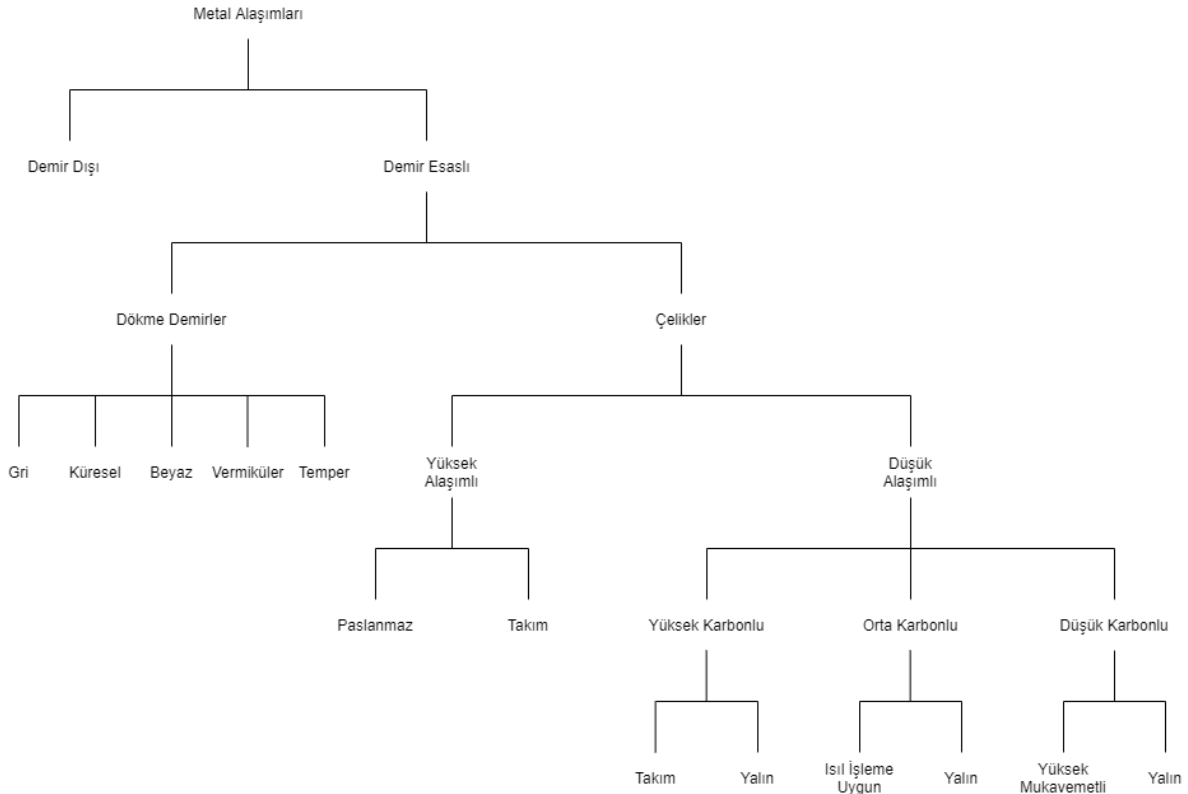
Çelik türleri aşağıdaki örneklendirilmiş parametrelere bağlı olarak birçok farklı sistemde sınıflandırılabilir.

- Kompozisyon; karbon, düşük alaşımlı veya paslanmaz çelik,
- Üretim metodu; Siemens-Martin ocağı, elektrikli ocak,
- Son işlem; sıcak veya soğuk haddeleme,
- Ürün şekli; plaka, çubuk, levha, şerit, boru veya profil gibi,
- Oksijen giderme durumu; oksijeni tam giderilmiş, yarı giderilmiş çelik,
- Mikroyapı; ferrit, perlit, martenzit,
- Farklı endüstrilerde ihtiyaç duyulan mukavemet seviyelerine göre; ASTM (American Society for Testing Materials), ASME (American Society of Mechanical Engineers),
- Isıl işlem; tavlama, su verme, temperleme,
- Kalite tanımlaması; döküm kalitesi, ticari kalite (Singh, 2016).

4.1. Karbon Çelikleri

Çeliklerin mekanik özellikleri oldukça hassas bir şekilde karbon içeriğine bağlıdır. (Callister Jr. ve Rethwisch, 2013). Karbon çeliklerinde minimum bir krom, kobalt, niyobyum, molibden, nikel, titanyum, tungsten, vanadyum, zirkonyum sınırı yoktur ve hedeflenen alaşım özelliğine göre farklı bir alaşım elementi ekleme hususunda da bir sınır yoktur (Singh, 2016). Kimyasal bileşim üretim haricinde, ısıl işlem sonucunda da değişebildiği için birbirinden farklı kompozisyonlarda binlerce çelik türü bulunur. Çok

kullanılan bazı çelikler düşük karbonlu, orta karbonlu ve yüksek karbonlu çelikler olarak 3 sınıfa ayrılmaktadır.



Şekil 4.1. Demir esaslı alaşımların sınıflandırılması.

4.1.1. Düşük karbonlu çelikler

Farklı çelik türleri içerisinde düşük karbonlu çelikler en yüksek miktarda üretilen çelik sınıfıdır. Bu çelikler genellikle ağırlıkça %0,25'ten az karbon içerirler ve martenzit oluşturmak için yapılan ısıtma işlemi duyarlıdır. Dayanımları soğuk şekil verme ile arttırılır. Mikro yapıları ferrit ve perlit yapılarından oluşur. Bunun sonucunda bu alaşımlar nispeten yumuşak ve düşük mukavemetlidirler fakat yüksek tokluğa ve süneklığe sahiptirler. Ayrıca talaşlı imalata ve kaynağa uygunlardır ve bütün çeliklerin içinde imalatı en ucuz olan türdür.

4.1.2. Orta karbonlu çelikler

Orta karbonlu çelikler içerisinde ağırlıkça %0,25 ile %0,60 karbon içerirler. Bu alaşımların mekanik özellikleri östenitleme, su verme ve tekrar temperleme ile

iyileştirilebilir. Orta karbonlu çelikler genellikle temperlenmiş şekilde yani içyapıları martenzit olacak şekilde kullanılır. Sertleştirilmeleri zor olan orta karbonlu çelikler sadece çok ince kesitli parçalarda ve yüksek soğutma hızlarında sertleştirilebilirler. Bu çeliklerin krom, nikel, molibden elementleriyle alaşımlanması ısıl işlem kapasitelerini geliştirerek farklı mukavemet ve süneklik kombinasyonları oluşturur. Bu şekilde ısıl işlem görmüş çelikler düşük karbonlu çeliklerden daha dayanıklıdır fakat süneklikleri ve toklukları daha düşüktür. Uygulama alanlarına demiryolu hatları ve tekerleri, dişliler ve krank millerinin yanı sıra yüksek dayanım, aşınma dayanımı ve tokluk kombinasyonları gerektiren yüksek dayanımlı yapı ve makine parçaları örnek gösterilebilir.

4.1.3. Yüksek karbonlu çelikler

Yüksek karbonlu çelikler normalde ağırlıkça %0,60 ile %1,40 arasında karbon içeren ve karbon çelikleri arasında en yüksek sertliğe ve dayanıma fakat en düşük sünekliğe sahip çeliklerdir. Bu çelikler neredeyse her zaman sertleştirilir ve temperlenmiş halde kullanılır. Takım çeliği ve kalıp çeliği, genellikle krom, vanadyum, tungsten ve molibden içeren yüksek karbonlu çeliklerdir. Bu alaşım elementleri karbon ile birleşerek çok sert ve aşınma dayanımı yüksek karbür bileşiklerini ($Cr_{23}C_6$, V_4C_3 , WC gibi) oluştururlar (Callister Jr. ve Rethwisch, 2013).

4.2. Yay Çelikleri

Yay çelikleri %0,4 ile %0,8 karbon içeren çeliklerdir. Si, Cr, V, Mo, Mn ve nadiren Ni ve W elementlerinden en az ikisini içerirler (Sverdlin ve Ness, 2006a). Yaylar kuvvet veya tork uygulanmasıyla enerji absorbe eden mekanik bileşenlerdir. Absorbe edilen enerji önce depolanır daha sonra serbest bırakılır. Yaylar genellikle metal alaşımı olarak üretilir ancak düşük yükler için plastik gibi malzemeler de kullanılabilir. Minimum yay ağırlığı gerektiren bazı uygulamalarda ise yapısal kompozit malzemeler kullanılır. Elektrikli veya yanmalı motorların tamponlarında ve titreşim yalıtım bağlantılarında kauçuk kütleleri yay gibi kullanılabilir (Marghitu, 2005). Yaylarda ihtiyaç duyulan özellikler kullanım yerine göre oldukça değişkendir ancak uygulama ne olursa olsun çevrimsel yük altında yüksek dayanım göstermesi ve uzun süren güvenilirlik mutlaka barındırması gereken özelliklerdir (Yamada, 2007). Denge çubukları (Şekil 4.2) bir süspansiyon sistemi bileşeni ve emniyet

parçasıdır. Denge çubukları araçların, virajlar gibi, sağa veya sola döndükleri zaman dönülen yön tarafında kuvveti aşağıya yönlendirir ve tekerin yolu kavramasını sağlar. Bu sırada çubuğun iki ucu farklı yönlerde burulma ile karşılaşır. Bir emniyet parçası olan denge çubuğunun üstün mekanik mukavemetlerinin olması beklenir (Ezgi, 2012; Taşatar, 2006) .



Şekil 4.2. Denge çubuğu görselleri. a) Denge çubukları şasi sebebiyle farklı biçimlerde üretilebilirler, b) kullanımın şeklini gösteren resim (Çalışkan, 2003).

Yay çelikleri araçların sayaçlarındaki kıl yaylardan demiryollarındaki tampon yaylara kadar farklı alanlarda birçok türde, şekilde ve boyutta üretilirler. Yay silindirik, konik, kovan biçimli veya kum saati şeklinde olabilir. Çekme yayları normalde kapalı sarımlı ve genellikle belirlenmiş bir ilk gerilim ile yük taşımak için kullanıldıkları için ucunda kanca veya halka ile ihtiyaç duyulan uygulamaya özel olarak üretilirler. Uç kısımları yekpare veya sonradan eklemeli olabilir. Torsiyon yayları genellikle malafa ile çalışmak için tasarlanırlar ve yayın eğilmesine sebep olan kuvvete karşı direnç gösterirler.

Yaprak yaylar genellikle çubuk malzemeden presleme ile yaylı rondela gibi şekiller verilerek üretilir. Bunun dışında motor yayları, sabit kuvvet yayları, konik helisel (volute) yaylar çubuk veya düz telden üretilen yaylar da vardır. Yay çeliği seçerken kimyasal kompozisyon, mekanik özellikler, yüzey kalitesi, erişim imkanı ve maliyet göz önüne alınan başlıca faktörlerdir ve hem karbon hem de alaşımlı çelikler geniş bir şekilde kullanılmaktadır (ASM International, 1997).

4.3. Çeliklerde Alaşım Elementlerinin Etkisi

Metal, bir veya birkaç özelliğinin iyileştirilmesi amacıyla alaşımlandırılır. Bu alaşımlamanın sonucundan faydalanabilmek için alaşım elementlerinin etkilerinin bilinmesi gereklidir. Mukavemetin ve diğer malzeme özelliklerinin önemsiz olduğu, yüksek sıcaklığın

ve korozif çevrenin malzeme seçiminde önem arz etmediği durumlarda yalın karbon çeliği oldukça kullanışlı bir malzemedir. Alaşımli çelikler, sade karbonlu çeliklerden farklı olarak karakteristik özelliklere sahiptir. Bunun sebebi alaşımli çeliklere karbonun dışındaki elementlerin eklenmesidir.

Alaşım elementleri aşağıdaki çeşitli özelliklerin elde edilmesi için yalın karbon çeliğine eklenir.

- Sertleşebilirliği arttırmak,
- Mukavemeti arttırmak,
- Düşük ve yüksek sıcaklıklarda mekanik özellikleri iyileştirmek,
- Tokluğu arttırmak,
- Aşınma dayanımını arttırmak,
- Korozyon dayanımını arttırmak,
- Manyetik özellikleri iyileştirmek.

Alaşım elementlerinin çeliğin ana bileşenlerine dağılmasında iki yol vardır; elementlerin ferrit içerisinde çözünmesi veya elementlerin karbon ile daha karmaşık karbür yapı oluşturması (Singh, 2016).

Matristeki etkilerine göre alaşım elementleri iki gruba ayrılabilir.

- γ fazının alanını genişleten ve östenit oluşumunu teşvik eden elementler; Ni, Co, Mn, Cu, C, N gibi. Bu elementler östenit dengeleyici olarak da adlandırılır.
- γ fazının alanını daraltan ve ferrit oluşumunu teşvik eden elementler; Si, Cr, W, Mo, P, Al, Sn, Sb, As, Zr, Nb, B, S ve Ce. Bu elementler ferrit dengeleyici olarak da adlandırılır.

Çelikteki karbon ile etkileşimine göre alaşım elementleri iki gruba ayrılabilir.

- Karbür oluşturan elementler; Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti ve Zr. Bu elementler düşük konsantrasyonlarda sementit içerisinde katı çözeltiliye girer. Sadece sementit

içerisinde çözüldüğü için Mn hariç bu elementler daha yüksek konsantrasyonlarda daha kararlı karbürler oluşturur.

- Karbür oluşturmeyen elementler; Ni, Co, Cu, Si, P ve Al. Bu elementler çelikteki karbürden bağımsızdır ve normalde matriste bulunur.

4.3.1. Karbon

Ürün olan parçada olması gereken karbon miktarı üretilebilecek çeliğin türünü sınırlar. Kaynar çelikteki karbon miktarı arttıkça parçanın yüzey kalitesi kötüleşir. Yaklaşık %0,15-0,30 karbon içeren durgun çeliklerde ise yüzey kalitesinin daha kötü olması muhtemeldir ve daha yüksek veya düşük miktarda karbon içeren çeliklerle mukayese edilebilecek bir yüzey kalitesi elde etmek için özel bir işleme tabi tutmak gerekir.

Karbonun soğuma sırasında makro segregasyona eğilimi vardır. Bu eğilim genellikle diğer alaşım elementlerine göre daha belirgindir. Karbonun tane sınırı, dislokasyon gibi kusurlara kuvvetli bir segregasyon eğilimi vardır. Karbür oluşturu elementler karbon ile etkileşime geçerek alaşım karbürlerini oluşturabilir. Çelikteki karbonun dayanım artırma etkisi, katı çözültü sertleşmesi ve karbür ayrışma sertleştirmesinden kaynaklanır. Çelikteki karbon miktarı arttıkça mukavemet artar ancak süneklik ve kaynaklanabilirlik azalır (Sinha vd., 2006).

4.3.2. Kükürt

FeS düşük sıcaklıkta ergiyen ve tane sınırlarında toplanmaya meyilli bir alaşım bileşenidir. Kükürt çeliklerde Fe ile birleşerek FeS yapısını oluşturduğu için genellikle %0,05'in altında tutulur. Yüksek kükürtlü çelik yüksek sıcaklıkta ötektik FeS'nin erimesiyle sıcak gevrek hale geçer. Çeliklerden kolay talaş kaldırabilmek istendiğinde kükürt miktarı %0,08 ile 0,35 arasına yükseltilir. Sülfür inklüzyonları talaş kırıcı gibi davranarak takım aşınmasını azaltır.

4.3.3. Mangan

Yaygın olarak kullanılan bütün karbon çeliklerinde %0,03 ile 1,00 aralığında mangan bulunur. Mangan, kükürtün etkisini MnS oluşturarak yok eder. Fazla mangan ise karbon ile birleşir ve sementit ile ilişkili olan Mn₃C bileşiğini oluşturur. Ayrıca mangan sıvı çelikte oksijen giderici olarak davranır.

4.3.4. Fosfor

Çelikte fosfor %0,04'ün altında tutulur. Bu oranın üzerinde fosfor bulunursa çelikte süneklik azalır ve soğuk gevreklikle karşılaşılır. Talaş kaldırma özelliğini iyileştirmek için geliştirilmiş bazı çeliklere %0,07 - 0,12 arası yüksek miktarda fosfor özellikle eklenir (Singh, 2016). Fosfor tane sınırlarında segregasyona meyilli bir elementtir ve bu alaşımlı çeliklerde temper gevrekleşmesine sebep olur (Sinha vd., 2006).

4.3.5. Silisyum

Silisyum çoğu çelikte %0,05 ile 0,30 aralığında bulunur. Ferrit içerisinde çözünür ve sünekliği etkilemeden mukavemeti artırır. Silisyum, ergimiş çelikte SiO₂ oluşmasıyla oksijen gidermeyi sağlar ve bu özelliğiyle dökümde çok önemli bir yere sahiptir (Singh, 2016).

4.3.6. Alüminyum

Alüminyum genellikle oksijen giderici ve tane küçültücü olarak kullanılır. Azot ile birlikte çok güçlü nitrürler oluşturduğu için genelde nitrürleme çeliklerinde alaşım elementi olarak kullanılır. Tufal direncini artırır ve genelde bu sebeple ısıya dayanıklı çeliklere ve alaşımlara eklenir. Düşük karbonlu korozyon dirençli çeliklerde korozyon dayanımını artırır. Bütün alaşım elementleri içerisinde su vermeden önce tane büyümesi kontrolünde en etkili element alüminyumdur. Dezavantajı ise grafitleşmeyi teşvik etmeye yatkın olmasıdır.

4.3.7. Azot

Azot, γ fazını genişleten önemli elementlerden biridir. Östenit yapmayı arttırarak, stabilize edebilir ve östenitik çeliklerde yer yer nikelin yerine de geçer. Azot, mikro alaşımlı çeliklerde ve paslanmaz çeliklerde çökeltme sertleşmesi ve katı çözelti sertleşmesine neden olduğu için alaşım elementi olarak kullanılabilir. Düşük karbonlu çeliklerde azot, gerinim yaşlanmasına, su verme yaşlanmasına ve mavi gevrekliğe neden olur.

4.3.8. Krom

Kromun karbür oluşturma özelliği vardır. Düşük Cr/C oranlarında sadece alaşımlı sementit $(Fe,Cr)_3C$ oluşur. Eğer Cr/C oranı artarsa krom karbürlerden biri $(Cr,Fe)_7$ ve $(Cr,Fe)_{23}C_6$ veya her ikisi oluşur. Krom çeliklerin sertleşebilirliğini, korozyon ve oksitlenme dirençlerini arttırır, yüksek sıcaklık dayanımını ve yüksek basınç hidrojenleşme özelliklerini, ayrıca yüksek karbonlu çeliklerde abrazyon dayanımını arttırır. Krom karbürler serttir ve aşınmaya karşı dayanıklıdır. Karmaşık krom-demir karbürleri östenit fazında yavaşça çözeltiye girerler. Bu sebeple çözeltinin oluşabilmesi için su vermeden önce yüksek sıcaklıkta daha fazla bekletmek gerekir. Krom çeliklerdeki en önemli alaşım elementidir. Çeliğe yapılan krom ilavesi P, Sn, Sb ve As empüritelerinin tane sınırlarına segragasyonunu arttırır ve temper gevrekleşmesine neden olur.

4.3.9. Molibden

Molibden karbür oluşturu bir elementtir. Çelikteki Mo içeriği yeterince yüksek olduğunda molibden karbürleri oluşturur, bunun yanında çok az miktarda da sementit yapı içerisinde çözünür. Su verilen çeliklerin temperlenmesi esnasında ikincil sertleşmeye sebep olarak yüksek sıcaklıklarda düşük alaşımlı çeliklerin sürünme mukavemetlerini arttırır. Mo ilavesi çelik yapısının ince taneli olmasına, sertleşebilirliğin ve yorulma dayanımının artmasına sebep olur. %0,20-0,40 arasında Mo veya V içeren çelikler gecikmeli bir temper gevrekleşmesi gösterirler.

4.3.10. Vanadyum

Vanadyum çok güçlü bir karbür oluşturunucudur. Çok küçük bir kısmı sementit içerisinde çözünür. Vanadyum östenit içerisinde çözünür ve sertleşebilirliği yüksek oranda artırır fakat çözünmemiş olan vanadyum karbürler bu oranı düşürür. Vanadyum tane incelterek mukavemeti ve tokluğu artırır. Vanadyum temperleme esnasında önemli bir ikincil sertleşme sağlar. Yorulma dayanımını ve çentik hassasiyetini artırır.

Vanadyum aşınma dayanımını ve yüksek sıcaklıkta mukavemetini artırır. Bu sebeplerle genellikle hız çeliklerinde, sıcak dövme çeliklerinde ve sürünme dayanımı yüksek çeliklerde alaşım elementi olarak kullanılır. Vanadyum, ısıtım işlem çeliklerinin kaynaklanabilirliğini kolaylaştırırken, Mo içeren rulman çeliklerinde temperleme kırılmasını geciktirir.

4.3.11. Bakır

Bakır, çelikte segregasyona bir miktar eğilimli bir elementtir. Bakır sertleşebilirliği artırır. Çeliklerde %0,30 oranının üstündeki Cu çökelme sertleşmesine sebebiyet verebilir. %0,20'den fazla Cu içeriği atmosferik korozyon direncini artırır. Alaşım ve düşük alaşım çeliklerde çekme özelliklerini iyileştirir, ayrıca boyanın adhezyonuna yardımcı olduğu bildirilmiştir.

4.3.12. Kalay

Düşük miktarlarda bile çeliğe zararlı bir elementtir. Tane sınırlarında segregasyona oldukça eğilimlidir ve alaşım çeliklerinde temper kırılmasına sebep olur. Düşük miktarda Sn ve Cu, östenit + ferrit bölgesindeki çeliklerin sıcak sünekliğini düşürürler (Sinha vd., 2006).

5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Martenzit, çeliklerde mukavemeti ve aşınma dayanımını arttıran bir mikroyapıdır. Genel olarak martenzitin hacim merkezli tetragonal yapıda olduğu kabul görür. Tetragonal yapıdaki martenzit ile karbon miktarı arasındaki lineer ilişki geleneksel olarak aşağıdaki eşitlikteki gibi ifade edilir. (Lu vd., 2017)

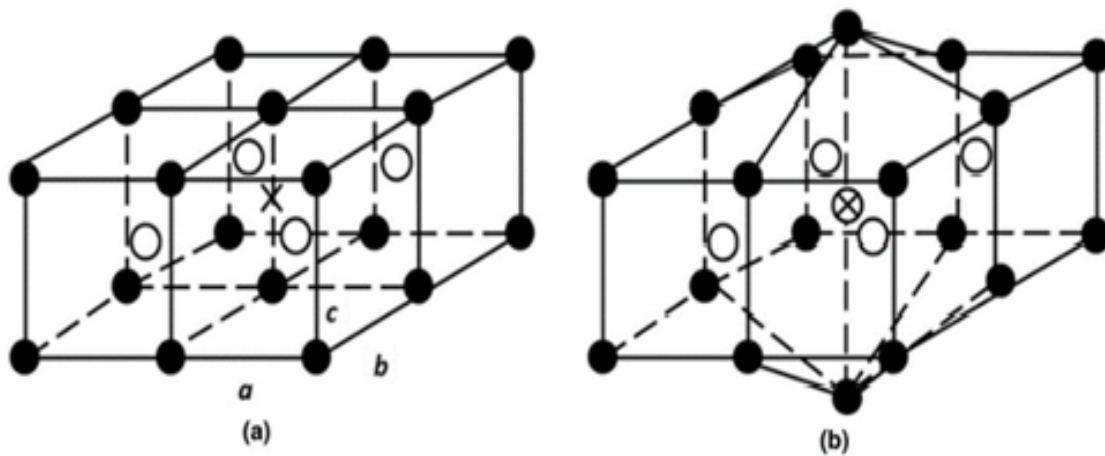
$$c/a = 1 + 0,045\%C \text{ (Bhadeshia ve Honeycombe, 2017)} \quad (5.1)$$

Ancak Nishiyama (1978) ve diğer araştırmacılar bu eşitliği geliştirdiklerinde sadece ağırlıkça karbon oranı %0,6'dan yüksek çelikleri kullanmışlardır. O tarihte karbon oranı %0,6'dan düşük olan çeliklerde c/a oranı doğru bir şekilde tespit edilemediği için daha düşük oranlarda karbon içeren çeliklerin de aynı eğilimde olacağını varsaymışlardır.

Lu vd. (2017) tarafından yapılan çalışmada düşük karbonlu AISI 9310, orta karbonlu AISI 4140, AISI 4150 ve AISI 4161, yüksek karbonlu AISI 1080, AISI 52100 çelikleri kullanılarak normalizasyon, östenitleme ve su verme işlemlerinin ardından yapıdaki martenzitin c/a oranlarını hesaplanmıştır. Buna göre çelikteki karbon oranı arttıkça (200) ve (002) martenzit piklerinin açılarının ve her iki pikin şiddetlerinin de azaldığını tespit edilmiştir. Karbon oranı %0,6'nın altındaki AISI 9310, AISI 4140, AISI 4150 ve AISI 4161 çeliklerde (200) ve (002) arasındaki d mesafesinin azalmasıyla piklerin üst üste gelmeye başladığı görülmüştür. Bu durum c/a oranının hesaplanmasında zorluk yaratmıştır. SEM ile mikroyapısına bakılan çeliklerden AISI 9310 ile AISI 4140 çeliklerinde genellikle iğnesel martenzit, AISI 52100 çeliğinde levha martenzit ve AISI 4161 ile AISI 1080 çeliklerinin her iki martenzit türünü de barındırdığı tespit edilmiştir. Ağırlıkça %0,6'dan az karbon içeren çeliklerde martenzit piklerinin ayrımını yaparak c/a oranının hesaplanması için Rietveld analizini kullanan çalışmacılar martenziti HMK yerine HMT (hacim merkezli tetragonal) olarak kabul ettiklerinde hata oranını sadece %5 olarak bulmuşlardır. Bu çalışmayla geleneksel c/a hesaplama modelinin (Denklem 5.1) %0,6'dan çok karbon içeren çeliklerde kullanılabileceği, martenzit (002) ve (200) piklerinin çözümlenmesiyle martenzitin HMT yapıda olduğu ve c/a oranının Denklem 5.2'de gibi olduğu belirtilmiştir.

$$c/a = 1 + 0,031\%C \quad (5.2)$$

Karbon çeliklerindeki martenzit kafes yapısının HMT olduğu genel olarak kabul görse de Lobodyuk vd. (2019) tarafından yapılan çalışmada karbon oranı %0,2 ile 1,5 arasındaki çeliklerde martenzit kafesinin düzgün bir HMT yapı oluşturamayacağı bildirilmiştir. Ayrıca kristal yapıdaki yerel çarpılmaların (distorsiyon) düzenli bir şekilde c kafes parametresini nasıl değiştirdiği tetragonal-imsi (pseudo-tetragonality) yapı ile açıklanmıştır (Şekil 5.1).



Şekil 5.1. Dört kafesten oluşan blok modeli. a) α ferrit fazı, HMK yapı, b) Ortak kenarın ortasında karbon atomu bulunduğu için ortak kenarın (c) uzaması. x işaretli konum C atomunu, • işaretli bölgeler YMK kafesinin köşelerindeki Fe atomlarını, o işaretli bölgeler YMK kafesinin yüzeylerindeki Fe atomlarını göstermektedir (Lobodyuk vd., 2019).

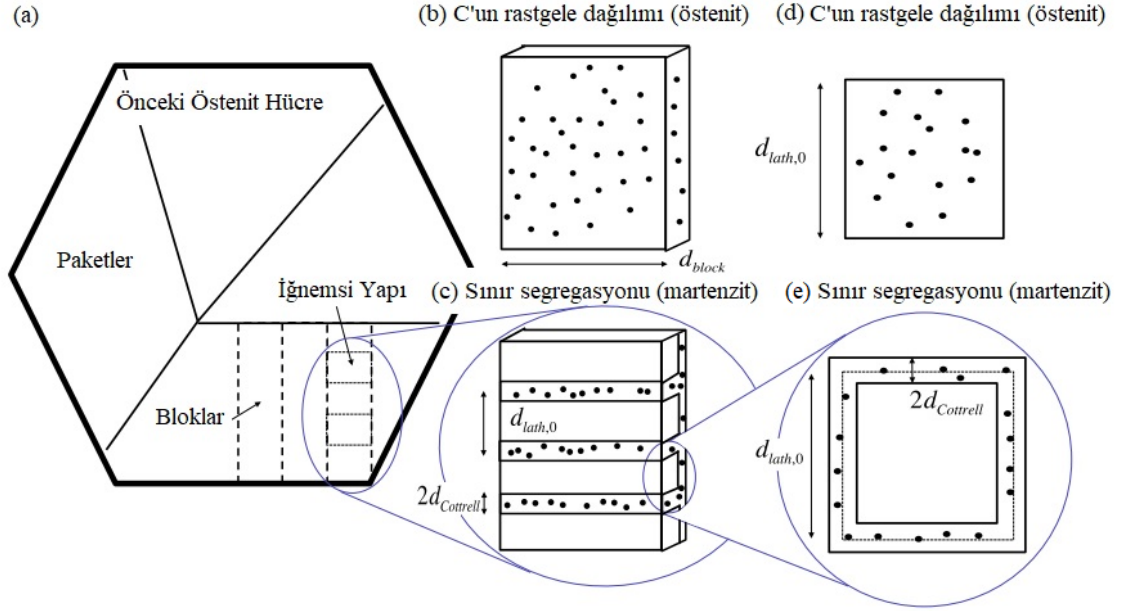
Martenzit kafesteki tetragonal-imsi yapının fiziksel nedeni Fe kafesinde bulunan C atomlarının, küp kenarlarının birleştiği orta noktadaki yerleşimi olduğu deneysel olarak gözlemlenmiştir. Nitekim bu yerleşim ile c küp kenarının, karbon bulundurmayan yapıdaki küp kenarına ($c_{\alpha}=a_{\alpha}$) kıyasla uzamasına sebep olmaktadır. Tetragonal-imsi yapının oluşmasının sebebi c küp kenarlarının periyodik olarak çarpılması yüzündendir.

Hem c_{α} küp kenarları boyunca dizilen karbon atomlarının azalması hem de çelikteki karbon oranının düşmesi tetragonal-imsi kafesteki c/a oranının düşmesine ve nihayetinde HMK martenzitin oluşmasına sebep olmaktadır. Araştırmacılar, martenzit kafesinin kristal yapısının arayer C atomlarını barındırdığı için bu yapının tetragonal-imsi olarak adlandırılmasını uygun gördüklerini bildirmişlerdir.

Maruyama vd. (2020) tarafından yapılan araştırmada karbon oranları 0,07 ile 0,8 arasında değişen farklı karbon kompozisyonunda bulunan su verilmiş çeliğin kristal yapısı ve karbon dağılımı davranışı, Rietveld analizi ile X-ışınları kırınımı ve APT (atom probe tomography) kullanarak incelenmiştir. Arayer olarak çözünen karbon kompozisyonu ağırlıkça %0,1 ile 0,7 arasındaki çeliklerde tetragonal yapı olduğu grlmştir. Ayrıca soğuma sırasında karbon atomlarının yoğun dislokasyon bulunan iğnesel martenzit bölgelerde kalmaya eğilimli olduğu tespit edilmiştir. Bütün elikler incelendiğinde, martenzitik çeliklerin katı zeltelerindeki karbon miktarının, HMK-Fe yapısında znebileceğinden çok daha fazla olduğu grlmştir. Bunun nedeninin karbon atomlarının karbür oluşturarak homojen olmayan bir Şekilde okelmesi veya özellikle M_s sıcaklığı yüksek olan çeliklerde görülen martenzitin oluşmaya başlayıp M_f sıcaklığına ulaşana kadar kendiliğinden temperlenmesi durumu (z temperlenme) nedeniyle dislokasyonlarda kümelenmesi olduğu belirtilmiştir. Soğuma sırasında azalan tetragonalliğin yavaş değişimi yüzünden oluşan tetragonal çarpılmalar sayesinde öz temperlenmiş düşük ve orta karbonlu çeliklerde martenzit yapının aşırı katı znrlğ sağladığı bildirilmiştir. Araştırmacılar tetragonalliği azaltan ana unsurun kafes gerinim enerjisinin azalması olduğunu, buna sebep olan olayın ise arayer karbon atomlarının öz temperleme ile azalması olduğunu vurgulamışlardır. Dolayısıyla tetragonalliğin soğuma hızı ile kontrol edilebilmesinin mümkün olduğunu belirtmişlerdir.

İğnemsiz martenzitin mikroyapısını ve mukavemetinin gelişimini izah eden yeni bir model ne süren Galindo-Nava ve Rivera-Dıaz-Del-Castillo (2015) yaptıkları çalışmada temperlenmiş orta ve düşük karbonlu elik ve çift fazlı çeliklere ait literatür verilerini kullanmışlardır. Ortaya ıkarılan model, martenzitin paket, blok ve iğnemsiz boyutlarını, dislokasyon yoğunluğunu ve farklı kompozisyonlarda ve temperleme Őartlarında akma gerilmesini öngörebilmektedir. Araştırmacılar iğnemsiz sınırların düzenlenmesinde Şekil 5.2'de görselleştirilen bir mekanizma ortaya çıkarmışlardır. Buna göre martenzit dönüşümü tamamlandıktan sonra karbonun tamamen iğnemsiz sınırlara segregasyonu, iğnemsiz sınırlarda oluşan boşluğun düzenlenmesini sağlar. İğnemsiz martenzit boyutunun Cottrell atmosfer yoğunluğu ve segregasyona uygun karbon konsantrasyonu ile kontrol edilebileceği ifade edilmiştir. Daha önce dislokasyon yoğunluğu, faz dönüşümü sırasında matristeki aşırı doymuş karbon miktarının etkisiyle kayma gerinimindeki değişim ile ilişkilendirilirken, araştırmacılar dislokasyon yoğunluğunun karbon atomları sebebiyle oluşan kafes

gerinimiyle doğru orantılı, iğnemsiz martenzit boyutlarıyla ters orantılı olduğunu ortaya çıkarmışlardır. İğnemsiz martenzitin sınır dislokasyonlarında Cottrell atmosferinden dışarı difüze olan karbon miktarı ile temperleme işleminin etkilerinin değerlendirilebileceği belirtilmiştir. Bu mekanizmanın devamlı olarak karbonun dislokasyondan ayrılmasına ve iğnemsiz martenzit boyutlarının artmasına sebep olduğu bildirilmiştir.



Şekil 5.2. (a) Önceki östenit hücre içerisinde martenzitin hiyerarşik yapısı, (b-e) Östenit içerisinde rastgele dağılımı olan karbonun yer aldığı kesit alanlarının karşılaştırılması ve iğnemsiz martenzit sınırlarına yüksek segregasyonu olduğu martenzit. (b) ve (c) blok seviyesinde, (d) ve (e) iğnemsiz martenzit seviyesindeki karbon dağılımı göstermektedir (Galindo-Nava ve Rivera-Díaz-Del-Castillo, 2015).

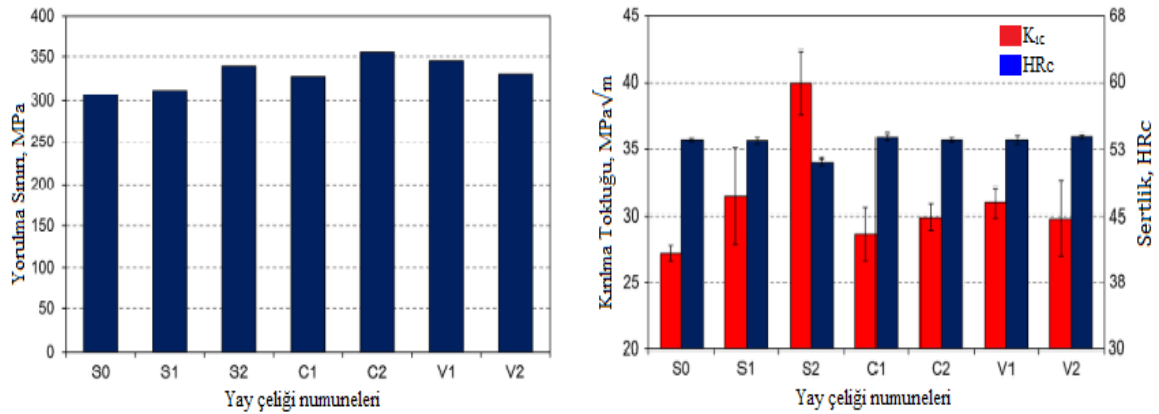
Podgornik vd. (2018) tarafından yapılan çalışmada kimyasal kompozisyonunda farklı oranlarda Si, Cr ve V elementleri içeren 51CrV4 yay çelikleri incelenmiştir. 51CrV4 yay çeliği ergitilerek farklı ferroalaşım ile Çizelge 5.1'de görüldüğü gibi yedi farklı kimyasal kompozisyonda çelik üretilmiştir.

Çizelge 5.1. Üretilen çeliklerin kodlamaları ve kimyasal kompozisyonları (ağ. %) (Podgornik vd., 2018).

Numune	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
S0	0,49	0,96	0,69	1,64	0,25	0,28
S1	0,47	1,32	0,67	1,69	0,30	0,30
S2	0,49	1,64	0,69	1,64	0,29	0,29
C1	0,48	1,08	0,68	1,48	0,28	0,31
C2	0,5	1,01	0,73	1,81	0,29	0,30
V1	0,49	0,98	0,73	1,64	0,30	0,17
V2	0,45	1,04	0,78	1,65	0,31	0,39

Metal kalıba döküm yapılarak üretilen ingotlar sıcak haddelenmiş ardından yumuşatma tavlmasına tabi tutulmuştur. Bloklar önce 880 °C sıcaklıkta östenitleme işleminden ardından azot gazında su verme işleminden geçerek 375 °C sıcaklıkta 1 saat temperlenmiştir. Çalışma sonucunda yorulma ömrünü arttıran en önemli elementin Si ardından Cr olduğu ifade edilmiştir. Si içeriğinin %1,6 oranına kadar artması ile oksit tabakası kalınlığının azaldığını, akma ve çekme mukavemetinin %10, kırılma tokluğunun %50 arttığını ve yay çeliğinin yorulma ömrünün bu sebeple uzayacağını bildirmişlerdir. Ancak %1,6 Si değerinin üzerine çıkıldığında karbonsuzlaştırma derinliği ve çekme mukavemetinde düşüş gerçekleştiği gözlemlenmiştir.

Kromun da silisyuma benzer fakat daha düşük oranda bir etkisi olduğu belirtilmiştir; kırılma tokluğu ve çekme mukavemetinde %10'a yakın artış olduğu gözlemlenmiştir. Silisyumdan farklı olarak krom uzamanın artmasını sağlayarak yorulma sınırını %20 kadar arttırmış fakat yüksek gerilim altında yorulma ömründe düşüşe sebep olmuştur. Vanadyum miktarındaki artış ise kromun aksine uzamaya negatif etki etmiş ve kırılma tokluğu ve yorulma dayanımında da düşüş gözlemlendiği belirtilmiştir.



Şekil 5.3. Farklı kompozisyondaki çeliklerin yorulma sınırı, kırılma tokluğu ve sertlik testlerinin sonuçları (Podgornik vd., 2018).

Gonçalves vd. (2019) yaptıkları araştırmada otomotiv sektöründe sıklıkla tercih edilen üç farklı yay çeliğinin derin kriyojenik işlem sonrası mekanik özelliklerindeki değişimleri incelemişlerdir. Östenitleme sıcaklığı 880 °C seçilmiş olup birer numune direkt temperleme işlemine alınmıştır. Geri kalan numuneler 0,5, 2, 12 ve 24 saatlik derin kriyojenik işleme ve ardından temperleme işlemine tabii tutulmuştur. Çeliklerin kimyasal analizi Çizelge 5.2'deki gibidir.

Çizelge 5.2. Çeliklerin standartları ve kimyasal kompozisyonları (ağ. %) (Gonçalves vd., 2019).

Çelik	C	Mn	P	S	Si	Cr	Al	V
SAE 5160	0,59	0,80	0,07	0,011	0,26	0,74	0,021	0,003
SAE 6140	0,41	0,86	0,017	0,008	0,22	0,96	0,012	0,15
51CrV4-ACF	0,54	0,97	0,012	0,007	0,33	1,14	0,006	0,17

Temperleme işlemi 5160 için 375 °C, 6140 için 425 °C ve 51CrV4-ACF için 475 °C ve bütün numuneler için 1 saat olarak belirlenmiştir. Charpy darbe deneyini sadece temperlenen numune ve 2 saat kriyojenik işlem gören numune üzerinden değerlendiren araştırmacılar kriyojenik işlem numunelerinin temperlenen numunelere oranla darbe dayanımlarında 5160 için %19, 6140 için %20, 51CrV4-ACF için %13 kadar düşüş olduğunu bildirmişlerdir. Yapılan çalışmalar sonucunda tokluk ve yorulma davranışları açısından bir ilerleme görülmediği bildirilmiştir. Çeliklerdeki karbon ve alaşım elementleri içeriğinin yeterince yüksek olmaması bu sebeple kriyojenik işlem esnasında karbür

çökmesinin sağlanamadığı ifade edilmiştir. Alaşım elementi miktarı en düşük çelik olan 5160 numunelerinden en düşük kırılma tokluğu, yorulma ve darbe dayanımı değerleri elde edilmiştir. Numunenin kırılma yüzeyi incelendiğinde tam olarak çatlak ilerlemesinin bulunduğu tane sınırlarında metalik olmayan inklüzyonlar tespit edilmiştir. Ayrıca sadece 5160 numunelerinin mikroyapısında beynit bulunduğu tespit edilmiştir. Araştırmacılar sıvı metali temizleyerek üretilen 51CrV4-ACF çeliğinin genel olarak en iyi sonuçları verdiğini ve 5160 çeliğinde bulunan metalik olmayan inklüzyonların daha mukavemetli bir yapı elde edilmesini engelleyebileceğini bildirmişlerdir.

Özden ve Anık (2020) yaptıkları çalışmada derin kriyojenik işlem uygulanan orta karbonlu yay çeliğinin mekanik özelliklerini incelemiştir. Araştırmacılar çalışmayı EN52CrMoV4 çeliğini kullanarak yürütmüşlerdir. Çeliğin ağırlıkça kimyasal analizi Çizelge 5.3'teki gibidir.

Çizelge 5.3. EN52CrMoV4 çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağ. %) (Özden ve Anık, 2020).

Çelik	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V
EN 52CrMoV4	0,5	0,87	0,009	0,003	0,26	1,12	0,19	0,11

Bütün numuneler 850 °C'de 15 dakika östenitlenmiştir. Ardından numunelere oda sıcaklığındaki yağda su verilmiştir. Numuneler kriyojenik işlem sıcaklığına (-196 °C) dakikada 2 °C hız ile soğutulmuş ve bu sıcaklıkta 24 saat tutulmuştur. Ardından numuneler aynı hız ile oda sıcaklığına ısıtılmıştır. Temperleme işlemi 1 saat süreyle 500 °C sıcaklıkta gerçekleştirilmiştir. Araştırmacılar 6 farklı numune türü elde etmiştir; (1) su verilen, (2) su verilen ve kriyojenik işleme giren, (3) su verilen ve temperlenen, (4) su verilen, temperlenen ve kriyojenik işleme giren, (5) su verilen, temperlenen, kriyojenik işleme giren ve temperlenen, (6) su verilen, kriyojenik işleme giren ve temperlenen. Numune analizleri TEM ve SEM ile yapılmıştır. Kalıntı gerilme, çekme, yorulma ve Charpy darbe dayanımı testleri yapılmıştır. Çalışmanın sonucunda yay çeliğine uygulanan derin kriyojenik işlemin kalıntı basma gerilmesinin muhafaza edilmesine sebep olduğu belirtilmiştir. Kalıntı gerilmelere Çizelge 5.4'de yer verilmiştir.

Çizelge 5.4. Numune kodlarıyla verilen çeliklerin basma (-) ve çekme (+) kalıntı gerilme testlerinin sonuçları (Özden ve Anık, 2020).

Numune Kodu	Sonuç (MPa)
1	-154,46±6,8
2	-246,73±9,1
3	+32,47±4,75
4	-0,83±7,52
5	-67,7±11,7
6	-108,1±6,56

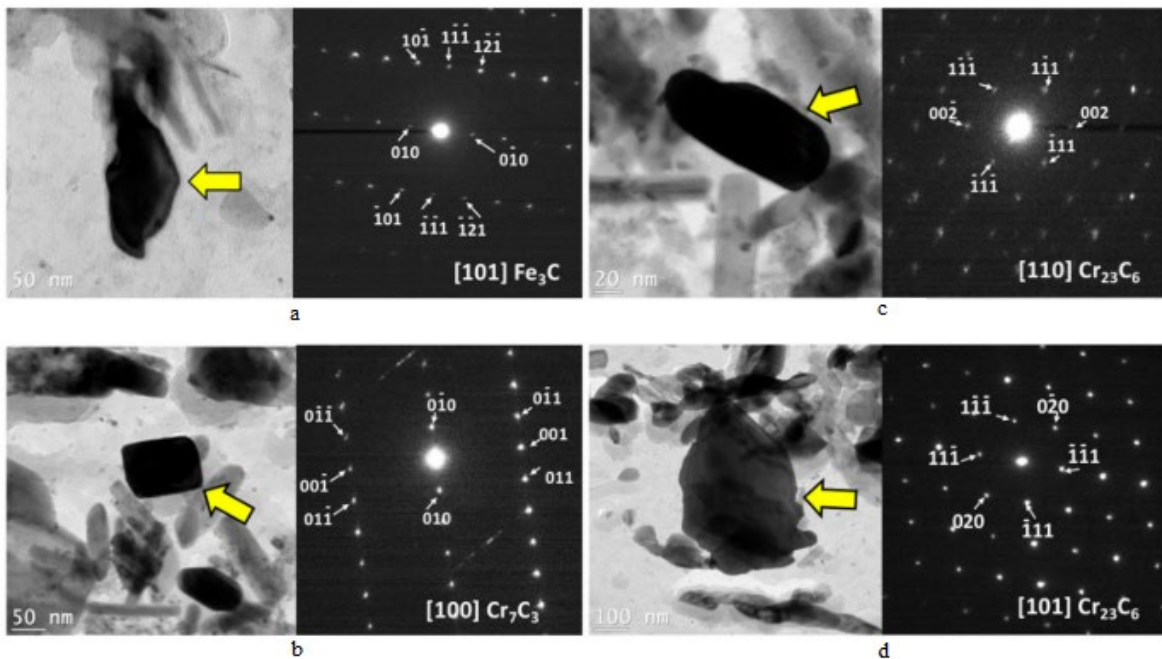
Kriyojenik işlem sırasında oluşan nanokarbür kümelerin ve kristal hataların, dislokasyonları kilitleyebileceği ve böylece basma kalıntı gerilmelerin sağlanabileceği bildirilmiştir. Mikroyapı incelemeleriyle orta karbonlu yay çeliğine derin kriyojenik işlemin etkisi, çok ince η karbürlerin çökmesi ve incelmış tanelerin homojen dağılması olarak ifade edilmiştir. Araştırmacılar ayrıca kriyojenik işlem ile çekme tokluğu ve yorulma dayanımlarının arttığını bildirmişlerdir. Çekme tokluk değerleri 3, 6, 5 numaralı numuneler için sırasıyla $100,34 \text{ kJm}^{-2}$, $119,84 \text{ kJm}^{-2}$ ve $107,60 \text{ kJm}^{-2}$ olarak tespit edilmiştir. Özellikle su verdikten sonra ve temperleme işleminden önce uygulanan kriyojenik işlem ile (6) mekanik özelliklerin büyük oranda etkilendiği bildirilmiştir. Su verildikten sonra temperlenen ardından kriyojenik işleme ve tekrar temperleme işlemine tabi tutulan (5) numunede mekanik özelliklerin iyileştiği gözlemlense de bu iyileşmenin kısıtlı kaldığı belirtilmiştir. Su verilen ve temperlenen numunenin (3) çekme mukavemeti 1515 MPa olarak tespit edilirken, su verilen, derin kriyojenik işleme giren ve temperlenen numunenin (6) çekme mukavemeti 1591 MPa , su verilen, temperlenen, derin kriyojenik işleme giren ve tekrar temperlenen numunenin (5) çekme mukavemeti 1521 MPa olarak tespit edilmiştir.

Jiang vd. (2017) tarafından yapılan çalışmada ısıl işlemin etkisini incelemek amacıyla dört parametre ve üç parametre değişkeni seçilmiştir; sertleştirme sıcaklığı ($800 \text{ }^\circ\text{C}$, $850 \text{ }^\circ\text{C}$, $900 \text{ }^\circ\text{C}$), su verme ortamı (hava-rüzgar-yağ), temperleme süresi (1, 3, 5 saat) ve temperleme sıcaklığı ($550 \text{ }^\circ\text{C}$, $600 \text{ }^\circ\text{C}$, $650 \text{ }^\circ\text{C}$). Kullanılan çeliğin kimyasal kompozisyonu (ağ. %); $0,45\text{C}$, $0,28\text{Si}$, $0,73\text{Mn}$, $1,12\text{Cr}$, $0,24\text{Mo}$, $1,43\text{Ni}$ şeklindedir. Çalışmacılar akma ve çekme mukavemetlerine olan etkisine göre temperleme sıcaklığının en önemli parametre olduğunu, sertleştirme sıcaklığının ise en önemli ikinci parametre

olduğunu tespit etmişlerdir. Çeliğin çalışma şartları nedeniyle -20 °C’de gerçekleştirilen v-çentikli Charpy darbe testlerinde, darbe tokluğunu en çok etkileyen iki parametrenin sertleştirme ve temperleme sıcaklığı olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca uzama ve kesit alanı daralmasına bu parametrelerin önemli bir etkisinin olmadığı ifade edilmiştir. En iyi sonuçlar 900 °C’de sertleştirme, yağda su verme, 650 °C’de bir saat temperleme ile elde edilmiştir. Elde edilen sonuç; 985,4 MPa çekme mukavemeti, 950,5 MPa akma mukavemeti, 83,7 J darbe tokluğu, %20,5 uzama, %62,5 kesit alanı daralması şeklindedir. Sertleştirme sıcaklığının 800 °C’den 900 °C’ye yükseltmenin çekme mukavemetinde 112 MPa değerinde bir artışa neden olduğunu tespit eden araştırmacılar buradaki ana mekanizmanın çözülmüş alaşım karbürlerinin katı çözeltili sertleşmesi olduğunu ifade etmişlerdir. Temperleme sıcaklığının 550 °C’den 650 °C’ye yükseltilmesi çekme mukavemetinde 235,8 MPa, akma mukavemetin 250 MPa değerinde bir düşüşe sebep olmuştur. Buradaki ana mekanizma ise dislokasyon sertleşmesidir. Havada su vermenin yerine yağda su vermenin mukavemet değerlerinde ufak bir artışa sebep olduğu görülmüş, bunun tane sınırı sertleşmesinin etkisi olduğu ifade edilmiştir. Çözünmemiş şerit karbürlerin çeliğin tokluğunu düşürmesi sebebiyle sertleştirme sıcaklığı 800 °C’den 900 °C’ye yükseltildiğinde darbe tokluk değeri 42,2 J artmıştır. Temperleme sıcaklığı 550 °C’den 650 °C’ye yükseltildiğinde ise darbe tokluk değeri 47,4 J artmıştır. Uzun zincirli karbürlerin ve yoğun dislokasyonlu iğnemsiz martenzitlerin tokluğu düşürdüğünü ifade eden araştırmacılar havada su vermeye kıyasla yağda su vermenin, martenzit yapıyı daha fazla inceltmesi sebebiyle tokluğu 16 J arttırdığını bildirmişlerdir.

Orta karbonlu çelikte izotermal temperleme işleminin kalıntı östenitin çözünmesine ve karbür çökmesine etkisi Talebi vd. (2018) tarafından ortaya çıkarılmıştır. Kullanılan çeliğin kimyasal kompozisyonu (ağ. %); C 0,35, Mn 0,99, Si 0,41, Ni 0,50, Cr 1,86, Mo 0,53, V 0,15, Cu 0,16 şeklindedir. Numuneler yüksek çözünürlüklü dilatometre ile 350-550-600 °C sıcaklıkta 16 saate kadar izotermal temperleme işlemi görmüştür. Elde edilen genleşme eğrilerinin analizi yapılmış ardından taramalı ve geçirimli elektron mikroskopları ile bu analizlerin doğrulaması yapılmıştır (Şekil 5.4). Kalıntı östenitin 350 °C temperleme sıcaklığında çözünmeye başladığı fakat hem 350 °C hem 550 °C sıcaklıkta kalıntı östenitin tamamen çözünmediği tespit edilmiştir. Ayrıca 550 °C’de temperlenen numunelerin soğuması esnasında yeni martenzit yapıların oluştuğu gözlemlenmiştir. Bu sıcaklıkta temperlenen numunelerde oluşan bir sementit görüntüsü Şekil 5.4a’da verilmiştir. Ancak

600 °C sıcaklıkta temperlenen numunelerde kalıntı östenitin çözüldüğü tespit edilmiştir. 550 °C’de kalıntı östenitin çözünmesi sadece ilk saat içerisinde gerçekleşmiştir. Krom karbürlerin çökmesi 11,4 saat sürmüştür. Sıcaklık 600 °C’ye çıktığında ise çökmesi süresi 4,7 saate düşmüştür. Sıcaklığın yükseltilmesi ile kromca daha zengin karbürlerin çöklediği gözlenmiştir. 600 °C sıcaklıkta temperleme ile Fe oranı yüksek karbürlerin eşkenar dörtgene benzer ortorombik Cr_7C_3 ’e (Şekil 5.4b) dönüştüğü ayrıca çubuk ve küresel biçimli $Cr_{23}C_6$ karbürlerin (Şekil 5.4c) matristen çöklediği tespit edilmiştir. Mo barındıran karbür tespit edilmediği bildirilmiştir.



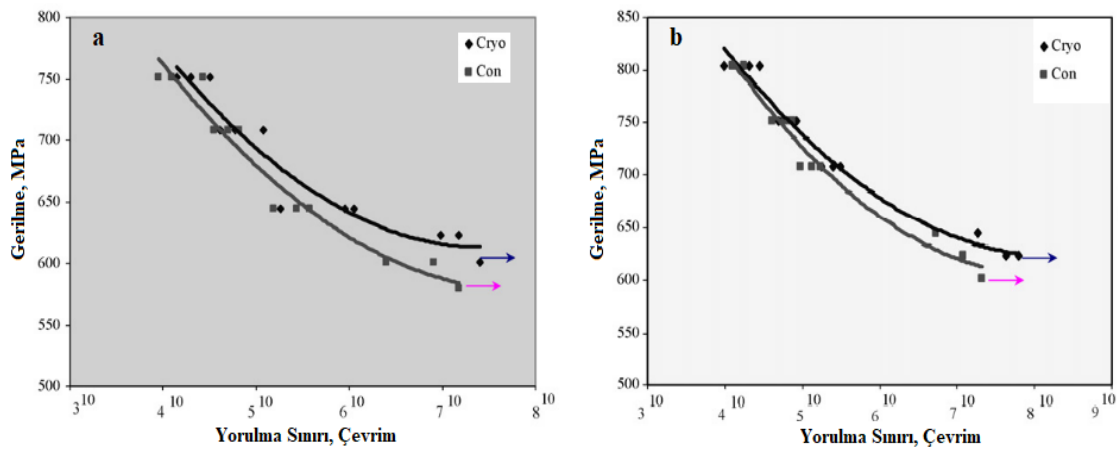
Şekil 5.4. Aynı bölgedeki TEM aydınlık alan görüntüleri ve seçilmiş alan kırınım (selected area electron diffraction, SAED) modelleri. a) 1 saat 550 °C’de temperlenmiş Fe_3C , b) 16 saat 600 °C’de temperlenmiş Cr_7C_3 , c-d) 16 saat 600 °C’de temperlenmiş $Cr_{23}C_6$ (Talebi vd., 2018).

Senthilkumar vd. (2011) yaptıkları çalışmada kriyojenik işleme tabi tutulmuş 4140 çeliğinin kalıntı gerilme durumunu analiz etmişlerdir. Numuneler geleneksel ısıl işlem görmüşlerdir. 875 °C’de bir saat östenitlenmiş ardından yağda su verilmiştir. Akabinde numunelere sığ ve derin kriyojenik işlem uygulanmıştır. Sığ kriyojenik işlem için numuneler -80 °C’deki soğutucuya koyulmuş ve 5 saat termal dengeyi sağlaması için bekletilmiş ardından oda sıcaklığına çıkarılarak havada soğuması sağlanmıştır. Derin kriyojenik işlemde numuneler ise -196 °C’ye 3 saatte kademeli olarak soğutulmuş ve termal denge sağlandıktan sonra 24 saat süreyle işlem görmüştür. Numuneler ardından oda sıcaklığına kademeli olarak

6 saatte döndürülmüştür. Son olarak bütün numuneler 200 °C’de 60 dakika boyunca temperlenmiştir. X-ışınları kırınımı yöntemiyle ölçümler yapılmıştır. Geleneksel ısıl işlem ve sığ kriyojenik işlem sonucunda benzer basma kalıntı gerilimleri (geleneksel; -137 ± 2 MPa, sığ; -125 ± 10 MPa) elde edilirken derin kriyojenik işlemden sonra daha yüksek gerilimler (-184 ± 30 MPa) tespit edilmiştir. Derin kriyojenik işlem ile sıcaklığın düşmesi kafes hatalarının azalmasına ve karbon ve alaşım elementlerinin bu bölgelere yerleşerek martenzitin termodinamik dengesizliğinin azaltmasına sebep olmaktadır. Temperleme ile gerilim giderildiğinde bu atom kümeleri çekirdek gibi davranarak ince karbürler oluştururlar. Kalıntı gerilimlerin gevşemesinin kaynağı temperlenmiş sığ ve derin kriyojenik işlem numunelerindeki karbürlerin çökmesidir. Kriyojenik işlemin sıcaklığı yüzünden normalden daha fazla miktarda östenit martenzite dönüşür. Bu yüzden temperlenmemiş derin kriyojenik işlem numunelerinde temperlenmemiş sığ kriyojenik işlem ve temperlenmemiş geleneksel ısıl işlem numunelerinden daha fazla basma kalıntı gerilimi oluşur. Araştırmacılar bu çalışma ile 4140 çeliğinde en fazla basma kalıntı geriliminin temperlenmemiş derin kriyojenik işlem görmüş çelikte olduğunu tespit etmişlerdir. Temperleme işleminden önce bütün numunelerdeki kalıntı gerilimler basma gerilimi iken temperleme sonrasında geleneksel ısıl işlem numunesinde ve sığ kriyojenik işlem numunesinde çekme kalıntı gerilimi görülürken sadece derin kriyojenik işlem numunesinde basma kalıntı gerilimi tespit edilmiştir. Araştırmacılar ayrıca kriyojenik işlem görmüş numunelerde östenitin martenzite dönüşmesi yüzünden tokluk değerlerinde bir düşüş beklediklerini fakat elde edilen değerlerde (geleneksel; 8 ± 1 J, sığ kriyojenik işlem: $9,5\pm 0,5$ J, derin kriyojenik işlem; $9,5\pm 0,5$ J) önemli bir fark olmadığını ifade etmişlerdir. Araştırmacılar bu durumun martenzitin düşük sıcaklık koşullandırılması sebebiyle ince karbürlerin temperleme esnasındaki çökelmeleri sonucu gerçekleşebileceğini ifade etmişlerdir.

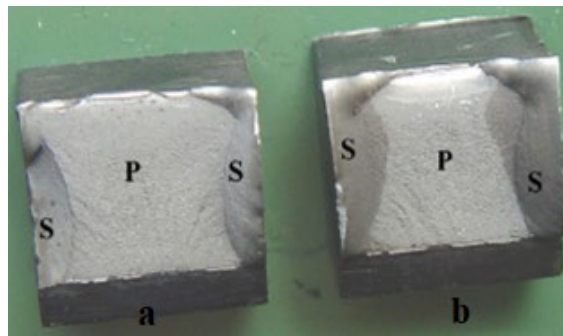
Zhirafar vd. (2007) tarafından yapılan çalışmada kriyojenik işlem uygulanmış 4340 çeliğinin mekanik özellikleri incelenmiştir. Numunelere sekiz farklı ısıl işlem uygulanmıştır. Bütün numuneler 15 dakika 845 °C’de argon atmosferinde östenitleme ve akabinde yağda su verme işlemine tabi tutulmuştur. Ardından üç numune 200 °C, 300 °C ve 455 °C’de 2 saat argon atmosferinde temperlenmiş, dört numune kademeli soğutulularak derin kriyojenik işleme girmiş ve bunlardan üç tanesi 200 °C, 300 °C ve 455 °C sıcaklıkta temperlenmiştir. Sadece su verilmiş numune ile su verme sonrası sadece kriyojenik işleme giren numunenin

sertlik değerleri arasında 1 HRc gibi ufak bir artış gözlemlenmiştir. Aynı numunelerin nötron kırınımı ile faz oranlarına bakıldığında kriyojenik işleme giren numunede martenzit oranında %1,4 artış, östenit oranında %1,5 düşüş tespit edilmiştir. Ayrıca kriyojenik işleme tabi tutulan ve tutulmayan aynı sıcaklıkta temperlenmiş numuneler arasında da benzer şekilde, 0,8-1,6 HRc civarında, artış tespit edilmiştir. Kriyojenik işleme giren ve temperlenen numunelerde sertlik ve mukavemetin artması sebebiyle Şekil 5.5'te görüldüğü gibi yorulma sınırının arttığı tespit edilmiştir. Kriyojenik işleme giren ve temperlenmeyen numunelerin, sadece su verilmiş numunelere göre darbe tokluk enerjisi %14,3 oranında düşük çıkmıştır.



Şekil 5.5. Kriyojenik işlem gören ve görmeyen 4340 çeliğinin S-N eğrileri; a) 2 saat 455 °C'de temperlenmiş numune, b) kriyojenik işlem görmemiş ve 2 saat 200 °C'de temperlenmiş numune (Zhirafar vd., 2007).

Ayrıca Şekil 5.6'da yer verilen kırılma yüzeyleri incelendiğinde kriyojenik işleme girmiş numunelerin (a) kesme yanaklarının küçüldüğü nitekim daha gevrek bir yapının oluştuğu ve daha az enerji absorbe edebildiği bildirilmiştir.



Şekil 5.6. Charpy darbe deneyi uygulanmış 4340 çeliğinin kırılma yüzeyleri; a) kriyojenik ve b) geleneksel (P gevrek kırılma yüzeyini, S sünek kırılma yüzeyini göstermektedir) (Zhirafar vd., 2007).

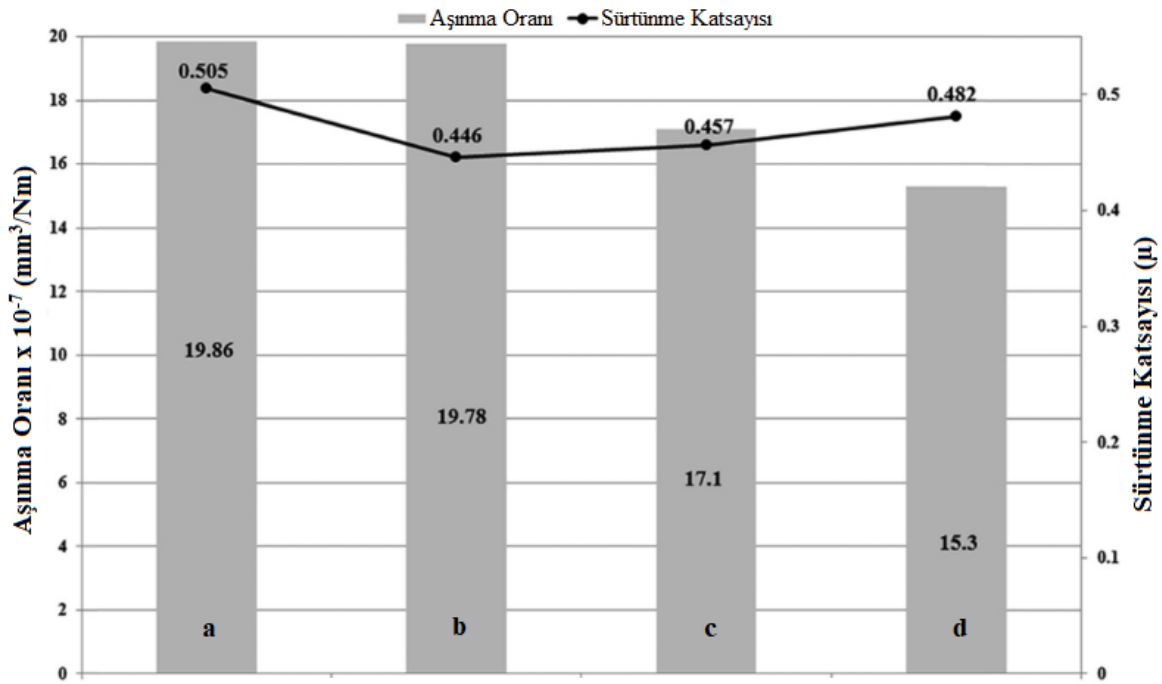
Senthilkumar ve Rajendran (2012) tarafından yürütülen çalışmada derin kriyojenik işlem uygulanan 4140 çeliğinde minimum aşınma kaybını sağlayacak parametreler araştırılmıştır. Dört parametre ve üç parametre değişkeni şu şekilde seçilmiştir; sertleştirme sıcaklığı (845-860-880 °C), kriyojenik işlem süresi (12-18-24 saat), temperleme sıcaklığı (200-300-400 °C), temperleme süresi (1-2-3 saat). Sertleştirme sıcaklığı bir saattir ve numunelere yağda su verilmiştir. Aşınma testi için kuru pin-on-disc yöntemi kullanılmıştır. 4140 çeliği pin, AISI 52100 sertleştirilmiş çeliği disc olarak kullanılmıştır. 50 N yük ve 1,57 m/s hız ile test gerçekleştirilmiştir. 27 numune için kuru aşınma testi yürütülmüş ve lineer aşınma oranları tespit edilmeye çalışılmıştır. Aşınma kaybını belirlemek için hem aşınma testi öncesinde hem de sonrasında numunelerde lineer boyutlar ölçülmüştür.

Araştırmacılar daha önce yaptıkları çalışmada, Senthilkumar vd. (2011) 4140 çeliğinin tribolojik özelliklerindeki değişimleri incelemek için 875 °C’de geleneksel ısıtma işlemine tabi tutulan ve yağda su verilen numuneler ile ayrıca sığ (5 saat, -80 °C) ve derin kriyojenik işleme (24 saat, -196 °C) tabi tutulan numuneleri karşılaştırmışlardır. Ayrıca bütün numuneler 1 saat boyunca 200 °C’de temperlenmiştir. Kuru aşınma testi pin-on-disc yöntemiyle üç farklı yük ile (10 N, 20 N, 30 N) yapılmıştır. Çalışmanın sonucunda bütün numunelerde artan yük-sabit hız ve artan hız-sabit yük koşullarında doğrusal olarak aşınmanın arttığı tespit edilmiştir. Ayrıca aşınmada geleneksel yöntemle göre sığ kriyojenik işlem ile %118,38, derin kriyojenik işlem ile %214,94 artış sağlandığı ve en düşük sürtünme katsayısının derin kriyojenik işlem ile elde edildiği bildirilmiştir.

Senthilkumar ve Rajendran (2012), yeni çalışmaları ile aşınma kaybının en az olduğu ideal çalışma değerleri tespit edilmiştir. Buna göre en iyi sonuçlar 880 °C sertleştirme sıcaklığı ve 200 °C temperleme sıcaklığı ile alınmıştır. Temperleme sıcaklığı 200 °C’yi aştığında sementit ve alaşım elementleri karbürlerinin oluştuğu ve aşınma dayanımının düştüğü ifade edilmiştir. Yüksek sıcaklıkta oluşan karbürlerin geçiş karbürlerine göre daha kaba olduğu, kalıntı martenzitin ara yüzeyinde, ferritin ve temperlenmiş martenzitin yapısında ise dağılmış bir şekilde bulunduğu belirtilmiştir. Aşınma kaybına en az etki eden parametrenin temperleme süresi olduğu (1, 2, 3 saat arasında), en iyi sonuçların 880 °C’de sertleştirilen numunelerin 24 saat kriyojenik işleme tabi tutulup ardından 200 °C’de 1 saat temperlenerek elde edildiği bildirilmiştir. Ayrıca en az aşınma kaybının 225 μm^3 olduğu ve araştırmacıların önceki çalışmalarında (Senthilkumar vd., 2011) geleneksel ısıtma işlem

görmüş çeliğe göre şimdiki ideal parametreler ile elde edilen çeliğin aşınma direncinin %237,26 arttığı bildirilmiştir.

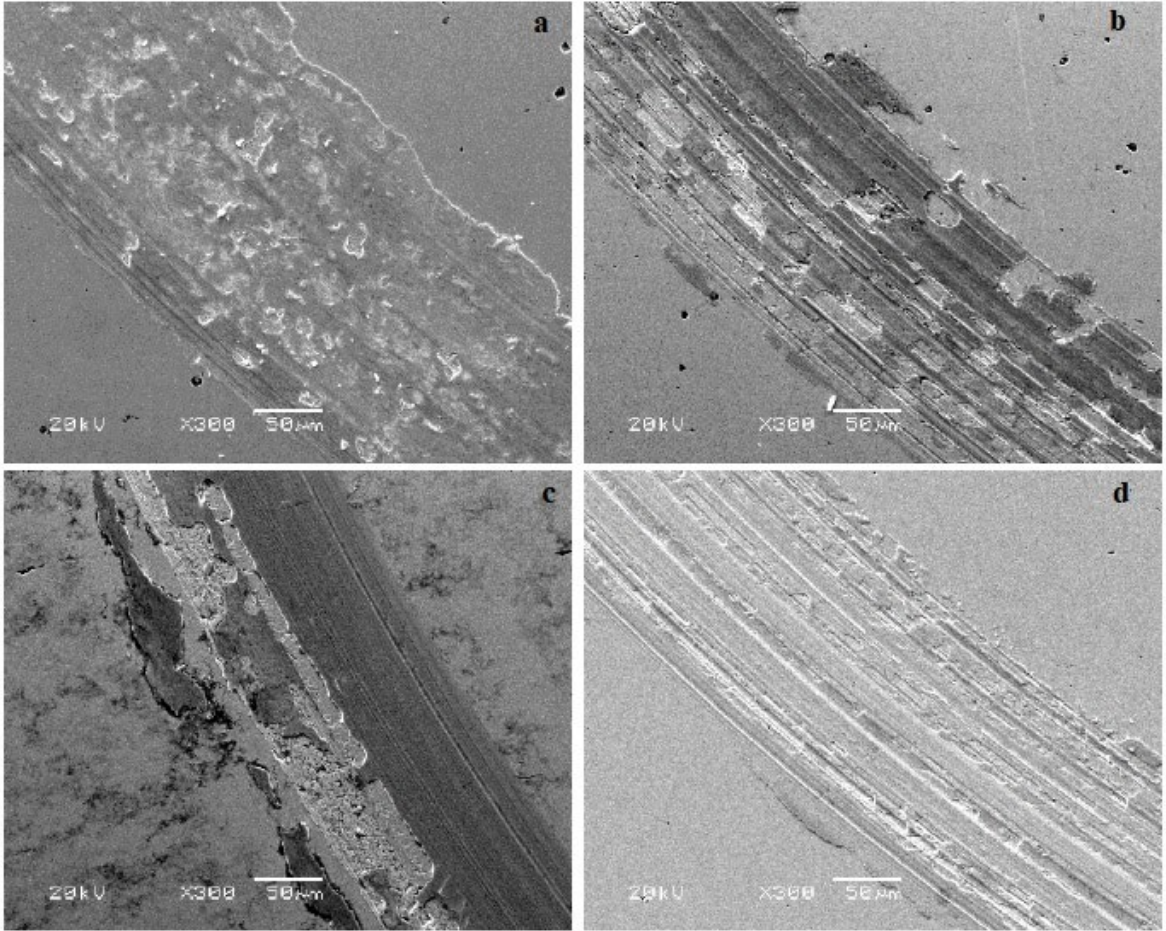
Kaya ve Ulutan (2017) tarafından yapılan çalışmada derin kriyojenik işlem görmüş orta karbonlu mikro alaşımlı çeliğin mekanik özellikleri incelenmiştir. Kullanılan çeliğin kimyasal kompozisyonu (ağ. %); C 0,39, Si 0,53, Mn 1,4, Cr 0,06, V 0,16, Ti 0,01, S 0,03 şeklindedir. 850 °C’de sertleştirilen numunelere yağda su verilmiş ve 8, 12 ve 24 saat süren derin kriyojenik işlemin ardından 250 °C’de 1 saat temperleme işlemi yapılmıştır. Araştırmacılar farklı kriyojenik işlem süreleri sonucunda mikroyapıda bir fark görülmediğini, tüm bekletme sürelerinin sonunda martenzitin ve farklı karbür formlarının yer aldığını ifade etmişlerdir. Ancak sadece geleneksel ısı işlem ve temperleme uygulanmış numunede kalıntı östenit ve temperlenmiş martenzit yapılarının bir arada bulunduğu bildirilmiştir. Martenzit, östenit ve farklı karbürlerin (FeC, Fe₇C₃) varlığı XRD ile tespit edilmiş ve geleneksel ısı işlem sonucu tespit edilen kalıntı östenitin, derin kriyojenik işlem ile neredeyse tamamen martenzite dönüştüğü bildirilmiştir. Geleneksel ısı işlem sonrasında yapısında %5 kalıntı östenit bulunan numunelerde bu oran 8 saat kriyojenik işlem sonrasında %4,2’ye, 12 saat sonunda %3,5’e ve 24 saat sonunda %1,4’e inmiştir. Şekil 5.7’de verilen aşınma grafiğinden anlaşılacağı gibi aşınma dayanımı kriyojenik işlem süresinin artması ile artmıştır. Geleneksel yöntemde göre aşınma dayanımları 8 saat kriyojenik işlem ile %4, 12 saat kriyojenik işlem ile %17, 24 saat kriyojenik işlem sonrasında ise %23 artmıştır. Numune sertliklerinde de kriyojenik işlem süresi ile doğru orantılı ufak değişimler söz konusudur. Geleneksel ısı işlem sonucu sertlik 51,5 HRc tespit edilirken, 8 saat kriyojenik işlem sonucunda 52,5 HRc, 12 saat kriyojenik işlem sonucunda 53 HRc, 24 saat kriyojenik işlem sonucunda 54 HRc olarak ölçülmüştür. Ayrıca darbe dayanımının, aşınma ve sertliğe zıt olarak artan kriyojenik işlem süresi ile düştüğü görülmüştür. Araştırmacılar sertlik ve aşınma dayanımındaki ilerlemeyi kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi ve daha iyi dağılım sağlayan karbürlerin çökmesiyle açıklamışlardır.



Şekil 5.7. Aşınma testi sonuçları; aşınma oranları ve sürtünme katsayıları. a) Geleneksel ısıt işlem, b) 8 saat derin kriyojenik, c) 12 saat derin kriyojenik işlem, d) 24 saat derin kriyojenik işlem (Kaya ve Ulutan, 2017).

Çakır ve Çelik (2017) yüksek hızlı tren raylarında kullanılan ötektoid bir çeliğe kriyojenik işlem uygulayarak tribolojik özelliklerin değişimini incelemiştir. Çeliğin kimyasal kompozisyonu (ağ. %); C 0,86, Si 0,33, Mn 0,99, Mo 0,002 şeklindedir. Ham halde, perlitik yapıdaki çelikten numuneler alınarak referans yapılmış ve geriye kalan bütün çeliklere 860 °C sıcaklıkta yağda su verilerek sertleştirilmiştir. Bir kısım numune tekrar referans amacıyla ayrılarak direkt temperleme işlemine girmiş, geri kalan kısım ise -190 °C sıcaklıkta 12 ve 36 saat olarak iki farklı sürede kriyojenik işleme tabi tutulmuştur. Perlitik yapıdaki ham çelik hariç tüm numuneler 200 °C sıcaklıkta 2 saat temperlenmiştir. Darbe deneyi ile kriyojenik işlem gören çeliklerin sadece temperlenmiş olan çeliğe göre kırılma tokluklarının arttığı tespit edilmiştir. Ball-on-disc yöntemiyle 10 N yük altında 50 ve 360 metre mesafede yapılan aşınma testinde ise kriyojenik işlemin aşınma dayanımını arttırdığı ayrıca artan süre ile aşınma dayanımının da arttığı belirtilmiştir. 36 saat kriyojenik işlem gören numune su verilen ve temperlenen numuneye göre 50 metrelik testte %70, 360 metrelik testte %23 daha fazla aşınma dayanımı göstermiştir. 12 saat kriyojenik işlem gören numune ise 50 metrelik testte su verilen ve temperlenen numune gibi sonuç vermiştir ve bütün numuneler ham çelikten çok daha iyi aşınma davranışı sergilemişlerdir. Aşınma yüzeylerine ait SEM görüntüleri Şekil 5.8’de verilmiştir. Buna göre tutma süresi 36 saat olan

numunenin aşınma davranışı diğerlerine göre çok daha abrasiftir. Aşınma kalıntıları ve delaminasyon durumu kriyojenik işlem ile ciddi bir iyileşme göstermiştir. En düşük sürtünme katsayısının (0,34) perlitik ham çeliğe, en büyük sürtünme katsayısının (0,4) ise 36 saat kriyojenik işlem gören numuneye ait olduğu tespit edilmiştir. XRD analizi ile fazları incelenen numunelerdeki kalıntı östenit miktarı; sadece temperlenen çelikte %7,8, 12 saat kriyojenik işleme giren çelikte %6,7 ve 36 saat kriyojenik işleme giren çelikte %3,3 olarak tespit edilmiştir.



Şekil 5.8. Aşınma yüzeylerinin SEM görüntüleri. a) Ham haldeki perlitik numune, b) temperlenmiş martenzit yapı numune, c) 12 saat kriyojenik işlem görmüş ve temperlenmiş numune, d) 36 saat kriyojenik işlem görmüş ve temperlenmiş numune (Çakır ve Çelik, 2017).

Paydar vd. (2014) yaptıkları çalışmada AISI 52100 çeliğini kullanmışlardır. Numuneler 920 °C sıcaklıkta 20 ve 80 dakika olmak üzere iki farklı biçimde sertleştirilmiş ve yağda su verilmiştir. Ardından 24 saat kriyojenik işleme tabi tutulan numuneler 210 °C sıcaklıkta 1 saat temperlenmiştir. Mikroyapı analizleri SEM, XRD ve EDS ile sağlanmıştır.

Aşınma testi için pin-on-disc yöntemi kullanılmıştır. Aşınma direnci ve sertliğin kriyojenik işlem ile iyileştiği tespit edilmiştir. 20 dakika sertleştirilen numunelerde sertlik, geleneksel ısıtma işlemi ile 761 MPa, kriyojenik işlem ile 794 MPa tespit edilmiştir. Sertleştirme süresi 80 dakikaya çıktığında geleneksel ısıtma işlemi numunesinin sertliği 704 MPa, kriyojenik işlem numunesinin sertliği 767 MPa olarak saptanmıştır. 3 farklı hızda (0,05-0,1-0,15 m/s), 220 N yük ile yapılan aşınma testinde kriyojenik işlem numuneleri %45-70 aralığında daha iyi performans sergilemişlerdir. Bu iyileşmelerin sebebinin kalıntı östenitin martenzite dönüşümü, artan karbür oranı ve bu karbürlerin üniform dağılımı olduğu ifade edilmiştir.

Araştırmacılar östenitleme süresinin uzaması ile tane büyümesi gerçekleştiğini, östenit içerisinde çözünen karbürlerin oranının azaldığını, ayrıca çarpılmaların da azaldığını ve bu sebepler ile 80 dakika östenitlenen numunelerin 20 dakika östenitlenen numunelere göre daha düşük aşınma direnci sergilediğini bildirmişlerdir. Aşınma davranışının baskın olarak abrazif olduğu sınırlı bir bölgede çalışıldığı için artan sıcaklık ile oksidasyon gerçekleştiği ve az miktarda tribokimyasal aşınma gözlemlendiği de belirtilmiştir.

Pérez ve Belzunce (2015) tarafından yapılan çalışmada derin kriyojenik işlem uygulanan H13 takım çeliğinin mekanik özellikleri incelenmiştir. 1020 °C sıcaklıkta 30 dakika östenitlenen numunelere azot gazında veya yağda su verilmiştir. Ardından referans numuneler ayrılmış ve kalanları 12 saat -196 °C sıcaklıkta kriyojenik işlem görmüştür. Son olarak bütün numuneler 590 °C sıcaklıkta 2 saat boyunca temperlenmiştir. Kriyojenik işleme etki eden diğer parametreleri incelemek adına östenitlenen 2 grup numuneden birine yağda diğerine havada su vermiş aynı şartlarda kriyojenik işlem uygulamış ve aynı temperleme işlemini bu numuneler için 3 defa tekrar etmişlerdir. Su verme ortamıyla mekanik özelliklerde ve sertlikte önemli bir fark oluşmadığını belirtilmiştir. Numunelerin sertlik değerlerinin her temperleme işlemiyle düştüğü görülürken FWHM (Full Width at Half Maximum) parametresi sadece ilk temperleme işlemi ile düşüş göstermiştir.

Araştırmacılar FWHM parametresinin sertlikle ilgili bir parametre olduğunu ve mikroyapıyla direkt olarak bağıntılı olduğunu çünkü mikroyapıdaki en büyük değişimin ilk temperleme işlemiyle gerçekleştiğini ifade etmişlerdir. İkinci ve üçüncü temperleme işleminin sadece kalıntı gerilmeleri giderme konusunda etki ettiğini ve bunun çok ufak değişimler olduğunu hatta üçüncü temperleme işlemini yapmamakta fayda olduğunu ifade

etmişlerdir. Kırılma tokluğunun kriyojenik işlem ile gelişme gösterdiği kaydedilmiştir. Buna göre kriyojenik işleme girmeyen referanslarına kıyasla kriyojenik işleme giren çeliklerde gazda su verilende %22,5, yağda su verilende %24 oranında kırılma tokluğu artmıştır. Bunun sebebi kriyojenik işlem sayesinde ince ve homojen dağılmış karbürlerin çökmesi olarak açıklanmıştır. Ayrıca karbür oranının kriyojenik işlem ve yağda su verme yöntemiyle de arttığı bildirilmiş ve martenzit yapısının daha az karbon içermesi durumunda daha tok bir matris elde edileceği ifade edilmiştir. Temperleme esnasında karbürlerin geçirdiği süreç aşağıda özetlenmiştir.

1. Su verme ve kriyojenik işlem sırasında oluşan yapısal hatalara çok ince η karbürlerinin (geçiş karbürleri) çökmesi,
2. η karbürlerinin olduğu yerde M_3C karbürlerinin (sementit) çekirdeklenmesi,
3. İkincil sertleşmeden sorumlu alaşım karbürlerinin teşekkülü.

Krom içeren takım çeliklerinde M_3C karbürleri M_7C_3 'e dönüşürken molibden içeren takım çeliklerinde M_3C karbürleri M_2C 'ye dönüştüğü belirtilmiştir. Kullanılan H13 takım çeliği hem krom hem molibden içerdiği için M_3C hem M_7C_3 'e hem de M_2C 'e dönüştüğü bildirilmiştir. Derin kriyojenik işlem ile kalıntı östenitin azaltıldığı fakat üçüncü temperleme işleminden sonra bile tamamen giderilemediği bildirilmiştir. Yağda su vermenin gazda su vermeye göre daha yüksek kalıntı gerilmeye ve daha düşük kalıntı östenite sebep olduğu belirtilmiştir. H13 çeliğinin çalışma koşulları değerlendirildiğinde artması istenen özelliğinin kırılma tokluğu kabul edilebileceği ve en iyi kırılma tokluğu değerinin sırasıyla östenitleme, yağda su verme, derin kriyojenik işlem ve temperleme ile elde edildiği bildirilmiştir.

Literatürdeki diğer araştırmalara göre tekrarlı temperleme veya süresi daha uzun olan temperleme işlemiyle M_7C_3 ve M_2C karbürleri daha kararlı bir yapıda olan $M_{23}C_6$ 'ya ve M_6C karbürlerine de dönüşebilir. Nitekim üç defa yapılan temperleme sonrası H13 çeliğinin $M_{23}C_6$, M_6C ve MC nanokarbürlerini barındırması ve küçük boyutları nedeniyle farklı yerlerde çökelmeleri beklenir (Hu vd., 2006; Mesquita vd., 2011).

Katoch vd. (2016) tarafından yapılan çalışmada D3 çeliği tarafından kuru kayma aşınması uygulanan kriyojenik işlem uygulanmış H11 çeliğinin tribolojik davranışları incelenmiştir. Numunelerin kimyasal kompozisyonları Çizelge 5.5'te verilmiştir.

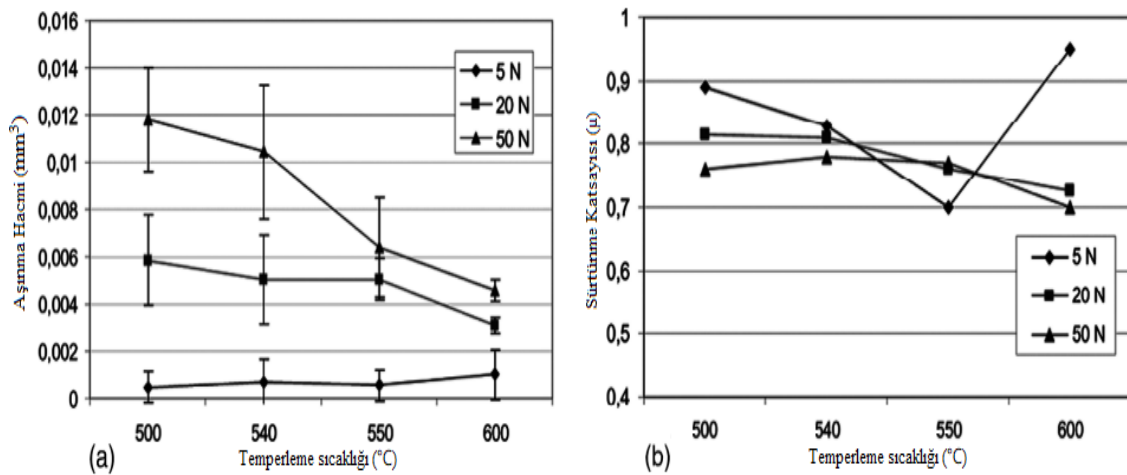
Çizelge 5.5. H11 ve D3 çeliklerinin kimyasal kompozisyonları (ağ. %) (Katoch vd., 2016).

Çelik	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Co	W	Ni
H11	0,37	0,91	0,31	0,014	0,007	0,18	5,32	1,31	0,34	0,01	0,06	0
D3	2,02	0,18	0,40	0,021	0,026	0	12,60	0	0,10	0	0,06	0,02

Numuneler 1040 °C sıcaklıkta 30 dakika östenitlenmiş ve azot gazında su verilmiştir. Referans numuneler ayrılarak 550, 570 ve 600 °C'de temperlenmiştir. Su verilen numunelerin hepsi önce 550 °C sıcaklıkta temperlenmiş ardından yarısı -184 °C diğer yarısı -154 °C sıcaklıkta 6, 21 ve 36 saat tutma süresinde üç farklı kriyojenik işlem görmüştür. Kriyojenik işlem sonrası bütün numunelere 2 saat 600 °C temperleme işlemi uygulanmıştır. En düşük aşınma oranı -184 °C sıcaklıkta 21 saat kriyojenik işlem gören numunede çıkmıştır. Her iki sıcaklıktaki kriyojenik işlem ile 6 ve 21 saat sonunda geleneksel ısıtma işlemine göre daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir fakat süre 36 saate çıktığında sertlikte ayrıca aşınma oranında düşüş gözlenmiştir. 36 saat süren kriyojenik işlem sonunda aşınma yüzeyinde plastik deformasyonun arttığı, bunun sebebinin düşen sertlik değeri olduğu ifade edilmiştir. Kriyojenik işlem gören numunelerdeki sertlik ve aşınma dayanımında görülen artışın, sayısı artan ince ve küresel ikincil karbürler ve iyileşen matris mikroyapısı sayesinde gerçekleşebileceği bildirilmiştir. Aşınma oranının, yüke nispeten kayma hızından daha çok etkilendiği ortaya çıkmıştır. Kriyojenik işlem numunelerinin tamamında, bütün yük ve hız koşullarında, geleneksel ısıtma işlemi uygulanan numunelere göre daha düşük aşınma oranları tespit edilmiştir. Morfolojik incelemede aşınma kalıntılarının levha şeklinde olduğu ayrıca delaminasyon aşınmasıyla karbürlerin yüzey altı çatlakları ve plastik deformasyon ile yüzeyden ayrıştığı tespit edilmiştir. Ayrıca kriyojenik işlem ile kalıntı östenitin neredeyse sıfıra indiğini bildirilmiştir.

Kalin vd. (2006) tarafından yapılan çalışmada kriyojenik işlem uygulanmış M2 hız çeliğinin aşınma davranışı incelenmiştir. Numuneler 1230 °C sıcaklıkta azot gazı vakumunda östenitlenmiştir. Azot gazında su verildikten sonra numuneler 1 saat derin kriyojenik işleme ve müteakiben 500 °C, 540 °C, 550 °C ve 600 °C olmak üzere 4 farklı

sıcaklıkta 1 saat temperleme işlemine tabii tutulmuştur. Aşınma testleri ball-on-disc yöntemiyle 5 N, 20 N ve 50 N yük ve yaklaşık 200 metre kayma mesafesinde gerçekleştirilmiştir. Yüklere göre temas basınçları 1 GPa, 1,5 GPa ve 2 GPa ile sonuçlanmıştır. Mikroyapı, kırılma tokluğu ve sertliğin aşınma dayanımı üzerinde belirgin bir etkisi olduğu belirtilmiştir. Kırılma tokluğunun aşınma dayanımı üzerindeki etkisinin sertliğe göre daha önemli olduğunu ifade eden araştırmacılar mikroyapının sonuçları büyük oranda etkilemesini dolaylı yoldan kırılma tokluğunun artması ile açıklamışlardır. Yapılan incelemede temperlenmiş martenzit matrisinde hiç östenit görülmediği bildirilmiştir. Çubuğumsu karbürlerin temperleme esnasında oluştuğu ve temperleme sıcaklığı arttıkça boyutlarının küçüldüğü ifade edilmiştir. Şekil 5.9’da da incelendiği gibi en düşük yük ile yapılan aşınma testinde bütün numuneler neredeyse aynı oranda aşınma dayanımı göstermiş ve yüzeylerde zayıf aşınmalar tespit edilmiştir. Yük arttığında ise numunelerin aşınma davranışlarının birbirinden çok farklı olduğu ve temperleme sıcaklığı arttıkça aşınmanın düştüğü belirtilmiştir. Aşınma esnasında oluşan yüzeydeki çıkıntıların daha gevrek veya sünek davranış göstermesiyle oluşan plastik deformasyonun baskın aşınma mekanizması olduğu tespit bildirilmiştir.



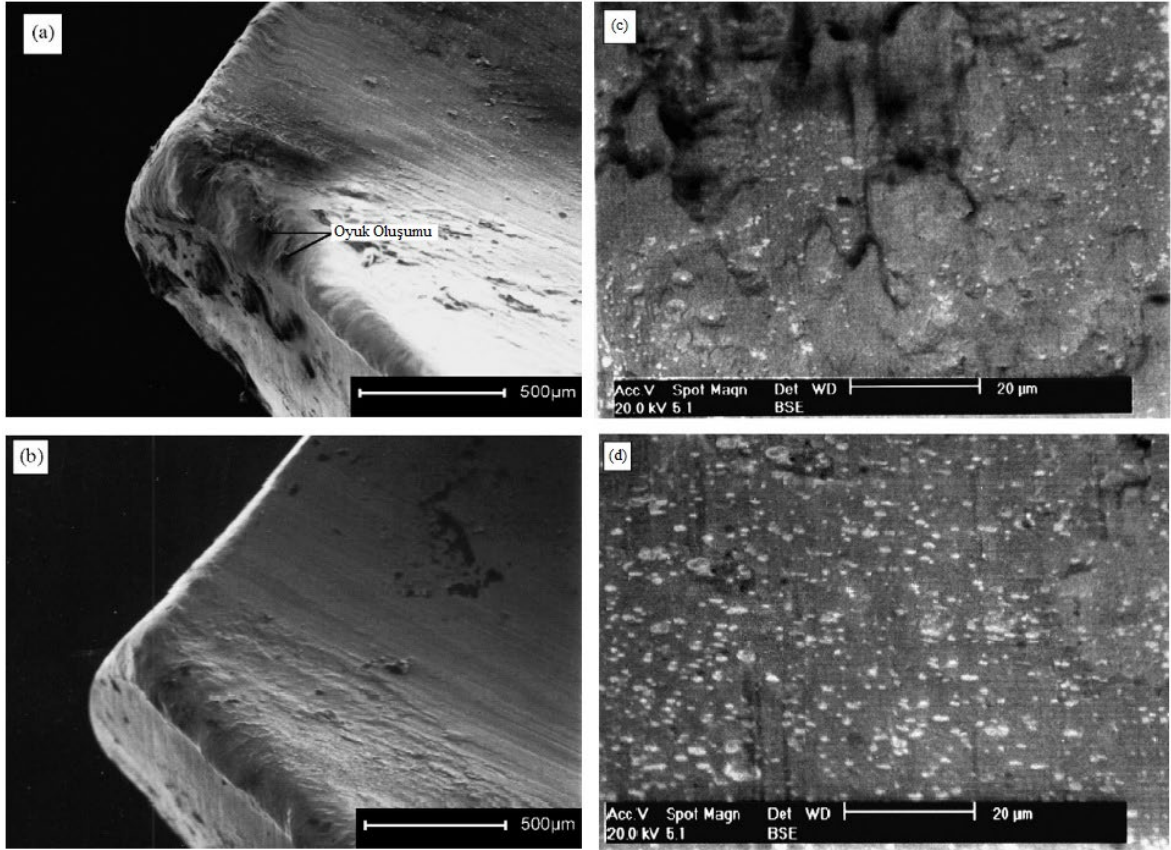
Şekil 5.9. Su verilerek sertleştirilen ve kriyojenik işleme giren M2 çeliği numunelerinin farklı yükler (5 N, 20 N, 50 N) ve farklı temperleme sıcaklıkları (500 $^{\circ}\text{C}$, 540 $^{\circ}\text{C}$, 550 $^{\circ}\text{C}$, 600 $^{\circ}\text{C}$) ile a) aşınma hacimleri, b) sürtünme katsayısı arasındaki ilişki (Kalin vd., 2006).

Firouzidor vd. (2008) tarafından yapılan çalışmada derin kriyojenik işlem uygulamış M2 HSS matkap ucunun aşınma dayanımı ve takım ömrü incelenmiştir. M2 çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağ. %); 0,87 C, 6 W, 4,9 Mo, 4 Cr, 1,9 V, 0,4 Si, 0,2 Mn, 0,2 Ni, 0,1 Cu şeklindedir. 3 grup numune kullanılmıştır. Östenitleme 1100 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta

gerçekleştirilmiş ve azot gazında su verilmiştir. Numuneler 600 °C sıcaklıkta 2 saat temperlenmiştir ve referans numune ayrılmıştır. Diğer numuneler 24 saat -196 °C kriyojenik işleme tabii tutulmuştur. Derin kriyojenik işleme başlama ve çıkma sekizer saat (0,5 °C/dk hız ile) sürmüştür ve işlem sonrası burada da bir grup numune ayrılmıştır. Son grup numuneler 1 saat 200 °C sıcaklıkta temperlenmiştir. Kuru delme işlemi normalize edilmiş DIN Ck40 karbon çeliği bloklarına uygulanmıştır. Üç grup numune; su verilen ve temperlenen, devamında kriyojenik işleme giren numune ve kriyojenik işlem sonrası temperlenen numune şeklindedir. Şekil 5.10a-b'den görülebileceği gibi kriyojenik işleme girmeyen numunede plastik deformasyon miktarı kriyojenik işleme giren numuneye göre çok fazladır. Deney sonucunda kriyojenik işlemin aşınma dayanımını açık bir şekilde arttırdığı bildirilmiştir.

Kriyojenik işlem sonrası düşük sıcaklıkta yapılan temperleme işleminin oldukça faydalı olduğu ifade edilmiştir. Su verilen ve temperlenen matkap ucuyla ortalama 40,4 delik açıldığı, kriyojenik işlem gören numuneyle ortalama 71,8 (%77 artış) ve kriyojenik işlem gören ve ardından temperlenen numuneyle ortalama 91,4 delik açıldığı (%126 artış) belirtilmiştir. Sertlikler arasında ise belirgin bir fark bulunamamıştır. Aynı sıralama ile sertlikler 61, 63, 62 HRC olarak tespit edilmiştir. SEM incelemeleri ve talaşın kimyasal analizi sayesinde aşınma mekanizmasının difüzyon aşınması olduğu tespit edilmiştir. Araştırmacılar aşınma dayanımının iyileşmesini sağlayan ana sebebin kriyojenik işlem esnasında ince karbürlerin çökmesi varsayıldığını ifade etmişlerdir. Pratikte bu durum, numunenin termodinamik potansiyelinin düşmesi yüzünden iş parçasındaki çözünmenin azalması ve ayrışma sertleşmesinin etkisi ile açıklanmıştır.

Ayrıca kalıntı östenitin martenzite dönüşmesinin aşınma dayanımına etkisi olduğu ifade edilmiştir. Şekil 5.10c ve Şekil 5.10d'de de açıkça görüldüğü gibi, kriyojenik işlemin karbür oluşumunu kolaylaştırması ve martenzit matrisindeki karbür oranını arttırmasının yanı sıra karbürlerin homojen bir şekilde dağılmasında önemli bir rolü olduğu belirtilmiştir. Ayrıca kriyojenik işlemin kaplama işlemindeki gibi sadece tek bir katmanı değil bütün malzemeyi etkilediği ve bu yüzden kriyojenik işleme girmiş ve takım ömrü bitmiş bir takımın yeniden taşlanarak benzeri bir takım ömrüne sahip olabileceği bildirilmiştir.



Şekil 5.10. 30 adet delik açma işlemi sonrası numunelerin (a-b) SEM görüntüleri ve (c-d) geri saçılmış elektron SEM (electron backscatter pattern) görüntüleri, a) su verilen ve temperlenen, b) kriyojenik işlem sonrası temperlenen, c) su verilen ve temperlenen, d) kriyojenik işlem sonrası temperlenmeyen (Firouzdor vd., 2008).

Podgornik vd. (2016) tarafından yapılan çalışmada kriyojenik işlemin etkisi üç farklı kompozisyondaki çelik üzerinden incelenmiştir. İki soğuk iş takım çeliği (A1 ve A2) ve bir hız çeliği (B1) kullanılmıştır. Çeliklerin kimyasal kompozisyonları Çizelge 5.6'da gösterilmiştir.

Çizelge 5.6. Kullanılan çeliklerinin kimyasal kompozisyonları (ağ. %) (Podgornik vd., 2016).

Çelik	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	Co
A1	0.85	0.55	0.40	4.35	2.80	2.10	2.55	4.50
A2	2.45	0.55	0.40	4.20	3.80	9.00	1.00	2.00
B1	1.65	0.60	0.30	4.80	2.00	4.80	10.40	8.00

Su verme işlemi 5 bar basınçta azot gazında gerçekleşmiş ve kriyojenik işlem için soğutma 5 °C/s hızıyla yapılmıştır. Bütün ısıl işlem şartları Çizelge 5.7'de verilmiştir.

Çizelge 5.7. Çeliklere vakumda uygulanan geleneksel ısıtım işlem ve derin kriyojenik işlem (DKİ) şartları (Podgornik vd., 2016).

Grup	Östenitleme		DKİ		Temperleme	
	Sıcaklık (°C)	Süre (dk)	Sıcaklık (°C)	Süre (sa)	Sıcaklık (°C)	Süre (sa)
A1						
1	1130	6	-	-	520/520/500	2/2/2
2	1110	20	-	-	500/500/480	2/2/2
3	1070	20	-	-	585/585/565	2/2/2
1P	1130	6	-196	25	520	2
2P	1100	20	-196	25	500	2
3P	1070	20	-196	25	585	2
A2						
1	1180	6	-	-	540/540/510	2/2/2
2	1180	6	-	-	560/560/530	2/2/2
3	1180	6	-	-	500/500/480	2/2/2
1P	1180	6	-196	25	540	2
2P	1180	6	-196	25	560	2
3P	1180	6	-196	25	500	2
B1						
1	1180	2	-	-	530/530/500	2/2/2
2	1100	20	-	-	560/560/530	2/2/2
3	1030	20	-	-	570/570/540	2/2/2
1P	1180	2	-196	25	530	2
2P	1100	20	-196	25	560	2
3P	1030	20	-196	25	570	2

Çalışma sonucunda düşük karbonlu soğuk iş takımı çeliğinin (A1), derin kriyojenik işlem ile kırılma tokluğunda belirgin bir artış görülürken sertliğini koruduğu tespit edilmiştir. Yüksek karbonlu soğuk iş takımı çeliğinde (A2) ise derin kriyojenik işlemin negatif etkisi olduğu, hız çeliğinde (B1) önemli bir değişim görülmediği ifade edilmiştir. A1 ve B1 için östenitleme sıcaklığı düşüldükçe sertlik düşmüş ve kırılma tokluğu artmıştır. Kriyojenik işlem ile A1 çeliğinde elde edilen özellikler ince iğnemsiz martenzitlerin oluşumu ve birincil martenzitlerin plastik deformasyonu ile birlikte martenzit dönüşümü sayesinde olabileceği

belirtilmiştir. Hız çeliğinde (B1) derin kriyojenik işlem ile müdahale edilen martenzit matrisinin plastik deformasyonu, çözünmemiş ötektik karbürlerin küçülen tane boyutu ve hacim oranındaki artışı sebebiyle, olumlu yönde etkilenecek şekilde azaldığı ifade edilmiştir. A2 çeliğinde ise daha kararlı MC karbürlerinin yüksek hacim oranı ve değişen çökeltme kinetikleri, derin kriyojenik işlem sonrası malzeme özelliklerinde gerileme görülmesine neden olabileceği belirtilmiştir. Soğuk iş takımı çeliklerinde tokluğun sertliğe oranının değişiminin aşınma dayanımı üzerinde etkisi olduğu fakat yine de abrasif aşınmayı etkileyen temel parametrenin sertlik olduğu bildirilmiştir.

6. MATERİYAL VE YÖNTEM

6.1. Materyal

Bu tez çalışmasında sanayide bilhassa otomotiv sektöründe yaygın olarak tercih edilen orta karbonlu yay çelikleri kullanılmıştır. Krom (55Cr3), Krom-Vanadyum (51CrV4) ve Molibden-Krom-Vanadyum (52CrMoV4) alaşımlı çelikler ile alaşımsız sade karbon çeliği (C50) kullanarak kriyojenik işlemin malzemeye olan etkisi alaşım elementleri ile etkileşimi üzerinden değerlendirilmiştir. Çeliklerin kimyasal kompozisyonu Çizelge 6.1’de gösterilmiştir.

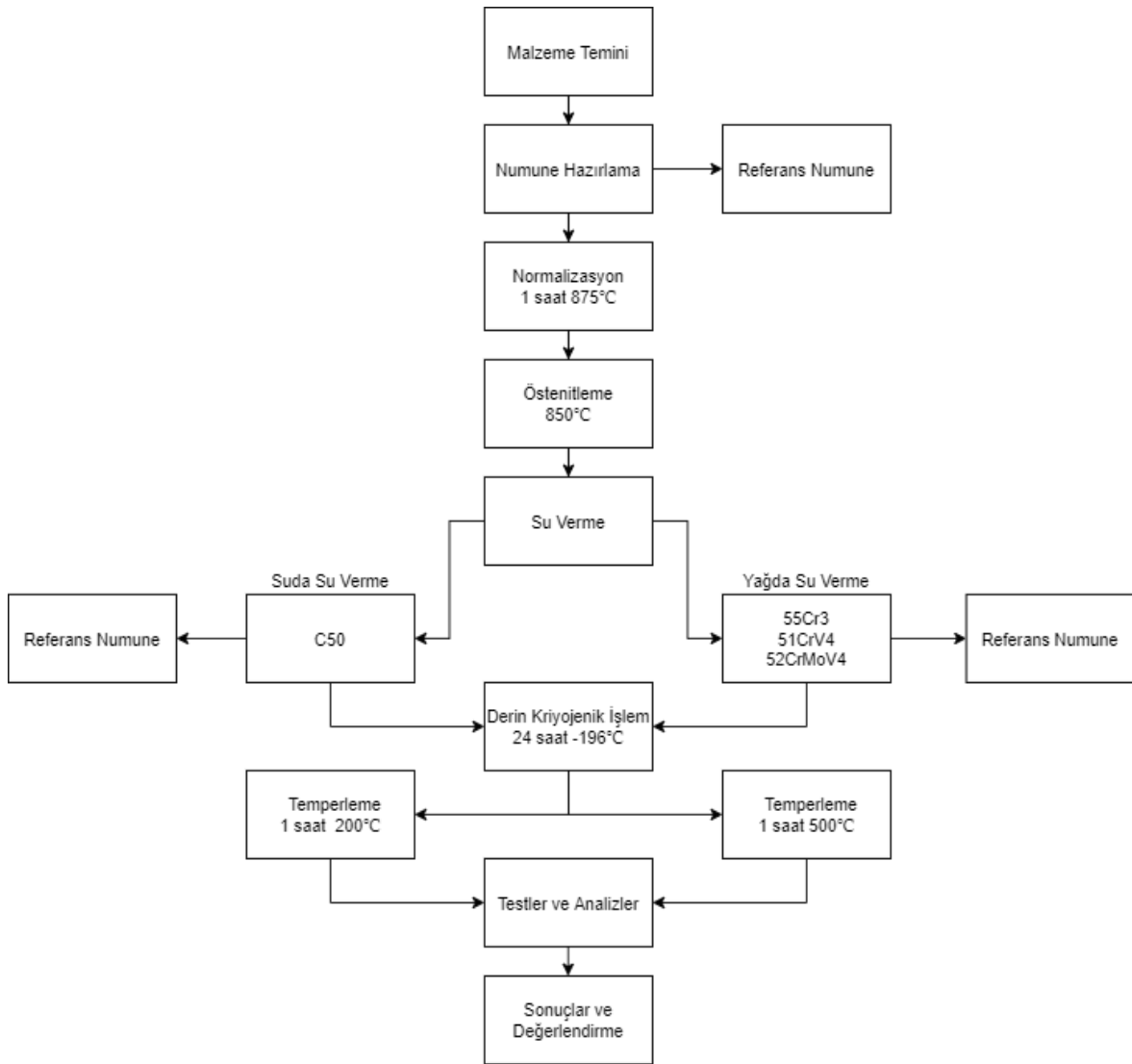
Çizelge 6.1. Deneysel çalışmada kullanılan çeliklerin kompozisyonları (ağ. %).

Çelik	C	Si	Mn	Cr	V	Mo
C50	0,50	0,30	0,85	-	-	-
55Cr3	0,57	0,30	0,85	0,80	-	-
51CrV4	0,50	0,25	0,90	1,10	0,12	-
52CrMoV4	0,50	0,25	0,90	1,10	0,10	0,25

6.2. Yöntem

İş akış şeması oluşturulmuştur. Buna göre bütün çelikler kesilerek numuneler hazırlanmıştır. Ardından numuneler önce normalizasyon tavlmasına girmiş daha sonra östenitleme işlemi ve su verme işlemiyle kriyojenik işleme hazır hale getirilmiştir. Kriyojenik işlemde çıkan numunelerin sıcaklığı oda sıcaklığına ulaştığında temperleme işlemi yapılmıştır.

Numunelerin mikro ve makro sertlikleri ölçülmüş, SEM ile mikroyapıları incelenmiştir. Aşınma testi yapılmıştır ve profil tarama cihazı ile sonuçları değerlendirilmiştir. Ayrıca SEM-EDS, XRD ve Rietveld analizleri yapılmıştır. Deneysel çalışmalarda izlenen sürecin şematik hali Şekil 6.1’de sunulmuştur.



Şekil 6.1. Deneysel çalışmalarda izlenen sürecin şematik hali.

6.2.1. Numune kesme

Numune hazırlama işlemlerinde öncelikle numune kesme cihazı kullanılmıştır. Şekil 6.2'de gösterilen Struers Discotom 5 kesme cihazı kullanılarak 0,4 mm/s hız ile 19 mm çapındaki alaşımlı çelikler ve 50 mm çapındaki C50 çeliğinden 25 mm yüksekliğinde numuneler kesilmiştir.

6.2.2. Isıl işlemler

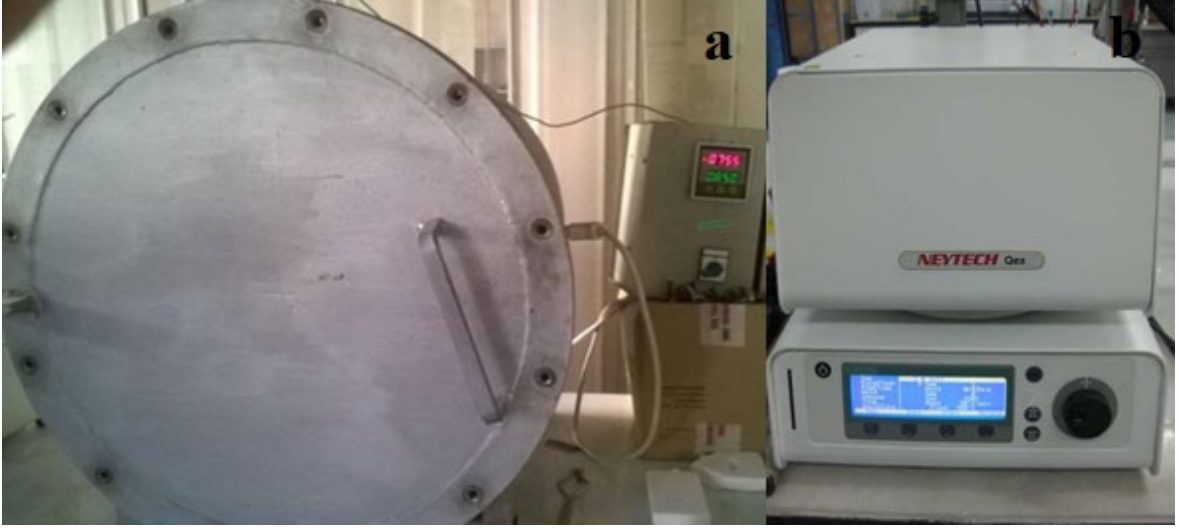
Uygulanan ısıl işlemler geleneksel ve kriyojenik ısıl işlemler olmak üzere ikiye ayrılmaktadır.



Şekil 6.2. Struers Discotom 5 Kesme Cihazı.

Kriyojenik işlemin tamamlayıcı bir proses olması nedeniyle geleneksel ısıtma işlemi kriyojenik işlem sürecinin bir parçasıdır. Numuneler ötektoid altı çelik olmaları sebebiyle Şekil 6.3a'da yer alan ısıtma fırınında 875 °C'de bir saat süre ile normalizasyon işlemine tabi tutulmuş ve havada oda sıcaklığına soğutulmuştur. Daha sonra 850 °C'de sertleştirilmiştir. Termal şoktan korunmak için oda sıcaklığından östenitleme sıcaklığına 20 dakika sonunda 0,7 °C/s ısıtma hızıyla ulaşılmıştır. Bekleme süresi verilmeyen numunelerden C50'ye suda su verilirken 55Cr3, 51CrV4 ve 52CrMoV4 numunelerine yağda su verilmiştir. Kullanılan ısıtma fırınları Şekil 6.3'te gösterilmektedir. C50 çeliğine suda alaşımli çeliklere yağda su verilmiştir.

Bu işlemin ardından numuneler 24 saat süren kriyojenik işleme girmiş akabinde iki farklı sıcaklıkta temperlenmiştir. Numunelere uygulanan kriyojenik işlem için Şekil 6.4'te görülen MMD Makine ve Malzeme Teknolojileri Ar-Ge Danışmanlık Mühendislik Hizmetleri Sanayi ve Ticaret Limited Şirketine ait olan kriyojenik işlem ünitesi kullanılmıştır. Numuneler 24 saat tutma süresinde -196 °C sıcaklıkta işlem görmüştür. Bu sıfır altı işlem sıcaklığına inmek için sıvı azot kullanılmıştır. Oda sıcaklığından 2 °C/dk soğutma hızıyla -196 °C'ye inen numuneler tutma sürelerinin ardından aynı hız ile oda sıcaklığına ısıtılmıştır.



Şekil 6.3. Isıl işlem için kullanılan fırınlar: a) Normalizasyon ve östenitleme işleminde kullanılan fırın, b) temperleme işlemleri için kullanılan fırın.

Literatür araştırmasında görüldüğü üzere kriyojenik işlem sonrası iç gerilmeleri yok etmek için temperleme işlemi yapılmaktadır. Temperleme işlemleri için Şekil 6.3b'da verilen ısıl işlem fırını kullanılmıştır. Farklı sertlik ve karbür oluşumunun gözlenmesi adına temperleme sıcaklıkları 200 °C ve 500 °C olarak belirlenmiştir ve 1 saat süre ile uygulanmıştır.



Şekil 6.4. Kriyojenik işlem için kullanılan kriyojenik işlem ünitesi.

6.2.3. Mekanik testler

Mekanik testlerde bütün numunelerin mikro ve makro sertlik değerleri ölçülmüş ve aşınma testleri gerçekleştirilmiştir.

6.2.3.1. Sertlik ölçümleri

Numunelerin sertlikleri her aşamada kontrol edilmiştir. Sertlik ölçümü için Şekil 6.5'te gösterilen FM-700 Futuretech mikro sertlik ve Zwick 3106 sertlik ölçme cihazı kullanılmıştır. Zwick marka sertlik ölçüm cihazında 10 kg ön yük ve 140 kg ana yük ile Rockwell-C skalasında sonuçlar elde edilmiştir. Mikro sertlik ölçümü için ise numunelere 15 saniye 0,3 kgf yük uygulanmıştır. Her iki sertlik testi için ölçümler numunenin dış çapından merkezine doğru üç noktadan yapılmış ve ortalaması alınmıştır.



Şekil 6.5. Sertlik testi cihazları. FM-700 Futuretech mikro sertlik cihazı ve Zwick 3106 makro sertlik cihazı.

6.2.3.2. Aşınma testleri

Kriyojenik işleme giren ve ardından temperlenen numunelerin aşınma testleri bölümümüz laboratuvarında bulunan aşınma testi cihazında yapılmıştır. Aşınma testi cihazı Şekil 6.6'da verilmiştir. Ball-on-disc yöntemi kullanılan testte kuru aşınma yapılmıştır. Aşındırıcı olarak 3 mm çapında WC bilya kullanılmıştır. Testler 5 N yük ile 100 metre mesafede 2,5 mm yarıçapta 5 cm/s kayma hızı ile gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı incelemeleri için hazırlanan numunelere yapıldığı gibi aşınma testi numunelerine de suda kaba ve ince zımparalama yapılmış akabinde parlatılmıştır. Aşınma testi sonrasında numune yüzeyleri profil tarama cihazı kullanılarak incelenmiştir. Şekil 6.7'de verilen Mitutoyo SJ-400 profil tarama cihazı ile elde edilen ölçüm verileri OriginPro programı aracılığıyla aşınma kesit alanlarının hesaplanmasını sağlamıştır.



Şekil 6.6. Aşınma testi cihazı.

Birbirinden farklı açılardaki elastik düzgün yüzeyler birbirine adhezif olmayan bir temas gerçekleştirirse, bu temas noktasal veya çizgisel olarak başlar ve bir yük uygulanması ile elastik deformasyon yükü temas alanına dağıtır. Bu tür durumlarda 1881 yılında Heinrich Hertz tarafından ortaya koyulan Hertz temas teorisine göre hertz gerilimi kullanılır. Tezde yararlanılan aşınma testindeki küresel temas için temas gerilimi Denklem 6.3'teki gibi,

maksimum gerilme ise Denklem 6.4'teki gibi hesaplanır. Denklemlerden anlaşılacağı gibi temas alanı (a), iki cismin elastite modülüne (E), poisson oranına (ν), dönen cismin yarıçapına (R) ve uygulanan kuvvete (F) bağlıdır. Kullanılan WC bilya ve numunelerin E ve ν değerleri Çizelge 6.2'de verilmiştir. Denklem 6.1'de görüldüğü gibi elastite modülü arttıkça temas alanı azalmaktadır.

$$a = \left(\frac{3.F.R}{4.E} \right)^{1/3} \quad (6.1)$$

Her iki yüzey için temas noktasındaki elastite modülü ve poisson oranı, küre ve yüzey için sırasıyla E_1, ν_1 ve E_2, ν_2 olarak verilmiştir. Temas bölgesindeki elastite modülü Denklem 6.2'de verilmiştir.

$$\frac{1}{E} = \frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \quad (6.2)$$

Temas bölgesinde oluşan gerilme (Denklem 6.3), kürenin merkezi ile yüzeyi arasındaki mesafenin bir fonksiyonudur (Budinski, 1998; Williams ve Dwyer-Joyce, 2001). Aşınma testinde kullanılan çeliklerin ve aşındırıcı bilyanın elastite modülü ve poisson oranı çizelge verilmiştir.

$$P_{(r)} = P_{(0)} \left(1 - \frac{r^2}{a^2} \right)^{1/2} \quad (6.3)$$

$$P_{(0)} = \frac{3.F}{2.\pi.a^2} \quad (6.4)$$

Çizelge 6.2. Aşınma testinde kullanılan çeliklerin ve aşındırıcı bilyanın elastite modülü ve poisson oranı.

Malzeme	Elastite Modülü, GPa	Poisson Oranı
WC Bilya	650	0,24
C50	217	0,29
55Cr3	217	0,28
51CrV4	217	0,29
52CrMoV4	217	0,28



Şekil 6.7. Multitoyo SJ-400 profil tarama cihazı.

6.2.4. Karakterizasyon çalışmaları

Karakterizasyon çalışmaları için taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dağılımlı X-ray spektroskopisi (EDS), X-ışınları kırınımı (XRD) ve Rietveld incelemeleri yapılmıştır.

6.2.4.1. Mikroyapı İncelemeleri

Çalışmalarda Şekil 6.8’de yer alan SEM kullanılmıştır. Numuneler kaba ve ince zımparalama ardından parlatma işlemine tabi tutulmuştur. Zımparalama işleminde soğutma suyu ile sırasıyla 320, 600, 800 ve 1200 grid zımpara kağıdı kullanılmıştır. Daha sonra numuneler çuha üzerinde sırasıyla 3 ve 1 μm tane büyüklüğündeki elmas solüsyon ile parlatılmıştır. Dağlayıcı olarak bileşimi 5 ml HCl, 1 g Pikrik asit ve 100 ml %95 etil alkolden oluşan Vilella Ayırıcı kullanılmıştır. Vilella Ayırıcı kontrast dağılmasında tercih edilen bir dağlayıcıdır ve martenzit yapıdaki östeniti belirginleştirmesi tercih edilmesini sağlamıştır. Ayrıca SEM analizleri Kütahya Dumlupınar Üniversitesinde İleri Teknolojiler Merkezi

(İLTEM) bünyesinde bulunan FEI NOVA NANOSEM 650 ile yapılmıştır. Numunelerin mikroyapı fotoğrafları 50000X büyütme ile alınmıştır.



Şekil 6.8. FEI NOVA NANOSEM 650 marka taramalı elektron mikroskobu.

6.2.4.2. X-Işınları Kırınımı (XRD) ve Rietveld Analizi

XRD ve Rietveld analizi için numuneler ASTM E1558 – 99 standartına uygun olarak elektrolitik olarak parlatılmıştır. Numunelerin XRD analizleri Panalytical Empyrean cihazı kullanılarak, 20° - 120° 2θ açıları arasında, 0,25 derece/dakika hızla gerçekleştirilmiştir. Numunelere ait patern eşleştirmeleri ve Rietveld analizi için gerekli Kristallografik Bilgi Dosyaları (CIF) için PDF 4+ programı kullanılmıştır. Rietveld analizi için MAUD 2.92v programı kullanılmıştır. Mikroyapı ve malzeme yapısının eş zamanlı olarak ayrıştırılmasında Marquardt en küçük kareler metodu kullanılmıştır. Ayrıştırma işlemi, uyum iyiliği katsayısının (S) 1 hedef katsayısına yakınsaması durana dek sürdürülmüştür (Gaşan ve Ertürk, 2013).

7. BULGULAR VE TARTIŞMA

7.1. Sertlik Deneyi Sonuçları

DIN C50, 55Cr3, 51CrV4, 52CrMoV4 çeliklerine ait ham halde, su verilmiş halde, su verilmiş ve 200 °C veya 500 °C sıcaklıkta temperlenmiş halde, su verilmiş ardından 24 saat kriyojenik işleme girmiş akabinde 200 °C veya 500 °C sıcaklıkta temperlenmiş toplam 6 farklı numune hem mikro hem makro sertlik testine tabi tutulmuştur. Sonuçlar Çizelge 7.1 ve 7.2’de gösterilmiştir. Çizelgede hiçbir işlem görmemiş çelik için ham ibaresi kullanılmaktadır. Su verme işlemi S harfi ile kriyojenik işlem süresiyle beraber (24 saat) K24 olarak, temperleme işlemi T harfi ve yanında sıcaklık derecesiyle (200 °C ve 500 °C) gösterilmiştir.

Çizelge 7.1. Makro sertlik (HRc) sonuçları.

Çelik	Ham	S	S+T200	S+T500	S+K24+T200	S+K24+T500
C50	17,5	52,8	44,3	35	53	37
55Cr3	30,5	52,5	46,1	39,3	54,3	41
51CrV4	39	54	47,3	43	53	44,3
52CrMoV4	40	56,3	48,4	43,3	54,3	44

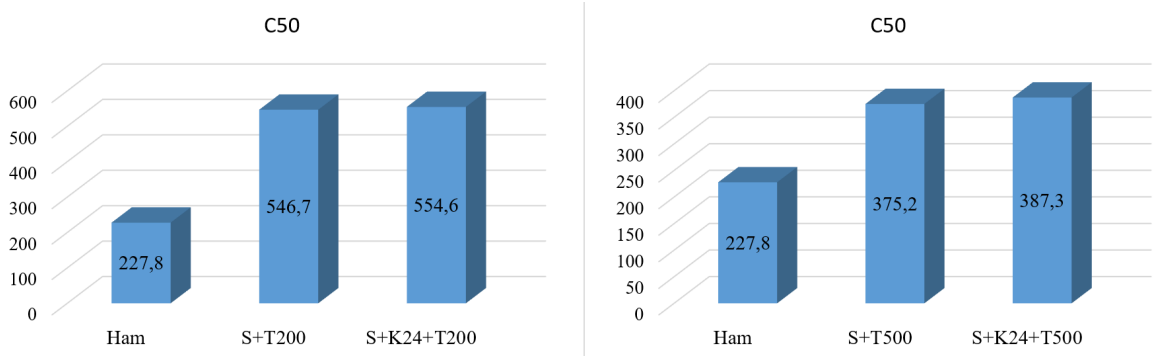
Çizelge 7.2. Mikro sertlik sonuçları (HVickers, 300 grf – 10 saniye).

Çelik	Ham	S	S+T200	S+T500	S+K24+T200	S+K24+T500
C50	227,8	631,5	546,7	375,2	554,6	387,3
55Cr3	332,2	636,9	568,4	390,8	593,0	406,3
51CrV4	328,3	646,3	564,1	393,0	597,7	410,3
52CrMoV4	351,6	653,0	569,4	401,7	601,2	432,4

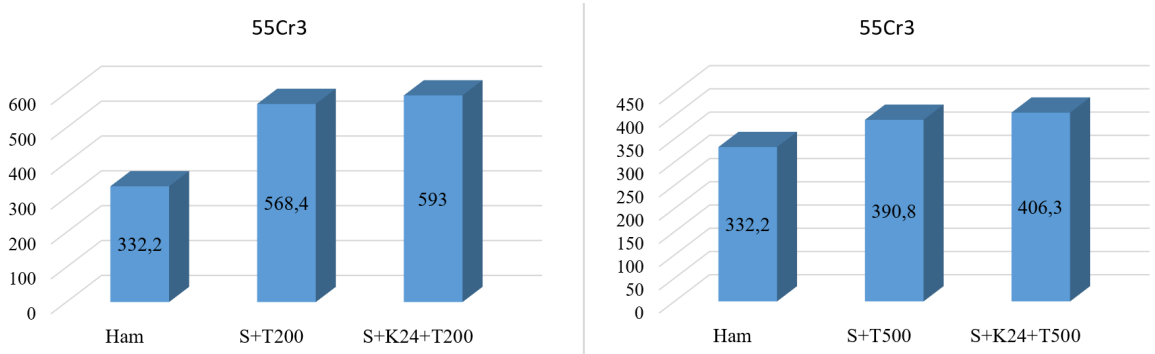
Her iki testte de en düşük sertliğin ham halde bulunan çeliklerde elde edildiğini, ısıl işlem söz konusu olduğunda ise en düşük sertliğin su verilmiş ve 500 °C sıcaklıkta temperlenmiş numunelerden elde edildiği görülmüştür. Buradan sonra bahsedilen sertlik değerleri için mikro sertlik sonuçları referans alınmıştır. Derin kriyojenik işlem ile numunelerin sertliklerinin arttığı görülmüştür. Derin kriyojenik işlem gören ve temperlenen

numunelerin sertlikleriyle (S+K24+T200 ve S+K24+T500), sadece temperlenen numunelerin sertlikleri (S+T200 ve S+T500) aynı temperleme sıcaklığı için karşılaştırıldığında kriyojenik işleme giren numunelerin sertliklerinde %1 ile 8 arasında artış olduğu tespit edilmiştir. Bu durum derin kriyojenik işlemin kalıntı östeniti martenzite dönüştürmesi ile gerçekleştiği düşünülmektedir.

Su verildikten sonra 200 °C ve 500 °C’de temperlenen numuneler ile su verildikten sonra kriyojenik işleme giren ardından bu sıcaklıklarda temperlenen numunelerin sertlik değerleri karşılaştırıldığında kriyojenik işlemin sertliği arttırdığı açıkça görülmektedir. Literatürde bu durum kriyojenik işlemin kalıntı östeniti azaltması veya tamamen yok etmesiyle martenzit oranındaki artış ve daha ince yapıdaki karbürlerin oluşmasıyla açıklanmıştır. Şekil 7.1’de görüldüğü gibi C50 çeliğine uygulanan kriyojenik işlem, sertliğin artmasını sağlamış olsa dahi Cr, Mo ve V gibi alaşım elementleri bulunduran numunelerdeki sertlik artışları çok daha fazladır. Şekil 7.2’de incelenen orta karbonlu yay çeliklerinden 55Cr3’te kriyojenik işlemin sertlik artışına olan etkisi en az olarak tespit edilmiştir.

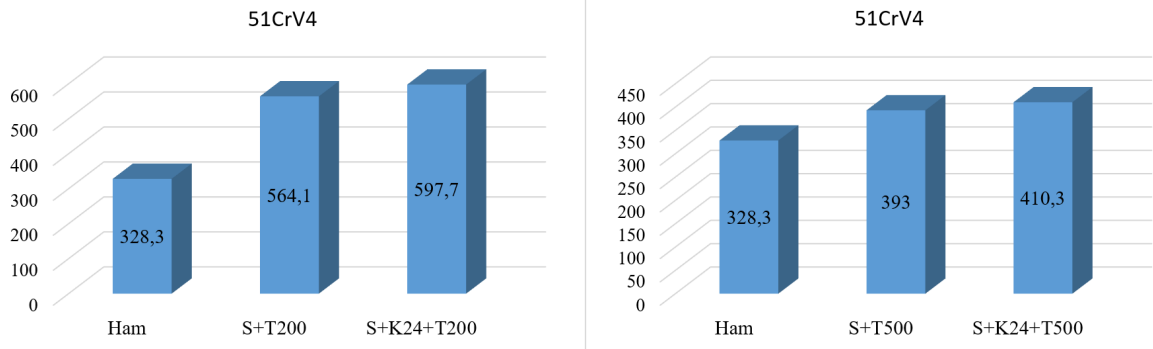


Şekil 7.1. C50 çeliğinin sertlik sonuçlarının karşılaştırılması (HV).



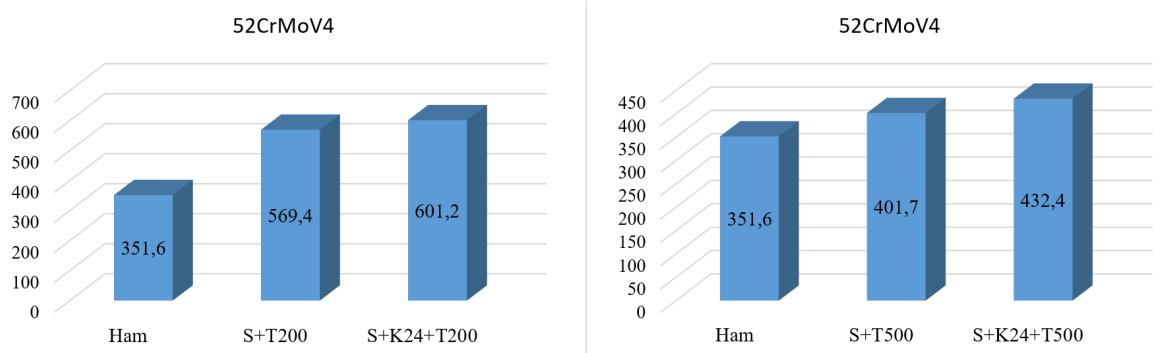
Şekil 7.2. 55Cr3 çeliğinin sertlik sonuçlarının karşılaştırılması (HV).

Şekil 7.3'te incelenen 51CrV4 ve şekil 7.4'te incelenen 52CrMoV4 çeliklerinde kriyojenik işlem ile 33,6 HV kadar sertlik artışları gözlenmiştir. Tespit edilen sertlik değerlerine göre numunelerde alaşım elementi oranı arttıkça sertlik artışı daha fazla olmaktadır. Vanadyumun çok güçlü bir karbür oluşturu element olduğu bilinmektedir. Hiçbir ısıl işleme girmeden kompozisyonda bulunarak bile oluşturduğu karbürler ile östenit yapıdaki tanelerin büyümelerine engel olmakta ve sertliğe pozitif yönde etki etmektedir (Michaud vd., 2007).



Şekil 7.3. 51CrV4 çeliğinin sertlik sonuçlarının karşılaştırılması (HV).

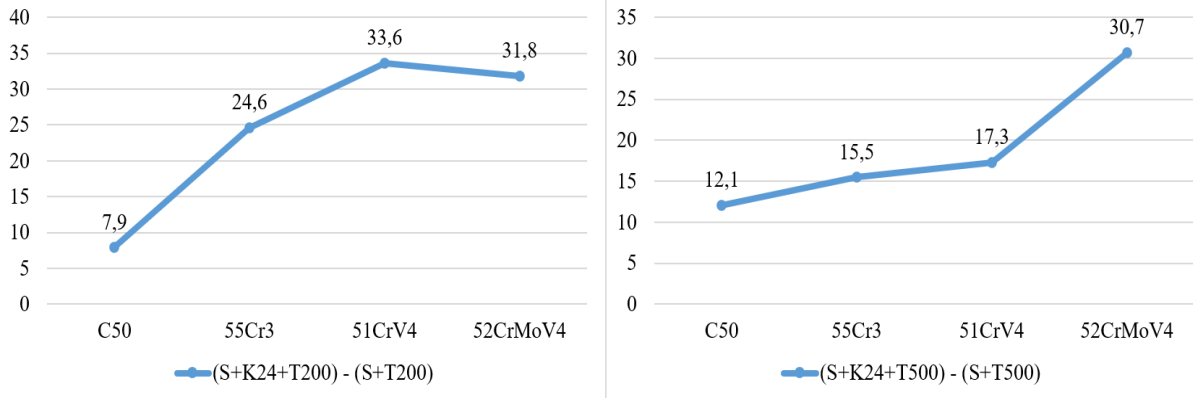
Mo elementi eklendiği zaman ise karbürlerin küçüldüğü gözlenmiştir. Hem karbür sayısının artması hem daha ince taneli karbürlerin oluşması kriyojenik işlemin sertliğe olan direkt etkileridir.



Şekil 7.4. 52CrMoV4 çeliğinin sertlik sonuçlarının karşılaştırılması (HV).

Şekil 7.5'de görüldüğü gibi her iki sıcaklıkta da C50'den 55Cr3'e ve 55Cr3'ten 51CrV4'e geçildiğinde bir sertlik artışı söz konusudur. Bu durum alaşım elementleri oranı arttıkça sertliğin de arttığı şeklinde yorumlanabilir. Kriyojenik işlem sonucu her iki grafikte de krom ve vanadyumun sertlikleri arttırdığı görülmektedir. 200 °C sıcaklıkta doğrusala

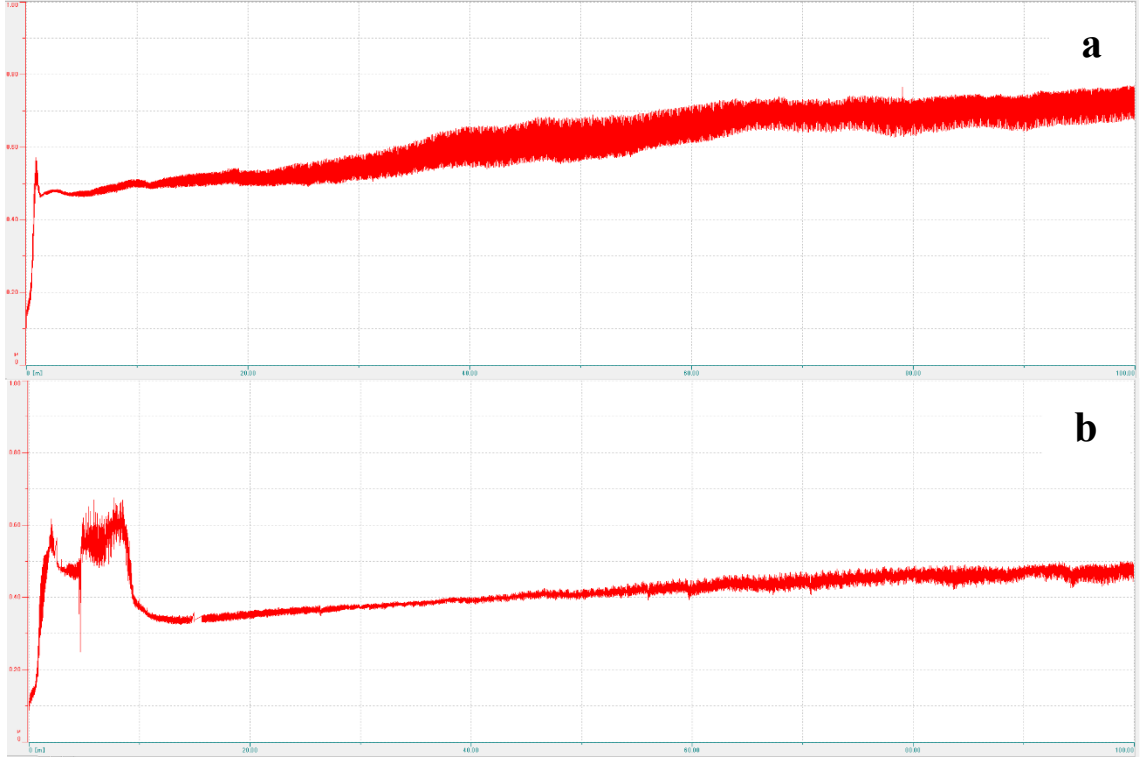
yakın bir artış görülürken 500 °C sıcaklıkta temperlenen çeliklerden 52CrMoV4 numunesinde 30,7 HV sertlik farkı görülmüştür. Sertliklerdeki bu sonuçlar, östenit martenzit dönüşümünün yanı sıra kriyojenik işlem nedeniyle yuvarlak ve ince ikincil karbürlerin sayısının artması ile açıklanmaktadır (Katoch vd., 2016).



Şekil 7.5. Her dört çeliğin kriyojenik işleme girmiş ve girmemiş halde aynı sıcaklıklarda temperlenmesiyle oluşan sertliklerinin farkı (HV). Sol tarafta 200 °C sıcaklıkta temperlenen numuneler sağ tarafta 500 °C'de temperlenen numuneler yer almaktadır.

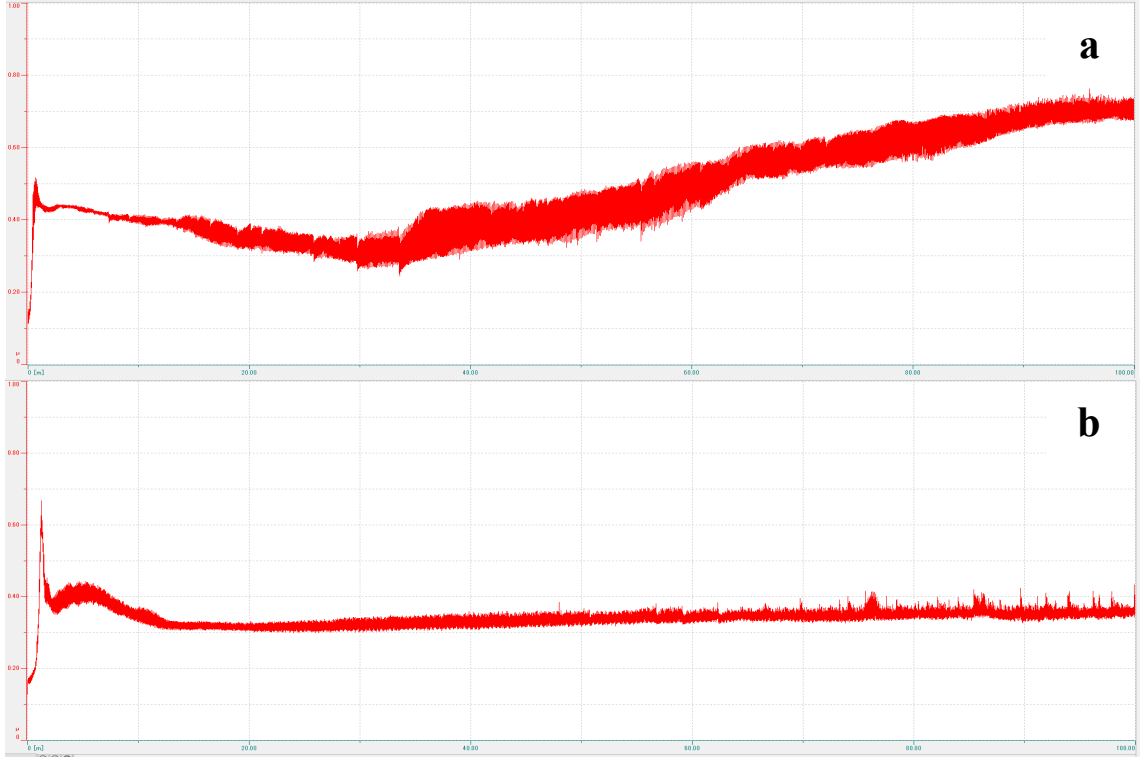
7.2. Aşınma Deneyi ve Sonuçları

Kullanılan çeliklerin aşınma davranışları beklendiği gibi abrasif başlamıştır. Kısa bir süre sonra oluşan kararlı tribokimyasal oksit filmin korunması ile stabil bir şekilde devam etmiştir. Aşınma deneylerinin sonuçlarından görülebileceği gibi kriyojenik işlem her dört numunede de aşınma davranışını çok önemli miktarda değiştirmiştir. Literatürde bu durum, östenit fazının dönüşümüyle daha çok martenzit oluşmasına, kalıntı östenitin yapıdan uzaklaşmasıyla sertliğin ve aşınmanın artacağı şeklinde yorumlanmaktadır. Mikroyapı görüntülerinden de görüldüğü gibi kriyojenik işleme giren her numunenin karbür oranı önemli ölçüde artmıştır. Kriyojenik işlemin karbürleri inceltmesi ve bu karbürlerin daha homojen bir dağılım sağlaması nedenleriyle aşınma oranları azalmıştır. C50 numuneleri arasında kriyojenik işleme giren ve temperlenen numunede yaşanan iyileşme Şekil 7.6'da görülmektedir.

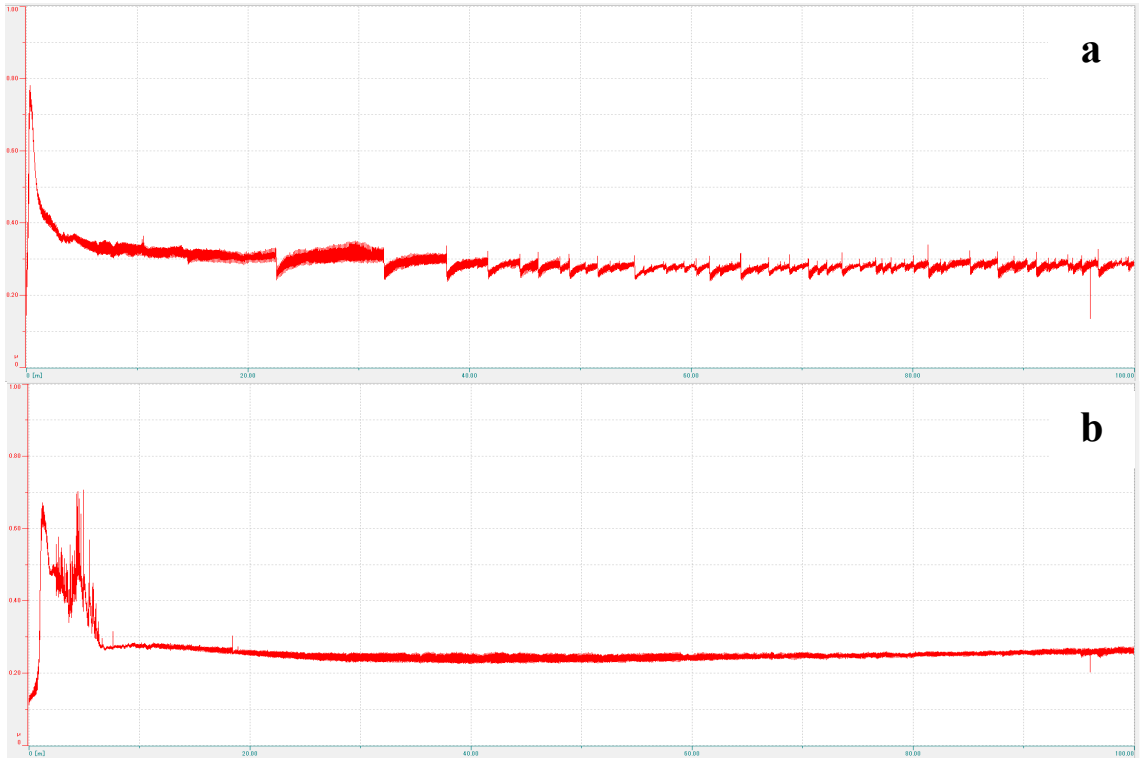


Şekil 7.6. C50 çeliğinin aşınma testi sonuçları: a) Su verilmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune, b) Su verilmiş, kriyojenik işleme girmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune.

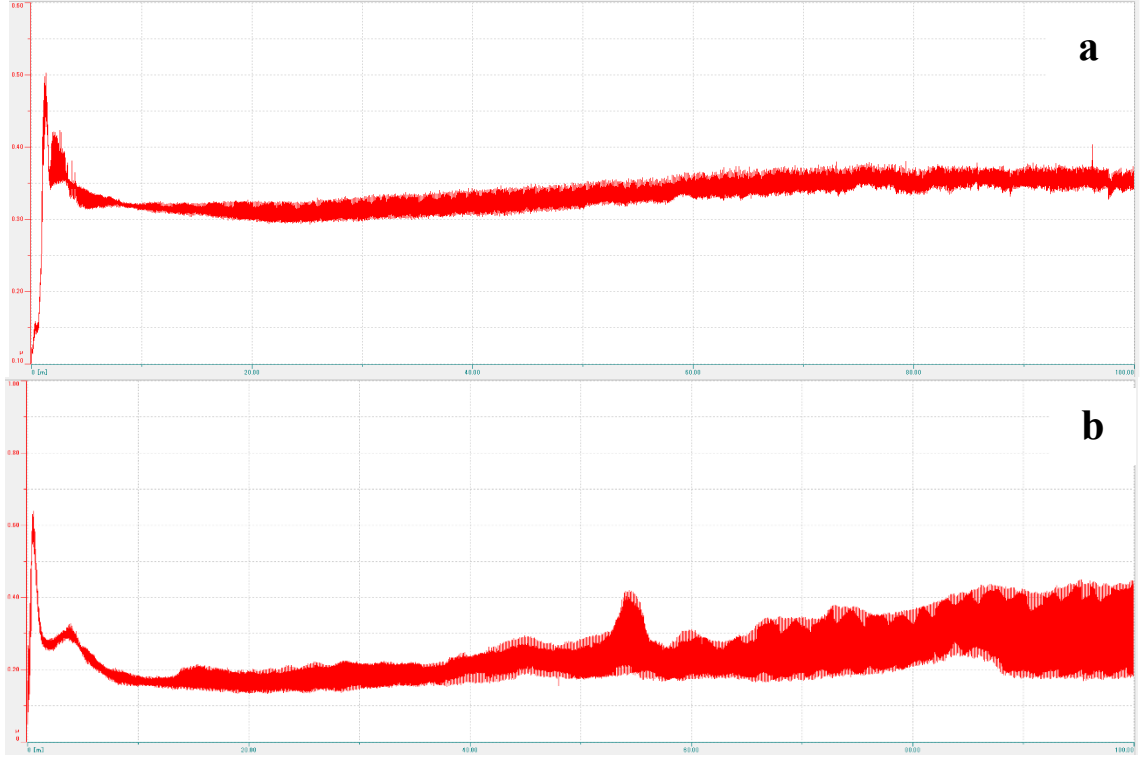
Şekil 7.7’de gösterilen 55Cr3 çeliğine ait aşınma grafiğinde görülebileceği üzere kriyojenik işlem etkisiyle numunenin aşınma dayanımında kayda değer bir artış görülmüştür. Şekil 7.8’de gösterilen 51CrV4 çeliğinin su verilmiş ve temperlenmiş hali 55Cr3’in aynı haline göre daha iyi aşınma sonuçları vermiştir. Şekil 7.9’da da benzer şekilde kriyojenik işlem ile aşınmanın iyileştiği görülmektedir. Alaşım elementlerinin daha fazla bulunduğu vanadyum ve molibdenli çeliklerin sertliklerinin ve aşınma davranışlarının kriyojenik işleme daha iyi tepki vereceği literatürde de görüldüğü üzere beklenen bir durumdur.



Şekil 7.7. 55Cr3 çeliğinin aşınma testi sonuçları: a) Su verilmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune, b) Su verilmiş, kriyojenik işleme girmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune.



Şekil 7.8. 51CrV4 çeliğinin aşınma testi sonuçları: a) Su verilmiş, 200 °C’de temperlenmiş numune, b) Su verilmiş, kriyojenik işleme girmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune.

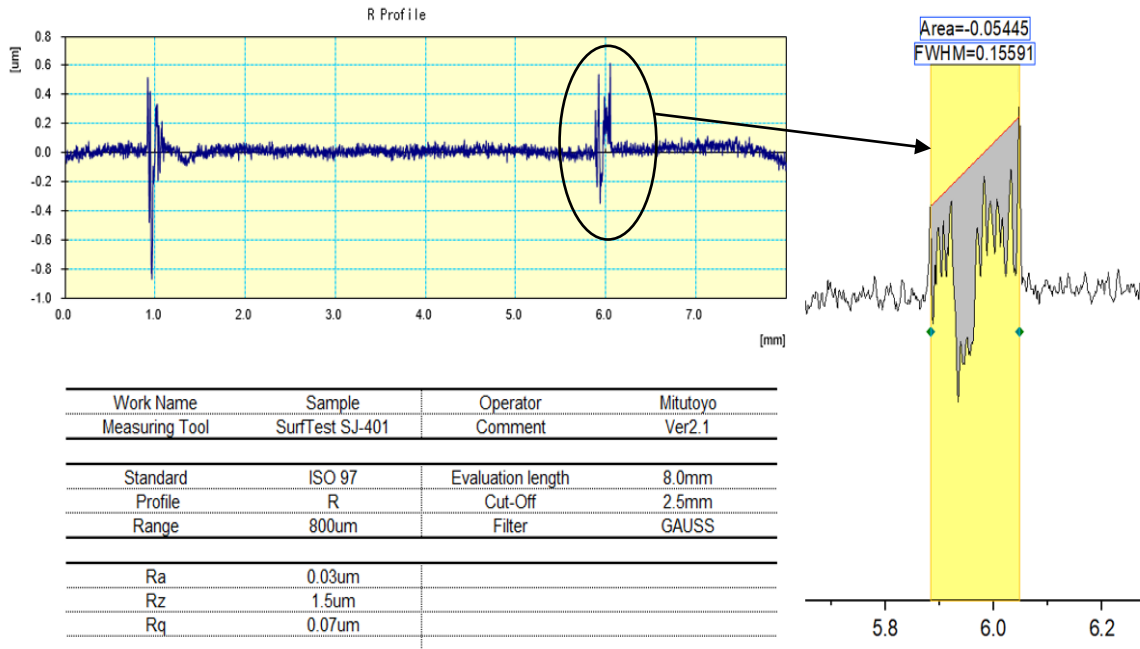


Şekil 7.9. 52CrMoV4 çeliğinin aşınma testi sonuçları: a) Su verilmiş, 200 °C’de temperlenmiş numune, b) Su verilmiş, kriyojenik işleme girmiş ve 200 °C’de temperlenmiş numune.

Aşınma testinin ardından profil tarama cihazı sayesinde numunelerin aşınma derinlikleri ölçülmüştür. OriginPro programını kullanarak elde edilen verilerle aşınma kesit alanları hesaplanmıştır. Bir hesaplama örneği Şekil 7.10’da verilmiştir.

Çizelge 7.3’te aşınma testinin verilerine yer verilmiştir. Buna göre hacimce aşınma kaybının azalmasına bağlı olarak aşınma oranlarında da düşüş görülmüştür.

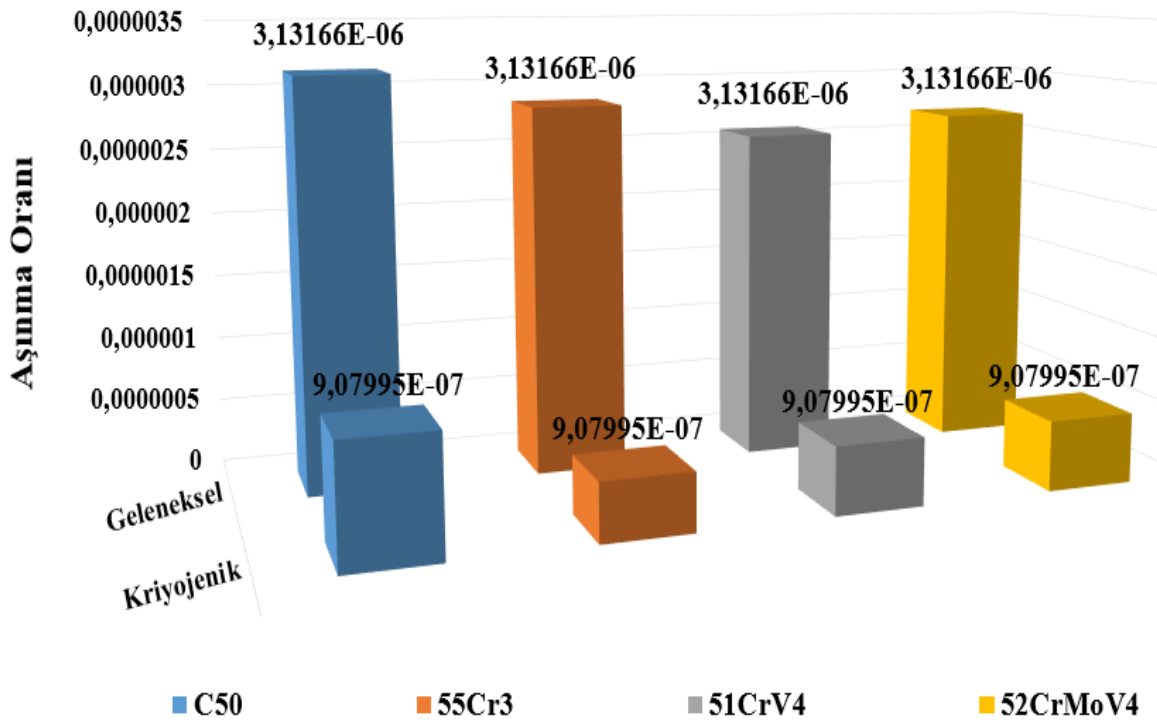
Şekil 7.11’de kriyojenik işlemin numunelerin aşınma oranlarına etkisi grafik üzerinden gösterilmiştir. Görüldüğü üzere kriyojenik işleme giren numunelerdeki aşınma oranları kriyojenik işleme girmeyen numunelere göre çok daha düşüktür. Kriyojenik işlem ile C50 için aşınma oranı %71 düşerken 55Cr3 için %84,41, 51CrV4 için %79,8 ve 52CrMoV4 için %80 oranında düşüş gerçekleşmiştir. En az düşüşün C50’de yaşanması alaşım elementleri ile ilişkilendirilebilir.



Şekil 7.10. Su verilmiş ve 200 °C’de temperlenmiş 55Cr3 numunesine ait profil taramasının sonucu ve derinliğin OriginPro ile hesaplanması.

Çizelge 7.3. Numunelere ait aşınma değerleri (3 mm WC bilya, 5 N – 100 m).

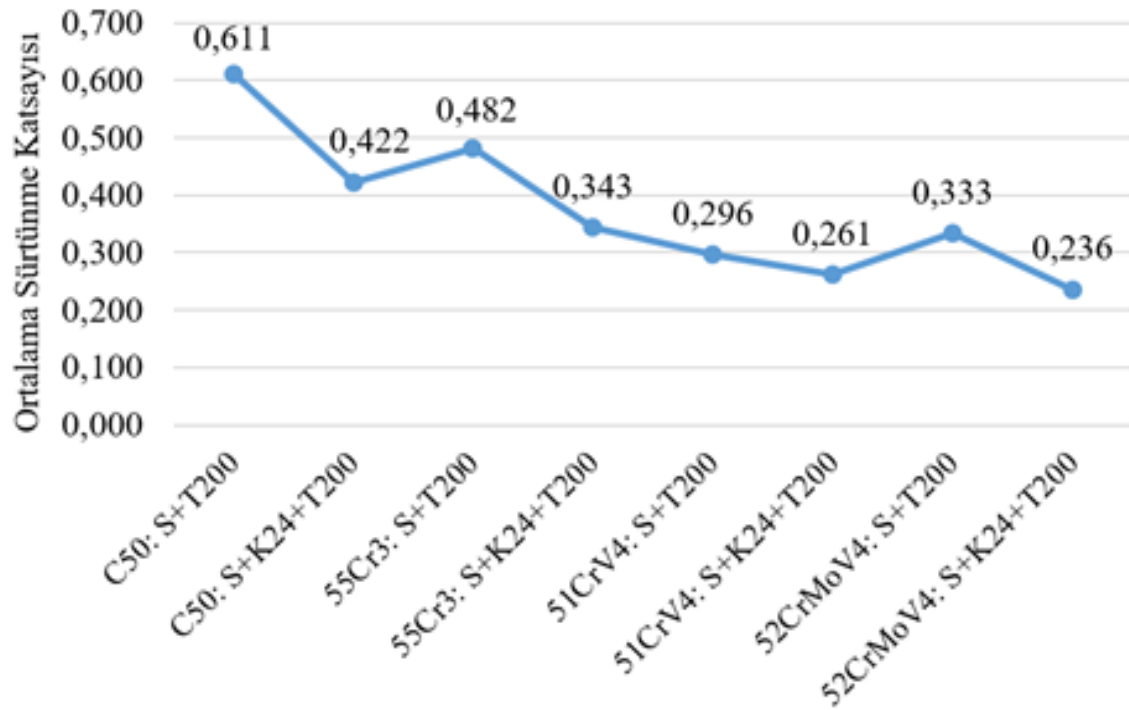
Çelik Grubu	Numune Kodu	Aşınma Kaybı (mm ³)	Aşınma Oranı (mm ³ /Nm)
52CrMoV4	S+T200	2,0152x10 ⁻³	2,68692x10 ⁻⁶
51CrV4	S+T200	1,9318x10 ⁻³	2,57574x10 ⁻⁶
55Cr3	S+T200	2,1403x10 ⁻³	2,85373x10 ⁻⁶
C50	S+T200	2,3487x10 ⁻³	3,13166x10 ⁻⁶
52CrMoV4	S+K24+T200	4,030x10 ⁻⁴	5,37385x10 ⁻⁷
51CrV4	S+K24+T200	3,891x10 ⁻⁴	5,18854x10 ⁻⁷
55Cr3	S+K24+T200	3,335x10 ⁻⁴	4,44732x10 ⁻⁷
C50	S+K24+T200	6,810x10 ⁻⁴	9,07995x10 ⁻⁷



Şekil 7.11. Numunelerin kriyojenik işlem sonrasında aşınma oranlarında görülen değişim.

Şekil 7.12’de ortalama sürtünme katsayısının kriyojenik işlem ile olan değişimine yer verilmiştir. En düşük ortalama sürtünme katsayısı 52CrMoV4’te en yüksek ortalama sürtünme katsayısı C50’de elde edilmiştir. Bütün çelikler için minimum, maksimum ve ortalama sürtünme katsayılarının standart sapma oranının yer aldığı bilgiler Çizelge 7.4’tedir.

Hertz temas teorisine göre temas gerilmesi Denklem 6.3 ve maksimum gerilme Denklem 6.4 kullanılarak hesap edilmiştir. Elastite modülü ve poisson oranı Çizelge 6.2’den alınmıştır. Denklemlerin hesap edilmesiyle her dört çelik için de temas gerilmesi 2,37 GPa ve maksimum gerilme 4,2 GPa olarak bulunmuştur. Bu değerlerden temas merkezinde, temas uçlarına nispeten neredeyse iki kat gerilmenin olduğu anlaşılmaktadır.



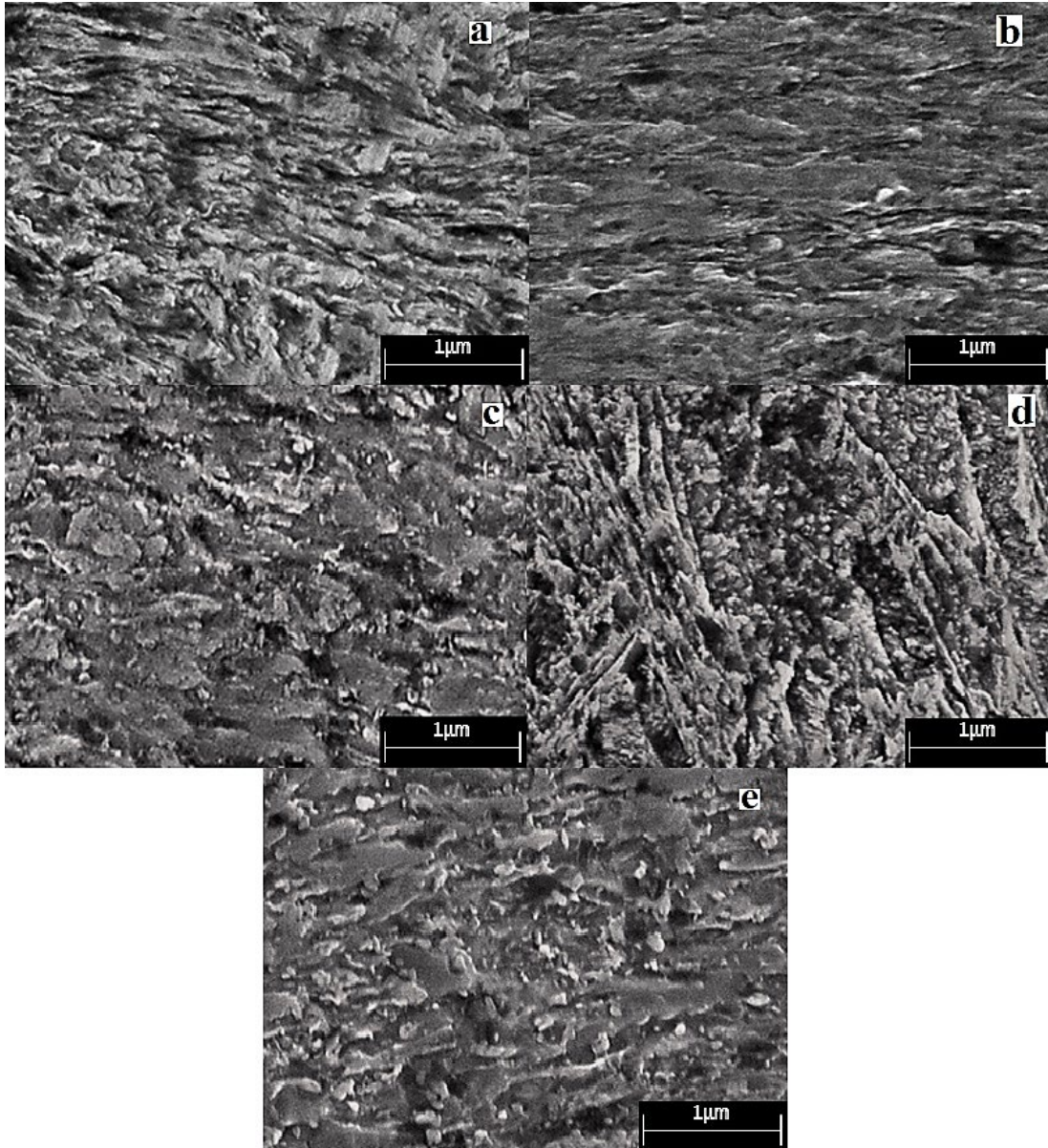
Şekil 7.12. Aşınma testi sonuçlarına göre oluşturulan ortalama sürtünme katsayıları grafiği.

Çizelge 7.4. Kriyojenik işlem ve geleneksel ısıl işlem uygulanan numunelerin sürtünme katsayıları.

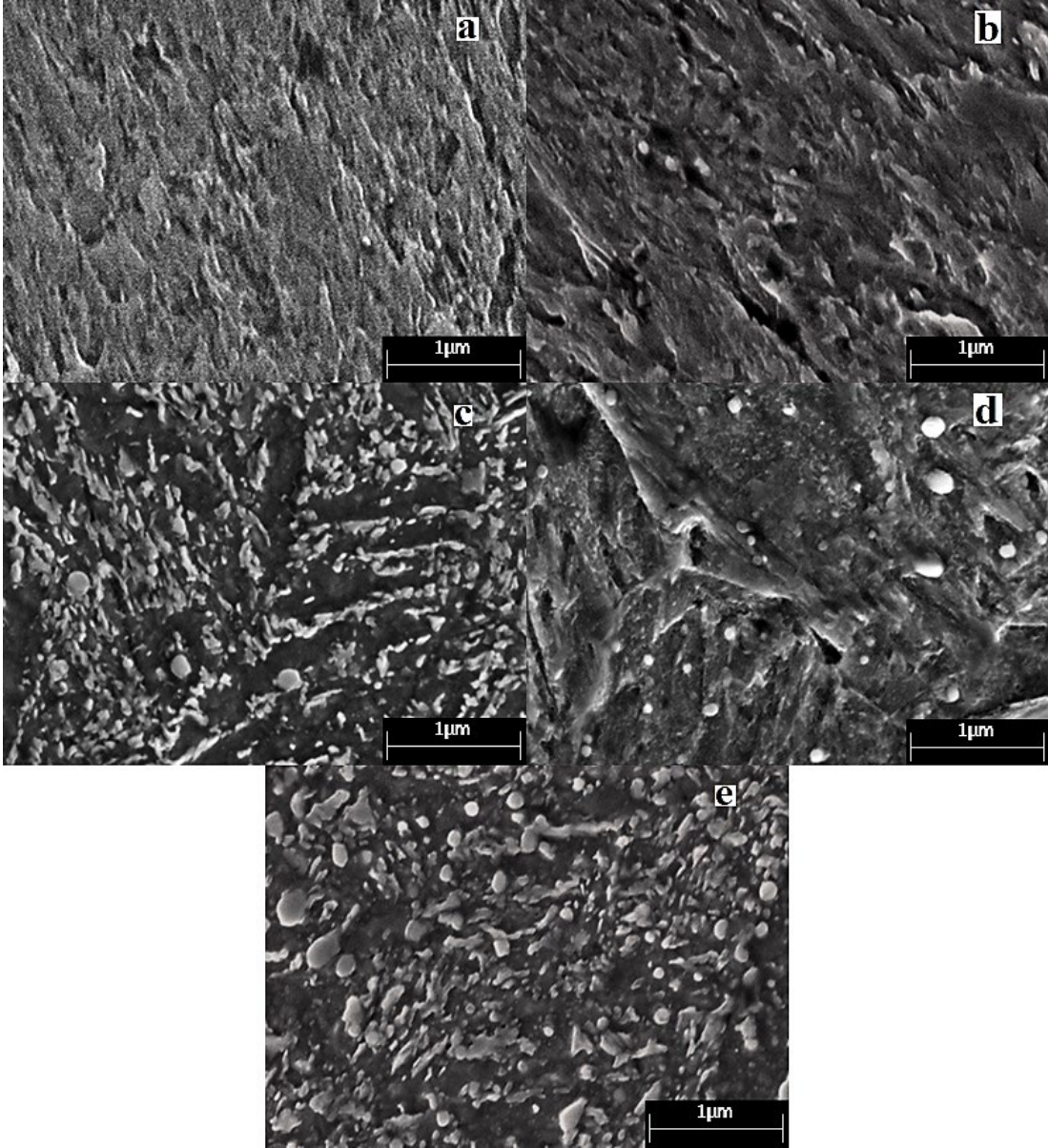
Çelik	Isıl İşlem Türü	Minimum Sürtünme Katsayısı, μ	Maksimum Sürtünme Katsayısı, μ	Ortalama Sürtünme Katsayısı, μ	Standart Sapma
C50	S+T200	0,104	0,769	0,611	0,094
	S+K24+T200	0,089	0,676	0,422	0,060
55Cr3	S+T200	0,113	0,763	0,482	0,131
	S+K24+T200	0,128	0,668	0,343	0,031
51CrV4	S+T200	0,136	0,782	0,296	0,042
	S+K24+T200	0,113	0,707	0,261	0,052
52CrMoV4	S+T200	0,102	0,503	0,333	0,028
	S+K24+T200	0,050	0,639	0,236	0,069

7.3. Mikroyapı Analizleri ve Sonuçları

Su verilmiş kriyojenik işleme girmiş ve farklı sıcaklıklarda temperlenmiş C50, 55Cr3, 51CrV4, 52CrMoV4 numunelerin SEM mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 7.13, 7.14, 7.15, 7.16'da verilmiştir.

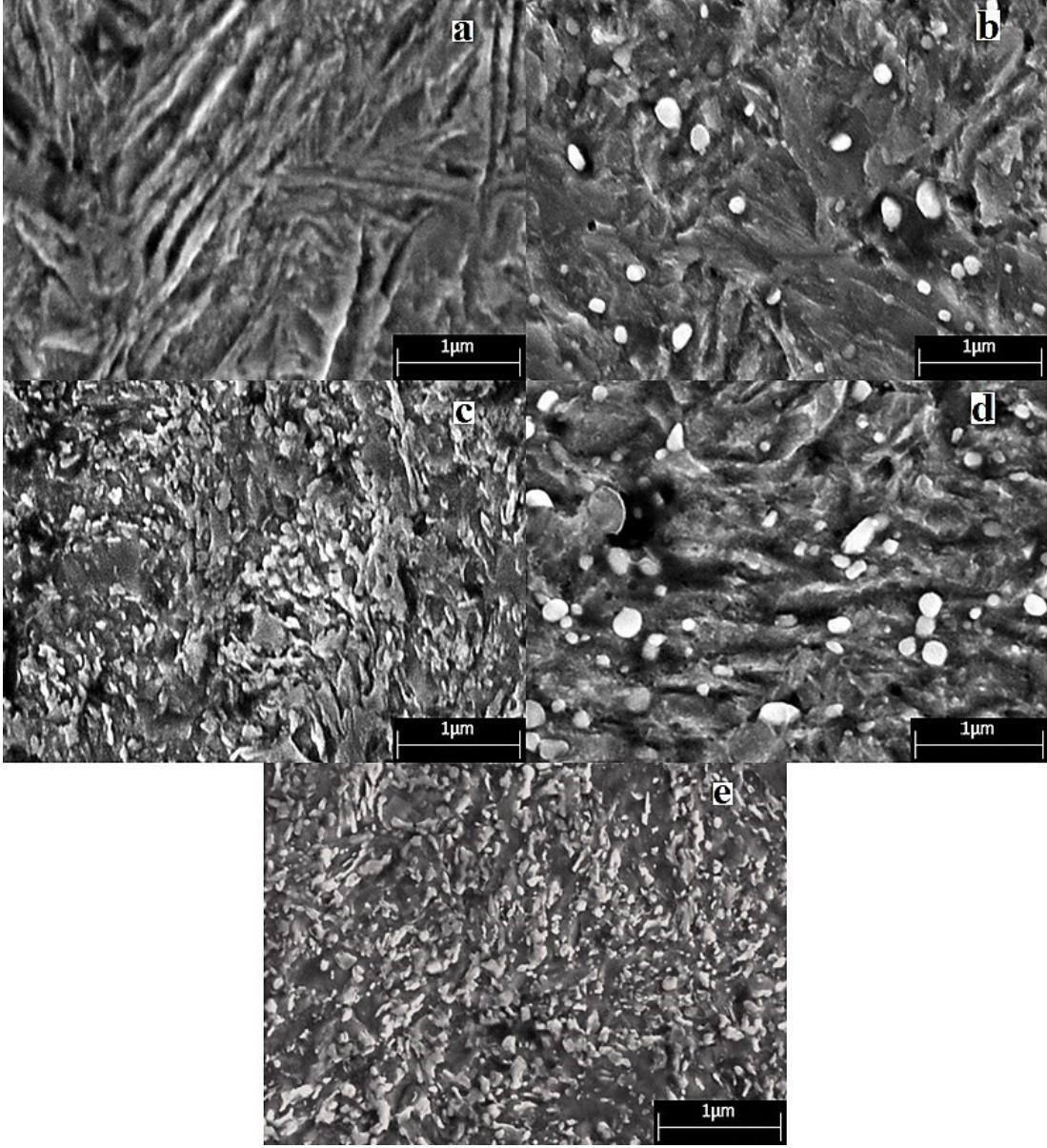


Şekil 7.13. C50 çeliğinin 50000X SEM görüntüleri: a) Su verme, b) Su verme ve 200 °C'de 1 saat temperleme, c) Su verme ve 500 °C'de 1 saat temperleme, d) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 200 °C'de 1 saat temperleme, e) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 500 °C'de 1 saat temperleme.



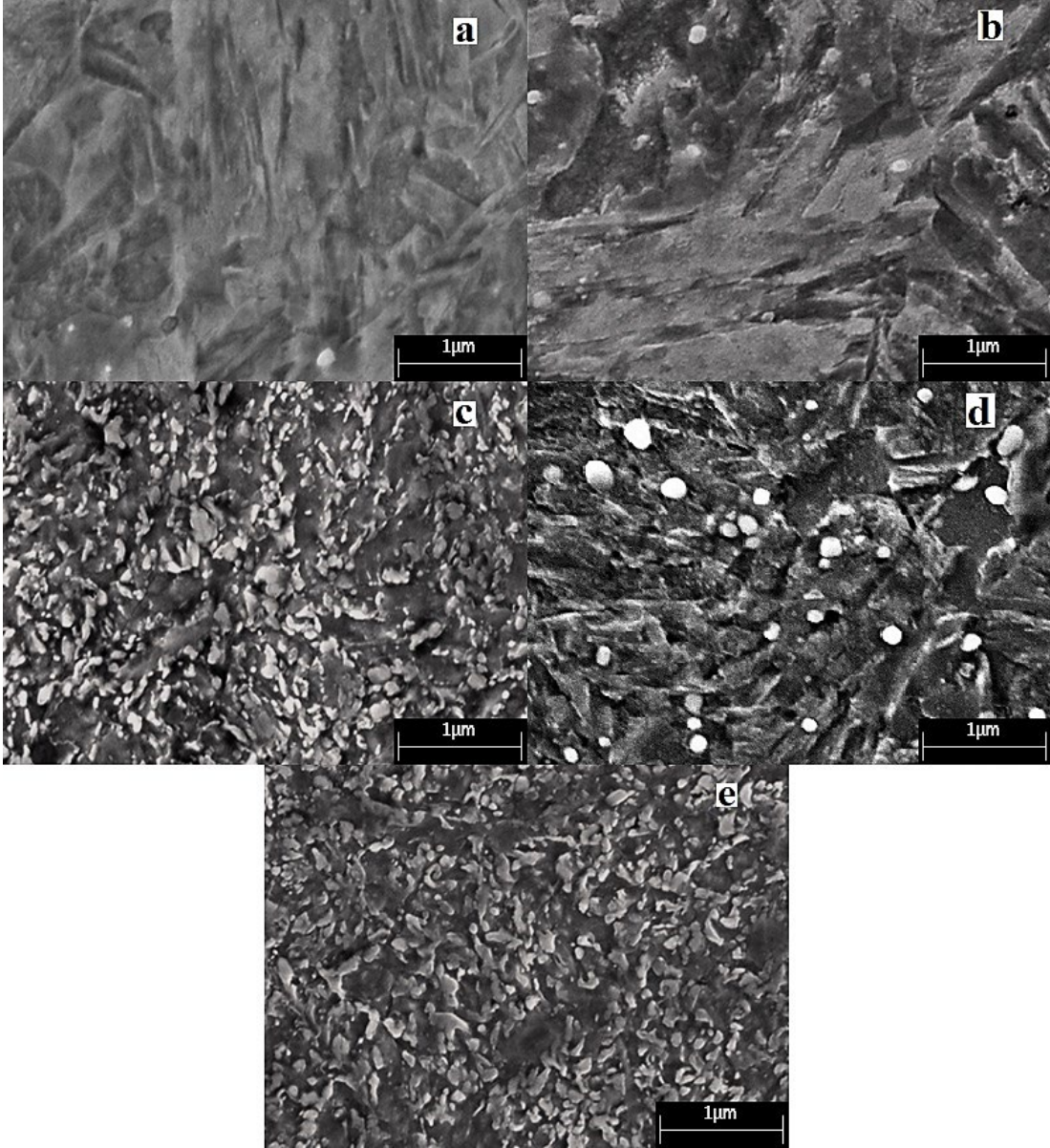
Şekil 7.14. 55Cr3 çeliğinin 50000X SEM görüntüleri: a) Su verme, b) Su verme ve 200 °C'de 1 saat temperleme, c) Su verme ve 500 °C'de 1 saat temperleme, d) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 200 °C'de 1 saat temperleme, e) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 500 °C'de 1 saat temperleme.

55Cr3 (Şekil 7.14) çeliğinde ise su verme sonrası 200 °C'de temperlenen numunede karbürler çok az sayıda iken temperleme sıcaklığı 500 °C'e çıktığında karbürlerin arttığı görülmüştür. Kriyojenik işlem ve 200 °C sonrası karbür sayısının arttığı, 500 °C temperleme sonrası ise karbürlerin daha da arttığı ve homojen dağılım gösterdikleri tespit edilmiştir.



Şekil 7.15. 51CrV4 çeliğinin 50000X SEM görüntüleri: a) Su verme, b) Su verme ve 200 °C’de 1 saat temperleme, c) Su verme ve 500 °C’de 1 saat temperleme, d) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 200 °C’de 1 saat temperleme, e) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 500 °C’de 1 saat temperleme.

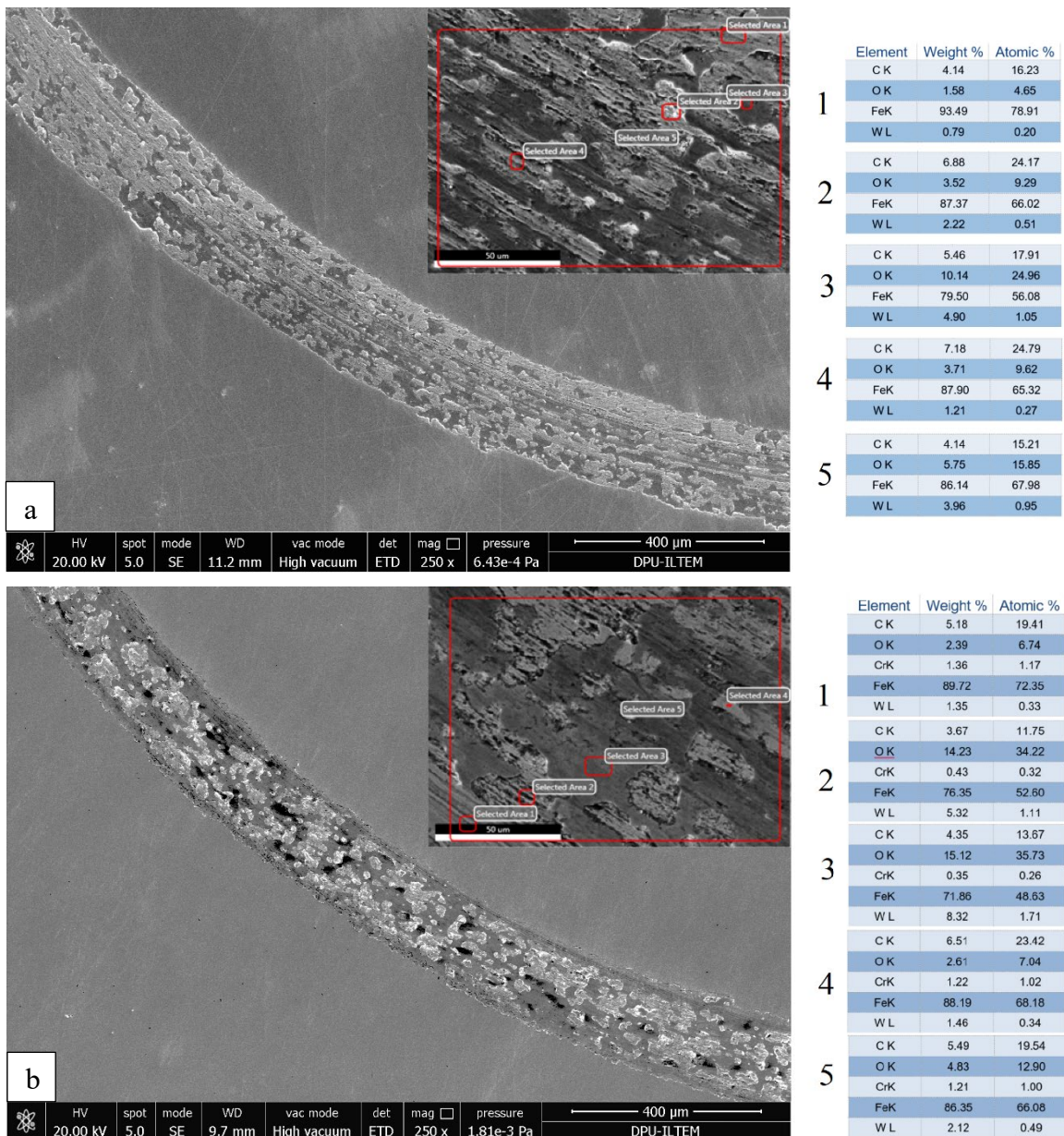
51CrV4 (Şekil 7.15) çeliğinin 55Cr3’e göre yüksek alaşım elementi içermesinden dolayı su verilmiş ve temperlenmiş numunelerde azımsanmayacak miktarda karbür yapılarının oluştuğu görülmektedir. Kriyojenik işlem ile (Şekil 7.15d) karbürlerin çok daha belirgin hale geldikleri görülmüştür. Kriyojenik işlem sonrası 500 °C’de temperleme işlemiyle (Şekil 7.15e) karbürlerin incelendiği ve homojen dağılım gösterdiği tespit edilmiştir.



Şekil 7.16. 52CrMoV4 çeliğinin 50000X SEM görüntüleri: a) Su verme, b) Su verme ve 200 °C'de 1 saat temperleme, c) Su verme ve 500 °C'de 1 saat temperleme, d) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 200 °C'de 1 saat temperleme, e) Su verme, 24 saat derin kriyojenik işlem ve 500 °C'de 1 saat temperleme.

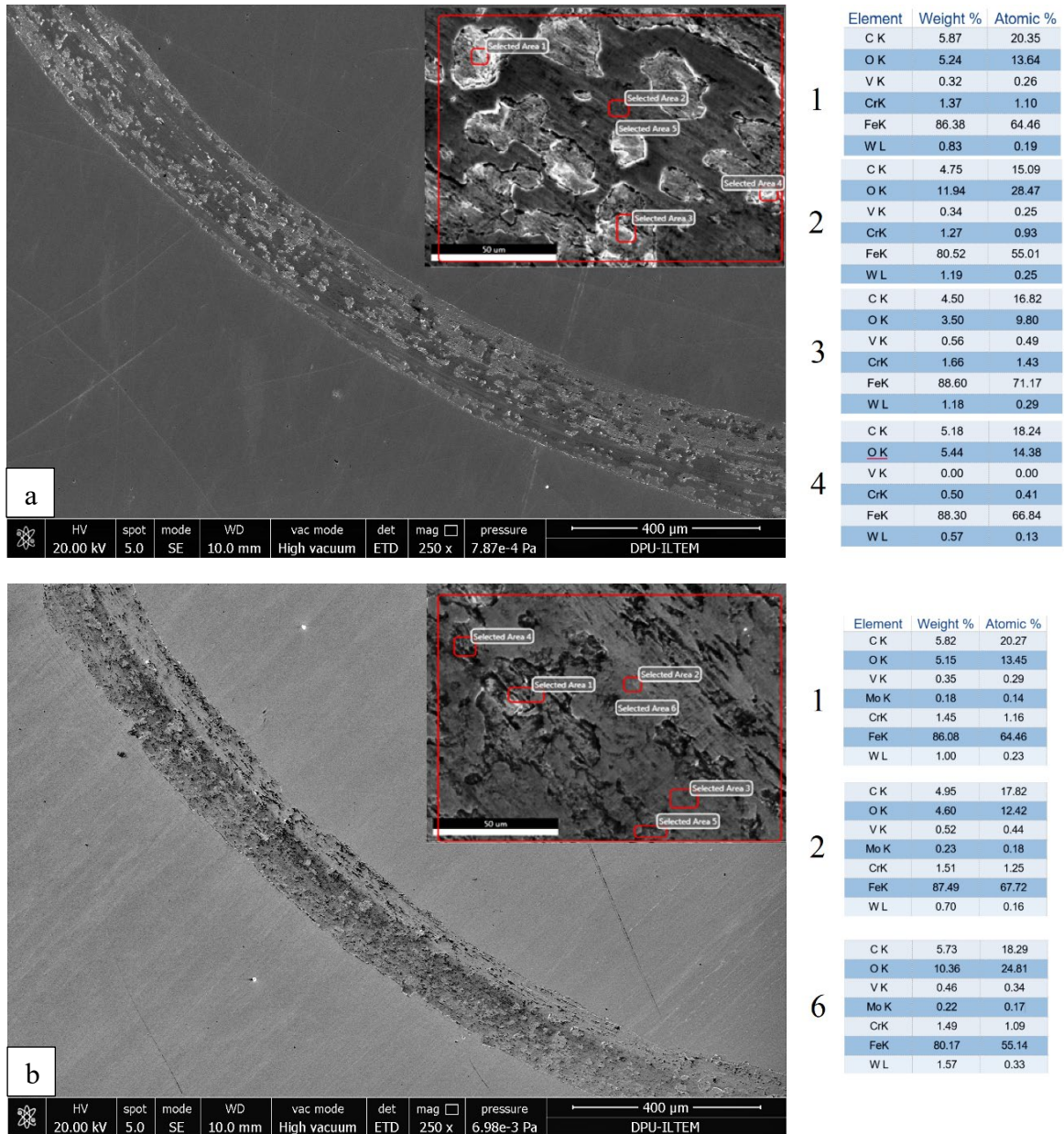
Şekil 7.16'da yer verilen en alaşımlı çelik olan 52CrMoV4 çeliğinin yapısında su vermeyle bile karbür oluşumu gözlenmiş, özellikle 500 °C temperleme ile bu karbürler belirgin bir hale gelmiştir. Kriyojenik işlem sonrası 200 °C ve 500 °C sıcaklıkta temperleme ile karbürün sayısının arttığı, özellikle 500 °C'de temperlemeyle yüksek miktarda karbür tespit edilmiştir.

Aşınma testine tabi tutulan kriyojenik işlem gören ve 200 °C’de temperlenen numunelerin aşınma yüzeyi görüntüleri ve EDS analizleri Şekil 7.17 ve 7.18’de verilmiştir. Tribokimyasal aşınma sonucu yüzeylerde film oluşması nedeniyle bütün numunelerde O elementi tespit edilmiştir. EDS analizinde bütün çeliklerde yapıda C, O, Fe ve W elementleri saptanmıştır. Alaşımli çeliklerin tamamında Cr elementi belirlenmiştir. 51CrV4 ve 52CrMoV4 numunelerinde V ve 52CrMoV4’te Mo tespit edilmiştir.



Şekil 7.17. Su verilen, 24 saat derin kriyojenik işlem gören ve 200 °C’de 1 saat temperlenen numunelerin aşınma yüzeylerinin 250X SEM görüntüleri ve 1000X EDS analizleri, a) C50 ve b) 55Cr3.

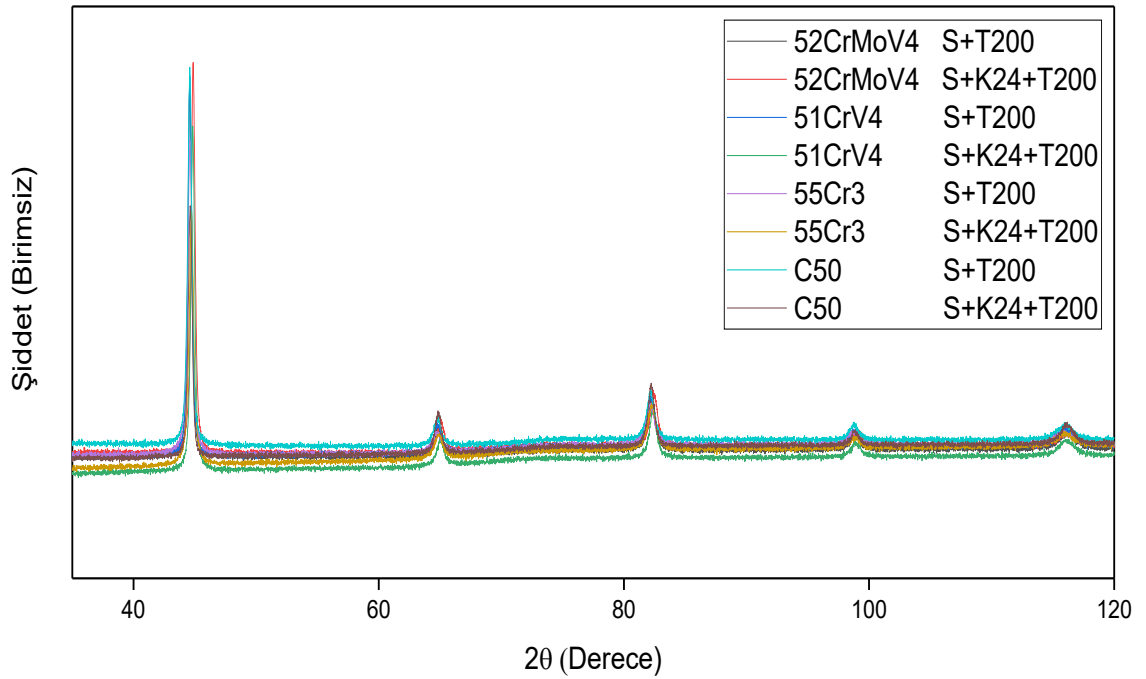
Aşındırıcı bilya olarak WC kullanılması ile adhezif aşınma gerçekleşmiştir. Yüzeylerdeki W varlığının ve farklı noktalarda C oranındaki dalgalanmanın temel sebebi bilyadan aşınma yüzeylerine malzeme geçişidir. Bütün yüzeylerde abrasif aşınma izleri görülmektedir. Alaşım oranı azaldıkça izler daha belirginleşmekte bu da kriyojenik işleme artan, incelen ve homojen dağılan karbür oranının aşınma dayanımını iyileştirdiğine işaretir.



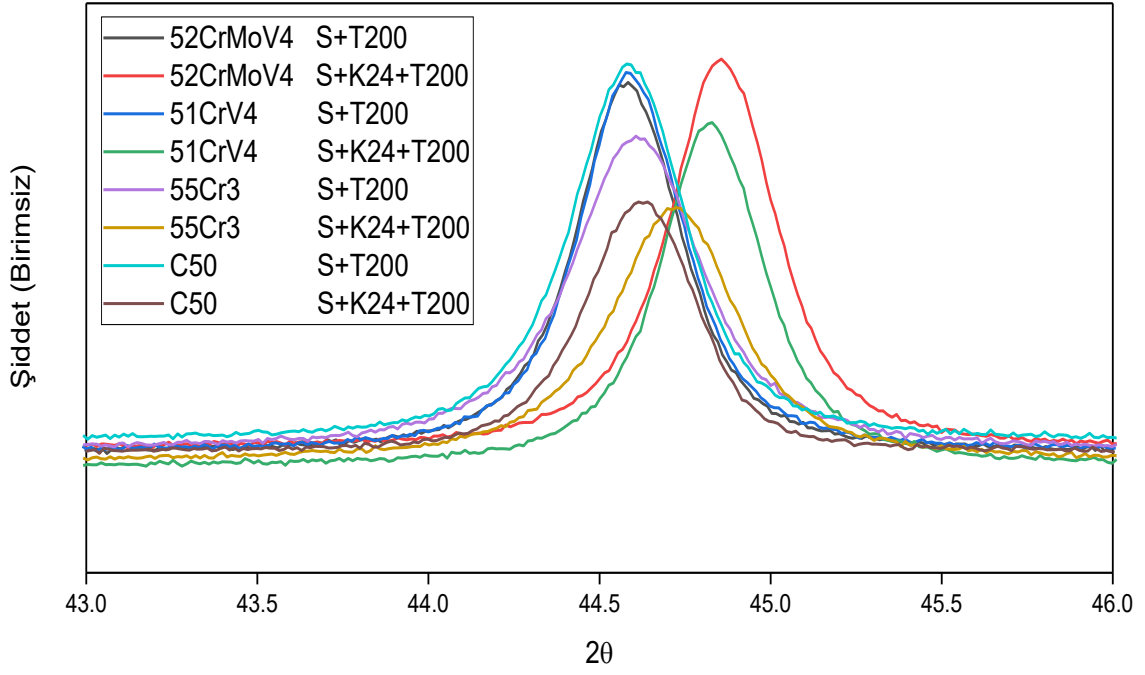
Şekil 7.18. Su verilen, 24 saat derin kriyojenik işlem gören ve 200 °C’de 1 saat temperlenen numunelerin aşınma yüzeylerinin 250X SEM görüntüleri ve 1000X EDS analizleri, a) 51CrV4 ve b) 52CrMoV4.

7.4. X-Işınları Kırınımı (XRD) ve Rietveld Analiz Sonuçları

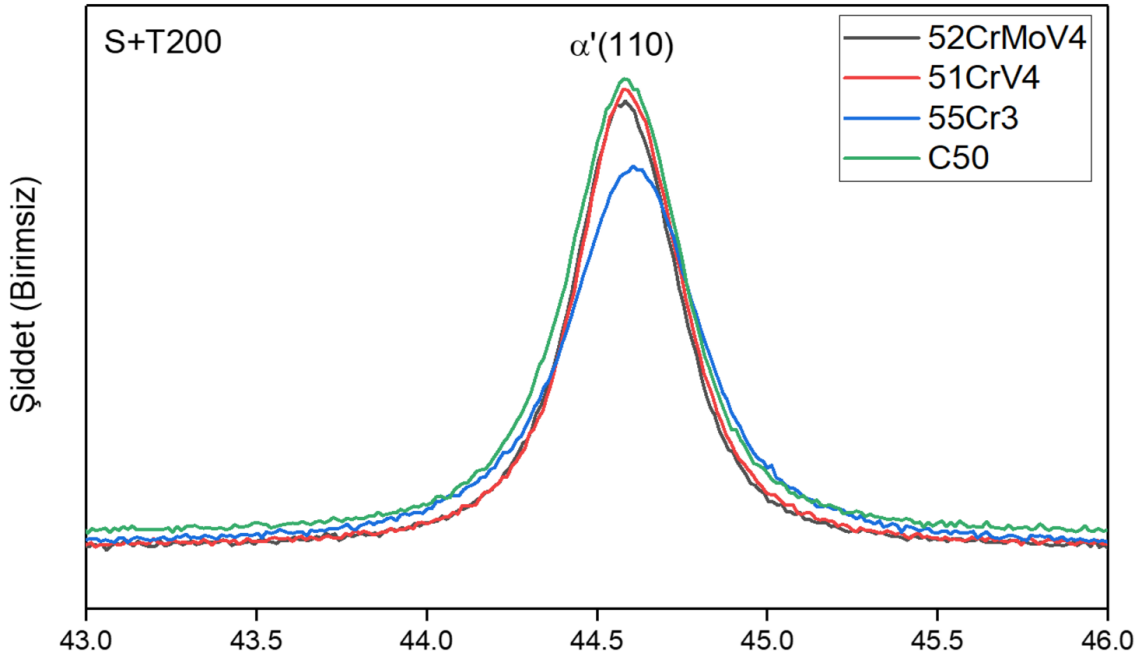
Numunelere uygulanan kriyojenik işlemin malzemedeki faz dönüşümleriyle olan ilişkisini belirlemek için X-ışınları kırınımı testleri (XRD) gerçekleştirilmiştir. Şekil 7.19'da çeliklerin tamamına ait XRD paternleri görülmektedir. XRD analizleri sonucunda karakterize edilen yapı beklendiği gibi temperlenmiş martenzit yapıdır. Deneyde kullanılan çeliklerin sertleşebilme yetenekleri yüksek olduğu için yapıdaki kalıntı östenit XRD tekniği ile tespit edilebilecek seviyenin altında (%3'ün altı) olduğu düşünülmüştür. Detaylı inceleme için tüm çelik gruplarına ait martenzit (α') (110) düşük ölçekte grafiklendirilmiştir ve toplu olarak Şekil 7.20'de sunulmuştur. Su verilen ve 200 °C'de temperlenen numuneler için çizilmiş olan grafik Şekil 7.21'de, derin kriyojenik işlem sonrası 200 °C'de temperlenen numuneler için çizilmiş olan grafik ise Şekil 7.22'de sunulmuştur.



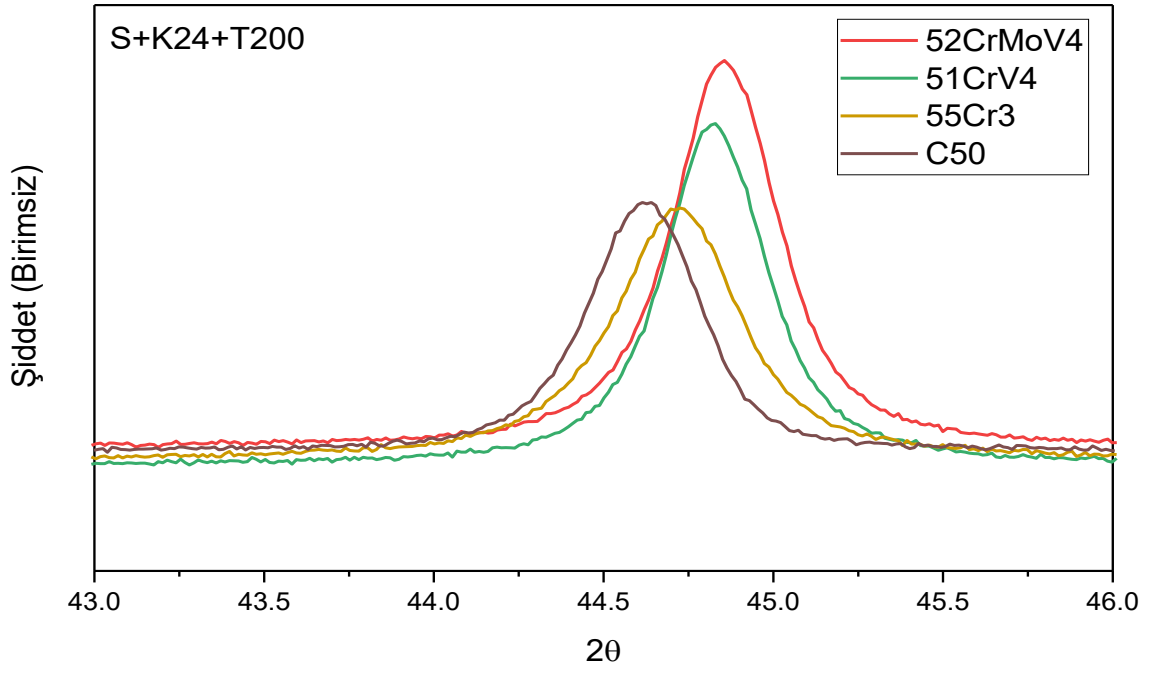
Şekil 7.19. Çeliklerin tamamına ait XRD paternleri.



Şekil 7.20. Tüm numuneler için Martenzit (α') (110) pikine ait XRD paterni.

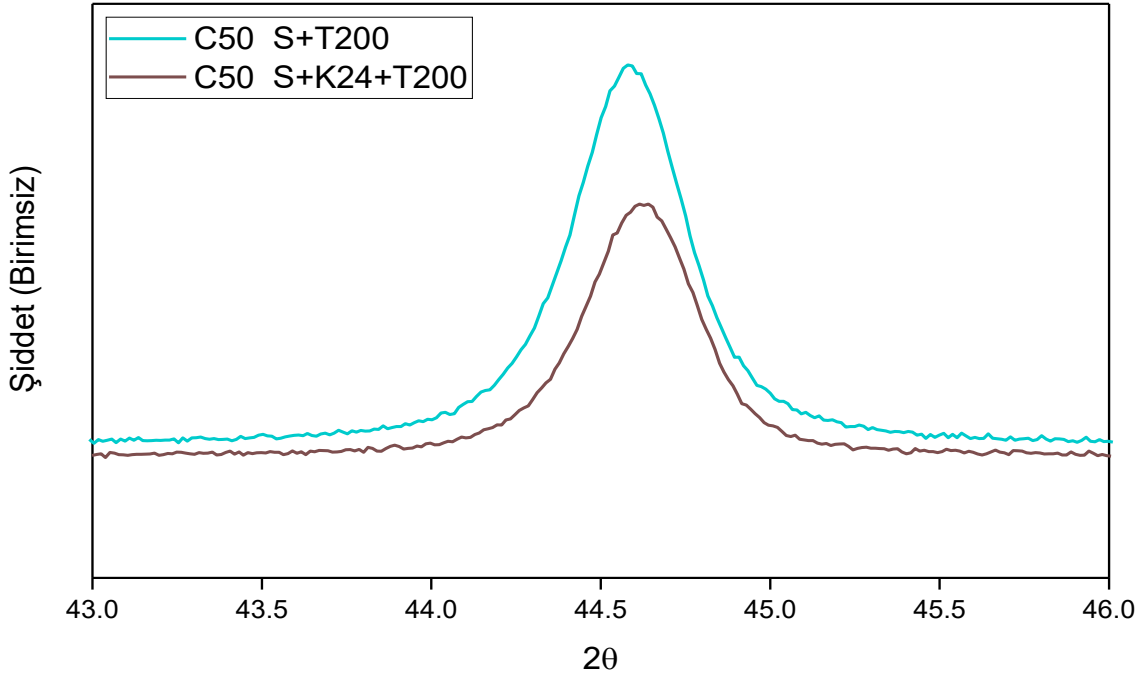


Şekil 7.21. Su verilen ve 200 °C'de temperlenen numunelerin XRD paternleri.

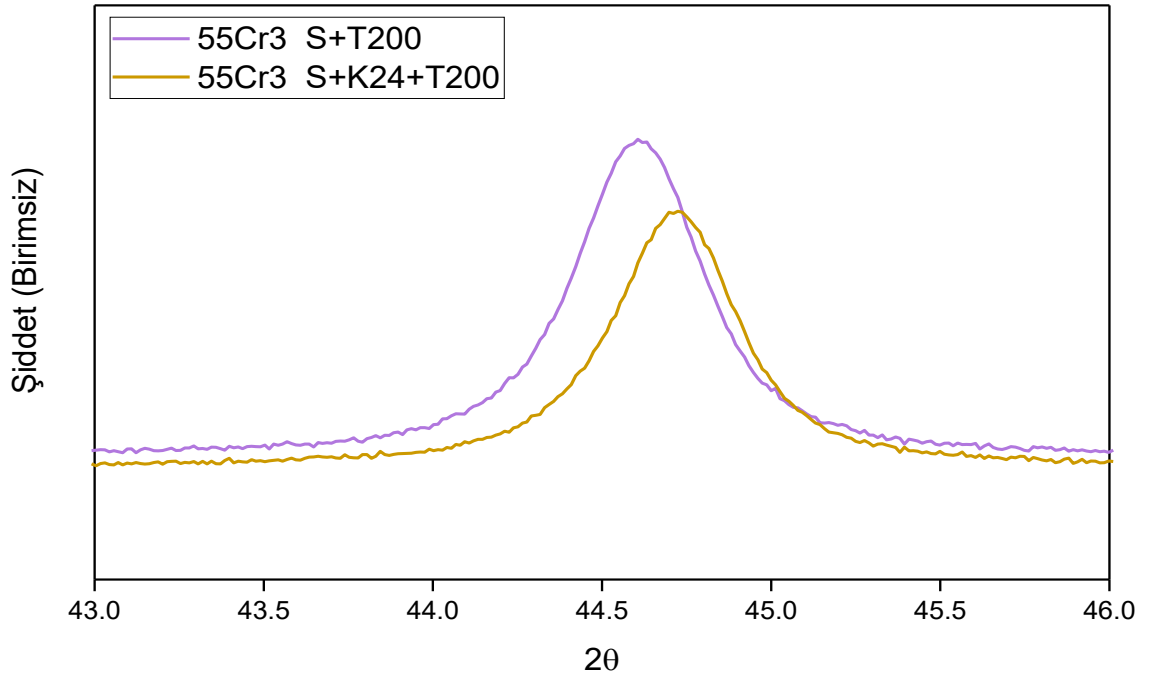


Şekil 7.22. Derin kriyojenik işlem sonrası 200 °C’de temperlenen numunelerin XRD paternleri.

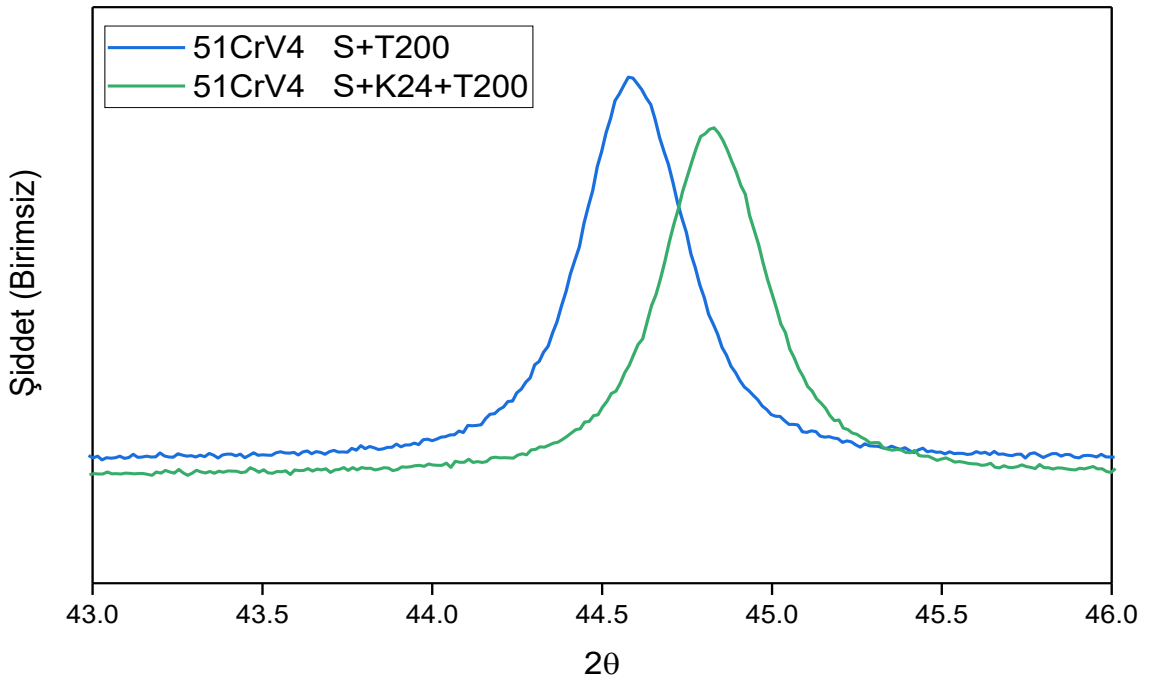
C50, 55Cr3, 51CrV4, 52CrMoV4 numunelerine ait XRD paternleri sırasıyla Şekil 7.23, Şekil 7.24, Şekil 7.25 ve Şekil 7.26’da verilmiştir.



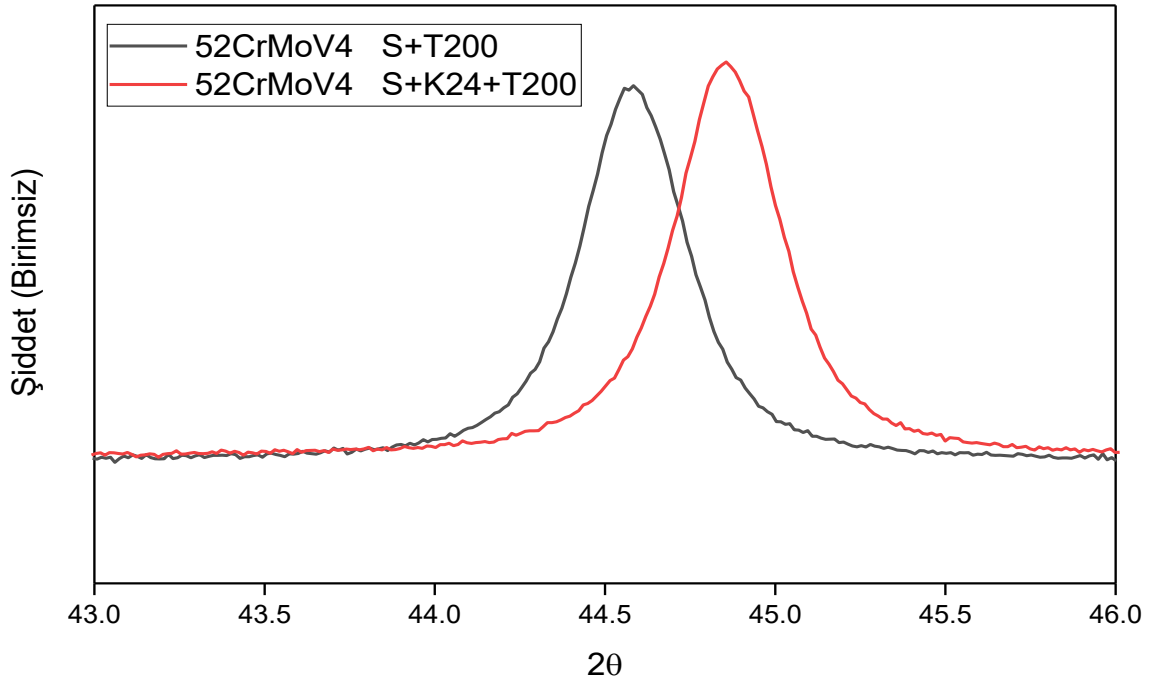
Şekil 7.23. C50 çeliğinin 200 °C’de temperlenen ve kriyojenik işlem sonrası 200 °C’de temperlenen numunelerinin XRD paternleri.



Şekil 7.24. 55Cr3 çeliğinin 200 °C’de temperlenen ve kriyojenik işlem sonrası 200 °C’de temperlenen numunelerinin XRD paternleri.



Şekil 7.25. 51CrV4 çeliğinin 200 °C’de temperlenen ve kriyojenik işlem sonrası 200 °C’de temperlenen numunelerinin XRD paternleri.

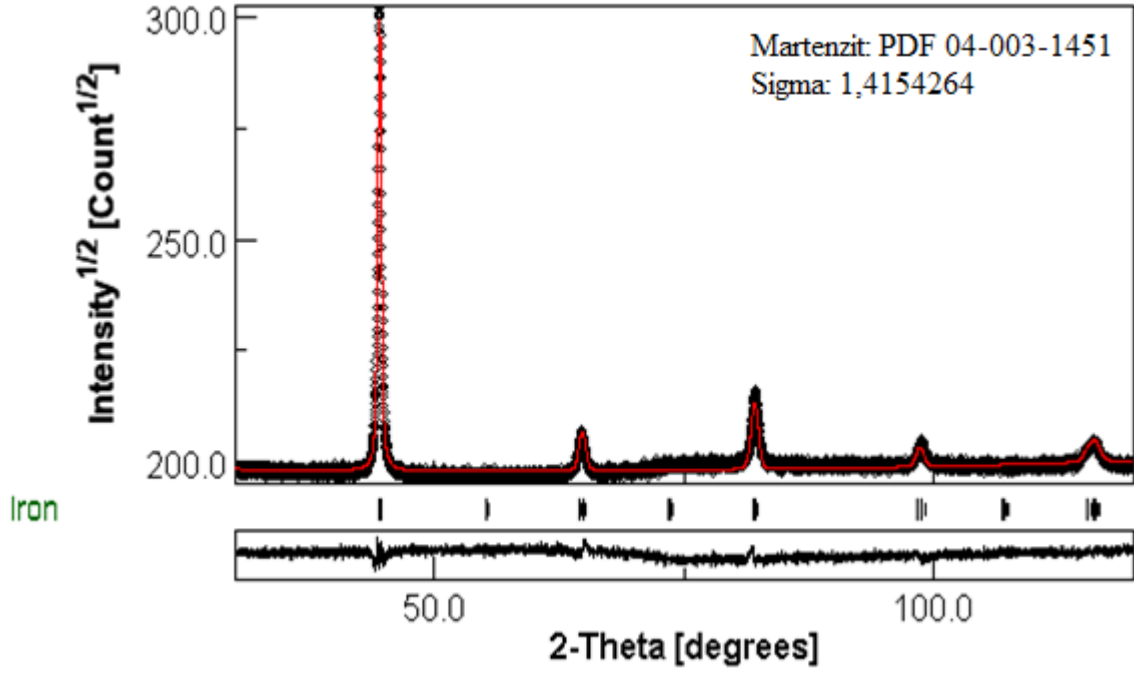


Şekil 7.26. 52CrMoV4 çeliğinin 200 °C’de temperlenen ve kriyojenik işlem sonrası 200 °C’de temperlenen numunelerinin XRD paternleri.

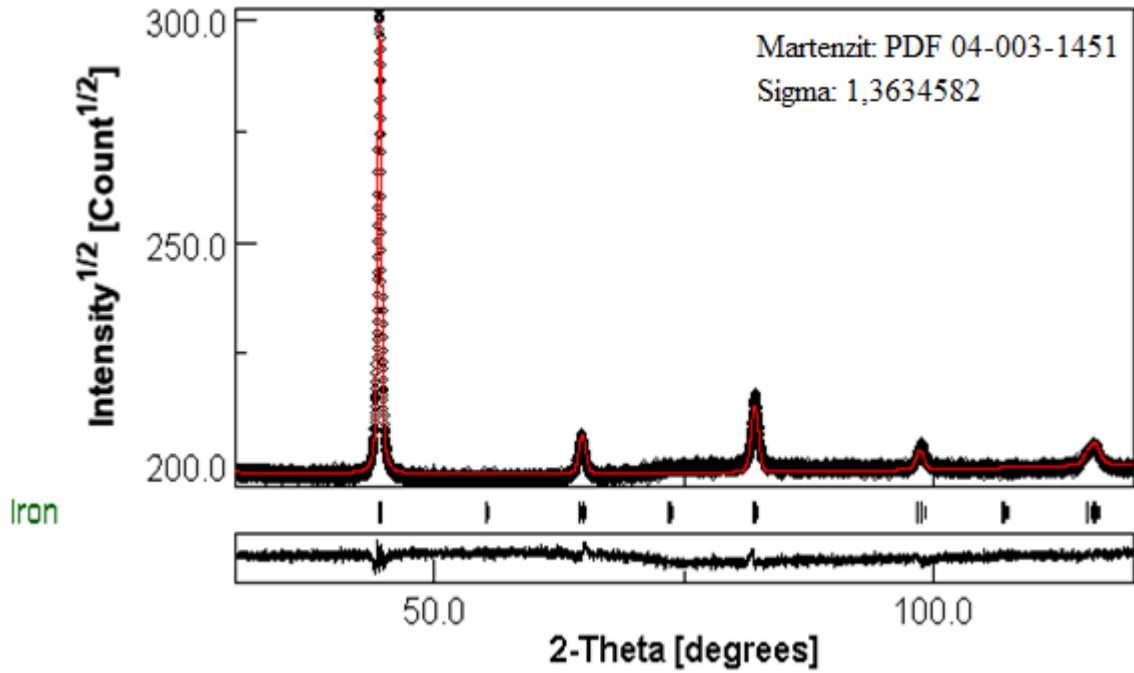
Grafikler incelendiğinde kriyojenik işlem görmüş numunelerin piklerinde bir kayma olduğu görülmektedir. Bu kayma kriyojenik işlem sonrasında kalıntı östenit fazının martenzite dönüşmesi sonucu oluşan plastik deformasyonun matris bünyesinde yarattığı etki ile açıklanabilir. Artan karbür yapıların dislokasyon bölgelerinde yoğunlaşmasının yarattığı kilitleme etkisi ile numunedeki gerinim artmıştır.

İkinci olarak çelik gruplarının alaşım elementi miktarının artması ile pikteki kayma miktarının da arttığı gözlenmiştir. Bu sonuçtan hareketle karbür oluşumunu tetikleyen alaşım elementlerinin etkisi ile matriste yaratılan plastik etkinin büyüdüğü düşünülebilir.

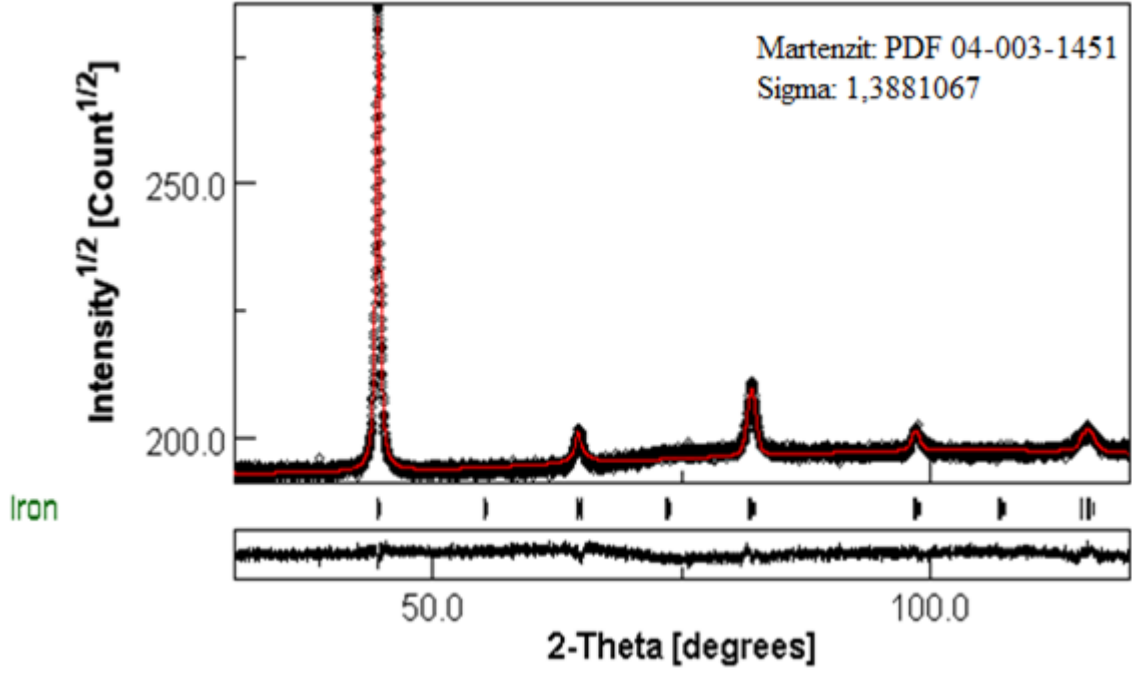
Kriyojenik işlem sonrasında yapıda oluşan bu gerinim etkisinin kafes yapısında gerçekleştirdiği etkileri detaylandırmak adına numunelere Rietveld analizi uygulanmıştır. Rietveld analizlerinin sonuçları önce geleneksel ısıl işlem numunesi ve ardından kriyojenik işlem numunesi olarak şekilde verilmiştir. Şekil 7.27 ve 7.28’de C50 sade karbon çeliği, Şekil 7.29 ve Şekil 7.30’da 55Cr3, Şekil 7.31 ve Şekil 7.32’de 51CrV4 ve son olarak Şekil 7.33 ve Şekil 7.34’te en alaşımli çelik olan 52CrMoV4’e ait Rietveld analizlerinin görüntüsü verilmiştir.



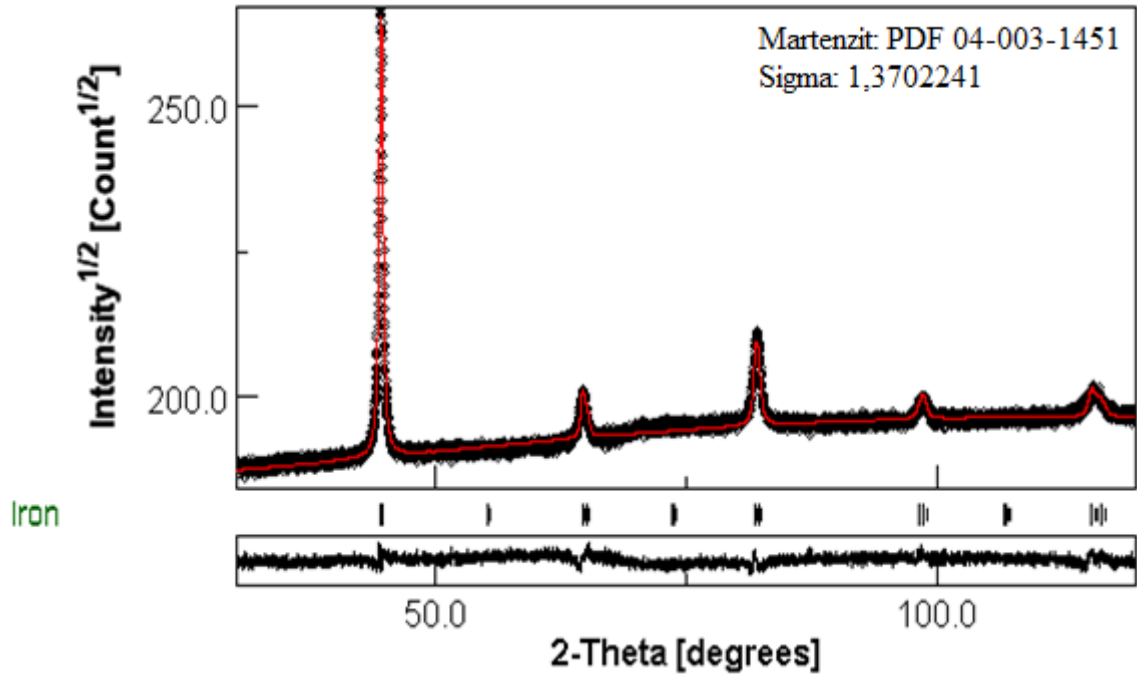
Şekil 7.27. Geleneksel ısııl işleme sertleştirilmiş, 200 °C’de temperlenmiş C50 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.



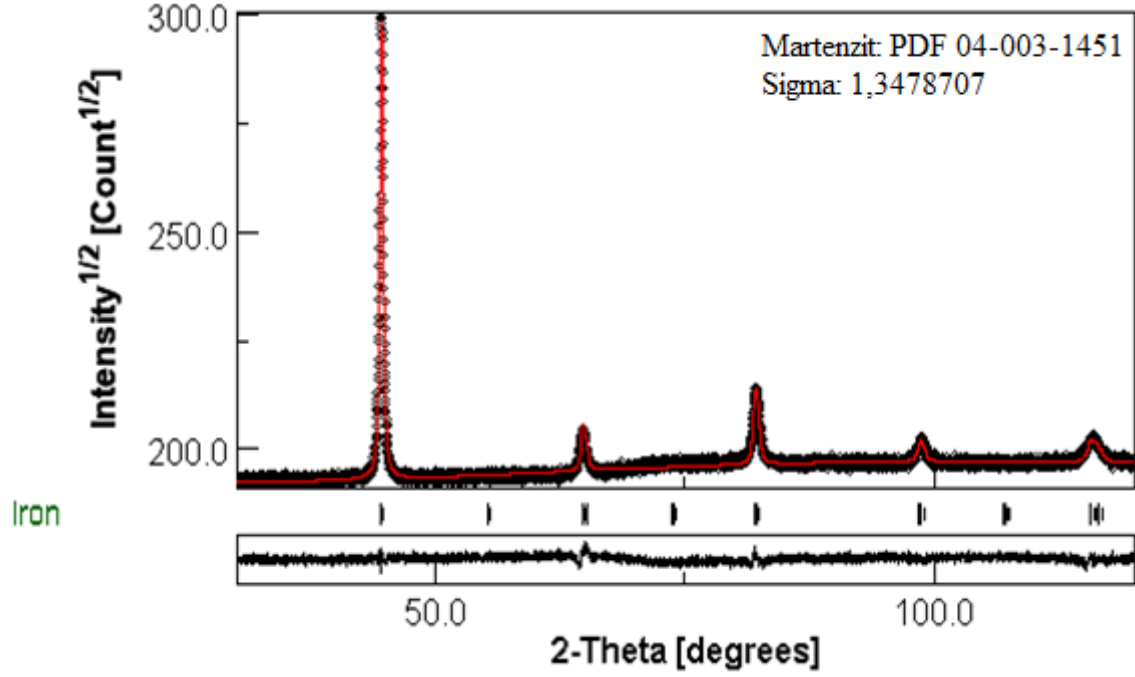
Şekil 7.28. Kriyojenik işleme tabi tutulmuş, 200 °C’de temperlenmiş C50 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.



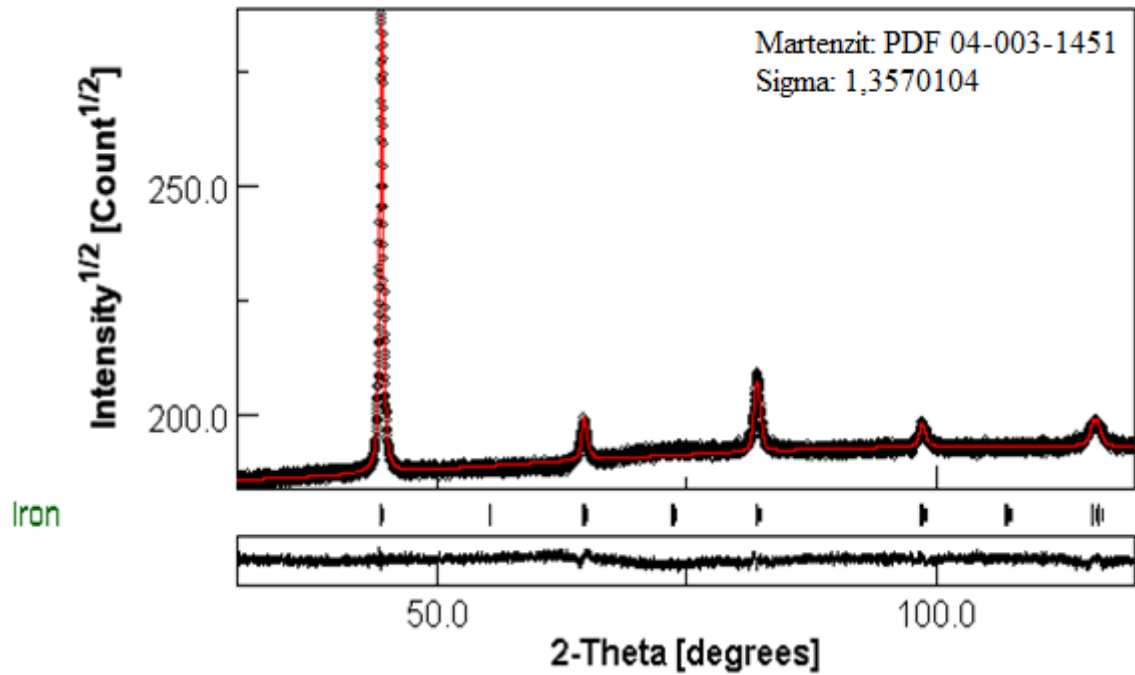
Şekil 7.29. Geleneksel ısı işleme sertleştirilmiş, 200 °C’de temperlenmiş 55Cr3 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.



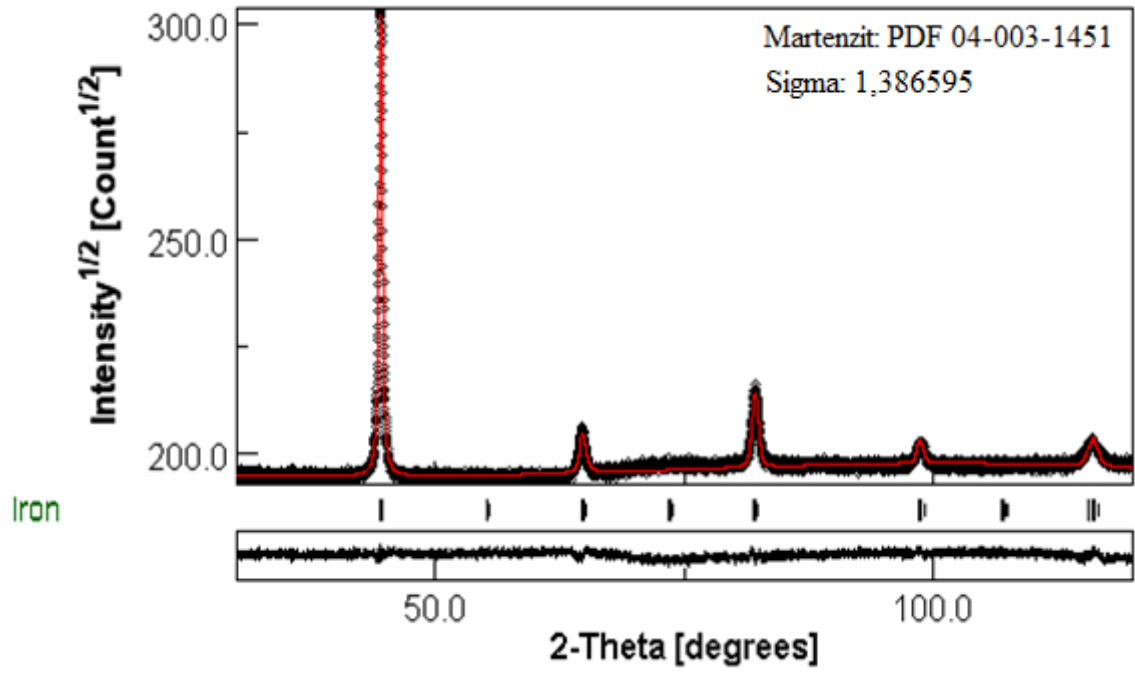
Şekil 7.30. Kriyojenik işleme tabi tutulmuş, 200 °C’de temperlenmiş 55Cr3 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.



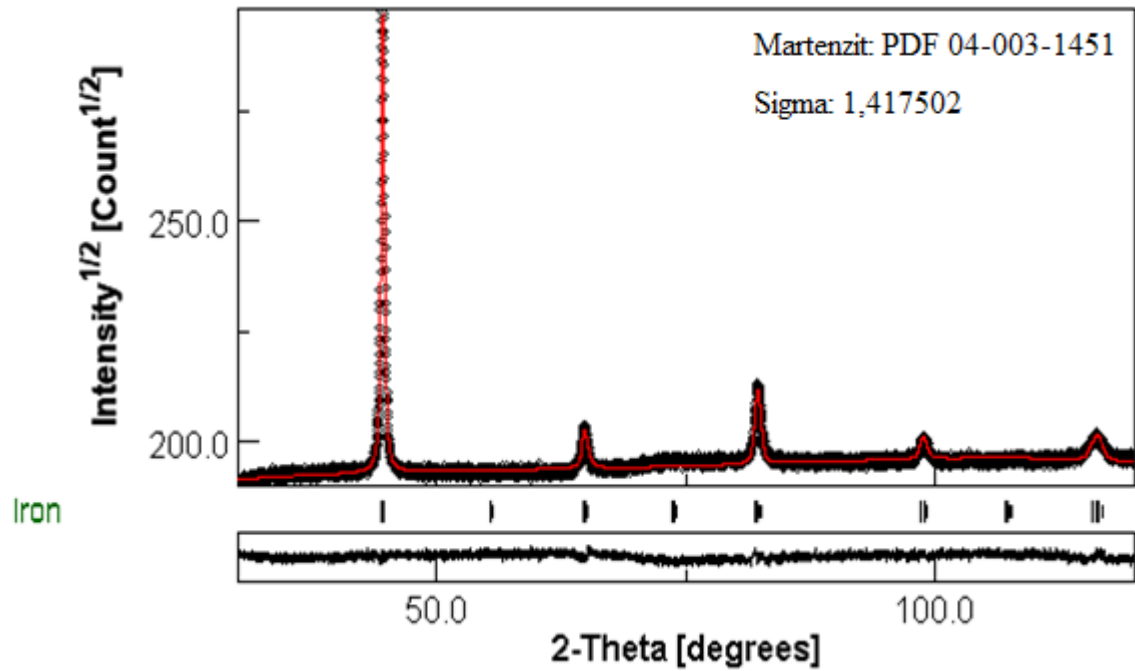
Şekil 7.31. Geleneksel ısııl işlemle sertleştirilmiş, 200 °C’de temperlenmiş 51CrV4 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.



Şekil 7.32. Kriyojenik işleme tabi tutulmuş, 200 °C’de temperlenmiş 51CrV4 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.



Şekil 7.33. Geleneksel ısıl işleme sertleştirilmiş, 200 °C’de temperlenmiş 52CrMoV4 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.



Şekil 7.34. Kriyojenik işleme tabi tutulmuş, 200 °C’de temperlenmiş 52CrMoV4 çeliğinin Rietveld analiz görüntüsü.

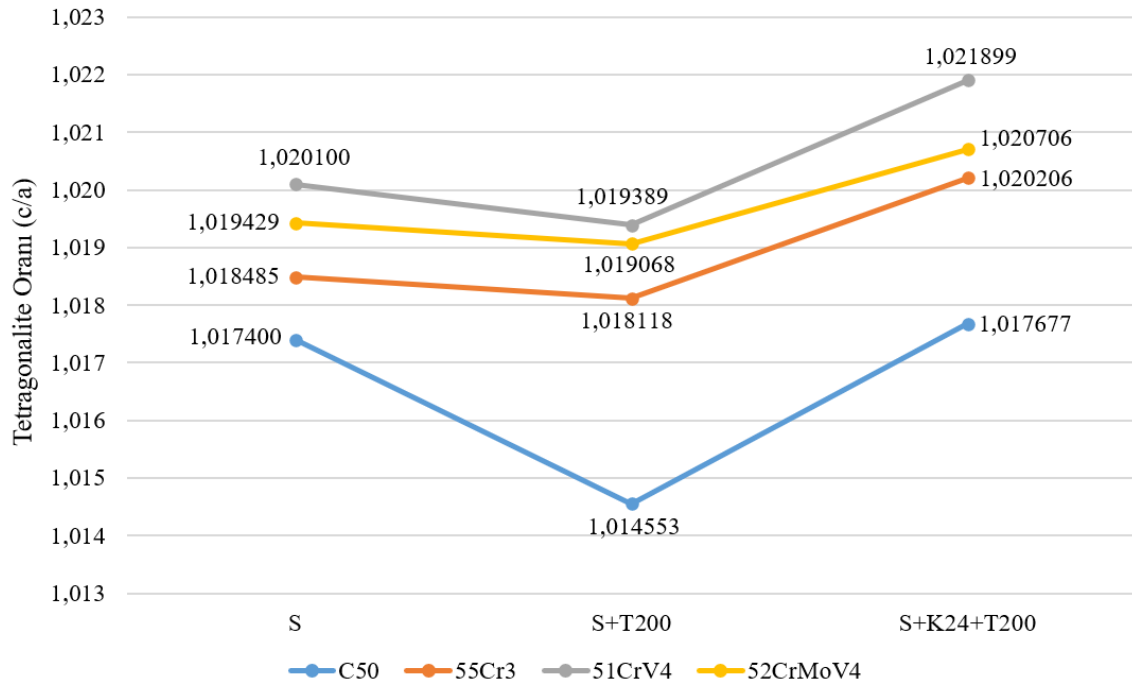
Rietveld analizi sonucunda elde edilen kafes parametreleri ve tetragonalite (c/a) oranları Çizelge 7.5’te karşılaştırılmıştır. Tetragonalitedeki değişimin anlaşılması için

temperleme işlemine tabi tutulmamış sadece su verilmiş “S” kodlu numunelere de Rietveld analizi uygulanmıştır.

Çizelge 7.5. Rietveld analizi sonucu numunelerin kafes parametreleri ve tetragonalite (c/a) oranları (Uzay grubu: P42/n:1, a_0 : 2.8665 Å) (Martenzit PDF Kart No 04-003-1451).

Çelik Grubu	Numune Kodu	a (Å)	c (Å)	c/a
52CrMoV4	S	2,865949	2,921633	1,019429
51CrV4	S	2,865861	2,923466	1,020100
55Cr3	S	2,865536	2,918508	1,018485
C50	S	2,863094	2,912913	1,017400
52CrMoV4	S+T200	2,864657	2,919282	1,019068
51CrV4	S+T200	2,864177	2,919713	1,019389
55Cr3	S+T200	2,863875	2,915763	1,018118
C50	S+T200	2,868419	2,910164	1,014553
52CrMoV4	S+K24+T200	2,866353	2,925705	1,020706
51CrV4	S+K24+T200	2,862116	2,924795	1,021899
55Cr3	S+K24+T200	2,863732	2,921599	1,020206
C50	S+K24+T200	2,866591	2,917265	1,017677

Çizelge 7.5 incelendiğinde yay çeliği numunelerin 200 °C’lik temperleme işlemi sonrasında tetragonalite (c/a) oranlarını büyük ölçüde koruduğu ancak C50 çeliğinin tetragonalitesini yitirdiği gözlenmiştir. Kriyojenik işlem sonrasında ise tüm numunelerin tetragonaliteleri sadece su verilmiş ve temperlenmemiş numunelerin dahi üstüne çıkmıştır. Şekil 7.35 incelendiğinde, SEM ve XRD sonuçları ile paralel olarak alaşım elementi arttıkça kriyojenik işlemin etkisinin arttığı gözlenmektedir.



Şekil 7.35. Bütün çeliklerin S, S+T200 ve S+K24+T200 koşulları için Rietveld analizi sonucunda elde edilen tetragonalite (c/a) oranlarındaki değişim.

8. SONUÇ VE ÖNERİLER

Kriyojenik işlem nispeten yeni ve hala tartışmalara gebe bir konu olsa da son yıllarda yapılan çalışmalarla yerini giderek sağlamlaştırmaktadır. Bu çalışmada C50, 55Cr3, 51CrV4 ve 52CrMoV4 çeliklerine derin kriyojenik işlem (-196 °C, 24 saat) uygulanarak aşınma davranışı ile alaşım elementleri arasındaki etkileşimler araştırılmıştır. Aşınma davranışını anlamak için çalışma kapsamında mekanik testler yürütülmüş ve karakterizasyon çalışmaları yapılmıştır.

- Numuneler geleneksel ısıtıl işlem ile östenitlenmiş ardından C50'ye suda, geri kalan numunelere; 55Cr3, 51CrV4 ve 52CrMoV4'e yağda su verilmiştir. Numunelerin bir grubu 200 °C, ikinci grubu 500 °C sıcaklıkta temperlenmiş ve referans numune yapılmıştır. Üç ve dördüncü grup numuneler sertleştirildikten sonra 24 saat kriyojenik işleme tabi tutulmuş ve ardından aynı temperleme sıcaklıklarında temperleme işlemine girmiştir.
- Numunelere uygulanan sertlik testleri kriyojenik işlemin etkisini net bir şekilde göstermiştir. Geleneksel ısıtıl işleme kıyasla kriyojenik işlem ile 51CrV4 numunesinde, 200 °C temperleme sıcaklığı için 33,6 HV kadar sertlik farkı saptanmıştır. 500 °C temperleme sıcaklığı için en yüksek fark 30,7 HV ile 52CrMoV4'e aittir. En alaşımlı çelikler en yüksek sertlik farklarına sahiptir. Bunun nedeninin yapılarında farklı karbürler oluşması ve karbür oranının daha fazla olması olduğu düşünülmektedir.
- Aşınma testlerinde de sertlik sonuçlarına paralel sonuçlar alınmıştır. Kriyojenik işlem gören bütün numuneler daha iyi aşınma oranları göstermiştir. Aşınma oranları; C50 için %71, 55Cr3 için %84,41, 51CrV4 için %79,8 ve 52CrMoV4 için %80 oranında düşmüştür. Bu büyük fark kriyojenik işlemin direkt bir sonucudur. İyileşmenin en az olduğu çelik, sade karbon çeliğidir. Bu sonuçtan hareketle alaşım elementlerinin kriyojenik işlem sayesinde aşınma davranışını iyileştirdiği görülmüştür.

- Karakterizasyon çalışmaları ile numunelerin içyapıları incelenmiştir. Karbür yapılarının artışı mikroyapı görüntülerinde tespit edilmiştir. Aynı zamanda karbürlerin homojen bir dağılım sergiledikleri ve kriyojenik işlem ile boyutlarının küçüldüğü yine mikroyapıdan tespit edilmiştir. Bütün bu değişimler mekanik özellikleri arttıran mekanizmalardır.
- XRD paternleri incelendiğinde kriyojenik işlem görmüş numunelerin piklerinde bir kayma olduğu görülmüştür. Bunun nedeninin kalıntı östenitin martenzite dönüşmesiyle plastik deformasyonun matriste yarattığı etki olduğu düşünülmektedir. Artan karbürlerin dislokasyon bölgelerinde yoğunlaşması, kilitlenme etkisine neden olmakta ve numunedeki gerinim artmaktadır. Numunelerdeki bu durum Rietveld analizi ile paralel sonuçlar göstermektedir. Artan tetragonalite ile gerinimin de artmış olduğu söylenebilir. Ayrıca numuneler arasında, alaşım elementi miktarının artışı ile XRD paternlerindeki piklerde kayma miktarının da arttığı gözlemlenmiştir. Matriste yaratılan plastik deformasyonu, alaşım elementlerinin direkt olarak etkilediği ve alaşım elementi miktarının artması ile bu etkinin büyüdüğü düşünülebilir.

Bu çalışmadan sonra, yay çeliği parçaları için önem arz eden ancak bu tez çalışması kapsamında değerlendirilemeyen yorulma dayanımı üzerine çalışma yapılabilir. Aşınma testlerindeki olumlu sonuçların daha uzun mesafe ve/veya daha büyük normal yük ile nasıl sonuçlar ortaya koyabileceği incelenebilir. Ayrıca orta karbonlu yay çelikleri için optimum ısıtma işlem şartlarını araştırmak başka bir araştırmanın konusu olabilir.

KAYNAKLAR DİZİNİ

- Akhbarizadeh, A., Shafyei, A., Golozar, M. A., 2009, Effects of cryogenic treatment on wear behavior of D6 tool steel. *Materials and Design*, 30(8), 3259–3264. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.11.016>
- Amini, K., Nategh, S., Shafyei, A., 2010, Influence of different cryotreatments on tribological behavior of 80CrMo12 5 cold work tool steel. *Materials and Design*, 31(10), 4666–4675. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.05.028>
- Amini, K., Akhbarizadeh, A., Javadpour, S., 2012a, Effect of deep cryogenic treatment on the formation of nano-sized carbides and the wear behavior of D2 tool steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 19(9), 795–799. <https://doi.org/10.1007/s12613-012-0630-2>
- Amini, K., Akhbarizadeh, A., Javadpour, S., 2012b, Investigating the effect of holding duration on the microstructure of 1.2080 tool steel during the deep cryogenic heat treatment. *Vacuum*, 86(10), 1534–1540. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2012.02.013>
- Anonim, ÇİB (Çelik İhracatçıları Birliği), İstatistikler, <http://www.cib.org.tr/tr/istatistikler.html>, erişim tarihi: 23.11.2020.
- ASM International., 1997, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. ASM International®, p.813.
- Baldissera, P., Delprete, C., 2008, Deep Cryogenic Treatment: A Bibliographic Review. *The Open Mechanical Engineering Journal*, 2(1), 1–11. <https://doi.org/10.2174/1874155X00802010001>
- Barron, R. F., 1982, Cryogenic Treatment To Improve Wear Resistance. *Cryogenics*, 22(8), 409–413. [https://doi.org/10.1016/0011-2275\(82\)90085-6](https://doi.org/10.1016/0011-2275(82)90085-6)
- Bhadeshia, H., Honeycombe, R., 2017, *Steels Microstructure and Properties, (Fourth)*, Elsevier, p.1-2, 142.
- Bryson, W. E., 2015, *Heat Treatment: Master Control Manual*. Hanser Publications, Elsevier, p. 9-10.
- Buckley, D. H., 1983, Surface effects in adhesion, friction, wear and lubrication. Elsevier, p.315.
- Budinski, K. G., 1998, *Friction, Wear, and Erosion Atlas*. CRC Press Taylor, p.8, 61-66, 141.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Çakir, F. H., Çelik, O. N., 2017, The effects of cryogenic treatment on the toughness and tribological behaviors of eutectoid steel. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 31(7), 3233–3239. <https://doi.org/10.1007/s12206-017-0613-3>
- Çalışkan, K., 2003, Automated Design Analysis of Anti-Roll Bar, M.Sc. Thesis, Middle East Technical University, 123 p.
- Callister Jr., W. D., Rethwisch, D. G., 2013, *Materials Science and Engineering: An Introduction*, 9th ed., Wiley, p.410-414, 440.
- Candane, D., 2013, Effect of Cryogenic Treatment on Microstructure and Wear Characteristics of AISI M35 HSS. *International Journal of Materials Science and Applications*, 2(2), 56. <https://doi.org/10.11648/j.ijmsa.20130202.14>
- Çiçek, A., Kıvak, T., Turgut, Y., Uygur, İ., Ekici, E., 2011, Derin kriyojenik işlemin kesme kuvvetleri, delik çapları ve takım ömrü üzerine etkileri. 6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11), Elazığ, Mayıs, 33–36.
- Çiçek, A., Kıvak, T., Uygur, I., Ekici, E., Turgut, Y., 2012, Performance of cryogenically treated M35 HSS drills in drilling of austenitic stainless steels. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 60(1–4), 65–73. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3616-8>
- da Silva, F. J., Franco, S. D., Machado, Á. R., Ezugwu, E. O., Souza, A. M., 2006, Performance of cryogenically treated HSS tools. *Wear*, 261(5–6), 674–685. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.01.017>
- Darwin, J. D., Mohan Lal, D., Nagarajan, G., 2008, Optimization of cryogenic treatment to maximize the wear resistance of 18% Cr martensitic stainless steel by Taguchi method. *Journal of Materials Processing Technology*, 195(1–3), 241–247. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.05.005>
- Das, D., Dutta, A. K., Ray, K. K., 2008, On the enhancement of wear resistance of tool steels by cryogenic treatment. *Philosophical Magazine Letters*, 88(11), 801–811. <https://doi.org/10.1080/09500830802380788>
- Das, D., Dutta, A. K., Ray, K. K., 2009, Correlation of microstructure with wear behaviour of deep cryogenically treated AISI D2 steel. *Wear*, 267(9–10), 1371–1380. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.12.051>
- Ezgi, E., 2012, Otomotiv endüstrisinde kullanılan denge çubukları için ısıtma işlem prosesindeki farklı sertleştirme ortamlarının yorulma davranışına etkileri, Yüksek lisans tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 209 s.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Firouzdor, V., Nejati, E., Khomamizadeh, F., 2008, Effect of deep cryogenic treatment on wear resistance and tool life of M2 HSS drill. *Journal of Materials Processing Technology*, 206(1–3), 467–472. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.12.072>
- Galindo-Nava, E. I., Rivera-Díaz-Del-Castillo, P. E. J., 2015, A model for the microstructure behaviour and strength evolution in lath martensite. *Acta Materialia*, 98, 81–93. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.07.018>
- Gaşan, H., Ertürk, F., 2013, Effects of a destabilization heat treatment on the microstructure and abrasive wear behavior of high-chromium white cast iron investigated using different characterization techniques. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 44(11), 4993–5005. <https://doi.org/10.1007/s11661-013-1851-3>
- Gavriljuk, V. G., Sirosh, V. A., Petrov, Y. N., Tyshchenko, A. I., Theisen, W., vd., 2014, Carbide precipitation during tempering of a tool steel subjected to deep cryogenic treatment. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 45(5), 2453–2465. <https://doi.org/10.1007/s11661-014-2202-8>
- Gavriljuk, V. G., Theisen, W., Sirosh, V. V., Polshin, E. V., Kortmann, A., vd., 2013, Low-temperature martensitic transformation in tool steels in relation to their deep cryogenic treatment. *Acta Materialia*, 61(5), 1705–1715. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.11.045>
- Gogte, C. L., Iyer, K. M., Paretkar, R. K., Peshwe, D. R., 2009, Deep subzero processing of metals and alloys: Evolution of microstructure of AISI T42 tool steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 24(7–8), 718–722. <https://doi.org/10.1080/10426910902806210>
- Gonçalves, V. R. M., Podgornik, B., Leskovšek, V., Totten, G. E., Canale, L. de C. F., 2019, Influence of Deep Cryogenic Treatment on the Mechanical Properties of Spring Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 28(2), 769–775. <https://doi.org/10.1007/s11665-019-3864-6>
- Grossmann, M. A., 1953, *Principles of Heat Treatment*, 4th ed., American Society for Metals, p.75-76.
- Hu, X., Li, L., Wu, X., Zhang, M., 2006, Coarsening behavior of M23C6 carbides after ageing or thermal fatigue in AISI H13 steel with niobium. *International Journal of Fatigue*, 28(3), 175–182. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2005.06.042>
- Huang, J. Y., Zhu, Y. T., Liao, X. Z., Beyerlein, I. J., Bourke, M. A., vd., 2003, Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel. *Materials Science and Engineering A*, 339(1–2), 241–244. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00165-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00165-X)

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Jaswin, M. A., Lal, D. M., 2011, Effect of cryogenic treatment on the tensile behaviour of En 52 and 21-4N valve steels at room and elevated temperatures. *Materials and Design*, 32(4), 2429–2437. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.11.065>
- Jiang, B., Wu, M., Zhang, M., Zhao, F., Zhao, Z., vd., 2017, Microstructural characterization, strengthening and toughening mechanisms of a quenched and tempered steel: Effect of heat treatment parameters. *Materials Science and Engineering A*, 707, 306–314. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.09.062>
- Jurči, P., Dománková, M., Čaplovič, L., Ptačinová, J., Sobotová, J., vd., 2015, Microstructure and hardness of sub-zero treated and no tempered P/M Vanadis 6 ledeburitic tool steel. *Vacuum*, 111, 92–101. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2014.10.004>
- Kalin, M., Leskovšek, V., Vižintin, J., 2006, Wear behavior of deep-cryogenic treated high-speed steels at different loads. *Materials and Manufacturing Processes*, 21(8), 741–746. <https://doi.org/10.1080/10426910600727924>
- Kalsi, N. S., Sehgal, R., Sharma, V. S., 2010, Cryogenic treatment of tool materials: A review. *Materials and Manufacturing Processes*, 25(10), 1077–1100. <https://doi.org/10.1080/10426911003720862>
- Kato, K., Adachi, K., 2001, Wear Mechanisms. In B. Bhushan (Ed.), *Modern Tribology Handbook* (1st ed., pp. 273–299). CRC Press, p.290.
- Katoch, S., Sehgal, R., Singh, V., 2016, Effect of cryogenic treatment on the tribological behaviour of H11 hot die steel dry sliding against D3 steel. *Tribology - Materials, Surfaces and Interfaces*, 10(4), 185–195. <https://doi.org/10.1080/17515831.2016.1263030>
- Kaya, E., Ulutan, M., 2017, Tribological and mechanical properties of deep cryogenically treated medium carbon micro alloy steel. *Metals and Materials International*, 23(4), 691–698. <https://doi.org/10.1007/s12540-017-6715-8>
- Khrais, S. K., Lin, Y. J., 2007, Wear mechanisms and tool performance of TiAlN PVD coated inserts during machining of AISI 4140 steel. *Wear*, 262(1–2), 64–69. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2006.03.052>
- Krauss, G., 2015, *Steels: processing, structure, and performance*, 2nd ed., ASM International®, p.345-350.
- Kumar, T. V., Thirumurugan, R., Viswanath, B., 2017, Influence of cryogenic treatment on the metallurgy of ferrous alloys: A review. *Materials and Manufacturing Processes*, 32(16), 1789–1805. <https://doi.org/10.1080/10426914.2017.1317790>

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Li, B., Li, C., Wang, Y., Jin, X., 2018, Effect of cryogenic treatment on microstructure and wear resistance of carburized 20CrNi2MoV steel. *Metals*, 8(10).
<https://doi.org/10.3390/met8100808>
- Li, S., Deng, L., Wu, X., 2010, The mechanism investigation of deep cryogenic treatment on high alloy martensitic steel by low frequency internal friction. *Cryogenics*, 50(8), 433–438. <https://doi.org/10.1016/j.cryogenics.2010.04.003>
- Li, S., Min, N., Li, J., Wu, X., Li, C., vd., 2013, Experimental verification of segregation of carbon and precipitation of carbides due to deep cryogenic treatment for tool steel by internal friction method. *Materials Science and Engineering A*, 575, 51–60.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.03.070>
- Liscic, B. (2006). *Steel Heat Treatment*. In G. E. Totten (Ed.), *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies* (2nd ed., pp. 278–413). CRC Press, p.334-392.
- Liu, Y., Shao, S., Xu, C., Yang, X., Lu, D. 2012, Enhancing wear resistance of Mg-Zn-Gd alloy by cryogenic treatment. *Materials Letters*, 76, 201–204.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2012.02.072>
- Lobodyuk, V. A., Meshkov, Y. Y., Pereloma, E. V., 2019, On Tetragonality of the Martensite Crystal Lattice in Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 50(1), 97–103.
<https://doi.org/10.1007/s11661-018-4999-z>
- Lu, W., Herbig, M., Liebscher, C. H., Morsdorf, L., Marceau, R. K. W., vd., 2018, Formation of eta carbide in ferrous martensite by room temperature aging. *Acta Materialia*, 158, 297–312. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.07.071>
- Lu, Y., Yu, H., Sisson, R. D., 2017, The effect of carbon content on the c/a ratio of as-quenched martensite in Fe-C alloys. *Materials Science and Engineering A*, 700(April), 592–597. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.094>
- Ludema, K. C., 2001, Friction. In B. Bhushan (Ed.), *Modern Tribology Handbook Volume One Principles of Tribology* (1st ed., pp. 205–230). CRC Press, p.206.
- Mang, T., Bobzin, K., Bartels, T., 2010, *Industrial Tribology*. Wiley-VCH Verlag & Co. KGaA, p.1, 25, 37-44.
- Marghitu, D. B., 2005, *Kinematic Chains and Machine Components Design*. Elsevier Academic Press, p.723.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Mårtensson, P., Zenkert, D., Åkermo, M., 2015, Effects of manufacturing constraints on the cost and weight efficiency of integral and differential automotive composite structures. *Composite Structures*, 134, 572–578. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2015.08.115>
- Maruyama, N., Tabata, S., Kawata, H., 2020, Excess Solute Carbon and Tetragonality in As-Quenched Fe-1Mn-C (C:0.07 to 0.8 Mass Pct) Martensite. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 51(3), 1085–1097. <https://doi.org/10.1007/s11661-019-05617-y>
- Mesquita, R. A., Barbosa, C. A., Morales, E. V., Kestenbach, H. J., 2011, Effect of silicon on carbide precipitation after tempering of H11 hot work steels. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 42(2), 461–472. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0430-0>
- Michaud, P., Delagnes, D., Lamesle, P., Mathon, M. H., Levailant, C., 2007, The effect of the addition of alloying elements on carbide precipitation and mechanical properties in 5% chromium martensitic steels. *Acta Materialia*, 55(14), 4877–4889. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.05.004>
- Nishiyama, Z., 1978, *Martensitic Transformation* (M. E. Fine, M. Meshii, C. M. Wayman (eds.)). Academic Press Inc., p.17.
- Özden, R. C., Anık, M., 2020, Enhancement of the mechanical properties of EN52CrMoV4 spring steel by deep cryogenic treatment. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, 51(4), 422–431. <https://doi.org/10.1002/mawe.201900122>
- Patil, P. I., Tated, R. G., 2012, Comparison of effects of cryogenic Treatment on different types of steels: A review. *IJCA Proceedings on International Conference in Computational Intelligence, ICCIA(9)*, 10–29.
- Paydar, H., Amini, K., Akhbarizadeh, A., 2014, Investigating the effect of deep cryogenic heat treatment on the wear behavior of 100Cr6 alloy steel. *Kovove Materialy*, 52(3), 163–169. <https://doi.org/10.4149/km-2014-3-163>
- Pellizzari, M., 2008, Influence of deep cryogenic treatment on the properties of conventional and PM high speed steels. *Metallurgia Italiana*, 100(8), 17–22.
- Pérez, M., Belzunce, F. J., 2015, The effect of deep cryogenic treatments on the mechanical properties of an AISI H13 steel. *Materials Science and Engineering A*, 624, 32–40. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.11.051>
- Podgornik, B., Leskovsek, V., Vizintin, J., 2009, Influence of deep-cryogenic treatment on tribological properties of P/M high-speed steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 24(7–8), 734–738. <https://doi.org/10.1080/10426910902809339>

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Podgornik, B., Paulin, I., Zajec, B., Jacobson, S., Leskovšek, V., 2016, Deep cryogenic treatment of tool steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 229, 398–406. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.09.045>
- Podgornik, B., Tehovnik, F., Burja, J., Senčič, B., 2018, Effect of Modifying the Chemical Composition on the Properties of Spring Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 49(8), 3283–3292. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4713-1>
- Rajan, T. V., Sharma, C. P., Sharma, A., 2011, *Heat Treatment: Principles and Techniques* (2nd ed.), PHI Learning Private Limited, p.1, 94-106, 145-147.
- Ray, K. K., Das, D., 2017, Improved wear resistance of steels by cryotreatment: the current state of understanding. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 33(3), 340–354. <https://doi.org/10.1080/02670836.2016.1206292>
- Rudnev, V., Loveless, D., Cook, R. L., 2018, *Handbook of Induction Heating*. In Boca Raton: CRC Press (2nd ed.), CRC Press, p.146.
- Senthilkumar, D., Rajendran, I., 2011, Influence of Shallow and Deep Cryogenic Treatment on Tribological Behavior of En 19 Steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 18(9), 53–59. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(12\)60034-X](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(12)60034-X)
- Senthilkumar, D., Rajendran, I., 2012, Optimization of deep cryogenic treatment to reduce wear loss of 4140 steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 27(5), 567–572. <https://doi.org/10.1080/10426914.2011.593237>
- Senthilkumar, D., Rajendran, I., Pellizzari, M., Siirainen, J., 2011, Influence of shallow and deep cryogenic treatment on the residual state of stress of 4140 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 211(3), 396–401. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.10.018>
- Singh, R., 2016, *Applied Welding Engineering: Processes, Codes, and Standards (Second)*. Elsevier Inc., p.8-11, 57.
- Singla, A. K., Singh, J., Sharma, V. S., 2018, Processing of materials at cryogenic temperature and its implications in manufacturing: A review. *Materials and Manufacturing Processes*, 33(15), 1603–1640. <https://doi.org/10.1080/10426914.2018.1424908>
- Sinha, A. K., Wu, C., Liu, G., 2006, Steel Nomenclature. In G. E. Totten (Ed.), *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies* (2nd ed, pp. 2–88). CRC Press, p.2-8.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Sohma, H., Tagashira, K., Azuma, R., 1994, Role of Eta-carbide Precipitations in the Wear Resistance Improvements of Fe-12Cr-Mo-V-1.4C Tool Steel by Cryogenic Treatment. *ISIJ International*, 34(2), 205–210.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.34.205>
- Suchánek, J., Kuklík, V., 2009, Influence of heat and thermochemical treatment on abrasion resistance of structural and tool steels. *Wear*, 267(11), 2100–2108.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2009.08.003>
- Sverdlin, A. V., Ness, A. R., 2006a, Effects of Alloying Elements on The Heat Treatment of Steel. In G. E. Totten (Ed.), *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies* (2nd ed., pp. 166–211). CRC Press, p.174, 206.
- Sverdlin, A. V., Ness, A. R., 2006b, Fundamental Concepts in Steel Heat Treatment. In G. E. Totten (Ed.), *Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies* (2nd ed., pp. 122–163). CRC Press, p.122.
- Takadom, J., 2008, *Materials and Surface Engineering in Tribology*. John Wiley & Sons, Inc., p.83-84.
- Talebi, S. H., Jahazi, M., Melkonyan, H., 2018, Retained austenite decomposition and carbide precipitation during isothermal tempering of a medium-carbon low-alloy bainitic steel. *Materials*, 11(8). <https://doi.org/10.3390/ma11081441>
- Taşatar, C., 2006, Viraj denge çubuğunun yapısal analizi. Yüksek lisans tezi, Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 68 s.
- Thelning, K. E., 1984, *Steel and its Heat Treatment*, (2nd ed.), Butterworth-Heinemann, p.14-16, 285-288.
- Tyshchenko, A. I., Theisen, W., Oppenkowski, A., Siebert, S., Razumov, O. N., vd., 2010, Low-temperature martensitic transformation and deep cryogenic treatment of a tool steel. *Materials Science and Engineering A*, 527(26), 7027–7039.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.056>
- Vahdat, S. E., Nategh, S., Mirdamadi, S., 2013, Microstructure and tensile properties of 45WCrV7 tool steel after deep cryogenic treatment. *Materials Science and Engineering A*, 585, 444–454. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.07.057>
- Verhoeven, J. D., 2007, *Steel Metallurgy for the Non-Metallurgist.*, ASM International®, <https://doi.org/10.1361/smmn2007p009>, p.9.
- Vimal, A. J., Bensely, A., Lal, D. M., Srinivasan, K., 2008, Deep cryogenic treatment improves wear resistance of en 31 steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 23(4), 369–376. <https://doi.org/10.1080/10426910801938098>

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

- Williams, J. A., Dwyer-Joyce, R. S., 2001, Contact Between Solid Surfaces. In B. Bhushan (Ed.), *Wear Mechanisms* (1st ed., pp. 121–162). CRC Press, p.121-137.
- Yamada, Y., 2007, Materials for springs. In *Selection and Use of Engineering Materials*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, p.47.
- Yong, A. Y. L., Seah, K. H. W., Rahman, M., 2006, Performance evaluation of cryogenically treated tungsten carbide tools in turning. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(15), 2051–2056.
<https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.01.002>
- Zhirafar, S., Rezaeian, A., Pugh, M., 2007, Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 186(1–3), 298–303. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.12.046>