Kriyojenik (Buzul) İşlem Uygulanmış Mikro Alaşımlı Çeliklerin Tribolojik ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi

Esad Kaya

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Mayıs 2016

Investigation of Tribological and Mechanical Properties of Cryogenic Treated Micro Alloyed Steels

Esad Kaya

MASTER OF SCIENCE THESIS

Department of Mechanical Engineering

May 2016

Kriyojenik (Buzul) İşlem Uygulanmış Mikro Alaşımlı Çeliklerin Tribolojik ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi

Esad Kaya

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi
Fen Bilimleri Enstitüsü
Lisansüstü Yönetmeliği Uyarınca
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı
İmalat Konstrüksiyon Bilim Dalında
YÜKSEK LİSANS TEZİ
Olarak Hazırlanmıştır

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Mustafa Ulutan

[Bu tez ESOGÜ BAP tarafından ”201515D20” no’lu proje çerçevesinde desteklenmiştir]
Mayıs 2016

ONAY

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı Yüksek Lisans öğrencisi Esad Kaya'nın YÜKSEK LİSANS tezi olarak hazırladığı "Kriyojenik (Buzul) İşlem Uygulanmış Mikro Alaşımlı Çeliklerin Tribolojik ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi" başlıklı bu çalışma, jürimizce lisansüstü yönetmeliğin ilgili maddeleri uyarınca değerlendirilerek kabul edilmiştir.

Danışman **:** Yrd. Doç. Dr. Mustafa ULUTAN

İkinci Danışman **: -----**

Yüksek Lisans Tez Savunma Jürisi:

Üye : Yrd. Doç. Dr. Mustafa ULUTAN

Üye : Doç. Dr. Osman Nuri ÇELİK

Üye : Yrd. Doç. Dr. Ömür AKBAYIR

Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulu'nun ..... tarih ve ..... sayılı kararıyla onaylanmıştır.

Prof. Dr. Hürriyet ERŞAHAN
Enstitü Müdürü

ETİK BEYAN

Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kılavuzuna göre, Yrd. Doç. Doç Mustafa ULUTAN danışmanlığında hazırlamış olduğum "Kriyojenik (Buzul) İşlem Uygulanmış Mikro Alaşımlı Çeliklerin Tribolojik ve Mekanik Özelliklerinin İncelenmesi" 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 çalışmamda yararlandığım eserlerin tümüne atıf yaptığımı ve kaynak gösterdiğimi ve bilgi, belge ve sonuçları bilimsel etik ilke ve kurallara göre sunduğumu beyan ederim. 11/05/2016

Esad Kaya

İmza

ÖZET

Bu çalışmada, ticari tip iki mikro alaşımlı çelik olan 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti malzemelerine geleneksel ısıl işlem süreçlerine ek olarak kriyojenik işlem uygulanmıştır. Kriyojenik işlemler sığ (−160ºC) ve derin (−196ºC) tipte olmak üzere 8, 12 ve 24 saat bekletme sürelerinde gerçekleştirilmiştir. Her iki malzeme için de oluşturulan yedi farklı ısıl işlem grubu numunelerine çentik darbe testi yapılmıştır. Numunelerin içyapıları Optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM), enerji dağılımlı X-ray spektroskopisi (EDS) yöntemleri ile incelenmiştir. Ayrıca kriyojenik işlem ve geleneksel ısıl işlem sonrası yapı X ışını kırınımı (XRD) yöntemleri ile belirlenmiştir. Isıl işlemler sonucu mikro yapı özellikleri değişen numunelerin sertlikleri Rockwell-C skalasında ölçülmüştür. Uygulanan ısıl işlemlerin tribolojik özelliklere olan etkisi küre-disk yöntemi kullanılarak sürtünme katsayıları ve özgül aşınma oranları ile belirlenmiştir. Aşınma testleri WC küreye karşı 100 metre mesafede gerçekleştirilmiştir. Aşınma davranışı SEM ve EDS teknikleri kullanılarak incelenmiştir.

Deneysel sonuçlar incelendiğinde, kriyojenik işlem uygulanan numunelerde darbe direnci düşerken, sertlik kısmen artmıştır. Kriyojenik işlem sonrası mikro alaşımlı çeliklerin mikroyapısında martenzit, beynit ve farklı bileşimlerde demir karbürler belirlenmiştir. Derin kriyojenik işlem uygulanan numuneler geleneksel yönteme göre daha yüksek aşınma direnci gösterirken sığ kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde önemli bir fark elde edilmemiştir.

Anahtar Kelimeler: Kriyojenik İşlem, Triboloji, Mikro Alaşımlı Çelikler, Aşınma

SUMMARY

In this study, two types of commercial micro alloyed steel 38MnVS6 and 38MnVS6+Ti are cryogenically treated. Cryogenic treatments are performed in shallow (−160ºC) and deep (−196ºC) type including 8, 12 and 24-hour soaking times. For both materials studied in research notch impact tests were applied to all control groups. Fracture surfaces were examined using scanning electron microscopy (SEM). Microstructures investigated by including optical microscope (OM), SEM and energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS). Also different types of phases are determined by X-ray diffraction (XRD) technique. The hardness were measured in terms of Rockwell-C scale. Heat treatment effect on the wear behavior is determined using the ball on disk method. Wear test were performed in 100 meter distance and WC ball used as counterbody in tests. Coefficient of friction is determined for all conditions. Wear behaviour is investigated by using SEM and EDS techniques.

The results reveal that, groups for all cryogenic treatment applied impact thoughness decreased due to increase in hardness. Martensite, bainite, and different iron carbides were observed in the microstructure of cryogenically treated micro alloyed steels. In terms of wear resistance, deep cryogenic treatment shows higher values compared to conventional heat treated ones while shallow cryogenic treatment showed no significant effects.

Keywords: Cryogenic Treatment, Tribology, Micro Alloyed Steels, Wear

TEŞEKKÜR

Çalışmam sırasında bilgi ve deneyimlerini benden esirgemeyen, beni yönlendiren ve her türlü olanağı sağlayan danışman hocam Yrd. Doç. Dr. Mustafa Ulutan'a, teşekkürlerimi sunarım. Bu çalışmayı 201515D20 kodlu Bilimsel Araştırma Projesi kapsamında destekleyen Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Komisyonu'na, tez çalışmam kapsamında gerekli olan deney numunelerini hazırlayan Türkiye Lokomotif ve Motor Fabrikası Anonim Şirketi (TÜLOMSAŞ) çalışanlarına teşekkür ederim. Öğrenim hayatım boyunca maddi ve manevi destekleri ile yanımda olan aileme teşekkürü bir borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET ..... **vi**
SUMMARY ..... **vii**
TEŞEKKÜR ..... **viii**
İÇİNDEKİLER ..... **ix**
ŞEKİLLER DİZİNİ ..... **xi**
ÇİZELGELER DİZİNİ ..... **xv**
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ ..... **xvi**
1. GİRİŞ VE AMAÇ **1**
2. TRİBOLOJİ **3**
2.1. Aşınma ve Mekanizmaları 3
2.1.1. Abrasif aşınma 4
2.1.2. Adhezif aşınma 4
2.1.3. Tribokimyasal aşınma 5
2.1.4. Yüzey yorulması 5
2.1.5. Sürtünme 6
2.1.6. Temas mekaniği ve hertz simülasyonu 6
3. GELENEKSEL ISIL İŞLEMLER VE KRİYOJENİK İŞLEM **9**
3.1. Geleneksel Isıl İşlemler 9
3.1.1. Sertleştirme 10
3.1.2. Temperleme 10
3.2. Kriyojenik Isıl İşlem 12
3.2.1. Kriyojenik işlemde kullanılan soğutma yöntemleri 14
3.2.2. Çeliklerde kriyojenik işlemin mekanizmaları 16
4. MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLER **18**
4.1. Mikro Alaşımlı Çeliklerin Standartları 19
4.2. Mikro Alaşım Elementlerinin Etkileri 22
4.2.1. Vanadyum 22
4.2.2. Titanyum 22
4.2.3. Alüminyum 23

İÇİNDEKİLER (devam)

Sayfa

4.2.4. Niyobyum 23
4.3. Mikro Alaşımlı Çeliklerde Dayanım Arttırma Mekanizmaları 23
4.3.1. Çökelti sertleşmesi 24
4.3.2. Tane boyutunda küçülme 24
5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI 26
6. MATERYAL VE YÖNTEM 36
6.1. Materyal 36
6.2. Yöntem 36
6.2.1. Geleneksel ve kriyojenik ısıl işlemler 37
6.2.2. Darbe deneyleri 39
6.2.3. Sertlik ölçümleri 41
6.2.4. Mikroyapı incelemeleri 42
6.2.5. X ışınları kırınım analizleri 43
6.2.6. Aşınma deneyleri 44
7. BULGULAR VE TARTIŞMALAR 45
7.1. Çentik Darbe Deneyi Sonuçları 47
7.2. Sertlik Deneyi Sonuçları 54
7.3. Mikroyapı İncelemeleri ve Sonuçları 56
7.4. X Işınları Kırınım Analizleri Sonuçları 68
7.5. Aşınma Deneyleri ve Sonuçları 71
8. SONUÇLAR VE ÖNERİLER 86
KAYNAKLAR DİZİNİ 88
EK AÇIKLAMALAR 88
EkAçıklamalar A.1: Hertz Temas Teorisine Göre Hertz Gerilim Hesabı **93**

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil **Sayfa**

2.1. Aşınma ve sürtünme davranışlarının farklı kullanım alanları 3

2.2. Abrasif aşınmanın farklı tipleri 4

2.3. Rijit kürenin elastik yüzey ile teması 7

3.1. Temperleme sıcaklığının sertlik üzerine etkisi: a) farklı Karbon yüzdelerine sahip çeliklerde, b) çeşitli alaşımlı çeliklerde 12

3.2. Kriyojenik işlemin ısıl işlem çevrimindeki yeri 13

3.3. Tipik kriyojenik işlem ve soğuk işlem çevrimi 13

3.4. Dolaylı soğutmalı kriyojenik sistem 15

3.5. Doğrudan soğutmalı kriyojenik sistem 15

4.1. Mikro alaşımlı çeliklerde mekanik özellikler kapsamında geliştirilmiş olan alaşımlar 20

4.2. Mikro alaşımlı çeliklerde farklı sertleştirme mekanizmalarının darbe geçiş sıcaklığına ve akma dayanımına olan etkisi 24

6.1. Charpy darbe deney numunesi teknik resmi 36

6.2. Deneysel çalışmalar iş akış şeması 37

6.3. Isıl işlem fırını (Protherm-PFL 1500) ve kriyojenik işlem cihazı (MMD Tekno) 38

6.4. Deneyleri gerçekleştirilen farklı sıcaklık ve zamanlarda uygulanan kriyojenik işlemlerin çevrim diyagramları: a)−160ºC'de 8,12 ve 24 saat b) −196ºC'de 8,12 ve 24 saat 38

6.5. AISI 1049 çeliğinin 1 saat süreli temperleme sıcaklığına bağlı sertlik değişimi 39

6.6. Charpy deney düzeneği, numune ve cihaz yerleşimi 40

6.7. Çentik darbe deney cihazı (MFL system PSW 300 joule) ve Rockwell sertlik ölçüm cihazı (Zwick 3106) 41

6.8. Numune kesme cihazı (Struers Discotom 5) ve numune zımparalama ve parlatma cihazı (Struers Tegraforce 4500) 42

6.9. Metal mikroskobu ve görüntüleme sistemi (Nikon clemex), Taramalı elektron mikroskobu (JEOL JSM-5600LV) ve X ışınları kırınım cihazı (Bruker D 8 Advance) 43

6.10. Aşınma test cihazı (CSM Tribometer) ve profil ölçüm cihazı (Mitutoyo SJ-400) 44

7.1. Ön deney iş akış şeması 45

7.2. Ön deney numunelerinin optik mikro yapı görüntüleri: a) İşlemsiz, b) 850ºC, c) 900ºC, d) 950ºC (1000X) 46

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

Şekil **Sayfa**

7.3. Ön deney numunelerinin SEM mikro yapı görüntüleri: a) İşlemsiz, b) 850ºC, c) 900ºC, d) 950ºC (5000X) 47

7.4. Mikro alaşımlı çelik numunelerde sığ ve derin kriyojenik işlemin kırılma enerjisine olan etkisi 51

7.5. 38MnVS6 çeliğine ait kırılma kesit 3000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat 52

7.6. 38MnVS6+Ti çeliğine ait kırılma kesit 3000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat 53

7.7. Farklı ısıl işlemlerde 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti çeliklerinin sertlik değişimi 55

7.8. 38MnVS6 çeliğinin 1000X optik görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat 57

7.9. 38MnVS6 çeliğinin 3000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat 58

7.10. 38MnVS6 çeliğinin 5000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat 59

7.11. 38MnVS6+Ti çeliğinin 1000X optik görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat 60

7.12. 38MnVS6+Ti çeliğinin 3000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat 61

7.13. 38MnVS6+Ti çeliğinin 5000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat 62

7.14. Farklı ısıl işlemler görmüş 38MnVS6 çeliğine ait 5000X EDS analizleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat 64

7.15. Farklı ısıl işlemler görmüş 38MnVS6 çeliğine ait 5000X EDS analizleri: a)−196ºC 8 saat, b)−196ºC 12 saat, c)−196ºC 24 saat 65

7.16. Farklı ısıl işlemler görmüş 38MnVS6+Ti çeliğine ait 5000X EDS analizleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat 66

ŞEKİLLER DİZİNİ (devam)

Şekil **Sayfa**

7.17. Farklı ısıl işlemler görmüş 38MnVS6+Ti çeliğine ait 5000X EDS analizleri:a)−196ºC 8 saat, b)−196ºC 12 saat, c)−196ºC 24 saat 67

7.18. Sığ kriyojenik işlem uygulanmış 38MnVS6 çeliğine ait XRD paternleri 69

7.19. Derin kriyojenik işlem uygulanmış 38MnVS6 çeliğine ait XRD paternleri 69

7.20. Sığ kriyojenik işlem uygulanmış 38MnVS6+Ti çeliğine ait XRD paternleri 70

7.21. Derin kriyojenik işlem uygulanmış 38MnVS6+Ti çeliğine ait XRD paternleri 70

7.22. 38MnVS6 çeliğinin özgül aşınma oranı ve sürtünme katsayısı değişim grafiği 72

7.23. 38MnVS6 çeliğinde mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği 74

7.24. 38MnVS6 çeliğinde aşınma izlerinin 250X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat 75

7.25. 38MnVS6 çeliğinde aşınma izlerinin 1500X EDS analizleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat 76

7.26. 38MnVS6 çeliğinde aşınma izlerinin 1500X EDS analizleri: a)−196ºC 8 saat, b)−196ºC 12 saat, c)−196ºC 24 saat 77

7.27. 38MnVS6+Ti çeliğinin özgül aşınma oranı ve sürtünme katsayısı değişim grafiği . 79

7.28. 38MnVS6+Ti çeliğinde mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği 80

7.29. 38MnVS6+Ti çeliğinde aşınma izlerinin 250X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat 82

7.30. 38MnVS6+Ti çeliğinde aşınma izlerinin 1500X EDS analizleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat 83

7.31. 38MnVS6+Ti çeliğinde aşınma izlerinin 1500X EDS analizleri: a)−196ºC 8 saat, b)−196ºC 12 saat, c)−196ºC 24 saat 84

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge **Sayfa**

4.1. EN 10267'deki kalitelerin kimyasal ve mekanik özellikleri 20
4.2. Otomotiv endüstrisinde mikro alaşım çelik uygulamaları 21
5.1. Kriyojenik işlemin çeşitli malzemelere etkileri 35
6.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan çelik malzemelerin kimyasal içerikleri 36
7.1. Östenitleme sıcaklığının sertliğe etkisi 46
7.2. Farklı ısıl işlemler gören 38MnVS6 çeliğinin kırılma tokluk değerleri 49
7.3. Farklı ısıl işlemler gören 38MnVS6+Ti çeliğinin kırılma tokluk değerleri 50
7.4. Farklı ısıl işlemler görmüş olan çeliklerin sertlik değerleri 55
7.5. Farklı ısıl işlemler sonrasında 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti çelikleri için özgül aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri 71

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Simgeler	Açıklama
TiN	Titanyum Nitrür
VN	Vanadyum Nitrür
TiC	Titanyum Karbür
AlN	Alüminyum Nitrür
WC	Volfram Karbür

Kısaltmalar	Açıklama
ASM	American Society for Metals
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Standarts for Testing and Materials
CT	Cold Treatment
DCT	Deep Cryogenic Treatment
EDS	Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy
EN	Euronorm
F_s	Sürtünme Kuvveti
GPa	Gigapascal
HB	Hardness of Brinell
HRC	Hardness of Rockwell-C
OM	Optik mikroskop
SCT	Shallow Cryogenic Treatment
SEM	Scanning Electron Microscope
TS	Türk Standartları
XRD	X-Ray Diffraction
YDDA	Yüksek Dayanımlı Düşük Alaşımlı Çelikler
ZSDD	Zaman Sıcaklık Dönüşüm Diyagramı
μ	Sürtünme Katsayısı
μm	Mikrometre

1. GİRİŞ VE AMAÇ

Aşınma, birbiri ile temas halinde olan ve hareket eden parçaların, mekanizmaların maruz kaldığı önemli bir sorundur. Makine parçalarının kullanım ömrü açısından yüksek aşınma direnci ve tokluk endüstriyel parçalarda istenen özelliklerdendir. Buna göre çelik malzemenin özelliklerinin geliştirilmesinde farklı ısıl işlemlere gerek duyulmaktadır. Değişik soğutma ortamlarında yapılan su verme, farklı sıcaklıklarda temperleme, sementasyon ve çeşitli difüzyon yöntemleri bu işlemlere örnek olarak gösterilebilir. Bu işlemler, günümüzde de yoğun bir şekilde kullanılmaktadırlar.

Bu yöntemlerden biri de 1960'lı yıllarda başlayıp günümüze kadar sürekli gelişen kriyojenik işlemdir. Kriyojenik işlem, geleneksel ısıl işlemlere alternatif olmaktan ziyade ısıl işlem sürecine ek olarak tek seferde malzemenin tüm hacmini etkileyen tamamlayıcı bir işlemdir. Kriyojenik işlemde, malzeme sıfır altı sıcaklıklara soğutularak bekletilir. Böylece yapıda daha önce uygulanan ısıl işlemlerde oluşan kalıntı östenit oranının azaltılması ve kalıntı gerilmelerin de giderilmesi sağlanır (Senthilkumar vd., 2011). Ayrıca bu işlem malzemede bulunan Cr, V ve Ti gibi alaşım elementlerinin aşınmaya dayanıklı ikincil karbürler oluşturmasını da sağlamaktadır. Yapılan çalışmalar, kriyojenik işlemin yüksek aşınmaya ve darbeli çalışmaya maruz kalan makine parçalarının ve kesici takımların kullanım ömürlerinde çarpıcı iyileştirmeler sağladığını göstermiştir (Meng vd., 1994; Merac, 2005; Mohan Lal vd., 2001; Pérez ve Belzunce, 2015).

Mikro alaşımlı çelikler otomotiv sanayinde krank milleri, pistonlar, biyel kolları, aks ve direksiyon parçaları imalatında kullanılmaktadır (Krauss, 2005). Mikro-alaşımlı çelikler içerdikleri elementler ve uygulanacak ısıl işlemlerle geliştirilebilecek olan mekanik özellikleri nedeni ile ilgi çekmektedirler. Bu nedenle mikro alaşımlı çeliklere uygulanacak kriyojenik işlemler sonrasında oluşan fazlar, mekanik ve aşınma özelliklerinin belirlenmesi önem arz etmektedir.

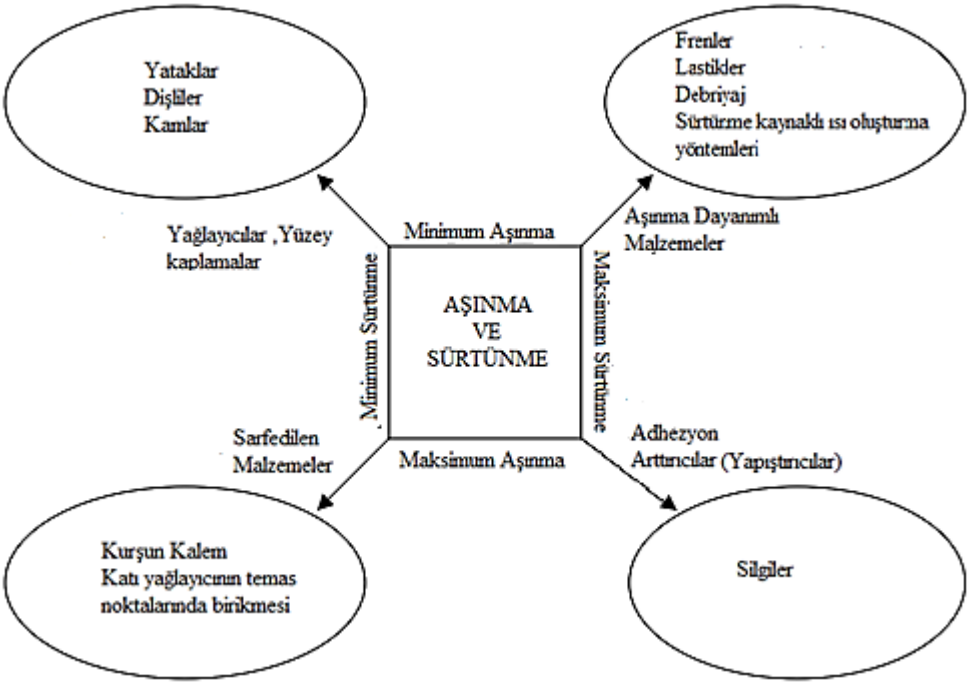
Bu çalışmada mikro alaşımlı çelik numunelere uygulanan farklı parametrelere sahip kriyojenik işlemin numunelerin sertliğine, aşınma direncine, sürtünme katsayısına ve darbe

direncine olan etkileri araştırılmıştır. Bu amaçla ticari tip 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti orta karbonlu mikro alaşımlı çelikler kullanılmıştır.

Sekiz bölümden oluşan bu çalışmada, birinci bölüm giriş bölümü olup bu bölümde tezin konusu ve amacı belirtilmiştir. İkinci bölümde triboloji, aşınma türleri ve sürtünme kavramı anlatılmıştır. Üçüncü bölümde geleneksel ve kriyojenik ısıl işlem yöntemi, mekanizmaları anlatılmıştır. Dördüncü bölümde, mikro-alaşımlı çelikler hakkında genel bilgiler ve kullanım alanlarına yer verilmiştir. Beşinci bölümde çelik malzemelere uygulanan kriyojenik işlem ve mikro alaşımlı çeliklerin aşınma davranışı ile ilgili kaynak araştırmalarına yer verilmiştir. Altıncı bölümde materyal ve yöntem anlatılmıştır. Yedinci bölümde bulgular ve tartışmalar ifade edilmiştir. Son bölüm olan sekizinci bölümde ise sonuçlar ve değerlendirmeler anlatılmıştır.

2. TRİBOLOJİ

Birbiri ile temas eden malzeme yüzeylerinde oluşan etkileşimleri ve yüzey özelliklerinin geliştirilmesini inceleyen triboloji, makine mühendisliğini ve malzeme bilimini de içeren disiplinler arası bir bilim dalıdır (Mang vd., 2011). En basit ifade ile triboloji biliminin amacı yüzeysel temaslar sonrası aşınma ve sürtünmeyi azaltmaktır. Şekil 2.1'de sürtünme ve aşınmanın farklı kombinasyonlarda temel uygulama alanları gösterilmiştir. Bir fren balatasında yüksek sürtünme düşük aşınma davranışı istenirken kurşun kalem ile yazım için ise tam tersi durum istenmektedir. Bir silginin kullanımı içinse iki özelliğin birden yüksek olması istenebilir (Stachowiak, 2005).



Şekil 2.1. Aşınma ve sürtünme davranışlarının farklı kullanım alanları (Stachowiak, 2005)

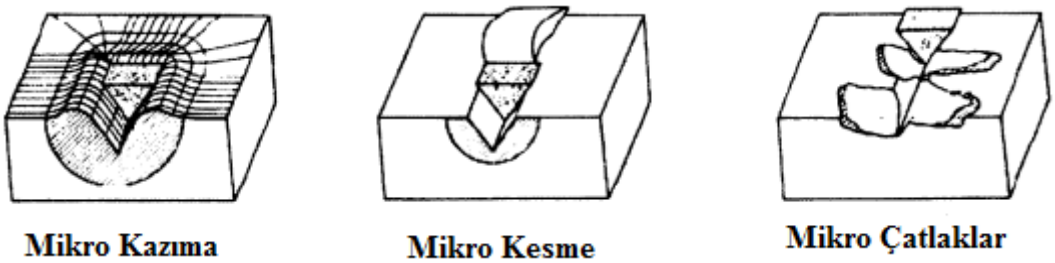
2.1. Aşınma ve Mekanizmaları

Aşınma, en genel tanımıyla yüzeyler arası etkileşim yoluyla malzeme kaybı olarak adlandırılır (Kapoor, 2012). Cisimlerin teması nedeni ile olan aşınma, malzeme veya hacim kaybı biçimine göre farklı mekanizmalar yoluyla sınıflandırılmaktadır. Aşınma dört temel

mekanizma sonucu oluşmaktadır. Bunlar abrasif ve adhezif, tribokimyasal aşınma ve yüzey yorulması olarak sınıflandırılmaktadır.

2.1.1. Abrasif aşınma

Abrasif aşınma, yumuşak bir malzeme ile sert bir malzemenin yüzeyinin pürüzleri veya sert parçacıkların ara yüzeye teması sonrasında gerçekleşir. Yüzeylere plastik deformasyon ya da kırılma ile hasar verir. Plastik deformasyon yoluyla oluşan abrasif aşınmada yumuşak malzemenin yüzeylerinde çizilmeler, oyuklar ve malzeme kayıpları görülebilir (Takadoum, 2008). Bunlar mikro seviyede olan kazıma (ploughing), kesme ve çatlak oluşumlarıdır. Temas eden yüzeylerde ilk olarak sert cisim yumuşak yüzeyi üzerinde oluklar açar. Malzeme oluk kenarlarına birikir fakat malzeme transferi olmaz. Temasın devam etmesi durumunda sert yüzey yumuşak yüzeyi keser. Yumuşak yüzeylerdeki oluk hacimleri kadar malzeme kayıpları oluşur. Bir sonraki aşamada ise yüzeyde kazıma ve sonrasında gerçekleşen kesme işlemlerinden dolayı oyuk kenarlarında süreksiz çatlaklar oluşur. Şekil 2.2'de abrasif aşınmanın çeşitleri görülmektedir.



Şekil 2.2. Abrasif aşınmanın farklı tipleri (Kapoor, 2012)

2.1.2. Adhezif aşınma

Adhezif aşınma, sürtünen iki katı yüzeyin katı-halde birbirine bağlanması (adhezyon) ile malzeme kaybı veya hasar görmesi durumudur (Budinski, 2013). Adhezyon birbiri ile temas halinde olan tribolojik çiftlerde yüksek temas basıncıyla atomik bağların artması sebebi ile görülür. İki yüzey temas etmeye başladığında sadece pürüz tepelerinde doğrudan temas oluşur. Bu durumda yüzeyler arası gerçek temas alanı görünen temas alanından daha küçük olmaktadır. Mikro seviyede temas noktalarında oluşan yüksek

gerilmeler pürüz tepelerini plastik olarak deforme eder. Plastik deformasyon ve sürtünme kaynaklı yüksek sıcaklık nedeniyle yoğun enerjiye maruz kalan temas noktaları kendi iç bağlarından (kohezif) daha kuvvetli adhezif bağlar oluşturur. Birleşen bu iki tabaka hareket ederek ayrıldığı zaman güçsüz olan bağların kopması ile bir yüzeyden diğer bir yüzeye malzeme transferi olur. Adhezyon genellikle bölgesel malzeme transferi ile başlar. Malzeme transferi iki yüzey arasında film tabakası oluşturur. Transfer tabakası aşınmış parçacıkları ve malzeme yığınlarını içerir (Mang vd., 2011). Adhezif aşınmada oluşan hasar yüzeylerden sadece birinde veya her iki yüzeyde gerçekleşebilir. Sürtünen yüzeylerde oluşan hasar yüzey yapısında mikroskobik değişimler yapabileceği gibi yapıyı da tamamen değiştirebilmektedir. Bu değişimler oluşan hasar türüne göre farklı adlandırmalar alabilmektedir (Budinski, 2013).

2.1.3. Tribokimyasal aşınma

Birbirine karşı afinitesi yüksek olan sistemlerde meydana gelir. Temas halinde ve bağıl bir kayma hızı olan iki yüzey birbirleri ile veya çevrelerinde bulunan kimyasallar ile tepkimeye girebilir. Yüksek basınç ve sürtünme hızı nedeniyle temas noktalarındaki sıcaklık artar ve tribokimyasal tepkimeler meydana gelir. Tepkime sonucu oksit tabakaları oluşur. Temas devam ettikçe oluşan bu oksit tabakaları kalınlaşır. Kalınlaşan oksit tabakaları yüzeyden koparak uzaklaşır ya da aşınma sürecinde üçüncü cisim olarak yer alırlar. Tribokimyasal aşınmayı engellemek için birbirine karşı kimyasal kararlı malzeme çiftleri seçilmelidir (Mang vd., 2011).

2.1.4. Yüzey yorulması

Tekrarlı yüklere maruz kalan yüzeylerde oluşan bir aşınma türüdür. Uygulanan tekrarlı yüklerin oluşturduğu gerilmeler malzeme yüzeyi ve katmanlarında çatlak oluşumlarını tetikler. Yüzeye paralel olarak başlayan bu çatlaklar malzeme içlerine doğru ilerler. Çatlaklar kritik bir büyüklüğe ulaştıktan sonra ufak aşınmış taneler halinde yüzeyden koparak uzaklaşır. Plastik deformasyon sonucu oluşan bu taneler abrasif aşındırıcı etkiye sahip olup aşınma hızını ve türünü etkiler. Bu olay yüzey yorulması veya delaminasyon aşınması olarak da adlandırılmaktadır (Takadoum, 2008).

2.1.5. Sürtünme

Sürtünme en temel anlamda, temas eden ve bağıl harekete sahip iki cismin temas yüzeylerinde hareketin başlamasına ve devamına karşı gösterdiği direnç olarak açıklanmaktadır. Bu direnç sürtünme kuvveti ya da momenti olarak kendini gösterebilir. Sürtünme, parçaların hareket şekline ve temas eden yüzeyler arasında yağlayıcı madde bulunup bulunmamasına göre sınıflandırılmaktadır. Hareket şekline göre kayma ve yuvarlanma sürtünmesi şeklinde yağlayıcı madde bulunma durumuna göre ise kuru, sınır ve sıvı sürtünmesi şeklinde sınıflandırılır (Akkurt, 2007). Sürtünme kuvveti ve katsayısı sayısal olarak denklem 2.1'deki gibi ifade edilmektedir.

$$F_s = \mu N \tag{2.1}$$

Burada F_s: Sürtünme kuvveti, μ: Sürtünme katsayısı, N: Normal yüktür. Sürtünme ile ilgili dört temel kanun olduğu bilinmektedir. Bu konu ile ilgili teorik yaklaşımlar aşağıdaki gibi özetlenebilir.

- Statik sürtünme katsayısı maksimum dik kuvvet ile normal kuvvetin bir oranıdır.
- Sürtünme kuvveti normal yük ile doğru orantılı olarak değişmektedir.
- Sürtünme kuvveti görünen temas alanı ve kayma hızından bağımsızdır.

Katı cisimler arasındaki sürtünme cisimlerin yapısı ile bağlantılıdır. Sürtünme katsayısı malzeme özelliği değil bir tribolojik sistem özelliğidir. Hesaplanan sürtünme katsayısının tanımlanmasında tribolojik sisteme etki eden tüm faktörler (yüzeyler arası sıvı, nem, sıcaklık, oksijen miktarı vb.) göz önüne alınmalıdır (Budinski, 2013).

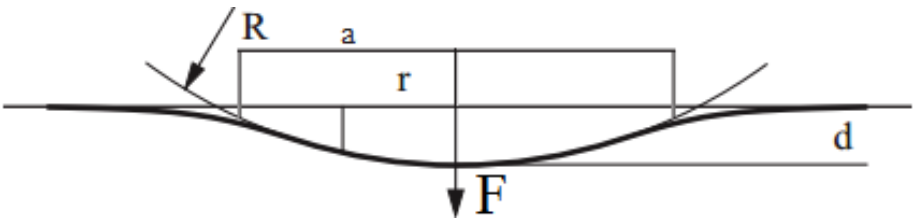
2.1.6. Temas mekaniği ve hertz simülasyonu

Temas mekaniği ve sürtünme olayının fiziği mühendislik disiplinlerinin temel araştırma alanlarından biridir. Makine mühendisliğinde ise yapılan bir tasarımın güvenliğini sağlamak ve sürtünme nedeniyle oluşan malzeme ve enerji kayıplarını önlemek ana hedefler arasındadır. Cisimler birbirlerine temas ettiklerinde kuvvet (tornavida), ısı ve elektrik iletiminin yanı sıra akışkanlarda sızdırmazlık (conta) sağlanabilir. Birbirine temas

eden iki katı cismin temas bölgeleri bir atom-altı mikroskobunda incelendiğine birbirine dokunan iki tektonik levha şeklinde olacağı görülecektir. Bu durum birbirine temas eden ve bir bağıl hızda hareketi olan cisimler için de geçerlidir. Nano boyuttan mega boyuta kadar farklı skalalarda gerçekleşen bu durum, temas ve sürtünme olaylarını benzer yöntemler ile açıklanabilmelerini mümkün kılar (Popov, 2010).

Çeşitli elastisite teorileri altında temas mekaniği için farklı çözümlemeler bulunmaktadır. Geçmişte araştırmacılar tarafından oluşan temasın adhezif karakterli olup olmamasına bağlı olarak farklı teoriler ortaya atılmıştır. Adhezif olmayan temaslar Hertz, adhezif temaslar için ise Johnson, Kendall ve Roberts tarafından geliştirilen çözümleri mevcuttur.

Tez kapsamında yapılan deneysel çalışmalarda tribolojik özellikleri belirlemek için küre-disk tipi aşınma testleri yapılmıştır. Bu temas tipinde oluşan gerilmeler Hertz temas teorisi ile hesaplanmaktadır. Şekil 2.3 şematik olarak rijit küre ile bir düz yüzeyin temasını göstermektedir.



Şekil 2.3. Rijit kürenin elastik yüzey ile teması (Popov, 2010)

Uygulanan yükün a çapında bir temas alanı oluşturduğu düşünülürse;

$$a = \left(\frac{3.F.R}{4.E} \right)^{1/3} \tag{2.2}$$

Oluşan temas alanı denklem 2.2 ile hesaplanır. Temas noktasındaki elastiklik modülünün hesaplanabilmesi için her iki cisminde elastisite modülü ve poisson oranı bilinmelidir. Elastiklik modülü denklem 2.3 ile hesaplanır.

$$\frac{1}{E} = \frac{1-v_1^2}{E_1} + \frac{1-v_2^2}{E_2} \tag{2.3}$$

Burada E_1, v_1 ve E_2, v_2 sırasıyla temas halinde olan küre ve yüzeyin elastiklik modülü ve poisson oranıdır. Temas bölgesinde oluşan gerilme, kürenin merkezinden olan uzaklığın bir fonksiyonudur ve denklem 2.4 ile hesaplanır.

$$P(r) = P_0 . \sqrt{1-\left(\frac{r}{a}\right)^2} \tag{2.4}$$

Denklem 2.4'dan görüleceği üzere oluşan gerilme temas uçlarından merkeze doğru gidildikçe arttığı ve merkezde maksimum olduğu anlaşılmaktadır. Temas bölgesindeki maksimum gerilme ise denklem 2.5 ile hesaplanır.

$$P_0 = \frac{3F}{2\pi a^2} \tag{2.5}$$

Deneysel çalışmalarda uygulanan aşınma testlerin oluşan gerilmeler Ek A-1'de detaylı olarak açıklanmıştır.

3. GELENEKSEL ISIL İŞLEMLER VE KRİYOJENİK İŞLEM

3.1. Geleneksel Isıl İşlemler

Çelikler ve metallere uygulanan ısıl işlem, ısıtma ve soğutmanın kontrollü bir şekilde yapılması ile malzeme özelliklerinin değiştirilmesi için yapılmaktadır. Isıl işlem uygulama sıcaklıkları malzeme içerisinde oluşan değişikliklere ve ısıl işlemden önce malzemenin görmüş olduğu mekanik işlemlere bağlı olarak değişmektedir. Endüstride çeşitli ısıl işlem yöntemleri bulunmaktadır. Uygulanacak olan ısıl işlem mevcut malzeme tipine ve elde edilmek istenen özelliklere bağlı olarak belirlenir (Çakır, 2006).

Isıl işlemler malzemenin kimyasal içeriğini değiştirmeden özelliklerini değiştirme amacıyla yapılan uygulamalardır. Yapılan bu uygulamalar ısıl işlem parametreleri olarak adlandırılan faktörler etkisi altında gerçekleştirilir. Bu faktörler aşağıdaki gibi sıralanabilir (Höke, 2014).

- Basınç P (Pa)
- Sıcaklık T (ºC)
- Belirli bir sıcaklıkta tutma süresi t (h)
- Soğutma hızı (ºC/s)

Bir çelik malzemenin ısıl işlem özelliklerinin belirlenmesinde temel etkenler ise malzemenin içerdiği %C oranı, alaşım elementleri, ısıl işlem öncesi ve sonrası mekanik özellikleri, kullanım ortamı ve maruz kalacağı yüklerdir. Endüstriyel amaçlı kullanım alanlarında bu etkenler göz önüne alınarak malzemeye uygulanacak olan ısıl işlemler türleri ve parametreleri seçilmektedir. Uygulanacak olan ısıl işlemlerde en önemli noktalardan biri malzemeye kazandırılan herhangi bir mekanik özelliğin takip eden başka bir işlem ile bozulmaması gerektiğidir (Höke, 2014).

3.1.1. Sertleştirme

Sertleştirme işlemi düşük alaşımlı çelikler, takım çelikleri ve diğer çelik malzemeden yapılmış olan parçaların mikro yapısında kontrollü olarak martenzit fazı oluşturulması işlemidir. Çeliğin ısıl işlemi Demir-Karbon denge diyagramına göre genellikle ötektoid sıcaklığının üstüne ısıtılması ile başlar. Bu noktadan düşük soğutma oranlarında yapılan soğutma ile dönüşüm zamana bağlı olarak difüzyon mekanizması ile gerçekleşir. Oluşan mikroyapı perlit ve beynittir. Östenit fazının hızlı soğutulması durumunda ani sıcaklık değişimi sonucu dengesiz bir hal alan ostenit fazındaki karbon atomları kafesten çıkamaz ve kafes yapısı çarpılır. Hacim merkezli tetragonal (HMT) kafes yapısına sahip martenzit fazı oluşur. Bu durum atermal veya yayınmasız dönüşüm olarak adlandırılmaktadır (Zhirafar, 2005). Çeliğe su verme olarak tanımlanan bu hızlı soğutma işlemlerinde martenzit fazı ile bir miktar kalıntı ostenit oluşabilir.

Ostenit fazı içerisindeki Karbon ve alaşım elementi miktarının artması ostenitleme sıcaklığını ve tutma zamanını artmasına neden olurken aynı zamanda daha düşük sıcaklıklarda dönüşmüş sert bir martenzit fazı elde edilmesini sağlar. Martenzit fazının sertliğindeki bu artış östenit fazı içinde çözünmüş olan Karbon ve diğer alaşım elementlerinin östenit matrisin kafes yapısını güçlendirmesi ile olur. Fakat malzemenin sertliğinde yapılan bu artış tokluğun düşmesine de neden olur (Zhirafar, 2005).

Kalıntı östenit, çeliğin yapısında bulunan ve sert martenzit fazı ile bir arada bulunması kesinlikle istenmeyen bir yapıdır. Yapıdaki kalıntı ostenit, çeliklerin başta sertliği olmak üzere tüm mekanik özelliklerinde düşmelere neden olur. Bu nedenle makine parçalarının kullanım ömürü açısından kalıntı ostenitin martenzite dönüşümü gereklidir. Bu dönüşümün büyük bir kısmı kriyojenik işlem ile veya daha düşük oranlarda faz dönüşümünün sağlandığı temperleme ile işlemleri ile gerçekleştirilebilir (Arslan ve Şelte, 2013; Linde Gas Equipments, 2010).

3.1.2. Temperleme

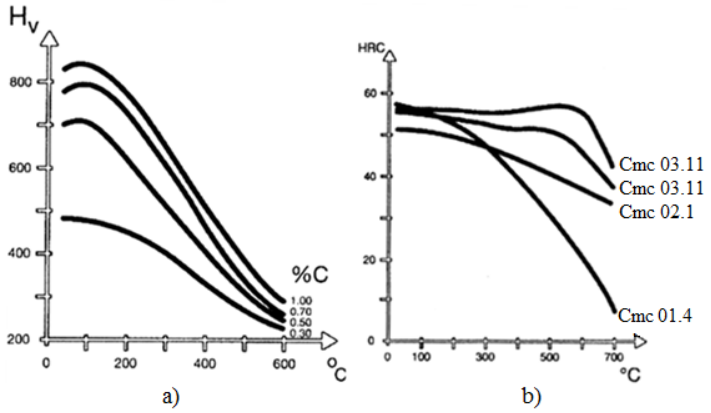
Temperleme malzemenin ostenitleme sıcaklığının altında bir sıcaklığa ısıtılması ve kontrollü bir şekil oda sıcaklığına soğutulması işlemidir. Numuneler genellikle 150ºC ile

700ºC arası sıcaklıklara ısıtılır ve kesit kalınlığına bağlı olarak 30 dakika ile 4 saat arası sürelerde bekletilir (ASM, 1994).

Martenzitik yapıya sahip çeliklerde Karbon, demir kafesi içinde arayer olarak bulunduğu için sertlik artmaktadır. Martenzit fazı yüksek oranda kalıntı gerilmeleri, dislokasyonları ve ikiz oluşumlarını içermektedir. Temperleme işlemi martenzit fazında Karbon difüzyonunu arttırır. Karbon atomları difüze olarak ferrit matris üzerinde Fe_3C ve diğer alaşım elementi karbürlerini oluştururlar. Bu bağlamda kalıntı gerilmelerin ve ostenit fazının giderilmesini ve martenzit fazının tokluğu ve kırılma direnci artmasını sağlar (Merac, 2005). İşlem sonucunda malzeme süneklik ve tokluk kazanmış olur. Sertleştirilmiş malzemeyi çok düşük sıcaklıklarda temperlemek sertliği düşürmese de akma dayanımı arttırabilir (ASM, 1994).

Temperleme işleminde çeliğin mikro yapı ve mekanik özelliklerine etki eden işlem parametreleri çeliğin Karbon ve alaşım oranı, temperleme sıcaklığı ve süresi, temper sıcaklığından oda sıcaklığına olan soğutma hızıdır. Temperleme sürecinde atomsal seviyede çeşitli değişimler oluşmaktadır. Bu değişimler sıcaklığa bağlı olarak birbirini takip eden beş safhadan oluşmaktadır (ASM, 1994). Temperleme sıcaklığının farklı oranlarda karbon içeren çeliklerin sertliğine etkisi şekil 3.1'de gösterilmiştir.

20ºC ile 100ºC arasında gerçekleşen birinci safhada Karbon atomları tane sınırlarına difüzyonu gerçekleşir. Yapı genelinde birleşirler. Sıcaklığın 100ºC ile 250ºC arasına çıkması sonucu ikinci safha başlar. Bu evrede geçiş karbürleri oluşmaya başlar ve martenzitin Karbon oranı %0,25'lere kadar iner. Üçüncü ve dördüncü safha 200ºC ile 350ºC sıcaklıkları arasında gerçekleşir. Kalıntı ostenit fazının dönüşümü gerçekleşir. Oluşan geçiş karbürlerinin ve düşük sıcaklıkta oluşan martenzit fazının sementit ve ferrit fazına dönüşümü tamamlanmış olur. Ayrıca bu durum yüksek alaşımlı çeliklerde ferrit matris üzerinde mikroyapı genelinde bir iyi dağılıma sahip alaşım karbürleri oluşur (ASM, 1994).



Şekil 3.1. Temperleme sıcaklığının sertlik üzerine etkisi: a) farklı Karbon yüzdelerine sahip çeliklerde (Çakır, 2006), b) çeşitli alaşımlı çeliklerde (Çakır, 2006)

3.2. Kriyojenik Isıl İşlem

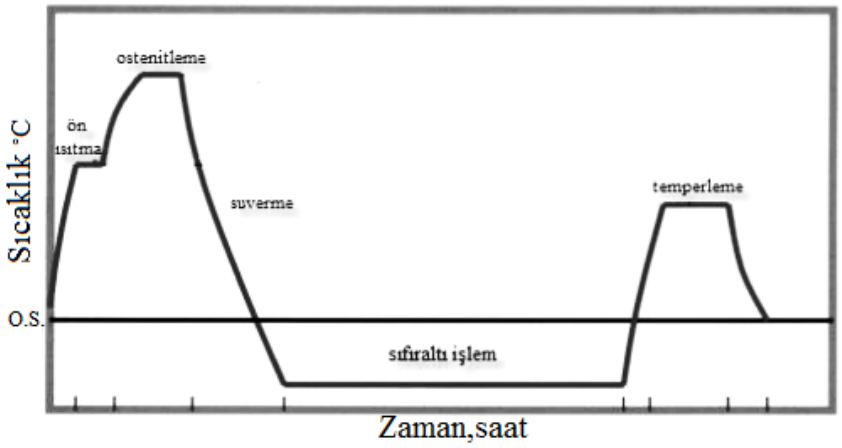
Isıl işlemlerin kullanım amacı metal bileşenlerin mekanik özelliklerini geliştirmektir. Geliştirilen birçok yöntem oda sıcaklığından çok daha yüksek sıcaklıklara çıkılmasını gerektirmektedir. Sıfır altı sıcaklık uygulamaları ile ilgili ilk girişimler 20.yüzyıl'ın başlarında soğuk işlem adı altında yapılmıştır. Fakat gerçek anlamda uygulanmak istenen kriyojenik işlem ise ancak günümüz teknolojisinde gerçekleştirilebilmektedir.

Çeliklerde soğuk işlem genelde döküm işlemi veya talaşlı işlem sonrası gerilim giderme amacıyla kullanılmaktadır. Malzemede sertleştirme için uygulanan geleneksel ısıl işlem sonrası mikro yapıda var olan kalıntı östenit fazının giderilmesi ve parçada ısıl işlem kaynaklı kalıntı gerilmelerin giderilmesi sağlanmaktadır. Pratikte uygulanan genel deneyimler ve standartlar soğuk işlemi malzemenin −84°C'ye soğutulması olarak tanımlarken kriyojenik işlem ise malzemenin −160°C ve daha düşük sıcaklıklara soğutulması olarak tanımlamaktadır (ASM, 1994).

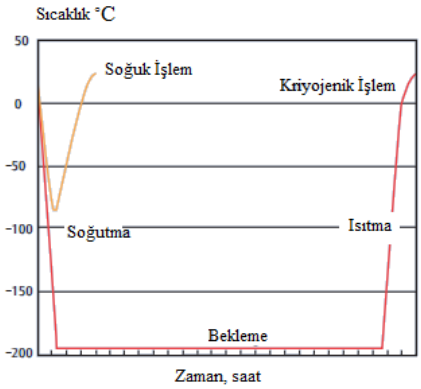
Kriyojenik işlem üç ana aşama altında gerçekleşir. Öncelikle malzeme kapalı atmosfer ortamında sabit soğutma hızı ile bekleme sıcaklığına soğutulur. Bekleme süresi sonrası parçalar tekrar oda sıcaklığında dengeye gelmesi sağlanır ve takiben temperleme işlemi uygulanır.

Kriyojenik işlemin geleneksel ısıl işlemle beraber uygulama aşamaları ve sıcaklık zaman grafiği sırasıyla şekil 3.2 ve şekil 3.3'de görülmektedir. Burada kriyojenik işlem ile ilgili önemli parametreler: ulaşılan minimum sıcaklık T_{min}, tutma zamanı, soğutma ve ısıtma hızlarıdır. Birçok durumda Gerçek T_{min} değerleri nominal değerlerden ısı yalıtım kayıpları nedeni ile büyük olabilir. Özellikle de soğutma için kullanılan sistemin kapaklarında bu kayıp daha fazla görülür.

Kriyojenik işlem denenen her yeni malzemede istenilen özelliklere göre değişik bekletme sürelerinde uygulanarak en uygun koşullar bulunulmalıdır. Çoğu durumda iki ya da üç sıcaklık ve bekletme denemesi malzemenin mikro yapı değişimi gösteren sıcaklık hakkında bilgi edinilmesini sağlar (P. Baldissera ve Delprete, 2008).



Şekil 3.2. Kriyojenik işlemin ısıl işlem çevrimindeki yeri (Arslan ve Şelte, 2013)



Şekil 3.3. Tipik kriyojenik işlem ve soğuk işlem çevrimi (Linde Gas Equipments, 2010)

İşlem esnasında yavaş bir soğutma oranı (~2.5°C/min) ile malzeme sıvı nitrojen veya azot kullanılarak soğutulmaktadır. Malzeme yaklaşık olarak 77K(−193°C) sıcaklığına getirilir. Bu sıcaklıkta elde edilmesi istenen özelliklere göre genellikle 4 ile 60 saat arası bekletilir. Bekletme periyodunun sonunda, malzemenin oda sıcaklığına dengeye gelmesi sağlanmaktadır (ASM, 1994).

Kriyojenik işlemin ilk etkileri işlenmiş parçaların sertliğinde ve kullanım ömründe kayda değer bir artış ile doğrulanmıştır. İşlemin endüstriyel uygulama alanları motor parçalarından özel dişlilere, yataklara, petrol sondaj uçlarına, silah namlularına ve müzik aletlerine kadar uzanmaktadır (P. Baldissera ve Delprete, 2008).

Sıfır altı işlemler ulaşılan minimum sıcaklığa bağlı olarak üç ana grupta sınıflandırılmaktadır. Literatürde her tür kriyojenik işlem için farklı malzemeler ve elde edilmesi beklenen mekanik özellikler göz önüne alınarak kullanılabilmektedir (ASM, 1994; Das vd., 2009).

Soğuk İşlem (Cold Treatment, CT): Malzeme sabit bir soğutma hızıyla −84ºC'ye soğutulur ve beklenir. Bu işlemin ardından oda sıcaklığında dengeye gelmesi sağlanır ve temperleme işlemi uygulanır.

Sığ kriyojenik İşlem (Shallow Cryogenic Treatment, SCT): Malzeme sabit bir soğutma hızıyla −160ºC'ye soğutulur ve beklenir. Bu işlemin ardından oda sıcaklığında dengeye gelmesi sağlanır ve temperleme işlemi uygulanır.

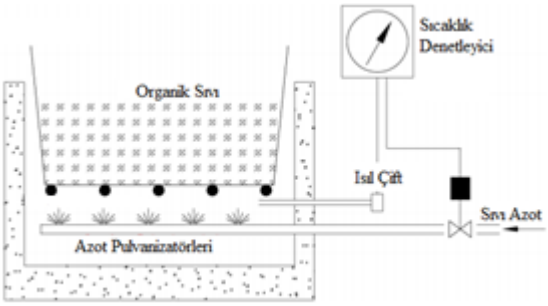
Derin kriyojenik İşlem (Deep Cryogenic Treatment, DCT): Malzeme sabit bir soğutma hızıyla −196 ºC'ye soğutulur ve beklenir. Bu işlemin ardından oda sıcaklığında dengeye gelmesi sağlanır ve temperleme işlemi uygulanır.

3.2.1. Kriyojenik işlemde kullanılan soğutma yöntemleri

Kriyojenik sistem, sıcaklığı katı bir cidar içinde belli bir seviyeye sıvı helyum, nitrojen veya başka bir soğutucu kullanarak indirmede kullanılan donanımdır. Kriyojenik

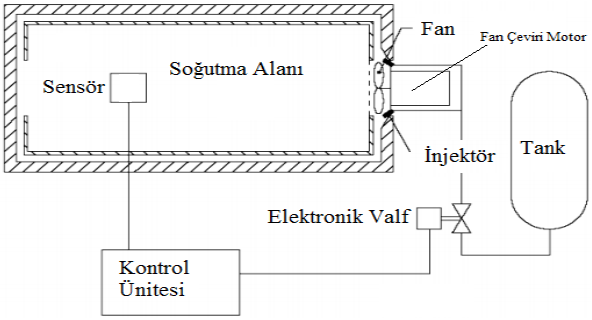
soğutmada kullanılan iki farklı soğutma biçimi vardır. Bunlar ısı değiştiricili (dolaylı) ve direk püskürtme (doğrudan) soğutma sistemlerdir.

Isı Değiştirgeci vasıtası ile soğutma yapılan sistemlerde sıvı nitrojen ısı değiştirgeci içinden geçer ve organik sıvı tankının dışarıdan soğutulması sağlar. Parçalar kriyojenik işlem için alkol kabına daldırılarak soğutulur. Malzemenin sıvı nitrojen ile doğrudan bir teması yoktur. Bu sistemde elde edilen en düşük sıcaklık -120ºC'dir (P. Baldissera ve Delprete, 2008). Şekil 3.4 dolaylı soğutmalı kriyojenik sistemi göstermektedir.



Şekil 3.4. Dolaylı soğutmalı kriyojenik sistem (Höke, 2014)

Doğrudan soğutma yönteminde ise hızlı bir soğutma elde etmek için sıvı azot kullanılır. Sprey püskürtme sistemi ile atomize edilen nitrojen malzemeye püskürtülür. Bir fan yardımı soğutma ortamında homojen bir sıcaklık dağılımı sağlanır. Atomize olmuş nitrojen gazı malzeme yüzeyi ve soğutma odasının içine dağıtılmış olur (Arslan, 2010). Böylece sıvı azot teması sonucu oluşacak noktasal martenzit oluşumları engellenmiş olur. Şekil 3.5 doğrudan soğutmalı tip kriyojenik sistemi göstermektedir.



Şekil 3.5. Doğrudan soğutmalı kriyojenik sistem (P. Baldissera ve Delprete, 2008)

3.2.2. Çeliklerde kriyojenik işlemin mekanizmaları

Endüstriyel kullanımda geniş bir alana hitap etmesine rağmen kriyojenik işlemin malzemenin mekanik özelliklerinde iyileştirme sağlayan mekanizmaları tam olarak açıklanamamaktadır. Mikro yapısal incelemelerle tutarlı olarak kriyojenik işlemin çelik malzemelerin mekanik ve tribolojik özelliklerinde gelişmesine neden olan mekanizmalar üç ana başlıkta incelenmektedir. Bunlar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Kalıntı ostenit fazının martenzit fazına dönüşümü
- Homojen dağılıma sahip çökelmiş karbürler
- Kalıntı gerilim giderme

Isıl işlem sonrası yüksek sıcaklıktaki ostenit oda sıcaklığında dengeli sert ve kırılgan bir faz olan martenzite dönüşür. Fakat bir miktar ostenit ısıl işlem sonrası dengesiz faz olarak yapıda bulunur ve kalıntı ostenit olarak adlandırılır. Kalıntı ostenit malzemenin sıfıraltı sıcaklıklarda uzun süre bekletilmesi ile ya da yüksek sıcaklıkta temperleme işlemleriyle giderilebilmektedir. Su verme sürecini takiben uygulanan kriyojenik işlemler ile malzeme martenzit bitiş sıcaklığının (M_f) altına kadar soğutulabilmektedir. Bu şekilde yapıda bulunan kalıntı ostenitin büyük bir kısmı martenzite dönüşümü sağlanmaktadır. Yapıdaki kalıntı ostenit, ısıl işlem sonrasında yaklaşık bir saat içinde kararlı hale geçmeye başlamaktadır. Bu durum arzu edilen dönüşümü zorlaştıracağı için geleneksel ısıl işlemi takiben kriyojenik işlemin uygulanmalıdır (Arslan, 2010; Smol'nikov ve Kossovich, 1980; Thelning, 1984).

Kriyojenik işlem ile ostenit martenzit dönüşümü sağlandığında yapıda büzülmeler olur ve bu durum da martenzit kafes yapısında deformasyonlar ve bunun sonucu dislokasyonlar meydana gelir. Martenzit miktarındaki artış ve deformasyonlar sonucu oluşan dislokasyonlar ile yapıda fazlar arası boşluklar oluşur. Oluşan bu boşluklarda, kriyojenik işlem ve sonrasında uygulanan temperleme işlemleri ince tane yapısına sahip karbürlerin çekirdeklenme ihtimalini arttırır. Ayrıca bu durum malzemenin sertliğini ve aşınma direncini de arttırmaktadır (Merac, 2005).

Kriyojenik işlemin mekanik özelliklerde iyileştirme yapmasını sağlayan bir diğer mekanizma ise ikincil karbür çökelmesidir. Sıfır altı işlem uygulamaları sonucu aşırı doymuş katı çözeltisinden çökelme sonucu ikincil fazlar oluşur. Kriyojenik işlemin daha düşük sıcaklıklarda uygulanması ise dengeli bir ikincil faz oluşması için gerekli olan çekirdeklenme kritik yarıçap uzunluğunun düşmesini sağlar. Bu durum sonucunda yapı içinde daha iyi bir dağılıma sahip çökelmiş karbür yapısı elde edilmiş olur. İkincil fazın dağılımında yapılacak bir iyileştirme malzemenin çekme ve akma mukavemeti, tokluk, sertlik, aşınma direnci gibi özelliklerinde iyileşmeler sağlayabilir (Merac, 2005).

Kriyojenik işlemin malzemede dayanım arttırıcı etkisi olan üçüncü mekanizma ise kalıntı gerilim gidermesidir. Kalıntı gerilmeler iş parçası üzerine gelen yükler, ısıl işlemler veya her ikisinin sonucunda oluşabilir. Kriyojenik işlem ve temperleme uygulamaları sonucunda yapıdaki kalıntı ostenit ve benzeri kararsız fazlar termodinamik olarak dengeye gelmiş olur. Kriyojenik işlem sonucu kafes yapısının dışına çıkan karbonun alaşım elementleri ile yapısal kusurlar etrafında kümelenmesini sağlar ve oluşacak karbür çekirdeklenmelerini başlatır. Kriyojenik işlem ve sonrasında uygulanan temperleme ile beraber bu kümelenmeler boşluklarda ikincil karbürleri oluşturur. Kriyojenik işlemin yapıda oluşturduğu bu hacimsel genleşmeler ve karbürler matris ara yüzeyinde basma kuvveti oluşturur ve yapıdaki gerilimin giderilmesini sağlar (Senthilkumar vd., 2011).

4. MİKRO ALAŞIMLI ÇELİKLER

Mühendislik malzemeleri içinde çelikler, yüksek çekme mukavemeti ve düşük maliyet nedeniyle vazgeçilmez bir öneme sahiptir (Nemade, 2003). Ayrıca mukavemet, tokluk ve atmosferik korozyon direnci gibi istenen özellikler yapıya eklenen alaşım elementleri ve farklı ısıl işlemler ile geliştirilebilmektedir. Düşük alaşımlı ve mikro alaşımlı çelikler içerdikleri kuvvetli karbür ve nitrür yapıcı elementler sayesinde mekanik özellikleri geliştirilmiş çelik malzemelerdir. Yapılarında bulunan mikro alaşım elementleri sayesinde geleneksel Karbon çeliklerine göre daha hafif ve düşük üretim maliyetlidirler. Bu elementler daha iyi kaynaklana-bilirlik ve atmosferik korozyon direnci ve tokluk özellikleri sağlar (ASM, 1994).

Mikro alaşımlı çelikler küçük kafes parametresine sahip Ti, V, Nb gibi alaşım elementlerinin tekil veya çoklu birleşimlerinin %0,15'den daha az kullanılması sonucunda oluşmaktadır. İçerdikleri Karbon oranları %0,05 ile %0,25 arasında değişmektedir. Ancak istenen mekanik özelliklere göre üretilmiş olan orta karbonlu mikro alaşımlı çelikler de mevcuttur (Nemade, 2003). Mekanik özellik açısından sade Karbonlu çelikler ile karşılaştırıldığında mikro alaşımlı çelikler aşağıdaki kategorilerde sınıflandırılabilir. Bunlar:

- Düşük Karbonlu beynitik çelikler
- Su verilmiş temperlenmiş çelikler
- Soğuk haddelenmiş ve tavlanmış çelikler
- Çift fazlı veya perlitik çelikler

Mikro alaşımlı çelikler üretim yöntemlerine göre dövme ve yassı amaçlı olmakla birlikte boru çelikleri olarak da üretilmektedirler. Bu çelikler içerdikleri Titanyum, Vanadyum, Niyobyum, Zirkonyum, ve Bor elementleri sayesinde geleneksel ısıl işlemlerle geliştirilen çelik malzemeden yapılmış iş parçaları yerine kullanılabilmektedir. İmalat sektöründe çoğunlukla yassı ürünler kullanılırken, günümüzde dövme ürünleri otomotiv sektöründe kullanılmaktadır. Orta Karbonlu mikro alaşımlı çeliklerden krank mili,bağlantı kolları,direksiyon mafsalları, dingil kovanı, germe çubuğu, akslar mil yatağı bloğu, vites

çatalı merkez dişlileri gibi parçalar üretilmektedir (Erişir, 2010; Krauss, 2005; Nakhaie vd., 2012).

Yassı ürünlerde mikro alaşımlama ile beraber ayrıca uygun bir termo mekanik işlem yapılması gerekmektedir. Bu işlem kontrollü haddeleme olarak da bilinmektedir. 1000ºC ile 1200ºC arasında yapılan ön deformasyona ek olarak 700ºC ile 800ºC'de son deformasyon işlemi eklenir. Yapılan haddeleme işlemi sonrası kullanılan farklı soğutma hızları kullanılarak mikroyapıda ince taneli ferrit veya beynit elde edilir. Yüksek soğutma hızlarında ise az miktarda perlit veya martenzitik bir yapı elde edilebilir (Okumuş, 2013).

Islah çeliklerinin yerine kullanılan dövme mikro alaşımlı çeliklerin geliştirilmesindeki en büyük yarar otomotiv endüstrisindeki parçaların üretiminde enerji ve maliyet düşümü sağlanmasıdır. Islah çeliklerinde mikroyapı temperlenmiş martenzit iken mikro alaşımlı dövme çeliklerde ise ince ferrit-perlit yapı şeklindedir. Ancak mikro alaşım elementlerinin etkisiyle tane büyümesinin engellenmesi ve çökelme sertleşmesi sonucu mikro alaşımlı çeliklerde ıslah çelikleri ile aynı mekanik özellikler görülmektedir (Şan, 2007).

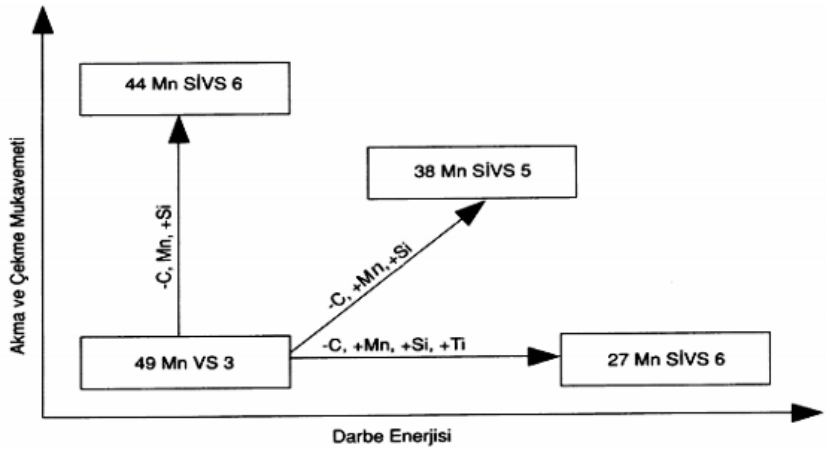
4.1. Mikro Alaşımlı Çeliklerin Standartları

Mikro alaşımlı çelikler özellikle otomotiv sektöründe ve birim kütle-çekme dayanımı oranın yüksek olması istenen yapılarda kullanılmaktadır. 1998 yılında Mikro alaşımlı çelikler için Avrupa Standartlar Komitesi (CEN) tarafından EN 10267 kodlu "Çökelme Sertleştirmeli Ferritik ve Perlitik Çelikler" standart yayınlanmıştır. 2000 yılında ise bu standart ülkemizde TS EN 10267 adıyla yürürlüğe girmiştir. TS EN 10267'ye göre çeliklerin özellikleri çizelge 4.1'deki gibidir.

Çizelge 4.1. EN 10267'deki kalitelerin kimyasal ve mekanik özellikleri (Erişir, 2010)

GÖSTERİM		Kimyasal Analiz (% Ağırlık)							Mekanik Özellikler			
		C	Si	Mn	P_{maks}	S	N	V	A.D. Mpa	Ç.D. Mpa	Uzama %	K.D. %
19MnVS6	Min.	0,15	0,15	1,20	0,025	0,02	0,01	0,08	420	650	16	32
	Maks.	0,22	0,80	1,60		0,06	0,02	0,20		850		
30MnVS6	Min.	0,26	0,15	1,20		0,02	0,01	0,08	470	750	14	30
	Maks.	0,33	0,80	1,60		0,06	0,02	0,20		950		
38MnVS6	Min.	0,34	0,15	1,20		0,02	0,01	0,08	520	800	12	25
	Maks.	0,41	0,80	1,60		0,06	0,02	0,20		1000		
46MnVS6	Min.	0,42	0,15	1,20		0,02	0,01	0,08	570	900	8	20
	Maks.	0,49	0,80	1,60		0,06	0,02	0,20		1100		
46MnVS3	Min.	0,42	0,15	1,20		0,02	0,01	0,08	470	750	10	20
	Maks.	0,49	0,80	1,60		0,06	0,02	0,20		950		

Mikro alaşımlı dövme çelikler endüstrideki kullanım alanına bağlı olarak geliştirilmeye açık olan malzemelerdir. İlk geliştirilmiş olan 49MnVS3 tipi alaşımdan Karbon azaltımı ve Mn, Si artırımıyla yüksek dayanımı olan 44MnSiVS6 elde edilmiştir. Tokluk arttırımı için Karbon yoğunluğu düşürülerek 27MnSiVS6 kalite tipi elde edilmiştir. Dayanım ve tokluğun yüksek olması istenen durumda ise 38MnSiVS5 geliştirilmiştir (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007). Şekil 4.7 farklı mekanik özellik isterlerine göre geliştirilmiş olan mikro alaşımlı çelik kalitelerini göstermektedir.



Şekil 4.1. Mikro alaşımlı çeliklerde mekanik özellikler kapsamında geliştirilmiş olan alaşımlar (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007)

Birçok otomobil üreticisi mikroalaşımlı yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çelikleri kullanarak büyük oranda üretim maliyetlerini düşürmüştür. Maliyetteki düşüşünde etkili sebepler aşağıdaki gibi sıralanmaktadır. Bunlar:

- Mikroalaşımlı çeliklerin üretim maliyetlerinin düşük olması
- İçerdikleri yüksek Kükürt oranı nedeniyle işlenebilirliklerinin yerini aldığı malzemelere göre daha iyi olması gösterilmektedir.

Mikro alaşımlı çeliklerin otomotiv endüstrisinde çeşitli kullanım alanları ile ilgili örnekler çizelge 4.2'de gösterilmiştir. Bunlardan biri de Lotus firmasının Elise spor modelinde Alüminyum ektrüze süspansiyon parçalarını mikro alaşımlı çelik olan 38MnVS6 ile değiştirmesi üzerine yapılan bir çalışma gösterilebilir. Bu değişiklik sonucu 38MnVS6'nın Alüminyum'dan daha üstün mekanik özellikler gösterdiğini saptanmıştır. Arka süspansiyon parçasının üretiminde malzeme seçiminde yapılan bu değişim ile parça başına kütlede 0,4 kg artış olmasına rağmen üretim maliyetinde %60'lık bir tassarruf sağlanmıştır.

Çizelge 4.2. Otomotiv endüstrisinde mikro alaşım çelik uygulamaları (Erişir, 2010; Sampson, 2000)

Araç	**Parça**	**Önceki Malzeme**	**Mikro-alaşımlı Çelik**
Volvo Kamyon	Ön aks	41CrS4 su verilmiş ve temperlenmiş	27MnSiVS6 (Ti)
Volkswagen	Mil yatağı	Su verilmiş ve temperlenmiş (% 1 Mn ve Cr)	27MnSiVS6 (Ti)
Mercedes	Arka aks şaftı	42MoCrS4 su verilmiş ve temperlenmiş	44MnSiVS
Mercedes	Vites çatalı	20MoCrS4 su verilmiş ve temperlenmiş	38MnSiVS6
Mercedes	Merkez dişlisi	37Cr4 su verilmiş ve temperlenmiş	38MnSiVS6
Lotus Elise	Arka süspansiyon	Alüminyum ekstrüzyon	38MnVS6

4.2. Mikro Alaşım Elementlerinin Etkileri

Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerde mikroalaşım elementlerinin birincil özelliği tane inceltmesidir. Tane incelmesi ise mikro alaşım elementlerinin tane sınırlarında oluşturduğu oluşturduğu Karbonitrürlerin (V,Ti,Nb(C_xN_y)) rekristalizazyonu ve hareketi engellemesi sayesinde olur. Alaşımlandırma ile gerçekleştirilmek istenen ikincil özellik ise deformasyon sonucu çökelti tanecikleri oluşturmaktır. Östenit içinde çözünen mikro alaşım elementleri (V,Ti,Nb) ile Karbon ve Azot miktarı fazla olan fazı çözerek karbonitrür taneleri olarak çökelir (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007).

Mikro alaşımlı çelikler genellikle birden fazla mikro alaşım elementi içermektedir. Çoğunlukla kullanılan mikro alaşım yapıcı elementler olarak, Vanadyum (V), Titanyum (Ti), Alüminyum (Al), Niyobyum (Nb) kullanılmaktadır.

4.2.1. Vanadyum

Vanadyum, sıcak haddeleme sonrası yapılan kontrollü soğutmalar sonucunda ferrit fazı içinde 5 ile 100 nm büyüklüğünde Karbonitrürler oluşturur. Çökelme sonucu oluşan bu bu parçacıklar metastabildirler. Çözelti içindeki dağılımları haddeleme sıcaklığına ve soğutma oranına doğrudan bağlıdır. Vanadyumun çökelme sertleşmesine olan etkisinden dolayı akma dayanımı Vanadyum miktarı ile artar. Ancak tane incelmesine olan etkisi az olduğu için tokluğa etkisi zayıftır. Haddeleme ve soğutma parametrelerine ve Karbon içeriğine bağlı olarak her %0,01'lik Vanadyum içeriğinin akma dayanıma etkisi 5 ile 15 Mpa arasında artış sağlamaktadır.

4.2.2. Titanyum

Titanyum düşük ve orta Karbonlu çeliklerde tane incelmesi, çökelme sertleşmesi ve Sülfür kontrolünü sağlar. Titanyum çok yüksek sıcaklıklarda Nitrür oluşturmaktadır. Oluşan Titanyum Nitrür (TiN) çözünmeden tane sınırlarına yerleşir. Tane sınırlarına yerleşen bu nitrürler haddeleme ve dövme işlemleri sırasında yeniden kristalleşen östenit tanelerinin büyümesinin önüne geçer. Eser miktarda (≤%0,025) Titanyum'un mikro alaşım elementi olarak kullanılması Nitrür oluşmasını sağlamaktadır. Ancak oluşan Nitrür

tanelerinin çok kaba olması istenilen mukavemet artışını sağlamaz. Çelik içerisinde Titanyum miktarı olması gerekenden fazla olursa Titanyum Karbür (TiC)'lerin oluşmasını sağlar. Bu durum düşük Karbonlu çeliklerde çökelme sertleşmesi sonucu mukavemet artışını sağlar (ASM, 1994).

4.2.3. Alüminyum

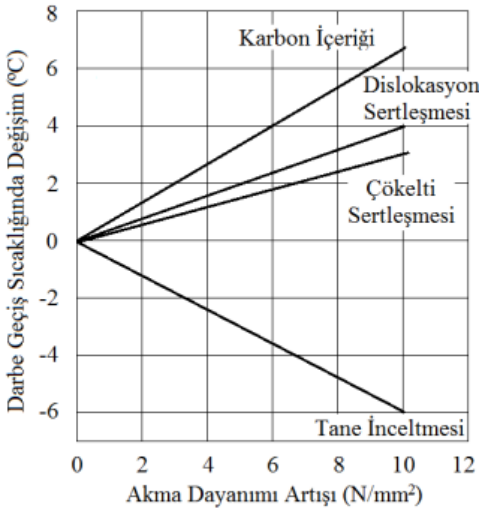
Alüminyumun çelik üretiminde deoksidasyon ve mikro alaşımlama olmak üzere iki temel işlevi vardır. Deoksidasyon işleminden geçmiş olan çeliklerde çözünmüş halde bulunan Alüminyum mikro alaşım elementi olarak etki eder. Azotla oluşturduğu Alüminyum Nitrür (AlN) bileşiği ostenit tane büyümesini engeller ve ostenit-martenzit dönüşüm oranını hızlandırır. Alüminyum Nitrür 1000ºC üzerindeki sıcaklıklarda çözünür. Fakat çelik hızla ısıtılırsa belirli bir zaman aralığında çözelti dışında kalarak tane incelmesi sağlar (Şan, 2007; Taş, 2012).

4.2.4. Niyobyum

Vanadyumda olduğu gibi Niyobyum elementi de yapıda oluşturduğu Niyobyum Karbürler sayesinde akma dayanım artışı sağlar. Dayanımdaki artışın büyüklüğü ise çökelmiş olan Niyobyum Karbürlerin (NbC) tane büyüklüğü ve miktarına bağlıdır. Çökelme sertleşmesi ve ferrit tane yapısını inceltmesi Niyobyumu daha etkin kılar. Niyobyum Karbür 1000ºC altındaki sıcaklıklarda oluşur ve ostenit fazı içinde küçük çökeltiler oluşturur. Oluşan bu küçük çökeltiler ostenitin yeniden kristalleşmesini engeller. Ayrıca malzemeye düşük sıcaklıkta tokluk özelliği kazandırır. Niyobyum en yüksek tane küçültme etkisine sahip mikro alaşım elementidir (Taş, 2012).

4.3. Mikro Alaşımlı Çeliklerde Dayanım Arttırma Mekanizmaları

Mikroalaşımlı çeliklerde mekanik özelliklerde yapılan iyileştirmeler çökelme sertleştirmeleri ve tane boyutlarında olan küçültmeler ile sağlanır. Bu yöntemler haricinde katı eriyik çözeltisi oluşumu veya pekleşme ile de istenilen mekanik özellikler elde edilmektedir. Farklı sertleştirme mekanizmalarının mikro alaşımlı çeliklerin darbe geçiş sıcaklığı ve dayanıma olan etkisi şekil 4.2'de görülmektedir.



Şekil 4.2. Mikro alaşımlı çeliklerde farklı sertleştirme mekanizmalarının darbe geçiş sıcaklığına ve akma dayanımına olan etkisi (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007)

4.3.1. Çökelti sertleşmesi

Mikro alaşım elementlerinin oluşturduğu çökeltiler temelde Karbonitrürler veya Karbür Nitrür arası yüzey merkezli kübik kafese sahip olan bileşiklerdir. Çökeltiler oluşum sıcaklıklarına bağlı olarak tip, boyut ve dağılımları açısından farklılık gösterirler. Çökelme sertleşmesi ile dayanım artışı çökeltilerin dislokasyon hareketini engellemesini ile olmaktadır. Henüz kitlenmemiş ve hareket halinde olan dislokasyonlar çökeltilere çarparak durur ve hareket kabiliyetini kaybeder. Bu durum malzemenin çekme ve akma dayanımında artış göstermesini sağlar. Çökelme sertleşmesinde malzemenin yapısında bulunan mikro alaşım elementlerinin Karbon ve Azot ile oluşturacakları bileşiklerin tipi, boyutu ve dağılımı mekanik özellikler açısından önem taşımaktadır (Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007).

4.3.2. Tane boyutunda küçülme

Çeliklerde tane büyüklüğü akma dayanımı, geçiş sıcaklığı ve kırılma tokluğu özelliklerini doğrudan etkilediği görülmektedir. Mikro alaşımlı çeliklerde ise ferrit fazı tane büyüklüğü bu özelliklere etki etmektedir. Tane boyutunu küçültme hem dayanımı hem de tokluğu arttıran tek sertleştirme mekanizmasıdır.

Mikro-alaşımlı çeliklerde östenitleme işleminden hemen sonra uygulanan yüksek deformasyon ile bu sıcaklıkta oluşan östenitin tane boyutunu küçültme amaçlanmaktadır. Yeniden kristalleşmiş olan östenit tanesinin son boyutu, deformasyon öncesi başlangıç tane boyutuna, deformasyon gerinmesi ve sıcaklığına ve tane sınırı hareketini engelleyen ince Nitrürler ve Karbürlerin dağılımına bağlıdır (Wang, 2003). Küçük tane üretmek için östenitleştirme sıcaklığında tane büyümesini geciktirmek, yeniden kristalleşmenin geciktirilmesi, ferrit çekirdeklenme bölgesinde artma ve ferrit tane büyümesinin geciktirilmesi ana faktörler arasında gösterilebilir (Okumuş, 2013).

5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Kriyojenik işlem, literatürde malzemeleri sıfır altı sıcaklıklara kontrollü olarak soğutulan bir ortamda bekletilmesi ve sonrasında ise kontrollü olarak oda sıcaklıklarına ısıtılması işlemi olarak tanımlanmaktadır. Çelik malzemelere uygulanan sıfıraltı işlemlerin amacı malzemenin mikro yapısında geleneksel ısıl işlemler sonrası bulunan kalıntı östenit miktarını düşürmektir. Ayrıca yapı içinde iyi bir dağılıma sahip karbür çökelmesi ve işlem sonunda ikincil karbürler oluşmasını sağlayarak tane incelmesi sağlamaktır. Bunların dışında kriyojenik işlem, çeliklerde kalıntı gerilmelerin giderilmesini sağlamak için de kullanılmaktadır (P. Baldissera ve Delprete, 2008; Senthilkumar vd., 2011).

Çelik malzemelere uygulanan kriyojenik işlem konusu ve mikro alaşımlı çeliklerin aşınma davranışı ile ilgili bazı çalışmalar yayınlanma tarihlerine göre aşağıda özetlenmiştir.

Pérez ve Belzunce (2015), AISI H13 çeliğine sabit östenitleme sıcaklığında farklı ortamlarda su vererek derin kriyojenik işlem uygulamışlardır. Kriyojenik işlem sonrasında sabit temperleme sıcaklığında farklı sayıda temperleme çevrimleri kullanarak elde edilen dört farklı durum için malzemenin mekanik özelliklerinde olan değişimleri incelemişlerdir. Kriyojenik işlemin ve farklı ortamlarda su verilme durumlarının sertlikte ve çekme mukavemetinde kayda değer bir değişim göstermediğini fakat kırılma tokluğunda su verilen ortama bağlı olarak %22 ile %25 arasında bir artışa neden olduğunu saptamışlardır. Kriyojenik işlem sonrası uygulanan ilk temperleme işleminin kalıntı östenit miktarını sonraki uygulanan ikinci ve üçüncü temperleme işlemlerini etkisiz kılacak bir şekilde düşürdüğünü belirtmişlerdir. Ayrıca kalıntı gerilmelerin hava ortamında yapılan su verme işlemlerinde yağ ortamında yapılan su verme işlemlerine göre daha yüksek oranda azaldığını tespit etmişlerdir. Fakat yağ ortamında yapılan su verme işlemlerinde yağın yüksek ısı soğurma kapasitesinden dolayı daha yüksek oranda kalıntı östenitin martenzite dönüştüğü saptanmıştır. Kalıp malzemesi olarak kullanılan AISI H13 çeliğinin kullanım ömrü kırılma tokluğu parametresi ile ifade edilmektedir. Buna göre optimum ısıl işlemin yağda su verme sonrasında yapılan kriyojenik işlem koşulları olduğunu bildirmişlerdir.

Bialobrzeska ve Kostencki (2015), ticari tip Hardox 500, %0,27 ve %0,37 Karbon içeren Borlu mikro alaşımlı çeliklerden yapılmış olan pulluk uç demiri üzerinde ASTM G65 normuna uygun üç cisimli abrasif aşınma sağlayan laboratuvar testi ve tarımsal kullanım alanında testler yapmışlardır. Hardox 500 numunelere herhangi bir ısıl işlem uygulanmamış diğer iki tip numunelere ise su verme temperleme işlemleri uygulanmıştır. Zirai kullanım alanında yapılan deneysel çalışmalarda en düşük özgül aşınma oranının su verilmiş ve temperlenmiş % 0.27 karbon içeren numunelerde olduğu görülmüştür. Laboratuvar ortamında yapılan çalışmalarda ise en düşük özgül aşınma oranının %0.37 karbon içeren numunelerde elde edildiği görülmüştür. Yapılan deneylerde mikro kazıma ve mikro kesmenin ana abrasiv aşınma mekanizmaları olduğunu belirlemişlerdir. Aşınmış yüzeylerdeki görünen çukurlaşmaların plastik deformasyon ve yüzeyler arası malzeme transferinden kaynaklandığını bildirmişlerdir.

Özbek vd. (2014), 12, 24, 36, 48 ve 60 saat olmak üzere beş farklı bekletme süresinde derin kriyojenik işlem uygulanan sinterlenmiş karbür uçlar kullanarak AISI 316 paslanmaz çelik numunelerin işlenmesi sonrası uçlarda oluşan aşınma davranışlarını incelemişlerdir. Yaptıkları talaşlı imalat deneylerinde dört farklı kesme hızında parametre olarak sabit ilerleme ve kesme derinliği kullanmışlardır. Yapılan çalışmalar sonrası tüm numunelerde serbest yüzey aşınması ve krater aşınması olduğunu ancak çentik aşınmasının ise sadece kesme kenarında malzeme yığılmasından dolayı düşük kesme hızlarında meydana geldiğini saptamışlardır. X-ışını kırınımı analizleri yardımıyla mikro yapıda en yoğun karbür çökelmesi oranına 24 saat bekletme uygulanan derin kriyojenik işlem durumunda ulaşıldığını saptamışlardır. En yüksek sertlik değerine 1800 $Hv_{0,2}$ olarak aynı numunede ölçülmüştür. Kriyojenik işlem uygulanmış olan numunelerde işlemsiz numunelere göre serbest yüzey aşınmasında % 29, çentik aşınmasında %81, krater aşınmasında ise %67 oranında gelişme sağlamışlardır. Ayrıca kriyojenik işlemin termal iletkenliği arttırmasından dolayı plastik deformasyonu azalttığını belirtmişlerdir. Takım aşınmalarındaki miktarların birbirine yakın olması dolayısıyla 12 saat bekletme süresinin 24 saat uygulanan kriyojenik işlem yerine kullanılabileceğini bildirmişlerdir.

Podgornik vd. (2013), S390 takım çeliğine plazma nitrürleme ve derin kriyojenik işlem uygulamışlardır. Bu işlemlerin numunelerin tribolojik, mekanik ve yük taşıma

kabiliyetleri üzerine etkileri araştırmışlardır. Çalışmalarında farklı işlem sıralarını kullanarak on iki farklı durumu test etmişlerdir. Östenitleme sıcaklığındaki artışın sertlikte düşme olmadan daha yüksek bir kırılma tokluğu değeri oluşturduğunu belirlemişlerdir. Ayrıca su verme sonrası direkt uygulanan derin kriyojenik işlemin daha yüksek sertlik elde edilmesini sağladığını fakat bunun da kırılma tokluğunu azalttığını belirtmişlerdir. Plazma nitrürleme sonrası yapılan temperleme veya derin kriyojenik işlemin yüzey sertliğinde artışlar sağladığını fakat yüzeyden içeri doğru aniden düştüğü saptamışlardır. Sürtünme açısından ise, en düşük sürtünme katsayısı vakum ortamında ısıl işlem görmüş numunelerde elde edilmiştir. Değişken ve yüksek sürtünme katsayıları ise düşük sıcaklıklarda östenitlenmiş-derin kriyojenik işlem görmüş ve plazma nitrürleme işlemi uygulanmış numunelerde elde edilmiştir. Yük taşıma kabiliyeti açısından ise derin kriyojenik işlem sertliği arttırmasından dolayı çatlak oluşumunu kolaylaştırmaktadır. Bu durum daha düşük yük taşıma kabiliyetine neden olmaktadır. Benzer şekilde plazma nitrür kaplamanın çok yüksek sertlik nedeniyle yük taşıma kabiliyetinde kalıcı bir etki oluşturmadığını bildirmişlerdir.

Podgornik vd. (2012), plazma nitrürleme ve derin kriyojenik işlemleri ile oluşturdukları ısıl işlem kombinasyonlarının S390 takım çeliği numunelerinin aşınma davranışına olan etkilerini incelemişlerdir. Numunelere küre-disk yöntemi kullanılarak aşınma testleri yapılmış ve sürtünme davranışları incelenmiştir. Derin kriyojenik işlemin iğnesel martenzitik yapıyı iyileştirdiği ve buna bağlı olarak daha iyi yüzey sertliği ve tribolojik özellikler sağladığı belirlenmiştir. Uzun süreli derin kriyojenik işlemlerin aşınma direncine doğrudan bir etkisi olmadığını fakat sürtünme sonrası oluşan yapışma direncini (galling) arttırdığını tespit etmişlerdir. Ayrıca yüksek östenitleme sıcaklıklarının yapıda hacimce karbür oranını azalttığı tespit edilmiştir. Bu durumun sürtünme katsayısı ve aşınma miktarında artışa neden olduğunu saptamışlardır. Fakat bu artışın sürtünme ile oluşan yapışma direncine bir etkisinin olmadığı görülmüştür. Plazma nitrürleme işleminin derin kriyojenik işlem sonrası elde edilen sürtünme ile oluşan yapışma direncini belirlenemeyen bir neden ile düşürdüğünü bildirmişlerdir.

Senthilkumar ve Rajendran (2011), 875ºC'de östenitlenip 30ºC'de yağda su verilerek geleneksel ısıl işlem uygulanmış EN 19 çeliğinden yapılmış olan numunelere uygulanan derin ve sığ kriyojenik işlemin tribolojik özelliklerine olan etkilerini

araştırmışlardır. Aşınma davranışını karakterize edebilmek için pim-disk yöntemi kullanılmıştır. Altı farklı normal yük ve üç farklı kayma hızında testler yapılmıştır. Sığ kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde geleneksel yöntem uygulanmış numunelere göre aşınma direncinde %118, derin kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde ise %214 artış tespit edilmiştir. Test sonucu en düşük sürtünme katsayısı değerlerine derin kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde ulaşılmıştır.

Amini vd. (2010), 80CrMo125 soğuk iş takım çeliğine uygulanan derin kriyojenik işlemde bekletme sürelerinin malzemenin tribolojik özelliklerine olan etkisini incelemişlerdir. Geleneksel ısıl işlem uygulanan malzemelere 6, 24, 48, 72, 168 saat olmak üzere altı farklı bekletme süresinde kriyojenik işlem ve temperleme işlemi uygulanmıştır. Numunelerin sertlikleri ölçülmüş ve aşınma testleri uygulanmıştır. En yüksek sertlik değeri ve en düşük aşınma miktarı 48 saat derin kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde elde edilmiştir. Ayrıca 48 saatten daha uzun süre derin kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde sertlikte ve aşınma direncinde kayda değer düşmeler tespit edilmiştir. Buna maksimum oranda karbür çökelmesi sonrasında karbür tanelerinin irileşmesi ve bu şekilde oluşan sertlik azalmasının neden olduğunu bildirmişlerdir.

Podgornik vd. (2009), derin kriyojenik işlemin, toz metalurjisi ile üretilmiş PM S390 yüksek hız çeliğinin abrasif aşınma ve sürtünme ile oluşan yapışmaya (galling) olan etkilerini araştırmışlardır. S390 çeliğinden hazırlanan altı farklı numuneye kriyojenik işlemi iki farklı bekletme zamanında ve iki farklı östenitleme sıcaklığı ve zamanında uygulamışlardır. Ayrıca kriyojenik işlemde temperlemenin etkisini görebilmek için hazırlanan numuneler iki farklı sıcaklıkta temperlenmiştir. Isıl işlem uygulanan numunelere aşınma testleri için küre-disk tipi geometri düzeneği kullanılmıştır. Sürtünme ile oluşan yapışma direncini belirlemek içinse üst üste çapraz yuvarlamalı silindir metodu kullanılmıştır. Aşınma testlerinde yüksek östenitleme sıcaklığı uygulanmış numunelerin yüksek sürtünme ve yüksek aşınma miktarı gösterdiği ve uzun süreli derin kriyojenik işlem uygulanan numunelerde ise düşük sürtünme katsayıları ve daha düşük aşınma miktarı elde edildiği bildirilmiştir. Östenitleme sıcaklığının artması daha düşük yüzey sertliğine ve çözülmemiş küresel ötektik karbürlerin sayısının azalmasına neden olduğu saptanmıştır. Böylece aşınma dayanımı da düşmektedir. Kriyojenik işlem öncesi

uygulanan östenitleme sıcaklığının tribolojik özellikler açısından kısıtlayıcı bir faktör olduğu belirlenmiştir.

Cajner vd. (2009), toz metalürjisi yöntemi ile üretilmiş olan PM S390 MC yüksek hız çeliğine uygulanan derin kriyojenik işlemin kırılma tokluğuna ve erozyon aşınmasına olan etkisini incelemişlerdir. Ayrıca östenitleme sıcaklığının derin kriyojenik işlem üzerindeki etkisini görebilmek için üç farklı östenitleme sıcaklığında ve iki farklı ortamda su verme işlemi uygulanmıştır. Darbe enerjisini en çok etkileyen ısıl işlem faktörünü varyans analizi ile %95 oran ile östenitleme sıcaklığı olarak belirlemişlerdir. Ayrıca derin kriyojenik işlem uygulanan numunelerde sertlikte kayda değer bir değişim gözlemlenmemiştir. Kırılma tokluğu ise östenitleme sıcaklığının artması ile azalmıştır. Kırılma tokluğundaki bu azalmaya rağmen erozyon aşınma direnci kayda değer şekilde artmıştır. Bu durumun derin kriyojenik işlem sonrası matrisde oluşan ikincil karbürlerden kaynaklandığını bildirmişlerdir.

Katsuki vd. (2008), perlitik yapıya sahip %0,4 Karbon içeren mikro alaşımlı çeliklerde Vanadyum ilavesinin aşınma direncine olan etkilerini incelemişlerdir. Aşınma testleri için pim disk yöntemi kullanılmıştır. Yapılan deneylerde yapıda çökelme sertleşmesi sonucunda Vanadyum Karbür oluşan numunelerde aşınma miktarının vanadyum içermeyen mikro alaşımlı çelik numunelere göre daha yüksek olduğu saptanmıştır. Sertlik ölçümlerinde ise Vanadyum içeren numunelerin daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu belirlenmiştir. Vanadyum içeren numunelerde aşınma direncindeki bu düşüşün ferrit lamelleri arasında çökelen yüksek sertlik değerine sahip Vanadyum Karbürlerin lameller arası boşlukları azaltması nedeni ile olduğu görülmüştür. Bu nedenle aşınma direncindeki bu değişimin temas eden yüzeyler arasında plastik deformasyon ile kaybolan enerji miktarının Vanadyum içermeyen numunelere göre daha düşük olmasından kaynaklandığını bildirmişlerdir.

Firouzdor vd. (2008), M2 yüksek hız çeliğinden yapılmış matkap takımlarına derin kriyojenik işlem uygulamış ve temperleme işleminin uygulama sırasındaki etkilerini araştırmışlardır. C40 alaşımsız çelikten yapılmış olan numunelere kör delikler delinerek takım ömrü ve takımlarda oluşan serbest yüzey aşınmasını araştırmışlardır. X-ışını kırınımı yöntemi (XRD) ile yapıda çökelmiş karbür oranı tespit edilmiştir. Kriyojenik

işlemi takip eden temperleme işlemi uygulanan numunelerde % 6 oranında artış elde edilmiştir. Ayrıca kriyojenik işlem sonrası düşük sıcaklıkta temperleme işlemi uygulamanın takım ömrüne pozitif etkileri olduğu saptanmıştır. Yapılan aşınma testlerinde düşük kayma hızlarında temel aşınma mekanizmasının abrazif karakterli olduğu tespit edilmiştir. Yüksek kayma hızlarında ise: kesme hızının artması ve takım yüzeyinde kuru kaymadan dolayı sıcaklığın artması nedeniyle kayma gerilmesinin arttığını ve takım ile talaş arasında difüzyon ile malzeme geçişi olduğunu saptamışlardır. Bu nedenle yüksek kayma hızlarında aşınma mekanizmasının adhezif karakterli olduğunu ve takımlarda meydana gelen ani kırılmaların kesme ağzında oluşan kraterler nedeniyle mukavemetin düşmesinden kaynaklandığını bildirmişlerdir.

Zhirafar vd. (2007), 4340 çeliğinden yapılmış geleneksel ısıl işlem uygulanan numunelere derin-sığ kriyojenik işlem ve temperleme işlemleri uygulamışlardır. Kriyojenik işlemin numunelerin sertlik değerlerine, kırılma tokluğuna ve yorulma dayanımı özelliklerine olan etkilerini incelemişlerdir. Kırılma tokluğu açısından hem sığ hem de derin kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde 250ºC ile 400ºC temperleme sıcaklığı arasında azalma olduğu tespit edilmiştir. Temperleme sıcaklığının artması ile tokluğun arttığını ve bu azalmanın temperleşme gevrekleşmesinin bir etkisi olduğunu belirtmişlerdir. Yorulma dayanımı açısından ise uygulanan tekrarlı yük deneylerinde kriyojenik işlem sonrası yüksek sıcaklıklarda uygulanan temperleme işleminin malzemenin hasar almadan taşıyabileceği mininum alt gerilmede (S_0) düşmelere sebep olduğunu gözlemlemişlerdir.

A. Y. L. Yong vd. (2006), kriyojenik işlem uygulanmış tungsten karbür uçlar kullanarak yüksek kesme hızlarında orta Karbonlu çeliklerin işlenmesine olan etkilerini araştırmışlardır. Ayrıca işlem sırasında soğutma sıvısı kullanımının aşınma davranışına olan etkisini de incelemişlerdir. Yapılan çalışmalarda kuru ortam şartlarında ve farklı kesme hızlarında kriyojenik işlem görmüş takımlarda %28,9 ömür artışı sağlanmıştır. Soğutucu sıvı kullanılan durumlarda ise takımlarda ömür artışının %38 olduğunu saptamışlardır.

Da Silva vd. (2006), M2 yüksek hız çeliğinden yapılmış olan takımlara uygulanan derin kriyojenik işlemin etkisini araştırmışlardır. Testler laboratuvar ortamında ve otomotiv

endüstrisinde kullanılan freze çakıları üzerinde olmak üzere iki farklı ortamda yapılmıştır. Bu testlerde katastropik kırılma zamanı tespit edilmiştir. Takımların serbest yüzey aşınma miktarları taramalı elektron mikroskobu kullanılarak belirlenmiştir. Endüstriyel hızlı alın tornalama testinden alınan verilere göre derin kriyojenik işlem takım ömrünü %44 arttırmıştır. Laboratuvar ortamında yapılan testlerde ise takım ömründe %343 artış gözlemlenmiştir. Özel şekilli freze çakısı ile yapılan talaş kaldırma deneylerinde ise geleneksel ısıl işlem uygulanmış takımlara göre daha kötü son yüzeyler elde edildiği saptanmıştır.

Leskovšek vd. (2006), ESR AISI M2 yüksek hız çeliğinden yapılmış olan numunelere vakumlu ısıl işlem ve derin kriyojenik işlem uygulamışlardır. Kriyojenik ve geleneksel ısıl işlem uygulanmış olan numunelere aynı östenitleme sıcaklığında dört farklı sıcaklıkta temperleme işlemi uygulamışlardır. Farklı temperleme sıcaklığının malzemelerin kırılma tokluğuna ve sertlik özelliklerine olan etkilerini araştırmışlardır. Kriyojenik işlem sonrası temperlenmiş numunelerin en iyi aşınma direnci gösterdiği tespit edilmiştir. Ayrıca temperleme sıcaklığının arttırılması ile aşınma miktarında azalmalar meydana geldiğini bildirmişlerdir.

Bensely vd. (2005), sementasyon işlemi uygulanmış EN 353 çeliğine sığ, derin kriyojenik ve geleneksel ısıl işlem uygulamışlardır. Aşınma davranışlarını incelemek için pim disk yöntemini kullanmışlardır. Yapılan testlerde üç farklı yükte ve yedi farklı kayma hızında her bir durum için 720 saniye süren aşınma testleri yapılmıştır. Yapılan testler sonucunda sığ kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde geleneksel ısıl işlem uygulanmış numunelere göre aşınma direncinde %85, derin kriyojenik işlem uygulanan numunelerde ise %352 oranında artış olduğu saptanmıştır. Aşınma direncindeki bu artış kriyojenik işlemin kalıntı östenit fazı dönüştürmesi ile sağlanmıştır. Bunun yanı sıra kriyojenik işlemin homojen bir dağılıma sahip çökelmiş karbürler oluşturduğu da tespit edilmiştir.

Gündüz ve Cochrane (2005), %0.15 C ve Mn-Al-V-N içeren ticari tip Britsteel 55 tipi mikro alaşımlı çeliğe farklı parametrelerde ısıl işlemler uygulamışlardır. Uygulanan ısıl işlemlere ek olarak numuneler paslanmaz çelik tüpler ve atmosfere olmak üzere iki farklı ortamda soğutularak incelenmiştir. Aynı östenitleme sıcaklığı ve zamanı kullanılarak hava ortamında yapılan soğutmanın (1.39˚C/sn), paslanmaz çelik tüp içinde yapılan

soğutmaya (0.56˚C/sn) göre daha iyi çökelmiş tane yapısına sahip karbürler oluşmasını sağladığı bildirilmiştir. Yüksek soğutma hızlarının fazlar arası dönüşüm sıcaklığını düşürdüğü tespit edilmiştir. Ayrıca soğutma hızındaki artışın karbür tane boyutlarını iyileştirerek dislokasyon hareketlerini zorlaştırdığını ve bu nedenle havada soğutulan numunelerde daha yüksek sertlik değerleri elde edildiğini bildirmişlerdir.

Huang vd. (2003), AISI M2 takım çeliğine −80ºC'de 168 saat (1 hafta) kriyojenik işlem uygulayarak mikroyapısal durumuna ve aşınma direncine olan etkilerini araştırmışlardır. Kriyojenik işlemin karbür dağılımını kolaylaştırdığını saptamışlardır. Ayrıca kriyojenik işlem sonrasında martenzit matris içinde bulunan karbürlerin homojen bir şekilde yapıya dağıldığını belirlemişlerdir.

K. H. Yong vd. (2003), Co-WC kesici karbür takımların takım ömrü ve aşınma özelliklerini incelemek için farklı türlerde ısıl işlemler uygulamışlardır. İşlemsiz, su verilmiş, kriyojenik işlem−temperleme işlemi uygulanmış, soğuk işlem−temperleme uygulanmıştır. Farklı ısıl işlem kombinasyonları sonrası takımların sertlik değerlerinde kayda değer bir artış görülmemiştir. Takım ömürlerinde ise kriyojenik işlem uygulanan ve kriyojenik işlem−temperleme işlemi uygulanmış olan numunelerde ömür artışının sırasıyla %77 ve %126 olduğunu saptamışlardır.

Mohan Lal vd. (2001), AISI D3 ve AISI M2 takım çeliklerine uygulanan Titanyum Nitrür kaplamanın (TiN) ve kriyojenik işlemin geleneksel ısıl işlem yöntemine göre aşınma direncine olan etkilerini araştırmışlardır. Aşınma testlerinde; abrazif aşınma davranışının belirlenmesi için hazırlanan numuneler üzerinde pim−disk yöntemi uygulanmıştır. Ayrıca TiN kaplama ve kriyojenik işlemin uygulanma sırasının aşınma davranışı üzerindeki etkisini saptayabilmek için farklı işlem sıraları uygulamışlardır. Aşınma direncindeki en büyük artışın %205 ile TiN kaplama öncesi kriyojenik işlem uygulanan numunelerde olduğu saptanmıştır. Ayrıca kriyojenik işlem öncesi yapılan TiN kaplamaların aşınma direncinde %109' artış elde etmişlerdir.

Molinari vd. (2001), derin kriyojenik işlemin AISI M2 ve H13 çeliklerinden yapılmış takımlar üzerindeki etkisini gözlemlemek için sertlik değeri, aşınma direnci, tokluk ve takım ömrü davranışlarını incelemişlerdir. Kriyojenik işlem gören H13 matkap takımların

ömründe %200'den fazla artış saptanmıştır. Derin kriyojenik işlem ile geleneksel ısıl işlem uygulanmış numuneler karşılaştırıldığında daha yüksek tokluk değerleri elde edilmiştir. Fakat sertlik açısından ise kayda değer bir artış görülmemiştir. Bu nedenle sertlikte bir azalma olmadan daha tok bir yapı elde etmişlerdir. Takım ömründeki çarpıcı artıştan dolayı takım tüketiminin azaldığını ve takım maliyetinde %50 azalma elde edildiğini bildirmişlerdir.

Dong Yun vd. (1998), AISI M2 ve AISI T1 yüksek hız çeliklerinde sabit östenitleme ve temperleme sıcaklıklarında farklı sürelerde uygulanan kriyojenik işlemin malzemelerin mekanik özelliklerine olan etkisini araştırmışlardır. Ayrıca temperleme işleminin uygulanma sırasının ve tekrarlı kriyojenik işlem çevrimi uygulamalarının mekanik özelliklere olan etkilerini incelemişlerdir. Her iki tür malzemenin kızıl sertlikleri, eğilme mukavemetleri ve darbe enerjileri ölçülmüştür. Derin kriyojenik işlem uygulanan numunelerin geleneksel ısıl işlem uygulanan numunelere göre kızıl sertliklerini büyük oranda koruduğu görülmüştür. Eğilme testlerinde ise %25 mukavemet artışı sağlandığı saptanmıştır. Darbe enerjisinde ise %57 ile %78 arasında artış sağlanmıştır. Ayrıca mekanik özelliklerdeki en yüksek performans artışının kriyojenik işlem süresinin arttırılması yerine tekrarlı kriyojenik çevrim uygulamalarında elde edildiğini belirtmişlerdir.

Meng vd. (1994), Fe-1,4Cr-1C takım çeliğine uygulanan kriyojenik işlem ve geleneksel ısıl işlemin etkisini araştırmışlardır. Yapılan aşınma testlerinde kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde %110 ile %600'e varan aşınma direncinde artış tespit etmişlerdir. Geleneksel ısıl işlem ve kriyojenik işlem uygulanmış numuneler sırasıyla ise en çok ve en az aşınma kayıp oranını göstermişlerdir. Kriyojenik işlem sonrası oluşan aşınma direncindeki artışın kalıntı östenit giderilmesinden çok homojen karbür çökelmesi ve yapıda kriyojenik işlem sonrası ikincil karbürlerin oluşmasından dolayı olduğunu bildirmişlerdir.

Bu araştırmalar dikkate alındığında; kriyojenik işlemin özellikle yüksek Karbonlu ve alaşımlı çeliklerin mekanik ve tribolojik özelliklerine önemli etkileri olduğu görülmüştür. Kriyojenik işlemin neden olduğu gelişmeler farklı mekanizmalar ile açıklanmaktadır. Bunlar; kalıntı östenitin giderilmesi, ince taneli yapı oluşturması, homojen karbür dağılımı

ve işlem sonrası yapıdaki alaşım elementleri ile oluşan ikincil karbürlerin oluşturduğu etkilerdir. Bu mekanizmaların etkisinde özellikle karbür yapıcı elementler içeren mikro alaşımlı çeliklerin de tribolojik ve mekanik özelliklerinin geliştirilebileceği düşünülmüştür. Çizelge 5.1'de kriyojenik işlem uygulanan malzemelerdeki önemli değişimler vurgulanmıştır.

Çizelge 5.1. Kriyojenik işlemin çeşitli malzemelere etkileri

Malzeme	İşlem	Değişim	Yazar
Tungsten karbür uçlar	−145ºC'de 12'den 60 Saate kadar	En yüksek karbür yoğunluğu, sertlik ve en düşük aşınma 24 saatte elde edilmiştir.	(Özbek vd., 2014)
AISI 302 çeliği	−145ºC ve −185ºC'de 9 ve 24 saat	Her iki sıcaklık ve bekletme süresinde korozyon, yorulma, çekme mukavemetinde değişim olmamıştır.	(Paolo Baldissera, 2010)
80CrMo125 çeliği	−80ºC ve −196ºC'de 6 ve 168 saat	Tüm durumlarda en yüksek aşınma direnci 48 saatte elde edilmiştir.	(Amini vd., 2010)
M2 HSS delik takımları	−196ºC'de 24 ve 48 saat	Kalıntı östenit oranı %25'den %~1'a inmiştir. Takım ömrü, farklı kesme koşullarında % 65 ile %343 artmıştır.	(Da Silva vd., 2006)
Karbürize edilmiş EN 353 çeliği	−80ºC'de 5 saat −196ºC'de 24 saat	Sertlikte değişim olmamıştır. Farklı yük ve kayma hızlarında aşınma direncinin % 85 ile %372 arttırmıştır.	(Bensely vd., 2005)
PVD TiN kaplı AISI M2 ve D3 Takımlar	−145ºC ve −185ºC'de 6 ve 24 saat	24 saat bekletme süresi takımlar üzerinde yüksek aşınma direnci sağlarken, TiN kaplı takımlar kriyojenik işlemden olumsuz etkilemiştir.	(Mohan Lal vd., 2001)
AISI M2 ve T1 çeliği	−196ºC 24 ve 48 saatte farklı çevrimler	Üçlü çevrimde yüksek kızıl sertlik, Eğilme ve darbe testlerinde ise %25, %78 arasında artış sağlanmıştır.	(Dong Yun vd., 1998)
AISI 52100	−55ºC ve −185ºC'de 1 saat	Aşınma direnci %110 ile %600'e artmıştır.	(Meng vd., 1994)

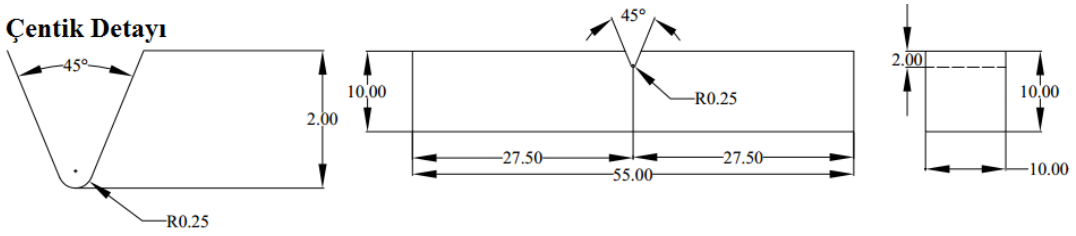
6. MATERYAL VE YÖNTEM

6.1. Materyal

Bu tez çalışmasında spektral analiz ile kimyasal içerikleri belirlenmiş olan ticari tip 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti orta karbonlu termo-mekanik işlem görmüş mikro alaşımlı çelikler kullanılmıştır (çizelge 6.1). Deneysel çalışmalarda 40 ve 36 mm çapında 500 mm uzunluğundaki silindir çubuklar kullanılmıştır. Bu çubuk malzemelerden talaşlı imalat yöntemleri kullanılarak ASTM A370 standardına uygun olarak 45º açıya sahip V çentikli Charpy darbe deney numuneleri elde edilmiştir (Şekil 6.1). Elde edilen numuneler herhangi bir normalizasyon işlemine tabi tutulmadan ısıl işlemleri gerçekleştirilmiştir.

Çizelge 6.1. Deneysel çalışmalarda kullanılan çelik malzemelerin kimyasal içerikleri

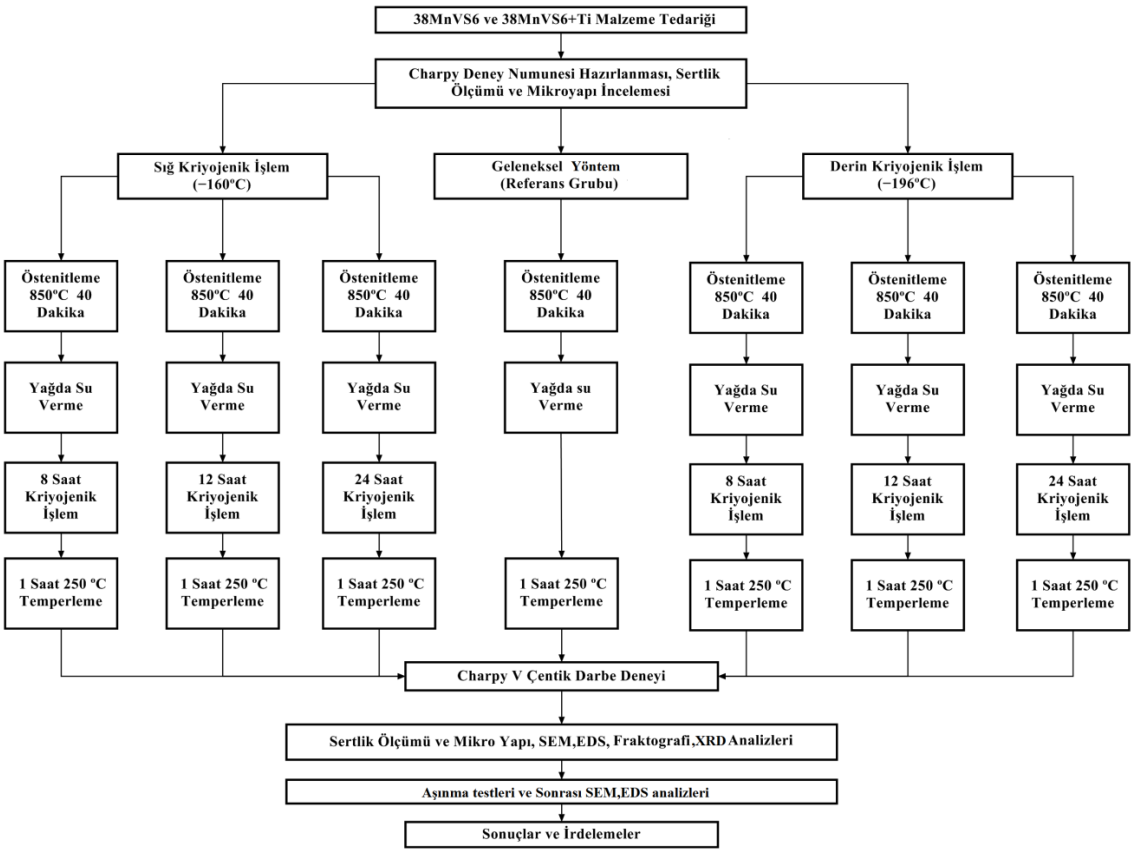
Çelikler	Elementlerin ağırlıkça yüzdeleri (%)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	Ti
38MnVS6	0,38	0,31	1,51	0,015	0,036	0,08	0,01	0,07	0,16	0,019	-
38MnVS6+Ti	0,39	0,53	1,40	0,010	0,026	0,06	0,01	0,06	0,16	0,014	0,014



Şekil 6.1. Charpy darbe deney numunesi teknik resmi

6.2. Yöntem

Geleneksel ısıl işlem parametrelerinin belirlenmesinden sonra çentik darbe deney numunelerine farklı sıcaklık ve bekletme sürelerinde kriyojenik ısıl işlem uygulanmış ve sabit sıcaklıkta temperlenmiştir. Çalışmalarda kullanılan her iki mikro alaşımlı çelik malzemesi olan 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti için izlenen deney prosedürü şekil 6.2'de verilmiştir.



Şekil 6.2. Deneysel çalışmalar iş akış şeması

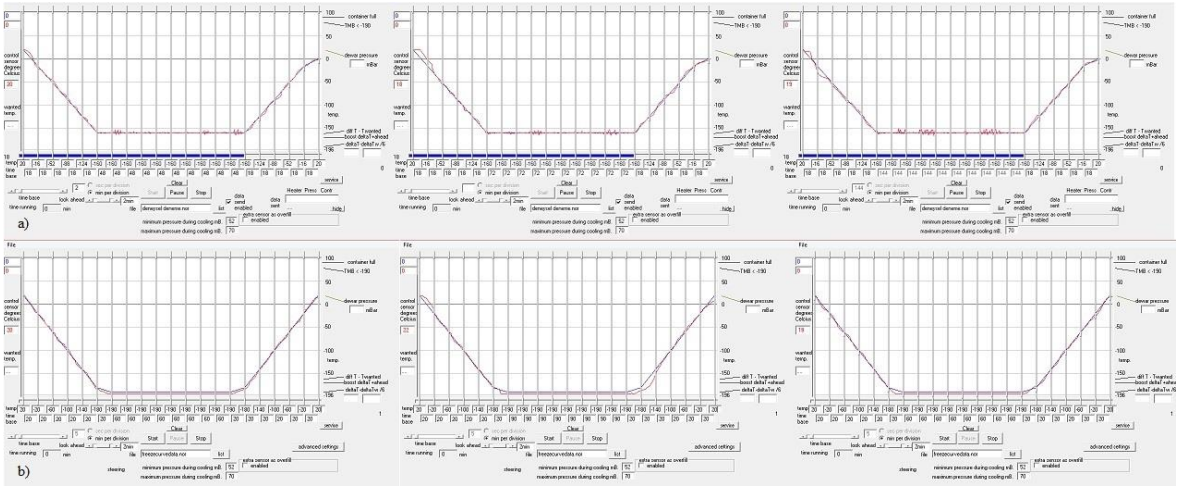
6.2.1. Geleneksel ve kriyojenik ısıl işlemler

Geleneksel ısıl işlem parametreleri, yapılan ön deney sonuçları gözetilerek seçilmiştir. Tüm numuneler olası termal şoklardan etkilenmemesi için oda sıcaklığından 0,70°C/sn ısıtma hızıyla 850°C'ye ısıtılmış ve bu sıcaklıkta 40 dakika bekleme süresi sonrası yağ ortamında oda sıcaklığında sertleştirilmiştir. Her iki malzeme grubu için de aynı kriyojenik işlem parametrelerine sahip olan deney numuneleri tek bir seferde aynı fırın ortamında ostenitleme işlemi uygulanarak sertleştirilmiştir. Şekil 6.3'de numunelere su verme işlemi uygulanan fırın gösterilmektedir.

Yapılan literatür araştırmalarından görüldüğü üzere su verme sonrası yapıdaki kalıntı ostenit kararsız bir haldedir. Yaklaşık olarak bir saat içinde kararlı hale geçmekte ve bu durum da ostenitin martenzite dönüşümünü zorlaştırmaktadır. Bu nedenle su verme işleminden hemen sonra kriyojenik işlem gerçekleştirilmesi gerekmektedir. Deneysel çalışmalarda bu durum göz önüne alınarak kriyojenik ısıl işlemler geleneksel ısıl işlemi

takiben yapılmıştır. Kriyojenik ısıl işlemler −160ºC ve −196ºC sıcaklıklarında, 8,12 ve 24 saat olmak üzere 3 farklı bekletme süresinde olmak üzere toplamda 6 farklı kontrol grubunda gerçekleştirilmiştir. Soğutma ve ısıtma işlemleri numunelerin oda sıcaklığından 2°C/dk olacak şekilde istenilen sıfır altı sıcaklığa indirilip beklenmesi ve bunu takiben aynı hızla ısıtılması şeklinde yapılmıştır. Kriyojenik işlem, Eskişehir Osmangazi Üniversitesi teknoloji geliştirme bölgesinde çalışmalarını sürdüren M.M.D. Tekno. (Makine ve Malzeme Teknolojileri Danışmanlığı) firmasında yapılmıştır. Şekil 6.3 ve 6.4 deneylerin gerçekleştirildiği cihaz ve farklı sıcaklık ve zamanlarda uygulanan kriyojenik işlemlerin çevrim diyagramlarını göstermektedir.

Şekil 6.3. Isıl işlem fırını (Protherm-PFL 1500) ve kriyojenik işlem cihazı (MMD Tekno)

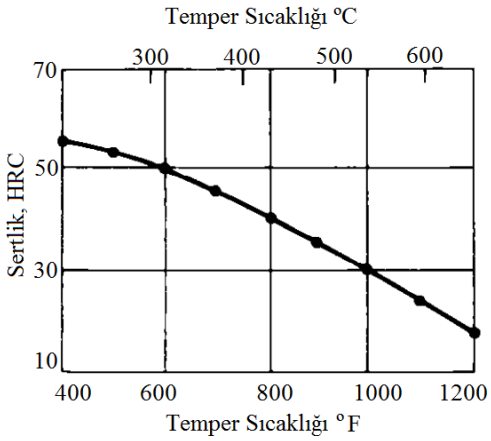


Şekil 6.4. Deneyleri gerçekleştirilen farklı sıcaklık ve zamanlarda uygulanan kriyojenik işlemlerin çevrim diyagramları: a)−160ºC'de 8,12 ve 24 saat b) −196ºC'de 8,12 ve 24 saat

Su verme işlemi sonrası yapıda oluşan martenzit fazının gevrek olması nedeniyle tüm numunelere kriyojenik işlemi takiben temperleme işlemi uygulanmıştır. Denklem 6.1 ile belirtilen Ito ve Bessyo'nun mikro alaşımlı boru çelikleri için önerdiği ampirik eşdeğer Karbon içeriği formülü kullanılmıştır (Lancaster, 1999). Deneylerde kullanılan malzemeler için kütlece eş değer Karbon değeri %0,49 olarak hesaplanmıştır.

$$C_{eq} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \qquad (6.1)$$

Yapılan hesaplamalar temelinde temper sıcaklığı için AISI 1049 çeliği referans alınmıştır. Şekil 6.5 AISI 1049 çeliğinin 1 saat sürede temperleme sıcaklığına bağlı olarak sertlik değişimini göstermektedir.



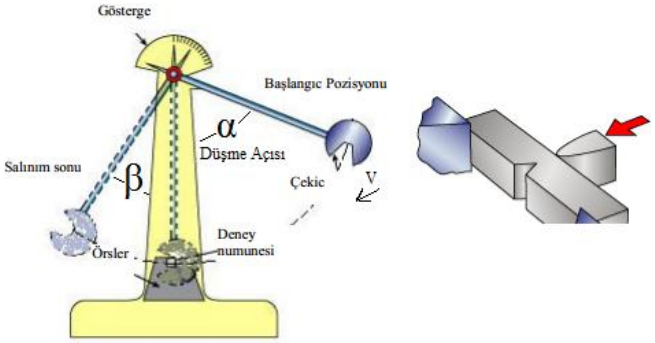
Şekil 6.5. AISI 1049 çeliğinin 1 saat süreli temperleme sıcaklığına bağlı sertlik değişimi (Chandler, 1995)

Şekil 6.5 göz önüne alındığında sertliğin 300 ºC'den itibaren büyük oranda düştüğü görülmektedir. Bu durum gözetilerek deneysel çalışmalarda kullanılan numunelere kriyojenik işlemi takiben 250ºC'de 1 saat temperleme işlemi uygulanmıştır.

6.2.2. Darbe deneyleri

Farklı parametrelerde uygulanan ısıl işlemin numunelerdeki tokluk değerlerine olan etkisi anlaşabilmesi için çentik darbe deneyi yapılmıştır. Basit iki kiriş ortasına yerleştirilen

numuneler, sarkaç ucundaki çekiçle çentik tabanına darbe yapılması sonucu meydana gelen çok eksenli gerilmeler etkisiyle kırılmıştır. Yapılan tüm deneylerde cihaz önce boşta salınım yaptırılarak cihazdaki yatak sürtünmesi ve hava direnci faktörü dikkate alınmıştır.



Şekil 6.6. Charpy deney düzeneği, numune ve cihaz yerleşimi (Sevinç, 2007)

Şekil 6.6'da şematik olarak gösterilen kütlesi m ve boyu L olan sarkaç, h_1 yüksekliğine çıkarıldığında potansiyel enerjisi "m.g×h_1" kadar olur. Sarkaç serbest bırakıldığında düşey düzlemde hareket ederek numuneyi kırar ve h_2 yüksekliğine çıkarak "m.g×h_2" potansiyel enerjisine sahip olur. Sarkacın iki uç nokta arasındaki bu potansiyel enerji farkı numunenin kırılma enerjisini veya bir başka ifade ile darbe direncini verir. Darbe direnci olarak da adlandırılan bu değer denklem 6.2'de gösterildiği şekilde hesaplanır. Darbe direnci "kg.m" veya kırılan kesit alanına bölünerek "joule/mm^2" olarak ifade edilebilir.

$$E = m.g.(h_1 - h_2) = G.L.(\cos\alpha - \cos\beta) \tag{6.2}$$

Bu formülde;

E: Kırılma enerjisi,

m:Sarkacın kütlesi (kg),

g: Yerçekimi ivmesi (m/sn^2),

L: Sarkacın ağırlık merkezinin sarkacın salınım merkezine uzaklığı (m),

h_1: Sarkacın ağırlık merkezinin düşme yüksekliği (m),

h_2: Sarkacın ağırlık merkezinin çıkış yüksekliği (m),

α: Düşme açısı (°),

β: Yükseliş açısı (°)'nı temsil etmektedir.

Şekil 6.7'de numunelerin Charpy darbe deneyine tabi tutulduğu cihaz gösterilmiştir. Deneyin yapıldığı ortam 20°C sıcaklıktadır. Deney öncesi çentik ile zayıflatılmış kesitler kumpas ile ölçülmüştür. Darbe direnci birim kesite düşen kırılma enerjisi olarak ifade edilmiştir.

6.2.3. Sertlik ölçümleri

Geleneksel ve kriyojenik işlem uygulanan numunelerin yüzeylerinden makro sertlik ölçümü yapılmıştır. Sertlik değerleri numunelerin yüzeylerinden merkeze doğru üç ölçüm alınarak hesaplanmıştır. Sertlik ölçümleri ZWICK model sertlik cihazı ile yüzeyden merkeze doğru 10 kg ön yük ve 140 kg ana yük altında Rockwell-C skalası kullanılarak ölçülmüştür. Şekil 6.7'de numunelerin Rockwell sertlik ölçümünde kullanılan cihaz gösterilmiştir.

Şekil 6.7. Çentik darbe deney cihazı (MFL system PSW 300 joule) ve Rockwell sertlik ölçüm cihazı (Zwick 3106)

6.2.4. Mikroyapı incelemeleri

Mikroyapı incelemesi için kullanılan numuneler, charpy darbe deneyi numunelerinin uç kısmından ayrıtı 10 mm olan küpler halinde abrasif yaş kesme metodu kullanılarak elde edilmiştir. Zımparalama işlemi, sırasıyla kaba ve ince olmak üzere iki aşamada 220 ve 600 grid manyetik zımpara ve soğutma suyu kullanılarak yapılmıştır. Parlatma işlemi ise 3µm tane büyüklüğüne sahip elmas solüsyon ortamında gerçekleştirilmiştir. Tüm numunelere %2'lik Nital çözeltisi ile dağlama işlemi uygulanmıştır. Şekil 6.8'de numune hazırlamada kullanılan kesme cihazı ve metalografik numune hazırlama cihazı gösterilmiştir.

Şekil 6.8. Numune kesme cihazı (Struers Discotom 5) ve numune zımparalama ve parlatma cihazı (Struers Tegraforce 4500)

Dağlanmış ve optik mikroskopta incelenmiş mikroyapı numuneleri ayrıca SEM ve EDS analizleri ile incelenmiştir. SEM ve EDS analizleri Eskişehir Osmangazi Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarı ve Uygulama Merkezinde bulunan JEOL JSM-5600LV model taramalı elektron mikroskobu (Scanning Electron Microscope, SEM) cihazı ile yapılmıştır. Cihaz üzerinde ikincil elektron, geri yansıyan elektron ve X ışınları (EDS Energy Dispersive X-ray Spectroscopy) detektörü bulunmaktadır. Analizlerde numunelerin mikroyapı görüntüsü üzerinden nokta ve alan yöntemleri kullanılarak kalitatif elementer analizler yapılmıştır. Numunelerin mikro yapı fotoğrafları 3000X ve 5000X, EDS analiz fotoğrafları 5000X büyütme ile alınmıştır. Kırık yüzeylerin (fraktografi) SEM fotoğrafları için ise 3000X büyütme kullanılmıştır. Aşınmış yüzeylerin SEM fotoğrafları için ise 250X büyütme, EDS analiz fotoğraflarında ise 1500X büyütme kullanılmıştır. Şekil 6.9'da

metalografik incelemelerde kullanılan optik ve taramalı elektron mikroskopları görülmektedir.

6.2.5. X ışınları kırınım analizleri

Uygulanan ısıl işlemler sonucu, malzemelerde kriyojenik işlem mekanizmaları etkisinde martenzit ve martenzite dönüşmeden yapıda kalan ostenit fazı, farklı bileşimlerdeki demir karbürler ve ferrit-beynit fazları x-ışınları kırınım yöntemiyle belirlenmiştir. Analizlerde Afyon Kocatepe Üniversitesi Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezinde bulunan monokromatize X-ışını difraksiyon cihazı kullanılmıştır (Şekil 6.9). X-ışınları yöntemindeki prensip yapı üzerinde kırınım modellerinden elde edilen fazların pik alanları veya şiddetleri, fazların malzeme içindeki miktarlarıyla doğru orantılı olmasına dayanmaktadır. Bu amaçla λ=1.54060 Å dalga boyuna sahip CuKα radyasyonu kullanılmıştır. Isıl işlem uygulanmış tüm numuneler, 20°−100° arasındaki açılarda 2θ (2 theta) 0,02 adım büyüklüğünde (step size), 0,5 derece/dakika hızında taranarak X-ışını difraksiyon paternleri elde edilmiştir. Faz analizleri Xpowder paket programı ile gerçekleştirilmiştir.

Şekil 6.9. Metal mikroskobu ve görüntüleme sistemi (Nikon clemex), Taramalı elektron mikroskobu (JEOL JSM-5600LV) ve X ışınları kırınım cihazı (Bruker D 8 Advance)

6.2.6. Aşınma deneyleri

Aşınma testlerinde kullanılan numuneler, charpy çentik darbe deney numunelerinin uç kısımlarından abrasif yaş kesme yöntemi kullanılarak ayrıtı 10 mm olan küpler halinde hazırlanmıştır. Aşınma testleri küre-disk tipi yöntemi kullanılarak ASTM G99 standardına uygun olarak yapılmıştır. Deneylerde aşındırıcı karşı cisim olarak küreselliği ve bileşimi sertifikalı, 91,6 HRA sertliğe ve 690 GPa elastisite modülüne sahip 3 mm çapında WC bilyeler kullanılmıştır. Deneylerde yüksek sertliğe ve rijitliğe sahip karşı cisim kullanılarak aşınmanın sadece ısıl işlemler ile tribolojik ve mekanik özellikleri değiştirilmiş olan altlık malzemede olması amaçlanmıştır.

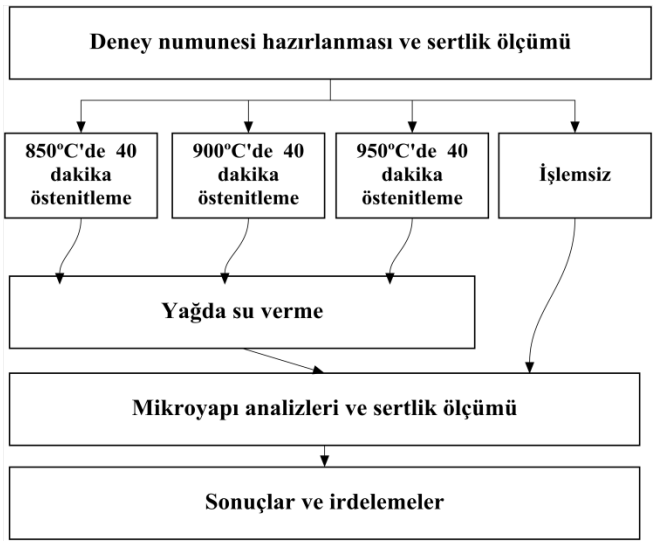
Aşınma deneyi parametreleri, 5 N normal yük, 3 mm aşınma çapı, 100 metre aşınma mesafesi ve 3cm/sn (189d/dk) kayma hızı olarak belirlenmiştir. Deneysel olarak uygulanan yükler sonrasında küre-disk tipi sistemde meydana gelen gerilmeler bölüm 2'de anlatılan Hertz temas teorisine göre hesaplanmış ve tüm durumlar için 2,534 GPa temas gerilmesi elde edilmiştir. Aşınma deneyi yapılacak olan tüm numuneler, deney öncesi metalografik numune hazırlama işlemlerinden geçirilmiş ve ortalama yüzey pürüzlülüğü 0,04 µm olacak şekilde parlatılmıştır. Numunelerde test sonucu oluşan aşınma kanallarının ortalama yüzey pürüzlülüğü (R_a) profil tarama cihazı ile ölçülmüştür. Yüzey pürüzlülük ölçümleri ISO R97 standardında, Gauss filtreleme kullanılarak yapılmıştır. Aşınma oranları her bir kanaldan ölçülen 4 farklı noktanın ortalama alan değeri kullanılarak hesaplanmıştır. Şekil 6.10 aşınma test cihazını ve aşınma kanalları incelemelerinde kullanılan yüzey pürüzlülüğü ölçüm cihazını göstermektedir. Ayrıca numunelerin aşınma davranışının daha detaylı belirlenmesi için SEM ve EDS analizlerinden yararlanılmıştır.

Şekil 6.10. Aşınma test cihazı (CSM Tribometer) ve profil ölçüm cihazı (Mitutoyo SJ-400)

7. BULGULAR VE TARTIŞMALAR

Bu bölümde numunelere farklı bekletme sürelerinde uygulanan kriyojenik işlem sonrası elde edilen bulgular ve sonuçları değerlendirilmiştir. Numunelerin kırılma enerjileri, kırık yüzey incelemeleri, sertlik değerleri, mikroyapıları ve aşınma davranışları deneysel olarak incelenmiştir.

Kriyojenik işlem öncesi en uygun geleneksel ısıl işlem parametrelerini belirlemek için ön deneyler yapılmıştır. 38MnVS6+Ti malzemeden hazırlanan numunelere 850ºC, 900ºC ve 950ºC, sıcaklıklarda 40 dakika bekletme ile ostenitleme ve oda sıcaklığındaki yağda su verilmiştir. Isıl işlem görmüş ve işlemsiz numunelerin sertlik değerleri ölçülmüş ve mikroyapıları incelenmiştir (Şekil 7.1). En yüksek sertlik değerleri 850ºC'de ostenitlenmiş ve yağda su verilmiş numunelerde elde edilmiştir. Elde edilen yüksek sertlik değeri nedeniyle deneysel çalışmalarda numunelere uygulanacak olan geleneksel ısıl işlem ostenitleme sıcaklığı olarak 850ºC seçilmiştir.



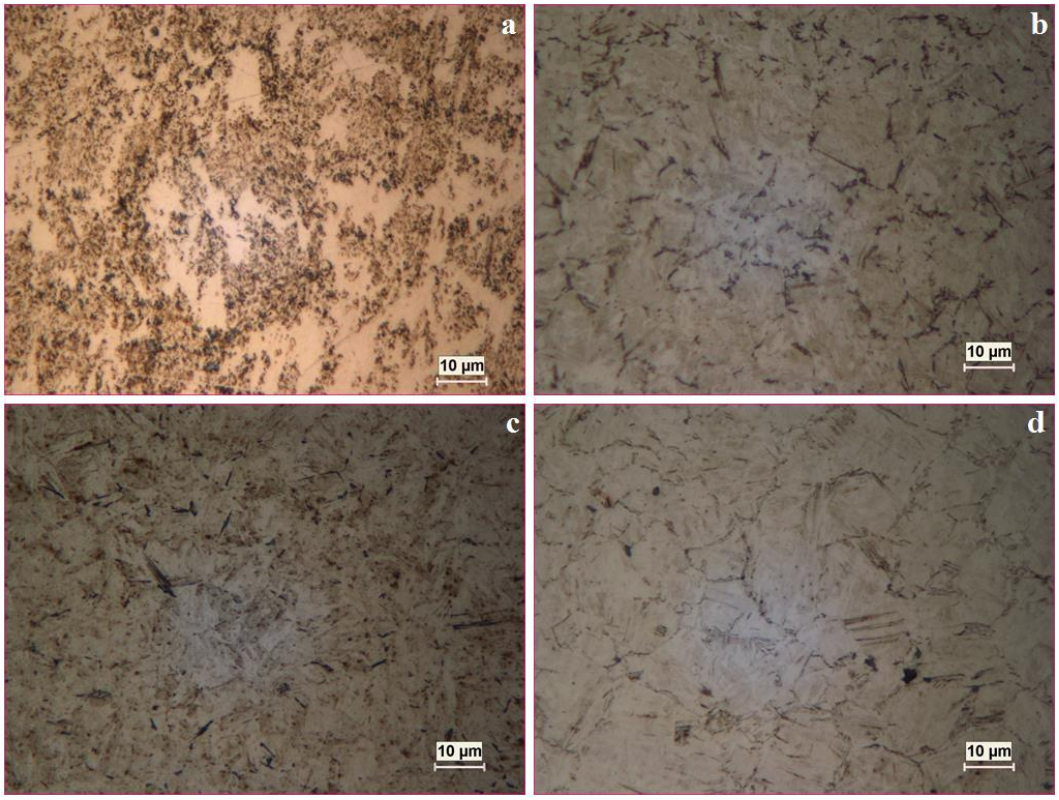
Şekil. 7.1 Ön deney iş akış şeması

Sertlik ölçümleri numune kesitleri üzerinden 5 farklı noktadan yapılmıştır. Çizelge 7.1'de numunelerdeki temperleme işlemi olmadan sertlik dağılımı ve Brinell sertlik

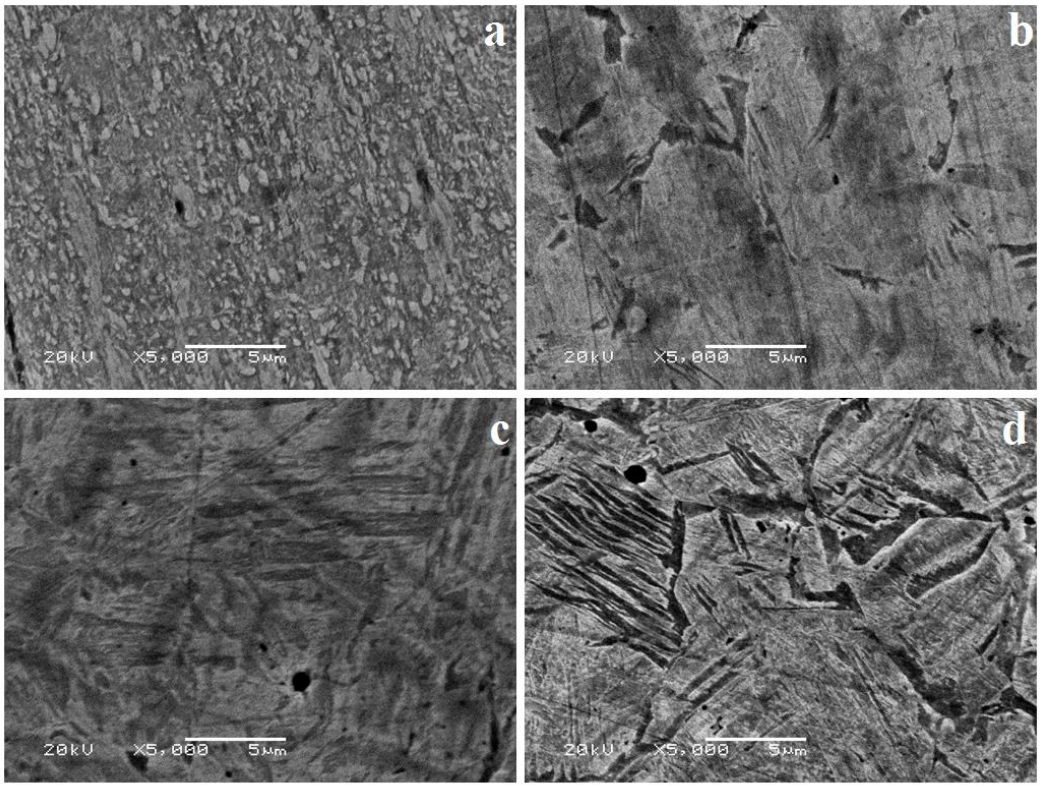
değeri üzerinden hesaplanan yaklaşık çekme mukavemeti değerleri görülmektedir (Smith, 2009).

Çizelge 7.1. Östenitleme sıcaklığının sertliğe etkisi

		850ºC	900ºC	950ºC	İşlemsiz
Ölçüm 1		59	55	52	24
Ölçüm 2		56	56	52,5	23
Ölçüm 3		57	55	51	24
Ölçüm 4		57	54	55	26
Ölçüm 5		57	57	54	24
Ortalama Sertlik	**HRC**	57,2	55,4	52,9	24,2
	HB	606,2	574	528,4	248,3
Çekme Mukavemeti (≈3,45xHB, Mpa)		2091,4	1980,3	1822,9	856,5



Şekil 7.2. Ön deney numunelerinin optik mikro yapı görüntüleri: a) İşlemsiz, b) 850ºC, c) 900ºC, d) 950ºC (1000X).



Şekil 7.3. Ön deney numunelerinin SEM mikro yapı görüntüleri: a) İşlemsiz, b) 850ºC, c) 900ºC, d) 950ºC (5000X)

7.1. Çentik Darbe Deneyi Sonuçları

Her iki malzeme grubu için elde edilen charpy darbe deney sonuçları çizelge 7.2 ve 7.3'de verilmiştir. Bu ölçüm sonuçları ve hesaplamalar kullanılarak numunelerin kırılma enerjileri belirlenmiştir (Şekil 7.4).

Kriyojenik ısıl işlemler sonrasında yapılan darbe deneylerinde kırılma enerjisi değerlerinin geleneksel ısıl işlem görmüş duruma göre yaklaşık %20-40 düştüğü görülmüştür. Bu düşüşün sebebi su verme ve sonrasında uygulanan kriyojenik işlem ile ostenit-martenzit dönüşümünün tamamlanmasıdır. Sonuç olarak kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde malzemenin sertliği artarken süneklik ve tokluk özelliklerinde azalma görülmektedir. En düşük kırılma enerjileri kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde elde edilmiştir.

Geleneksel ısıl işlem görmüş numunelerin kırık yüzey SEM incelemeleri şekil 7.5a. ve şekil 7.6a.'de gösterilmiştir. Her iki malzeme grubu için de kriyojenik işlem uygulanmış olan numunelerde sadece geleneksel ısıl işlem uygulanmış numunelere göre bölgesel çukurlar (dimples) olduğu gözlenmiştir. Kırılmış kesit yüzeylerinde oluşan bu çukurlaşmaların çökelen Vanadyum ve Titanyum, Demir Mangan bileşiklerinin etkisinde ve etrafında olduğu görülmektedir. Oluşan bu boşluklu yapı oluşumu ve büyümesinin metal matriste varolma nedeni ikincil parçacıklardır.

Kırık kesitlerin SEM görüntüleri incelendiğinde mikro alaşım çökelmeleri sonucu kırılma mekanizmasının gevrek yapıda olduğu görülmüştür. Numunelerin yüzeyleri incelendiğinde çökelmeler etrafında oluşan çukur ve boşluk oluşumları ve büyümelerinin bu duruma neden olduğu görülmektedir. Boşlukların ilk olarak kriyojenik işlemler sonrası çökelmeler etrafında oluştuğu ve dinamik yük altında kesiti zayıflattığı anlaşılmaktadır.

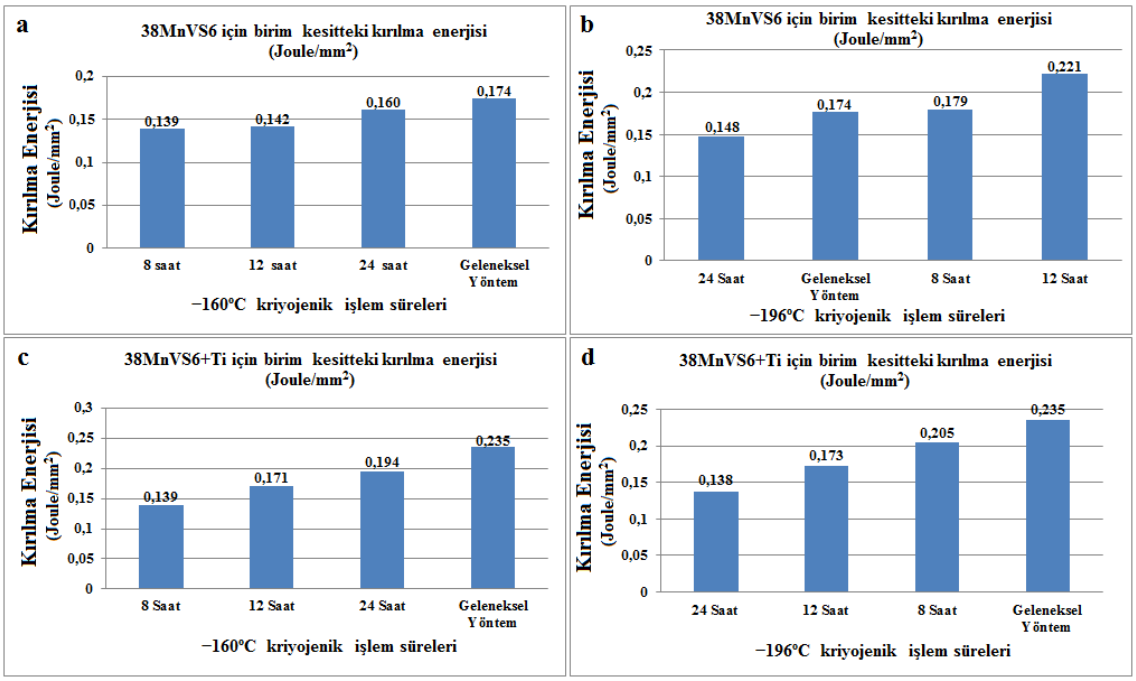
Deneysel sonuçlardan görüleceği üzere Titanyum elementi içeren çelik numune gruplarında tokluğun yükseldiği görülmüştür. Farklı sıcaklık ve bekletme sürelerinde yapılan işlemlerde Titanyum elementi tokluğu yükseltmiştir. Bu durum Titanyumun tane sınırında çökelerek oluşturduğu bileşikler nedeniyle tane irileşmesini azaltması nedeniyle olmaktadır.

Çizelge 7.2. Farklı ısıl işlemler gören 38MnVS6 çeliğinin kırılma tokluk değerleri

38MnVS6 çeliğinde çentikli darbe deney sonuçları									
Sürtünme Kayıpları 1,3767 Joule olarak hesaplanmış ve tüm durumlardan düşülmüştür.									
	Numune 1			Numune 2			Ortalama (J/mm^2)	8 saat	−160°C Kriyojenik İşlem
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	10,2	8,1	82,62	10,4	8,2	85,28			
Kırılma Enerjisi (Joule)	11,57526			11,88529			0,139735122		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,140102397			0,139367847					
	Numune 1			Numune 2			Ortalama (J/mm^2)	12 saat	
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	10,2	8,07	82,314	10,1	8,13	82,113			
Kırılma Enerjisi (Joule)	11,421911			11,98008			0,142328865		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,138760247			0,145897483					
	Numune 1			Numune 2			Ortalama (J/mm^2)	24 saat	
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	9,9	8,15	80,685	9,92	8,02	79,5584			
Kırılma Enerjisi (Joule)	12,6233			13,14064			0,160810685		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,156451633			0,165169737					
	Numune 1			Numune 2			Ortalama (J/mm^2)	Geleneksel Yöntem (Referans)	
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	10,12	8,15	82,478	10,5	8,2	86,1			
Kırılma Enerjisi (Joule)	13,761421			15,72968			0,17477021		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,166849596			0,182690825					
	Numune 1			Numune 2			Ortalama (J/mm^2)	8 saat	−196°C Kriyojenik İşlem
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	10,35	7,96	82,386	10,16	8,02	81,4832			
Kırılma Enerjisi (Joule)	14,9983			14,34865			0,179071244		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,182049135			0,176093354					
	Numune 1			Numune 2			Ortalama (J/mm^2)	12 saat	
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	9,77	8,17	79,8209	9,81	8,12	79,6572			
Kırılma Enerjisi (Joule)	16,36199			18,9544			0,221466698		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,204983782			0,237949614					
	Numune 1			Numune 2			Ortalama (J/mm^2)	24 saat	
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	10,16	8,14	82,7024	9,65	8,02	77,393			
Kırılma Enerjisi (Joule)	13,01248			10,70438			0,147826506		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,15734102			0,138311992					

Çizelge 7.3. Farklı ısıl işlemler gören 38MnVS6+Ti çeliğinin kırılma tokluk değerleri

38MnVS6+Ti çeliğinde çentikli darbe deney sonuçları									
Sürtünme Kayıpları 1,30149 Joule olarak hesaplanmış ve tüm durumlardan düşülmüştür.									
	Numune 1			**Numune 2**			**Ortalama (J/mm^2)**	**8 saat**	**−160ºC Kriyojenik İşlem**
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	9,95	7,79	77,5105	9,98	8,03	80,1394			
Kırılma Enerjisi (Joule)	9,25503			12,69851			0,138929416		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,119403565			0,158455267					
	Numune 1			**Numune 2**			**Ortalama (J/mm^2)**	**12 saat**	
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	9,97	7,92	78,9624	9,96	8,06	80,2776			
Kırılma Enerjisi (Joule)	15,2635			11,90714			0,170812713		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,193300862			0,148324564					
	Numune 1			**Numune 2**			**Ortalama (J/mm^2)**	**24 saat**	
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	9,95	8,03	79,8985	9,93	8,06	80,0358			
Kırılma Enerjisi (Joule)	15,85235			15,24979			0,194471606		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,198406103			0,19053711					
	Numune 1			**Numune 2**			**Ortalama (J/mm^2)**	**Geleneksel Yöntem (Referans)**	
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	9,99	8,05	80,4195	9,96	8,03	79,9788			
Kırılma Enerjisi (Joule)	18,56517			19,13807			0,235071685		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,230854084			0,239289287					
	Numune 1			**Numune 2**			**Ortalama (J/mm^2)**	**8 saat**	**−196ºC Kriyojenik İşlem**
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	9,93	8,03	80,6573	9,8	8,07	80,4579			
Kırılma Enerjisi (Joule)	17,50			15,12242			0,20464421		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,218073545			0,19121488					
	Numune 1			**Numune 2**			**Ortalama (J/mm^2)**	**12 saat**	
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	9,97	8,09	80,6573	9,98	8,01	79,9398			
Kırılma Enerjisi (Joule)	12,7			15,3072			0,176086609		
Oran ($Joule/mm^2$)	0.157332318			0,19148409					
	Numune 1			**Numune 2**			**Ortalama (J/mm^2)**	**24 saat**	
Ebatlar (mm/mm)/Alan (mm^2)	10,31	8,02	82,6862	9,98	8,01	79,9398			
Kırılma Enerjisi (Joule)	11,34			11,10379			0,138023456		
Oran ($Joule/mm^2$)	0,137145013			0,138901899					

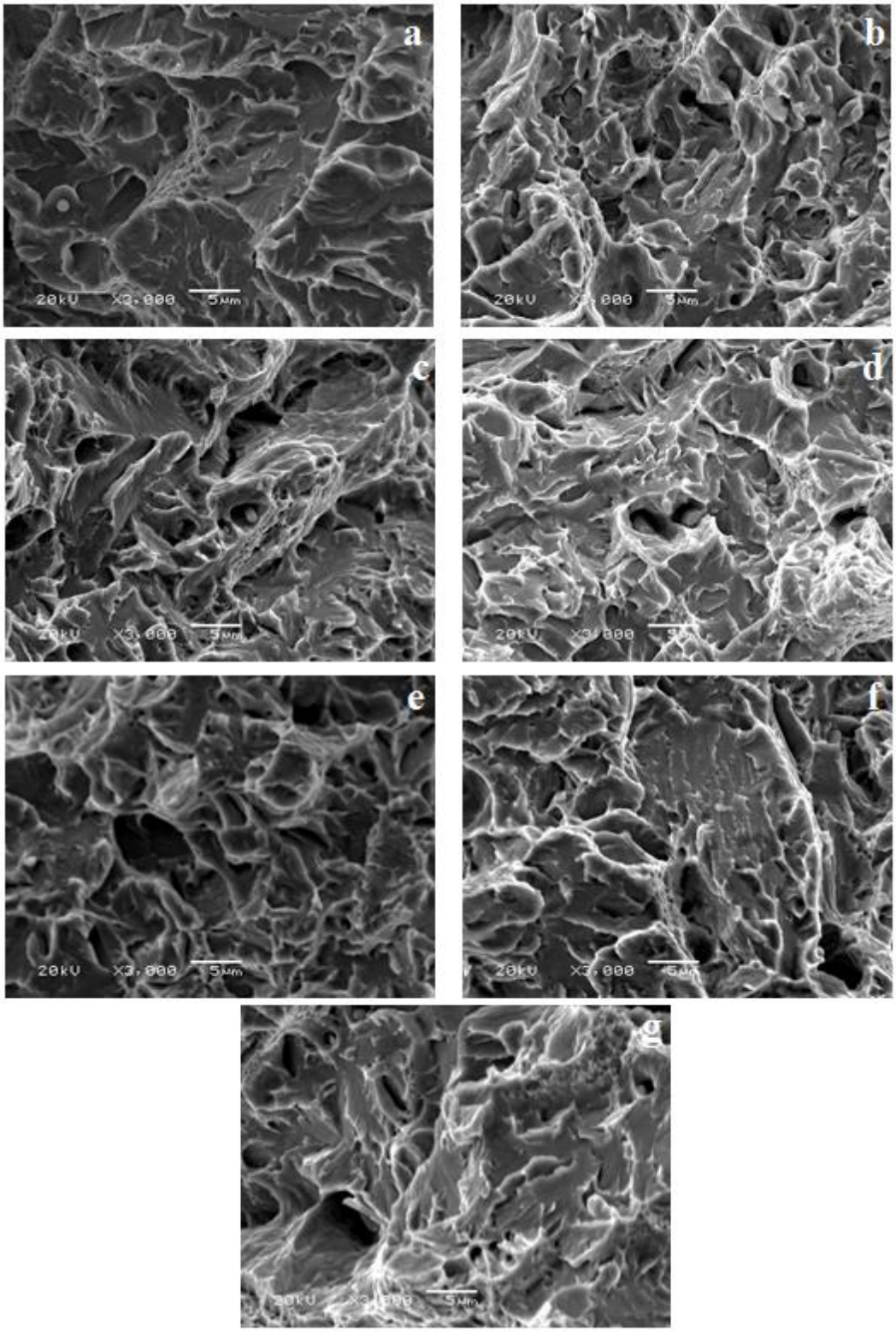


Şekil 7.4. Mikro alaşımlı çelik numunelerde sığ ve derin kriyojenik işlemin kırılma enerjisine olan etkisi

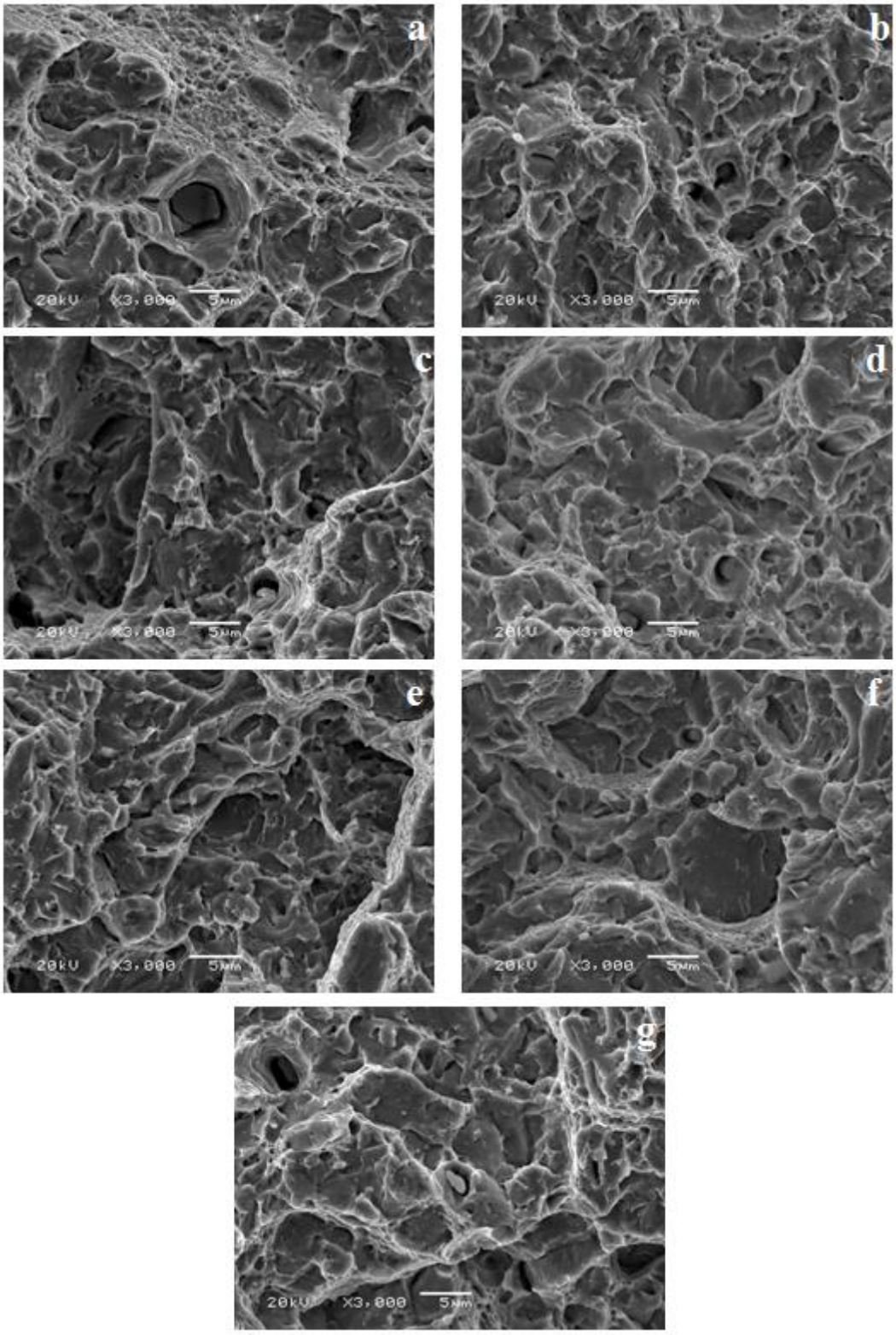
Şekil 7.4a'da 38MnVS6 mikro alaşımlı çeliğe yapılan sığ kriyojenik işlem sonrasında darbe tokluğu enerjileri verilmiştir. Burada görüleceği üzere darbe enerjisi 0,174 joule/mm^2 olarak hesaplanmıştır. −160°C'de 24 saat uygulanan sığ kriyojenik işlemin darbe tokluğunu geleneksel yönteme göre % 9 oranında düşme olduğu görülmüştür. 8 ve 12 saatte ise herhangi bir değişim olmamaktadır.

Benzer davranış sığ kriyojenik işlem uygulanmış Titanyum içeren mikro alaşımlı çelik numunelerde de görülmektedir. Titanyum katkılı numunelerde toklukta düşüşün daha keskin olduğu görülmektedir.

Her iki malzemeye uygulanan derin kriyojenik işlemler darbe tokluğu incelemeleri şekil 7.4b ve şekil 7.4d'de verilmiştir. Kısa süreli yapılan derin kriyojenik işlemler uzun süreli yapılan kriyojenik işlemlere göre darbe enerjisine daha iyi etki etmektedirler.



Şekil 7.5. 38MnVS6 çeliğine ait kırılma kesit 3000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat



Şekil 7.6. 38MnVS6+Ti çeliğine ait kırılma kesit 3000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat

7.2. Sertlik Deneyi Sonuçları

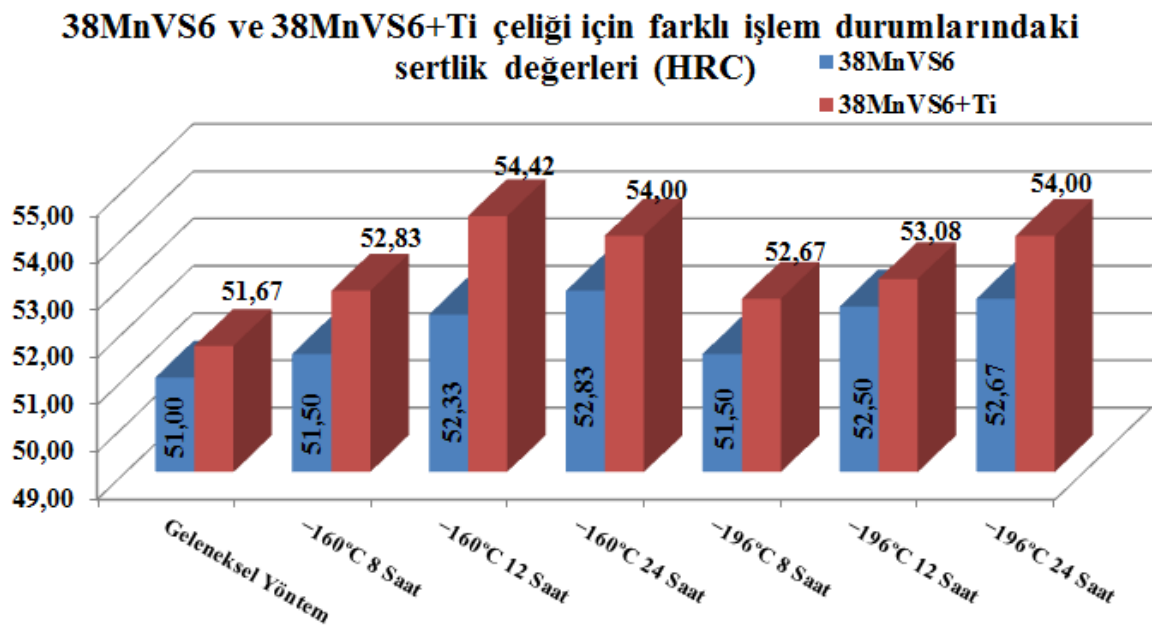
38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti mikro alaşımlı çeliklere uygulanan ısıl işlemler sonucunda ölçülen makro sertlik değerleri çizelge 7.4'de verilmiştir. Derin ve sığ kriyojenik ısıl işlemler her iki çelik için sertlik değerlerini yükseltmiştir. Her iki grup içinde su verilmiş ve temperleme işlemi uygulanmış durumda en düşük sertlik değerleri görülmüştür. Şekil 7.7'den görüleceği üzere kriyojenik işlem ile kalıntı ostenitin martenzite dönüşmesi sonucu malzeme sertliği artmıştır.

Östenitleme sıcaklığının belirlenmesi için yapılan ön deney çalışmalarından da görüldüğü üzere temperlenmiş yapının sertliği düşürücü etkisi görülmektedir. Her iki mikro alaşımlı çelik grubuna uygulanan deneyler incelendiğinde geleneksel yöntem uygulanmış numunelerdeki temperlenmiş martenzit yapısının sertliği düşürücü etkisinin kriyojenik işlem ile elde edilen ostenit martenzit dönüşümünden daha fazla olduğu gözlemlenmiştir.

İki çelik grubu birbiri ile kıyaslandığında Titanyum alaşım elementinin yapıya eklenmesi ile sertlik artmıştır. Numunelerin makro sertliği kriyojenik işlem süresinin artması ile artmıştır. Yaşlanma sıcaklığı düşük olan Vanadyum elementi matris sertliği pek değiştirmezken yüksek sıcaklıkta yaşlanan Titanyum elementinin ise ikincil sertleşmeden dolayı matriste artış meydana getirmektedir.

Çizelge 7.4. Farklı ısıl işlemler görmüş olan çeliklerin sertlik değerleri

38MnVS6 Sertlik Ölçümleri														
İşlem Koşulları	**−160ºC Kriyojenik İşlem**						**Geleneksel Yöntem**		**−196ºC Kriyojenik İşlem**					
	8 Saat		**12 Saat**		**24 Saat**				**8 Saat**		**12 Saat**		**24 Saat**	
Sertlik HRC	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**
1.ölçüm	50	51	50	54	53	52	51	52	52	52	52	54	52	53
2.ölçüm	52	51	53	53	53	52	50	52	51	51	52	53	52	54
3.ölçüm	53	52	53	51	54	53	49	52	52	51	51	53	52	53
Ortalama	51.7	51.3	52	52.7	53.3	52.3	50	52	51.7	51.3	51.7	53.3	52	53.3
	51.50		52.33		52.83		51.00		51.50		52.50		52.67	
38MnVS6+Ti Sertlik Ölçümleri														
İşlem Koşulları	**−160ºC Kriyojenik İşlem**						**Geleneksel Yöntem**		**−196ºC Kriyojenik İşlem**					
	8 Saat		**12 Saat**		**24 Saat**				**8 Saat**		**12 Saat**		**24 Saat**	
Sertlik HRC	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**	**Nu.1**	**Nu.2**
1.ölçüm	51	54	55	53.5	54	55	53	51	52	52	52	53	53	54
2.ölçüm	54	53	53	55	53	54.5	51.7	50.8	54	54	54	52.5	55	54
3.ölçüm	51	54	55	55	54	53.5	50.5	53	52	52	53	54	54	54
Ortalama	52	53.7	54.3	54.5	53.7	54.3	51.7	51.6	52.7	52.7	53	53.2	54	54
	52.83		54.42		54.00		51.67		52.67		53.08		54.00	



Şekil 7.7. Farklı ısıl işlemlerde 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti çeliklerinin sertlik değişimi

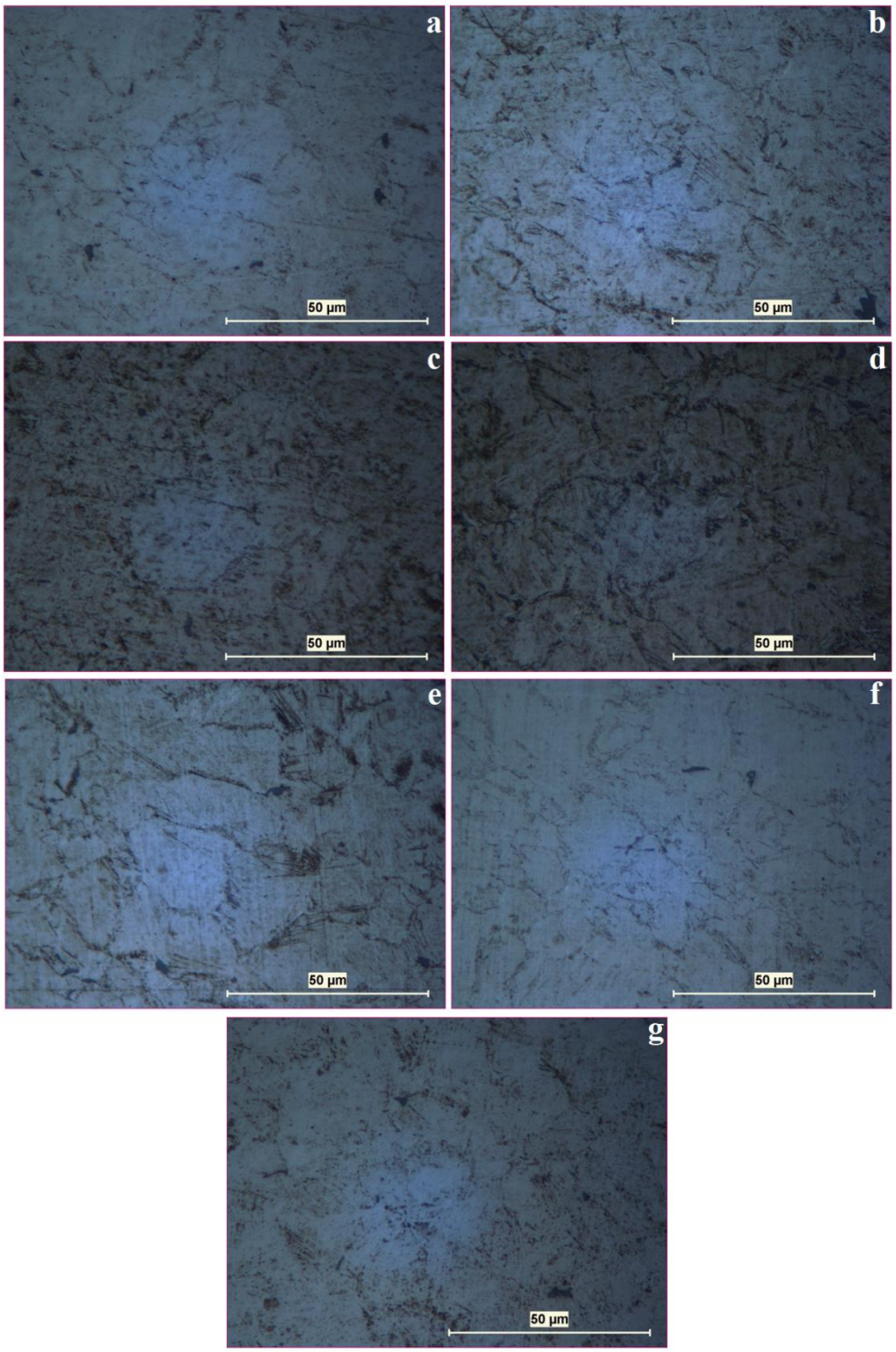
7.3. Mikroyapı İncelemeleri ve Sonuçları

Yağda sertleştirme, temperleme ve kriyojenik ısıl işlem uygulandıktan sonra elde edilen mikroyapı görüntüleri 38MnVS6 çeliği için şekil 7.8 − şekil 7.10'da, 38MnVS6+Ti çeliği için ise şekil 7.11 − şekil 7.13'de verilmiştir. Görüldüğü gibi farklı sürelerde ve sıcaklıklarda uygulanmış kriyojenik işlem nedeniyle numunelerin mikro yapıları geleneksel yöntem uygulanmış numunelerden farklılık göstermektedir.

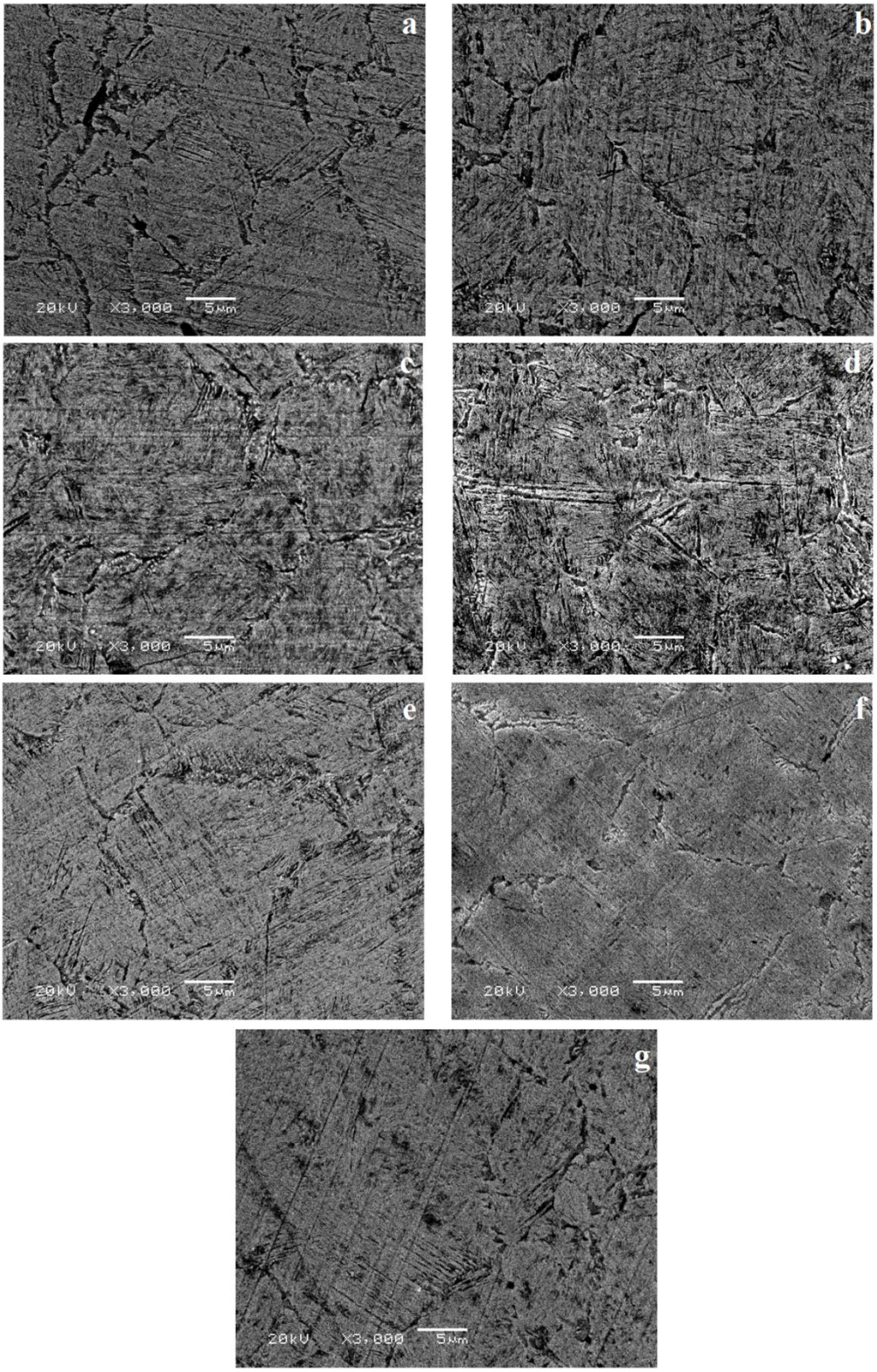
İşlemsiz malzemenin mikro yapısı iri taneli ferrit, perlit ve ötektoid öncesi ferrit fazlarından oluşmaktadır (Şekil 7.8a). Ferrit ve perlit taneleri şerit şeklinde bir dağılıma sahip olduğu görülmektedir. Geleneksel ısıl işlem görmüş numunelerin mikroyapıları şekil 7.8a-7.13a arasında gösterilmiştir. Sertleştirme işlemi sonrası yapının martenzit ağırlıklı olduğu görülmüştür.

Kriyojenik işlem görmüş numunelerde ise mikro yapı iğnesel martenzit ve alt beynit ve östenit fazlarına sahip bir görünüm sergilemektedir. Yapıda oluşan beynit miktarı yapıdaki Karbon miktarı ve karbür oluşum kinetiğine büyük oranda bağlıdır. Dönüşüm, yüksek sıcaklıkta ferrit fazının içerdiği fazla Karbonu çökelme veya östenite dönüştürüp atması yolu ile olur. Bu iki işlem anlık olarak beraber gerçekleşebildiği gibi sıcaklığa bağlı olarak herhangi biri baskın mekanizma olarak gerçekleşebilir. Demir içinde Karbonun yüksek hareketliliği nedeniyle her ikisi mekanizma da çok hızlı olarak gerçekleşebilir. Alt Beynit ve Sementit 400K altındaki sıcaklıklarda demir atomlarının difüzyonu ile oluşmaktadır. Literatürde uzun süreli yapılan yayınımların daha etkili olduğu belirtilmiştir. Ayrıca arayer çözeltisi içinde bulunan Karbon atomlarının 210K'in altındaki sıcaklıklarda(~ $-69^{\circ}C$) çok daha hareketli olduğu ve bu durumun da beynit oluşumunu tetiklediği ifade edilmektedir (Bhadeshia, 2001).

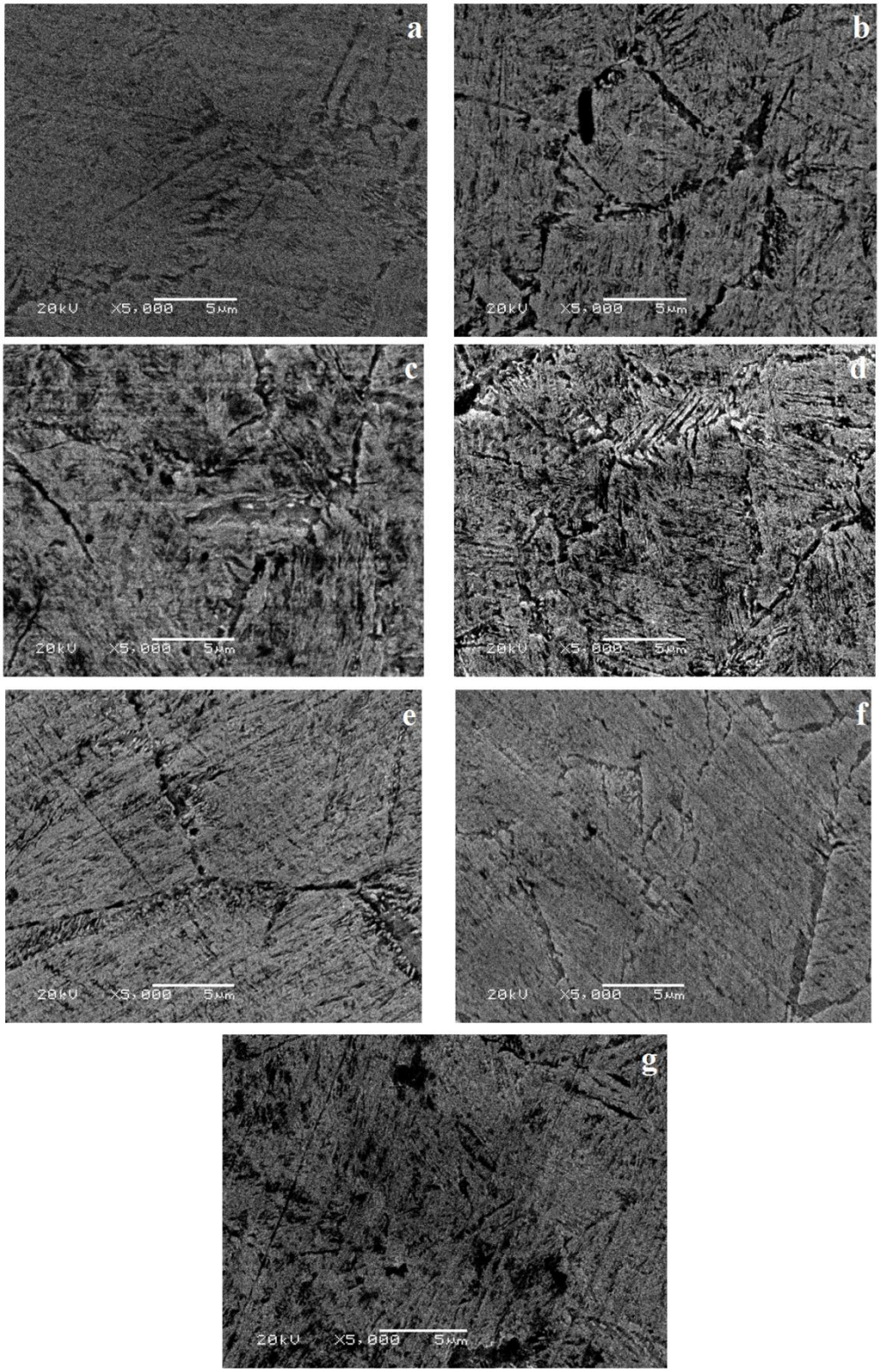
Titanyum içeren numuneler göreceli olarak karşılaştırıldığında Titanyum'un beynit oluşumunu arttırdığı görülmektedir. Şekil 7.11 ve şekil 7.13 incelendiğinde kriyojenik işlem süresinin artması yapıdaki beynitik oluşumların arttırdığını göstermektedir.



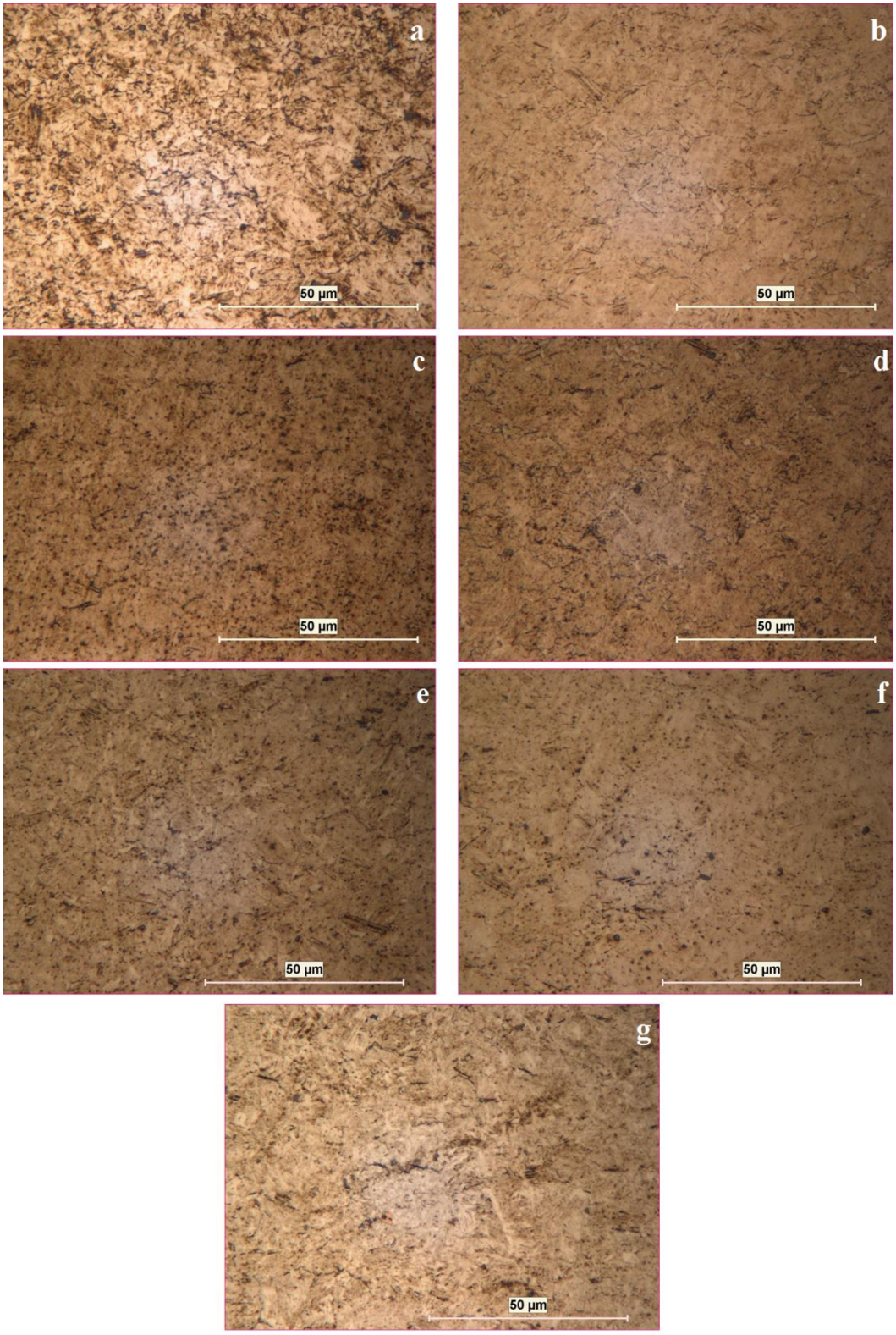
Şekil 7.8. 38MnVS6 çeliğinin 1000X optik görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat



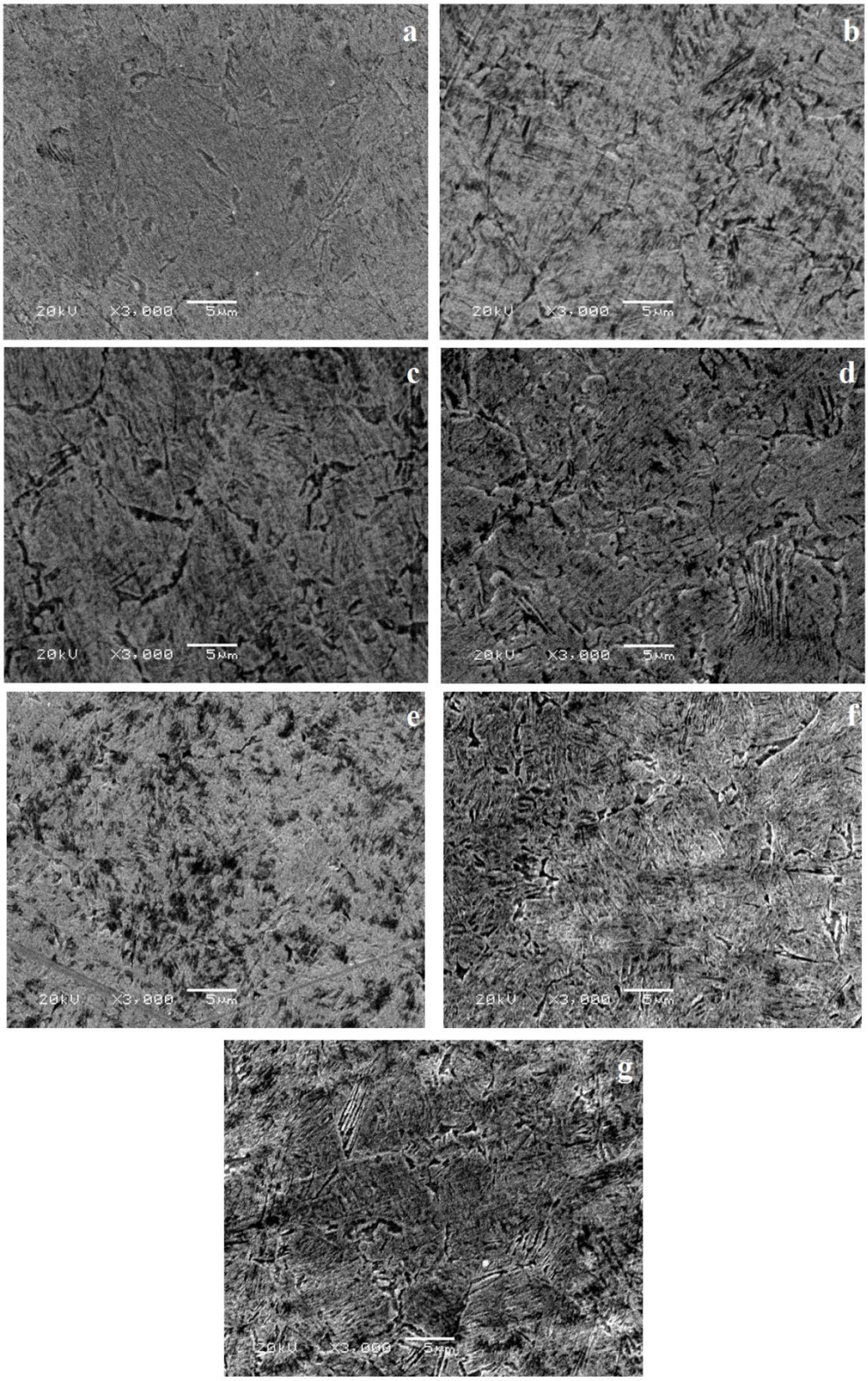
Şekil 7.9. 38MnVS6 çeliğinin 3000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat



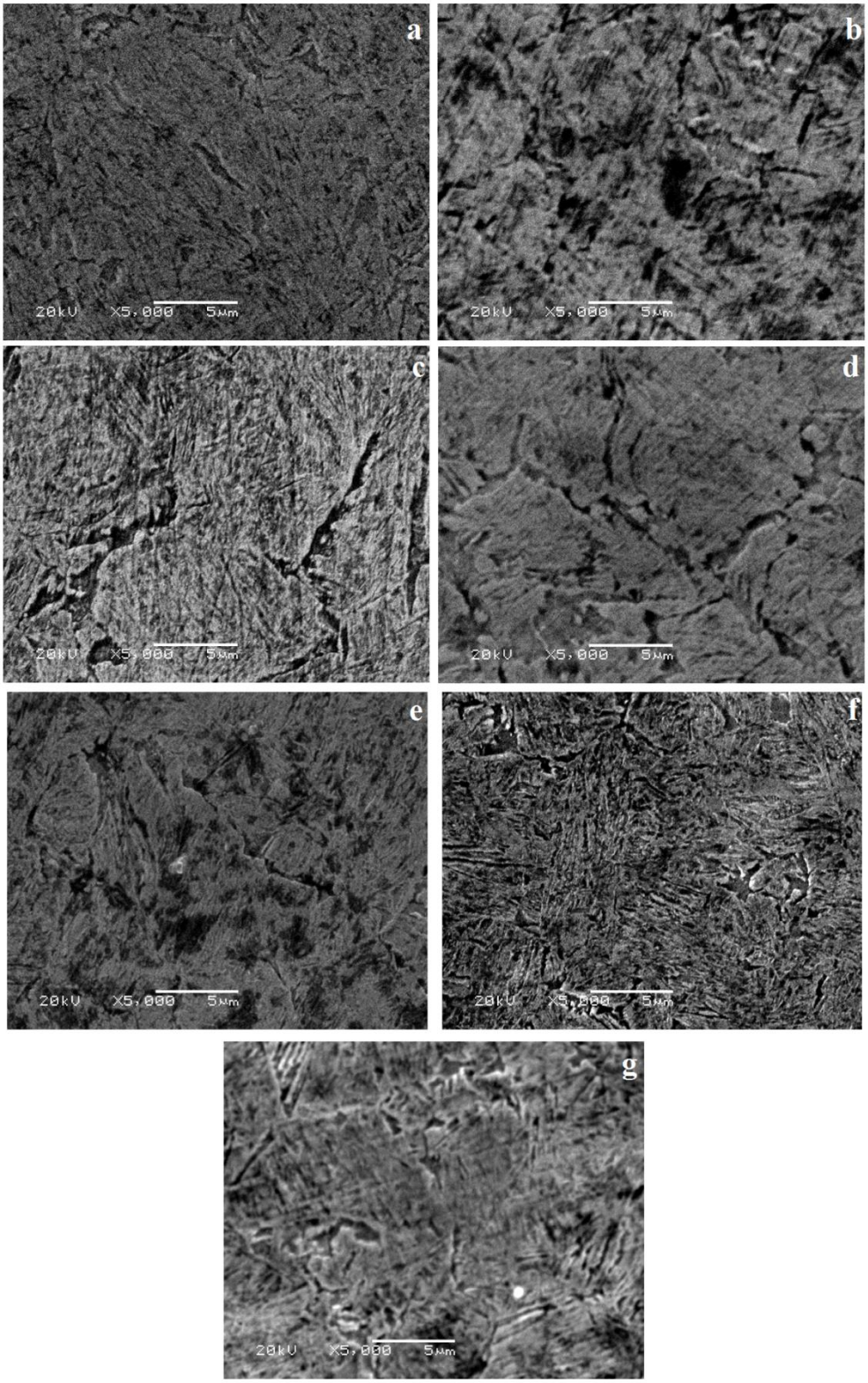
Şekil 7.10. 38MnVS6 çeliğinin 5000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat



Şekil 7.11. 38MnVS6+Ti çeliğinin 1000X optik görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat



Şekil 7.12. 38MnVS6+Ti çeliğinin 3000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat

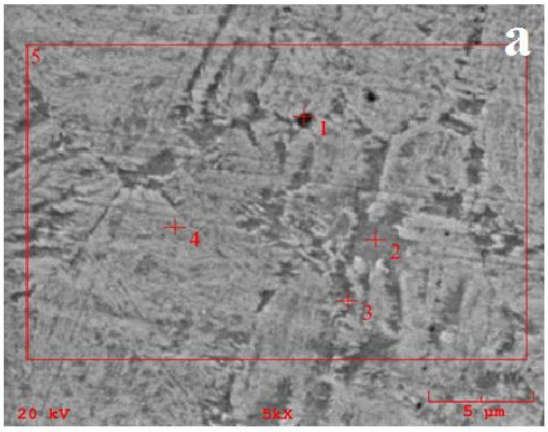


Şekil 7.13. 38MnVS6+Ti çeliğinin 5000X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat

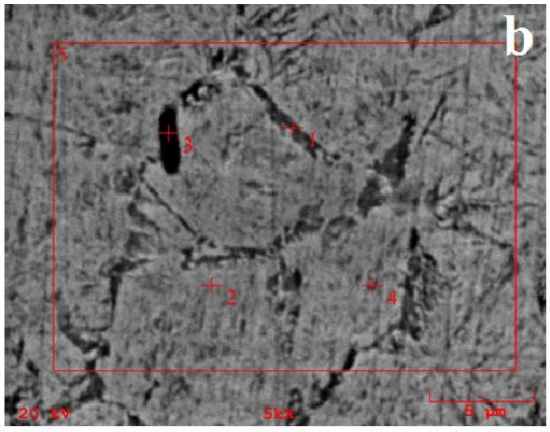
Deneysel çalışmalarda kullanılan 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti çeliklerine ait EDS analizleri Şekil 7.14 ve şekil 7.17 arasında görülmektedir. 38MnVS6 çeliğine yapılan incelemelerde yapıda Fe, Mn, Cr V, C ve S elementleri gözlenirken 38MnVS6+Ti çeliğinde ise bu elementlere ek olarak Ti, Ni, Si elementleri bulunmuştur. Ayrıca numunelerde tane sınırlarında Fe ve Mn ağırlıklı küresel ve silindirik taneler olduğu görülmektedir. Demir−Mangan−Karbon faz diyagramları dikkate alındığında bu tanelerin Demir Mangan Karbürü olduğu görülmektedir.

Geleneksel ısıl işlem görmüş ve kriyojenik işlem görmüş numunelerin alan EDS analizleri incelendiğinde kriyojenik işlem görmüş olan numunelerde V, Cr, Ti oranın geleneksel ısıl işlem görmüş numunelere göre daha düşük olduğu da EDS sonuçlarında görülmektedir. Bu duruma Vanadyum, Krom ve Titanyum karbürlerin oluşmasını sağlamaktadır. Alaşım elementlerinin karbür oluşturduklarında matristeki Karbon ve alaşım elementi miktarlarında azalmalara neden olduğu bilinmektedir (Huang vd., 2003).

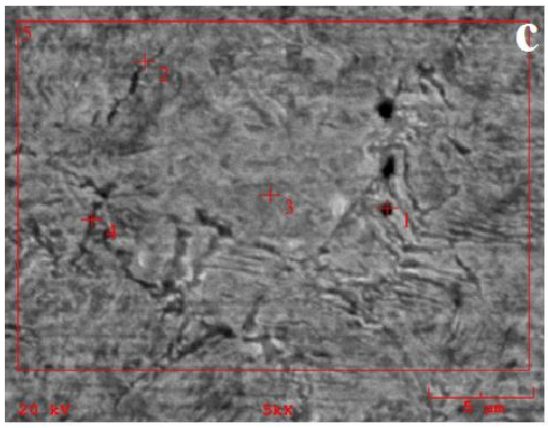
Kriyojenik işlem sonrasında martenzit–beynit ve östenit fazlarından oluşan yapının martenzite dönüştürülebildiği görülmektedir. Bununla birlikte, kalıntı östenitin martenzite dönüşümü esnasındaki hacim artışı martenzit kafesinde deformasyona neden olmakta ve bu hacim artışından kaynaklanan deformasyonla ilişkili olarak yapıda oluşan dislokasyonlar, kriyojenik işlem sonrası uygulanan menevişleme ile çökelecek olan nano boyuttaki ince karbürler için çekirdeklenme sahaları oluşturmaktadır (Arslan, 2010; Firouzdor vd., 2008; Höke, 2014).



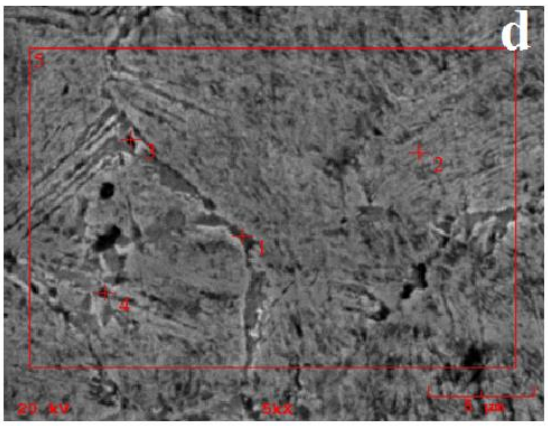
	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	88.816	96.989	97.604	97.540	97.952
Mn	9.590	1.522	1.505	1.602	1.402
Cr	0.319	0.157	0.207	0.416	0.211
V	0.219	0.217	0.093	0.172	0.257
C	1.056	1.115	0.590	0.269	0.177
Toplam	100.000	100.000	100.000	100.000	100.000



	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	96.718	97.737	34.100	97.699	97.352
Mn	2.169	1.372	41.641	1.621	1.948
Cr	0.200	0.120	0.241	0.098	0.206
V	0.056	0.209	0.162	0.089	0.142
C	0.858	0.563	0.000	0.352	0.352
S	0.000	0.000	23.856	0.141	0.000
Toplam	100.000	100.000	100.000	100.000	100.000

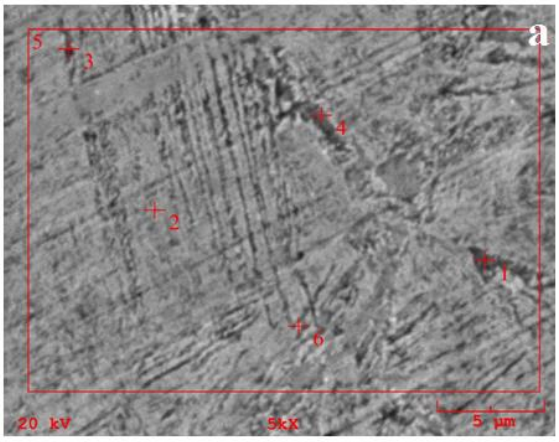


	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	85.962	98.249	97.236	96.678	97.277
Mn	7.413	1.383	1.382	1.343	1.513
Cr	0.144	0.152	0.126	0.114	0.223
V	0.136	0.216	0.119	0.111	0.199
C	0.240	0.000	1.136	1.754	0.788
S	6.106	0.000	0.000	0.000	0.000
Toplam	100.000	100.000	100.000	100.000	100.000

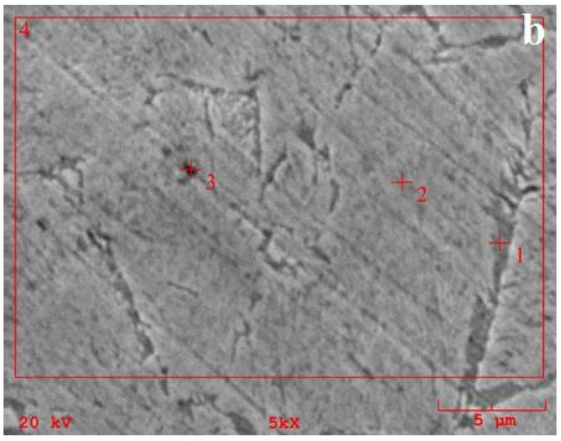


	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	95.796	97.767	97.290	97.506	96.023
Mn	1.701	1.769	1.312	1.020	1.060
Cr	0.131	0.233	0.119	0.302	0.181
V	0.193	0.230	0.201	0.121	0.173
C	2.179	0.000	1.077	1.051	2.563
Toplam	100.000	100.000	100.000	100.000	100.000

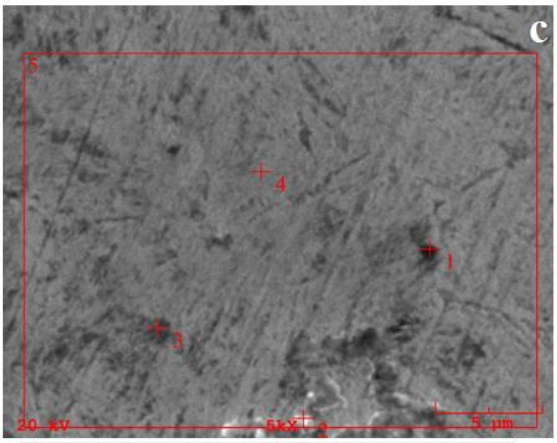
Şekil 7.14. Farklı ısıl işlemler görmüş 38MnVS6 çeliğine ait 5000X EDS analizleri: a)Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat



	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5	Nokta 6
Fe	97,717	96,854	98,165	97,478	97,993	98,485
Mn	1,440	1,434	1,408	1,272	1,443	1,255
Cr	0,128	0,117	0,122	0,160	0,168	0,158
V	0,213	0,201	0,131	0,157	0,105	0,102
C	0,501	1,393	0,174	0,933	0,290	0,000
Toplam	100,000	100,000	100,000	100,000	100,000	100,000

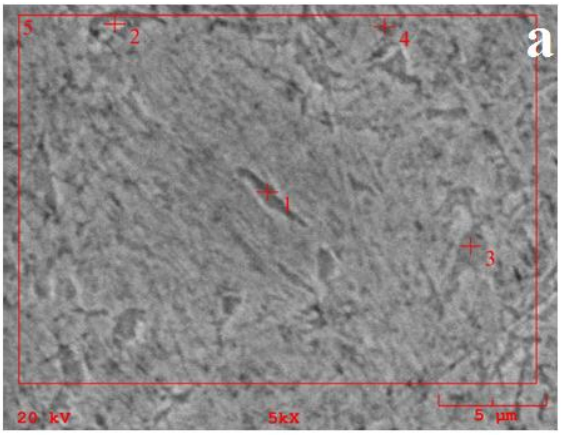


	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Alan 4
Fe	97,686	97,366	96,426	97,676
Mn	1,482	1,433	1,576	1,200
Cr	0,232	0,197	0,198	0,224
V	0,177	0,100	0,180	0,092
C	0,424	0,904	1,621	0,808
Toplam	100,000	100,000	100,000	100,000

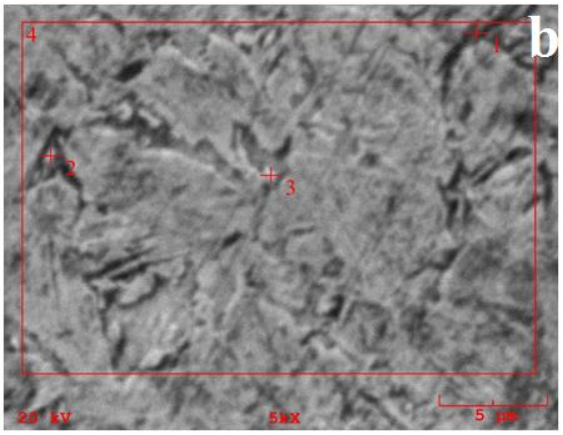


	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	97,182	97,727	97,313	96,992	96,965
Mn	1,132	1,214	1,298	1,601	1,557
Cr	0,203	0,133	0,183	0,096	0,224
V	0,161	0,057	0,255	0,159	0,245
C	1,323	0,869	0,950	1,152	1,007
Toplam	100,000	100,000	100,000	100,000	100,000

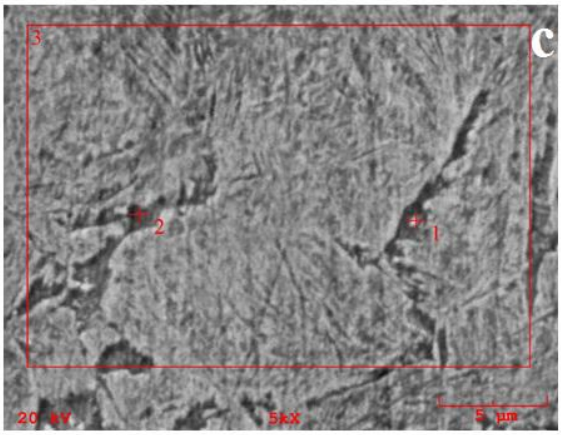
Şekil 7.15. Farklı ısıl işlemler görmüş 38MnVS6 çeliğine ait 5000X EDS analizleri: a)−196ºC 8 saat, b)−196ºC 12 saat, c)−196ºC 24 saat



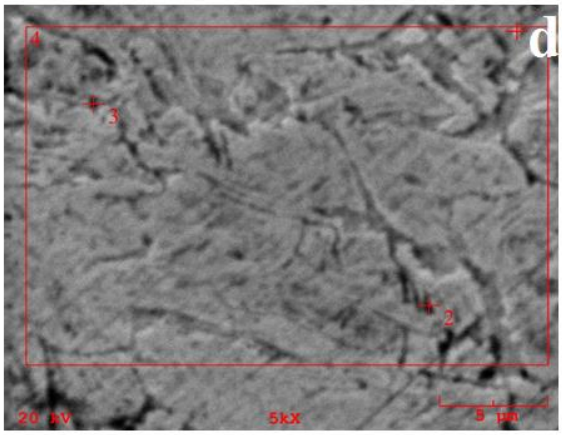
	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	96,543	96,616	96,665	96,350	96,461
C	0,634	0,000	0,088	0,283	0,238
Si	0,698	0,821	0,633	0,806	0,640
Mn	1,348	1,512	1,815	1,522	1,614
Cr	0,145	0,218	0,152	0,280	0,269
Ni	0,308	0,220	0,360	0,068	0,359
V	0,118	0,374	0,177	0,529	0,231
Ti	0,206	0,239	0,109	0,162	0,187
Toplam	100,000	100,000	100,000	100,000	100,000



	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Alan 4
Fe	94,668	95,800	95,652	94,386
C	1,506	1,046	0,670	2,200
Si	0,728	0,710	0,689	0,850
Mn	1,847	1,565	1,893	1,781
Mo	0,514	0,485	0,303	0,308
Ni	0,244	0,157	0,407	0,208
V	0,353	0,150	0,293	0,203
Ti	0,140	0,086	0,092	0,062
Toplam	100,000	100,000	100,000	100,000

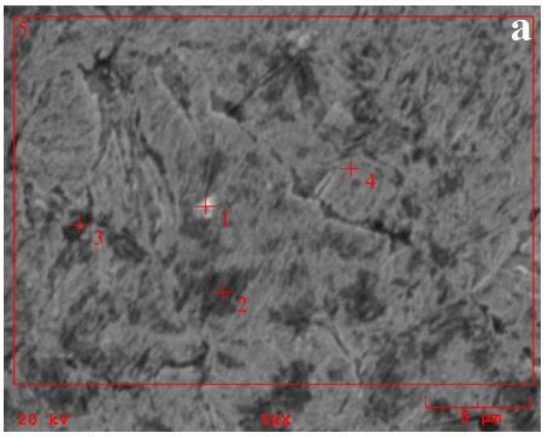


	Nokta 1	Nokta 2	Alan 3
Fe	94,610	94,750	94,839
C	2,548	2,476	2,286
Si	0,890	0,391	0,690
Mn	1,201	1,633	1,389
Mo	0,152	0,278	0,334
Ni	0,339	0,153	0,117
V	0,140	0,243	0,174
Ti	0,120	0,077	0,170
Toplam	100,000	100,000	100,000

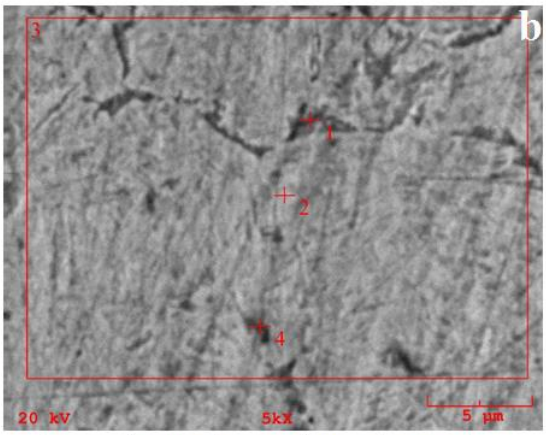


	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Alan 4
Fe	96,503	94,581	95,893	95,802
C	0,344	1,899	1,065	1,181
Si	0,698	0,777	0,812	0,748
Mn	1,705	1,469	1,310	1,482
Mo	0,236	0,401	0,359	0,361
Ni	0,325	0,533	0,125	0,023
V	0,123	0,158	0,309	0,153
Ti	0,065	0,182	0,126	0,249
Toplam	100,000	100,000	100,000	100,000

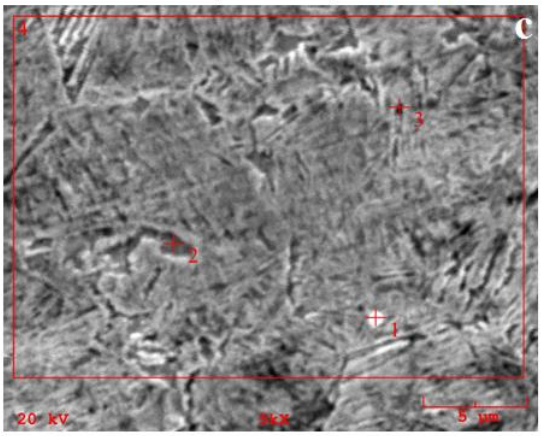
Şekil 7.16. Farklı ısıl işlemler görmüş 38MnVS6+Ti çeliğine ait 5000X EDS analizleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat



	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	94,700	94,776	92,586	95,589	96,326
C	2,288	2,624	4,309	1,472	0,682
Si	0,576	0,578	0,588	0,957	0,668
Mn	1,761	1,529	1,851	1,050	1,745
Cr	0,191	0,123	0,049	0,115	0,102
Ni	0,044	0,090	0,205	0,244	0,124
V	0,219	0,181	0,223	0,295	0,272
Ti	0,220	0,099	0,188	0,278	0,082
Toplam	100,000	100,000	100,000	100,000	100,000



	Nokta 1	Nokta 2	Alan 3	Nokta 4
Fe	96,023	96,411	95,475	95,393
C	1,228	0,731	1,725	1,891
Si	0,677	0,443	0,626	0,583
Mn	1,379	1,414	1,485	1,415
Cr	0,216	0,255	0,102	0,171
Ni	0,196	0,397	0,300	0,394
V	0,170	0,226	0,168	0,066
Ti	0,112	0,124	0,119	0,088
Toplam	100,000	100,000	100,000	100,000



	Nokta 1	Nokta 2	Alan 3	Nokta 4
Fe	93,600	96,797	95,771	96,064
C	2,741	0,341	1,325	1,048
Si	0,511	0,702	0,675	0,773
Mn	2,305	1,423	1,568	1,406
Cr	0,181	0,197	0,104	0,155
Ni	0,276	0,249	0,189	0,068
V	0,269	0,119	0,250	0,313
Ti	0,115	0,171	0,117	0,171
Toplam	100,000	100,000	100,000	100,000

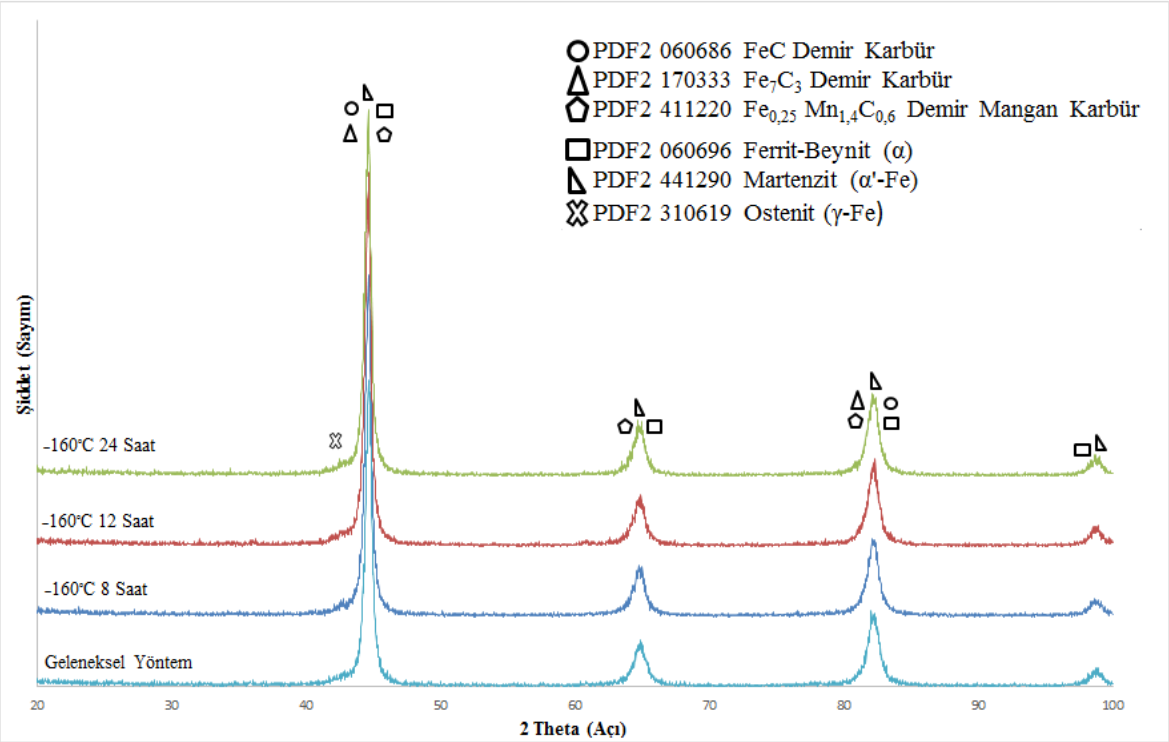
Şekil 7.17. Farklı ısıl işlemler görmüş 38MnVS6+Ti çeliğine ait 5000X EDS analizleri: a)−196ºC 8 saat, b)−196ºC 12 saat, c)−196ºC 24 saat

7.4. X Işınları Kırınım Analizleri Sonuçları

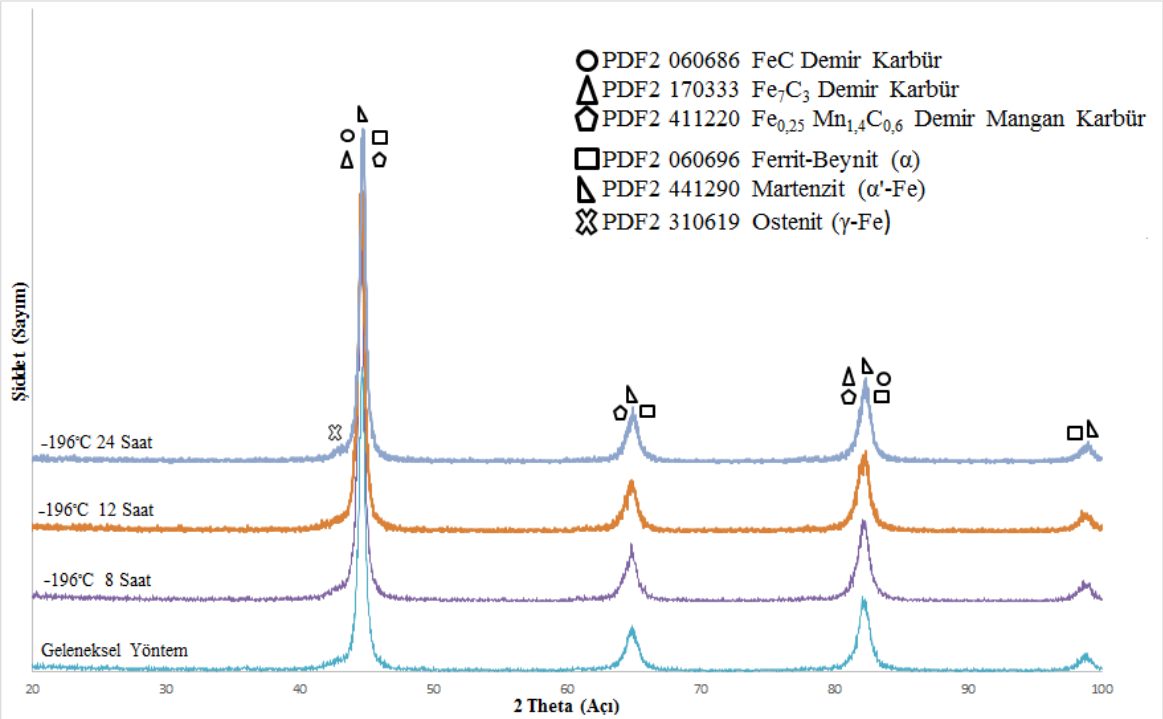
38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti malzemelerine farklı zaman ve bekletme sürelerinde uygulanan kriyojenik işlemlerin malzemedeki faz değişimine olan etkisini belirlemek için X ışını kırınımı testleri (XRD) gerçekleştirilmiştir. Analizler sonucunda martenzit (α'-Fe), kalıntı ostenit (γ-Fe), iki farklı demir karbür bileşimi olan FeC ve Fe_7C_3, $Fe_{0,25}Mn_{1,4}C_{0,6}$ (Demir Mangan Karbür) bileşikleri ve Beynitik–Ferrit (α) fazlarına ait pikler belirlenmiştir. 38MnVS6 için elde edilen XRD kırınım desenleri şekil 7.18 ve şekil 7.19'de, 38MnVS6+Ti mikro alaşımlı çelik için ise şekil 7.20 ve şekil 7.21'de gösterilmiştir.

Her iki mikro alaşımlı çelik malzeme grubuna ait kırınım paternleri göreceli olarak incelendiğinde martenzit (α'-Fe), kalıntı ostenit (γ-Fe) ait pikler pikler kırınım düzlemleriyle birlikte belirlenmiştir. Uygulanan kriyojenik işlem süresinin artması sonucu ostenit pikini içeren 2 theta 42° deki pikinin şiddetinin azaldığı görülürken kriyojenik işlem sıcaklığının anlamlı bir fark yaratmadığı gözlemlenmiştir. Mikro alaşımlı çeliğin düşük alaşımlı bir çelik olması ve düşük Karbon içermesi sertleştirme işlemi sonrası yapıda martenzite dönüşmeden kalacak olan ostenit miktarının az olmasını sağlamaktadır. Ayrıca kriyojenik işlemleri takiben uygulanan temperleme işlemleri bu durumu daha da kuvvetlendirmektedir. Bu açıdan her iki mikro alaşımlı çelik numuneye farklı kombinasyonlarda uygulanan kriyojenik ısıl işleminin etkisi kalıntı ostenit pikini içeren 42° deki pik şiddetinde önemsenmeyecek kadar az bir değişikliğe neden olmuştur.

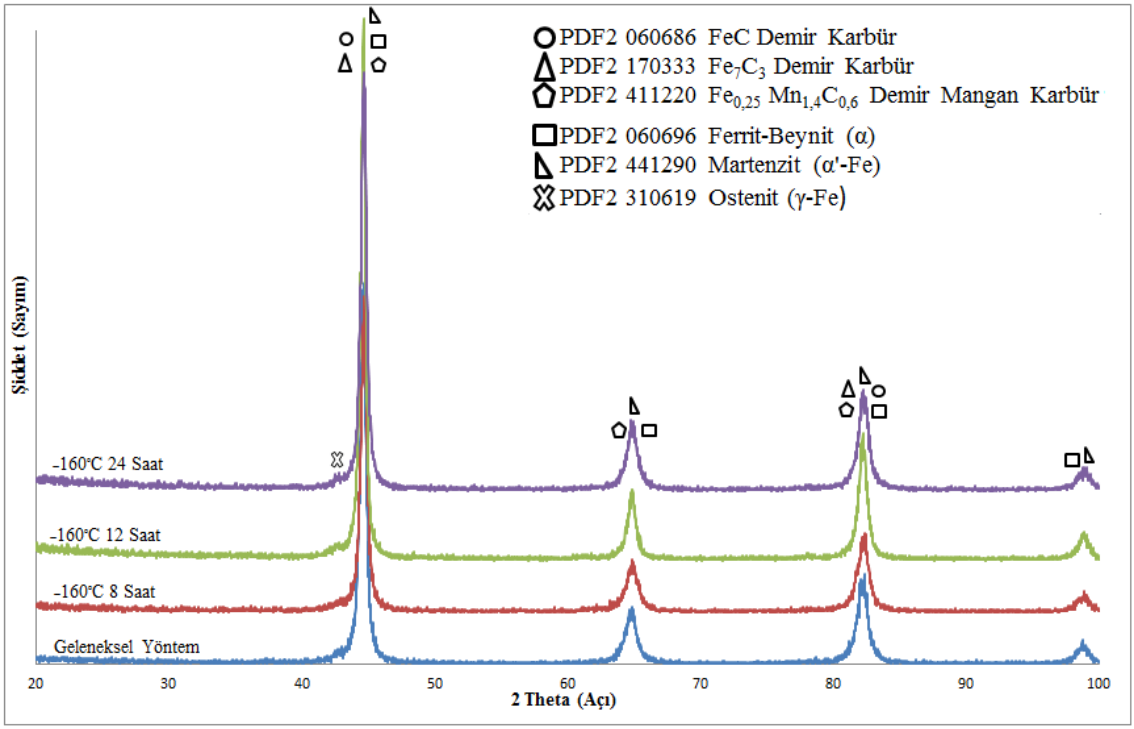
XRD Paternleri incelendiğinde martenzit fazının 44°, 65°, 82° ve 99°'de pik verdiği saptanmıştır. Yapılan incelemelerde 65°ve 82°, 99°'deki martenzit piklerinde çarpıcı bir değişim olmadığı görülmüştür. En yüksek pik şiddeti 44°'de elde edilmiştir. Farklı sıcaklık ve zamanlarda uygulanan kriyojenik işlemlerin 44°'deki martenzit fazının pik şiddetlerini geleneksel ısıl işleme göre arttırdığı gözlemlenmiştir. Bu durum aynı zamanda geleneksel ısıl işlem sonucu yapıda bulunan ostenitin martenzite dönüştüğünü (ostenit pikindeki azalmanın ve martenzit piklerindeki artışının nedenini) göstermektedir. Kriyojenik işlem süresinin artması sonucu karbür çökelmesinin arttığı görülmüştür. Ayrıca 44°'deki FeC ve Fe_7C_3, $Fe_{0,25}Mn_{1,4}C_{0,6}$ (Demir Mangan Karbür) bileşiklerine ait piklerin şiddetlerinde artış gerçekleşmiştir.



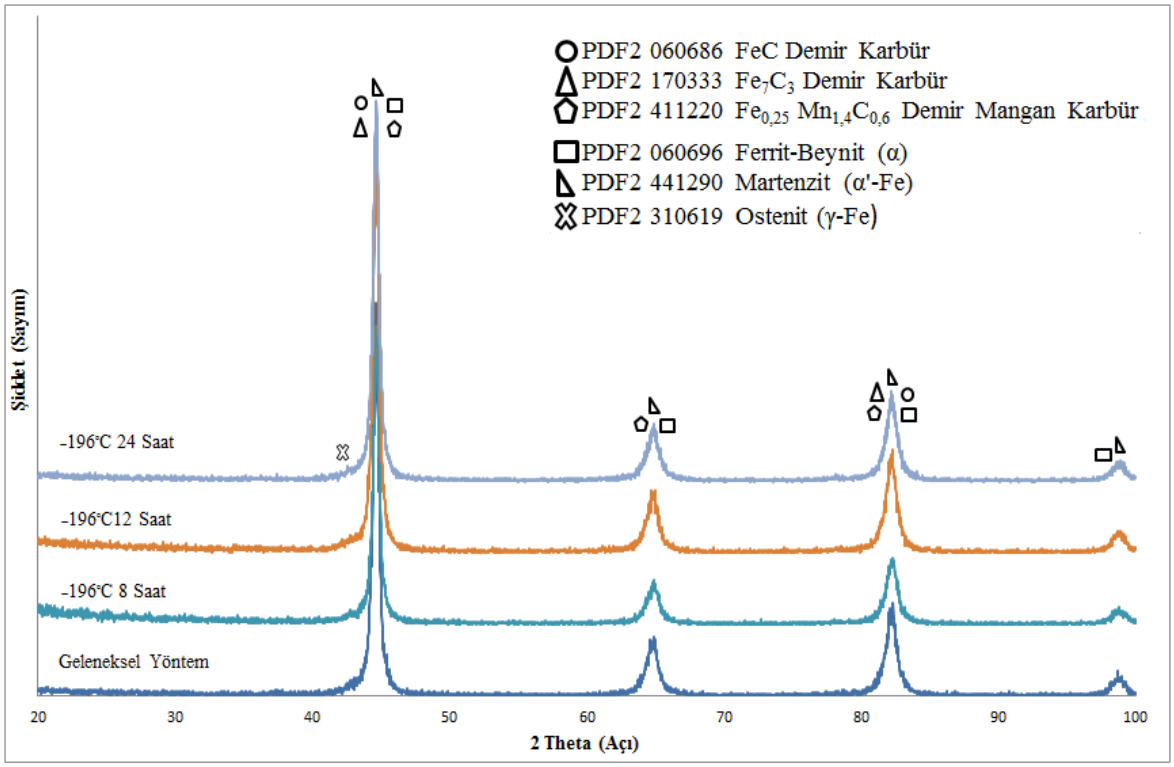
Şekil 7.18. Sığ kriyojenik işlem uygulanmış 38MnVS6 çeliğine ait XRD paternleri



Şekil 7.19. Derin kriyojenik işlem uygulanmış 38MnVS6 çeliğine ait XRD paternleri



Şekil 7.20. Sığ kriyojenik işlem uygulanmış 38MnVS6+Ti çeliğine ait XRD paternleri



Şekil 7.21. Derin kriyojenik işlem uygulanmış 38MnVS6+Ti çeliğine ait XRD paternleri

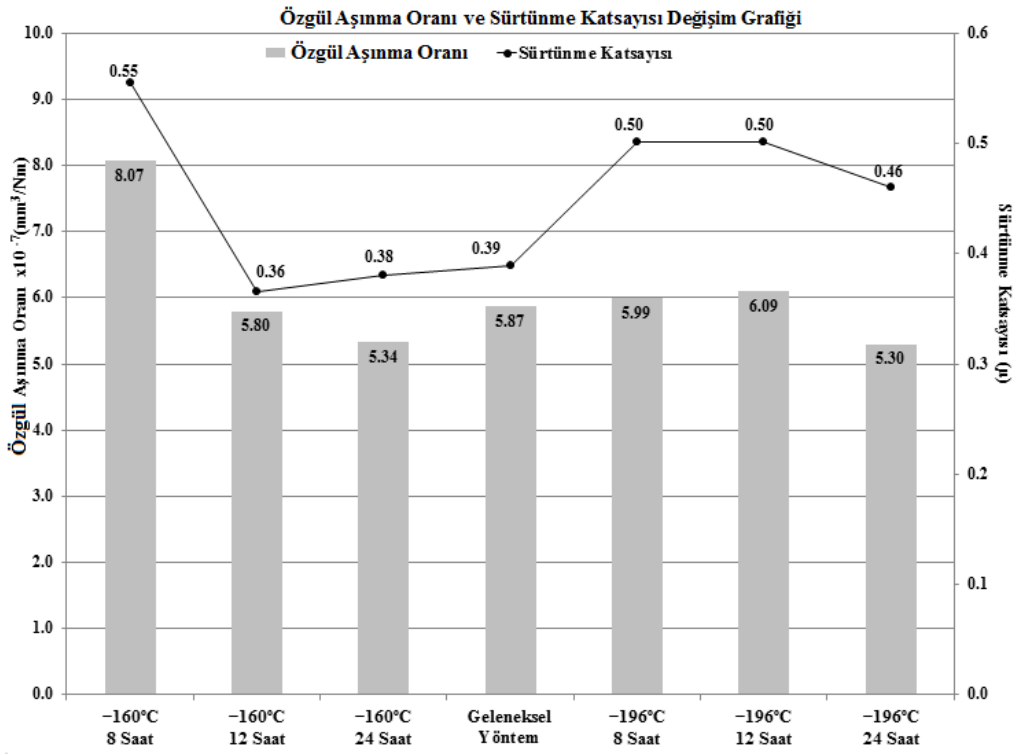
7.5. Aşınma Deneyleri ve Sonuçları

Geleneksel ve kriyojenik ısıl işlem görmüş numunelere aynı şartlarda küre-disk yöntemiyle aşınma deneyleri yapılmıştır. Sürtünme katsayıları deneyler sırasında eş zamanlı olarak belirlenmiş ve kaydedilmiştir. Deneyler sonrasında aşınmış numunelerin yüzeylerinden aşınma alanları belirlenerek özgül aşınma oranları hesaplanmıştır. Çizelge 7.5'de 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti çeliklerinin aşınma deney sonuçları verilmiştir.

Şekil 7.22'den görüleceği üzere 38MnVS6 çeliği için uygulanan özgül aşınma oranları birlikte sürtünme katsayıları paralel bir değişim göstermektedir. 8 ve 12 saat süre ile uygulanan kriyojenik işlemin geleneksel yönteme göre aşınma oranlarında kayda değer bir iyileştirme yapmadığı görülmektedir. 24 saat süreli uygulanmış olan kriyojenik işlemde ise özgül aşınma oranın azaldığı görülmektedir.

Çizelge 7.5. Farklı ısıl işlemler sonrasında 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti çelikleri için özgül aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri

38MnVS6			
Kontrol Grubu	**Aşınma Alanı (μm^2)**	**Özgül aşınma oranı ($x10^{-7}$ mm^3/Nm)**	**Ortalama Sürtünme Katsayısı (COF,μ)**
−160ºC 8 Saat	42,82	8,07	0,55
−160ºC 12 Saat	30,75	5,80	0,36
−160ºC 24 Saat	28,30	5,34	0,38
Geleneksel Yöntem	31,15	5,87	0,38
−196ºC 8 Saat	31,79	5,99	0,50
−196ºC 12 Saat	32,33	6,09	0,50
−196ºC 24 Saat	28,10	5,30	0,46
38MnVS6+Ti			
Kontrol Grubu	**Aşınma Alanı (μm^2)**	**Özgül aşınma oranı ($x10^{-6}$ mm3/Nm)**	**Ortalama Sürtünme Katsayısı (COF,μ)**
−160ºC 8 Saat	283,52	5,34	0,27
−160ºC 12 Saat	153,06	2,88	0,31
−160ºC 24 Saat	114,71	2,16	0,34
Geleneksel Yöntem	105,22	1,99	0,50
−196ºC 8 Saat	104,61	1,98	0,44
−196ºC 12 Saat	90,55	1,71	0,45
−196ºC 24 Saat	80,98	1,53	0,48



Şekil 7.22. 38MnVS6 çeliğinin özgül aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değişim grafiği

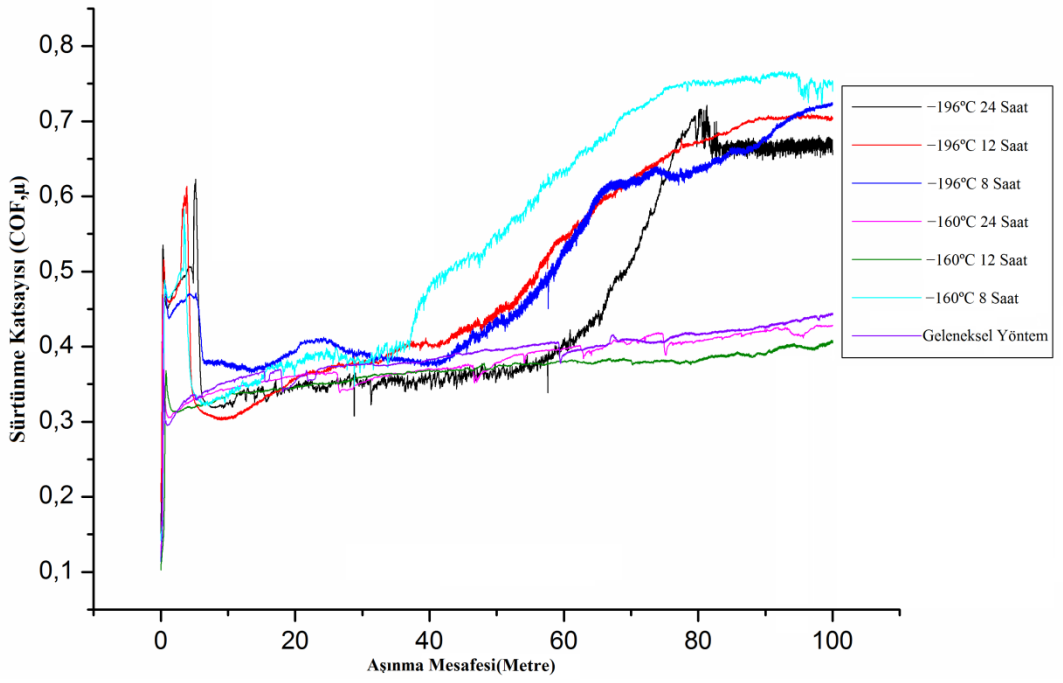
Şekil 7.22'de 38MnVS6 çeliği için özgül aşınma oranları ve ortalama sürtünme katsayısı değerleri ayrıca grafik olarak görülmektedir. Grafikten görüleceği üzere en düşük aşınma oran 5,30x10^{-7} mm^3/Nm geleneksel ısıl işlem sonrasında −196ºC'de 24 saat kriyojenik işlem gören numunede elde edilmiştir. Şekil 7.23'de bu numunenin sürtünme katsayısı –mesafe diyagramı incelendiğinde sürtünmenin 60 metre mesafe kadar kararlı olduğu görülmektedir. Benzer şekilde −160 ºC'de 24 saat kriyojenik işlem gören numunede de 5,34 10^{-7} mm^3/Nm olarak elde edilen özgül aşınma oranı ile yaklaşık % 10 iyileştirme sağlamıştır. Bu çelik için en yüksek özgül aşınma oranı 8,30x10^{-7} mm^3/Nm ile −160ºC'de 8 saat kriyojenik işlem gören numunede elde edilmiştir. Diğer numuneler dikkate alındığında ise 38MnVS6 çeliğine uygulanan kriyojenik işlem sonrasında aşınma oranlarında belirgin bir fark oluşmamıştır.

Geleneksel yöntemle yüzeyi sertleştirilen numunenin özgül aşınma oranı yaklaşık 5,87x10^{-7} mm^3/Nm Olarak elde edilmiştir. Bu çeliğin (38MnVS6) aşınma sonrası yüzey SEM görüntüsü (Şekil 7.24) ve EDS analizi (Şekil 7.25a) incelendiğinde yüzeyde geniş bir bölgede oksit tabakası oluşmuştur. Deneyin hemen başlangıcında oluşan bu oksit tabakası

küre karşı cisimle olan teması büyük oranda azaltarak ortalama sürtünme katsayısını 0,39 olarak ortaya çıkmasını sağlamıştır. Bu tabaka numunenin sürtünme katsayısının kısmen sabit değerlerde kalmasını sağlamıştır (Şekil 7.23). Ayrıca bu aşınma şartlarında oluşan güçlü demir oksit tabakasının abrasif aşınma etkilerini kısmen de olsa azaltmaktadır.

Bu çelikte en düşük özgül aşınma miktarını ortaya çıkaran −196ºC'de 24 saat kriyojenik işlemli numunenin aşınma yüzeyinde ise (Şekil 7.26c nokta 1) Fe-W-O içerikli yapıların yüzeyde oluştuğu görülmektedir. Volfram Oksitlerin yağlayıcı etkisi ve aşınmaya olumlu etkisi bilinmektedir (Çelik vd., 2011). Deney sırasında Volfram Karbür küreden koparak uzaklaşan Volfram elementinin demir ve Oksijenle tribo-kimyasal reaksiyona girerek oluşturduğu bu yapının yüzeye oldukça kuvvetli tutunduğu görülmektedir. Deney sırasında ilk 60 metrede sürtünme katsayısı (Şekil 7.23) bu yapının desteği ile ≈0,35 değerinde sabit kalmıştır. Ancak ilerleyen aşınma mesafelerinde bu tabakanın delaminasyonu ile aşınma miktarı ve sürtünme katsayısı değeri 0,65 değerlerine yükselmiştir. Yüzeyden kopan partiküllerin bu numunenin aşınmasını, özgül aşınma oranını arttırmaktadır.

Benzer aşınma ve sürtünme katsayısı davranışı −196 ºC'de 12 saatlik numunede de görülmektedir. Ancak bu numunede kısmen düşük olan sertlik nedeniyle aşınma sırasında oluşan bu yapı yeterince desteklenmediği için daha büyük oranlarda parçalanarak yüzeyden uzaklaşmıştır. Bu durum 24 saatlik numuneye göre özgül aşınma oranının kısmen artmasına neden olmuştur. −196ºC'de 8 saat işlem gören numunenin EDS görüntülerinde benzer oluşumlar söz konusudur. Ayrıca −196ºC'de 12 saat işlem gören numunede de kısmen aynı ortalama sürtünme katsayısı ve özgül aşınma oranları elde edilmiştir.

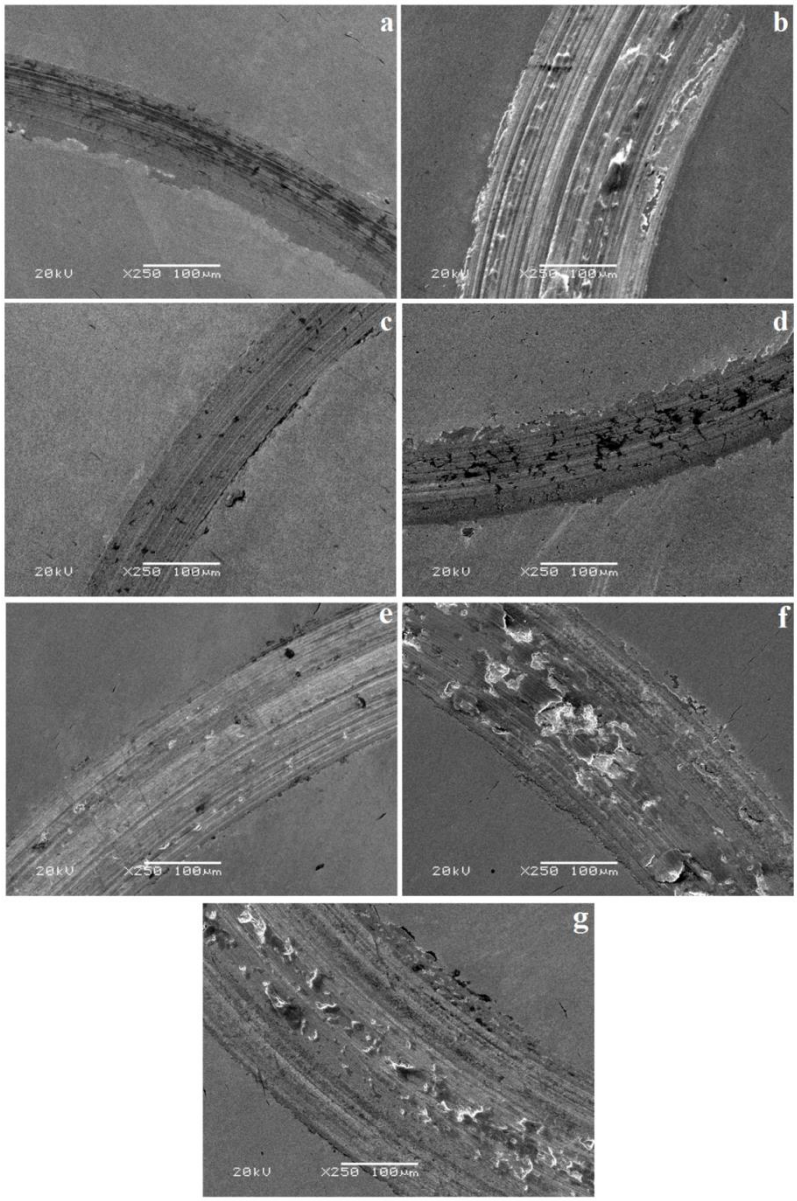


Şekil 7.23. 38MnVS6 çeliğinde mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği

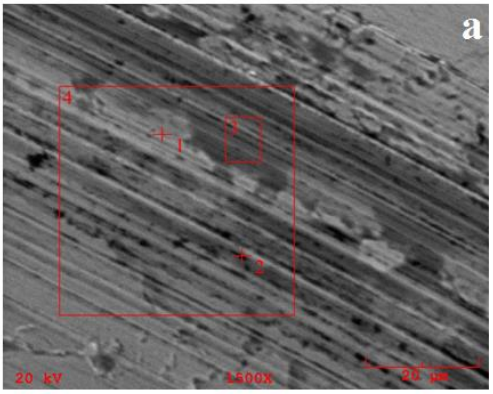
Sığ kriyojenik işlem gören (−160°C) 38MnVS6 numunelerde işlem süresi arttıkça aşınma miktarlarında azalma görülmektedir. Genel olarak geleneksel yöntemle karşılaştırıldığında özellikle 12 ve 24 saat için özgül aşınma oranlarında ve ortalama sürtünme katsayılarında bir miktar azalma görülmektedir. Ancak aynı sıcaklıkta 8 saat işlem gören numunede ise 8,07x10^{-7} mm^3/Nm ile en yüksek özgül aşınma oranı ve 0,55 ile ortalama sürtünme katsayısı elde edilmiştir. Bu numunenin şekil 7.25b'de görülen aşınma sonrası yüzey analizlerinde beklenildiği üzere oldukça derin abrasif aşınma izleri görülmektedir. Geleneksel işlem sonrasında sığ ve en düşük işlem süresinde işlem gören bu numunede ısıl işlemin bir geçiş aşamasında olduğu görülmektedir. Çelik numune bu aşamada sünekleşirken (en düşük darbe direnci, 0,139 joule/mm^2, Şekil 7.4a) aşınmaya olumlu etkisi olacak olan karbürlerin dönüşümünün ise yeterli düzeyde olmamaktadır. Aynı çelik malzeme grubuna uygulanan 12 ve 24 saat süreli sığ kriyojenik işlemlerde ise, bekletme süresinin artması ile tokluğun bir miktar arttığı görülmektedir (0,142 joule/mm^2, 0,160 joule/mm^2, Şekil 7.4a). Bu durumdan da görüleceği üzere işlem süresinin artması karbürlerin dönüşümünü etkilediği görülmektedir. Bu karbürlerin WC sert küre ile yüksek gerilmeli teması sonrasında oluşan demir Karbon Oksit yapıları EDS analizlerinde (Şekil 7.25c nokta-1, Şekil 7.25d alan-1) görülmektedir. Ayrıca karşı cisimden geçmiş olan

Tungsten elementi kimyasal analizlerde görülmektedir. Bu durum karşı aşındırıcı cisimden yüzeye malzeme transferi olduğunu ve aşınma mekanizmalarından adhezif aşınmanın varlığı kanıtlamaktadır.

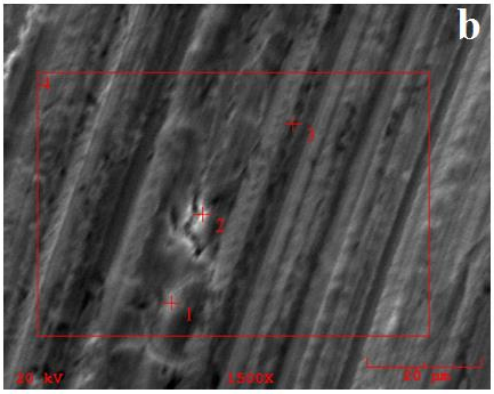
Diyagram (Şekil 7.23) incelendiğinde 38MnVS6'nın ortalama sürtünme katsayısının aşırı dalgalanma göstermediği görülmektedir. Bu durum da üçüncül partiküllerin tribolojik sisteme çok da dâhil olmadığını göstermektedir.



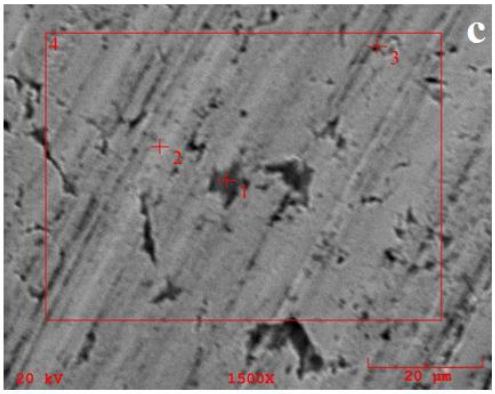
Şekil 7.24. 38MnVS6 çeliğinde aşınma izlerinin 250X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat



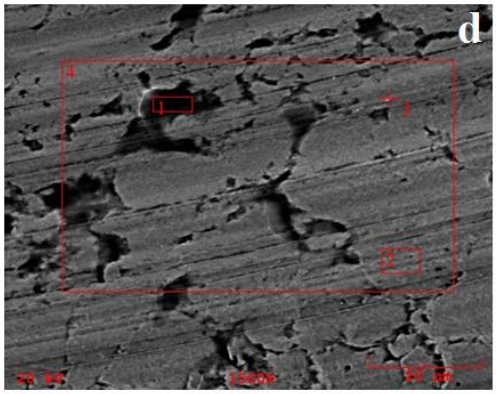
	Nokta 1	Nokta 2	Alan 3	Alan 4
Fe	90,45	75,287	66,091	76,456
C	0,212	2,672	1,337	0,000
Si	0,029	0,000	0,000	0,040
Mn	0,886	0,708	1,272	1,148
V	0,210	0,228	0,262	0,216
W	3,371	8,370	7,211	8,030
O	4,842	12,736	23,825	14,110
Toplam	100,000			



	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Alan 4
Fe	79,778	76,272	83,735	84,881
C	0,000	1,001	0,119	0,000
Si	0,000	0,000	0,000	0,000
Mn	1,251	1,216	1,322	1,029
V	0,241	0,159	0,153	0,093
W	11,795	12,594	7,878	9,845
O	6,935	8,758	6,792	4,152
Toplam	100,000			

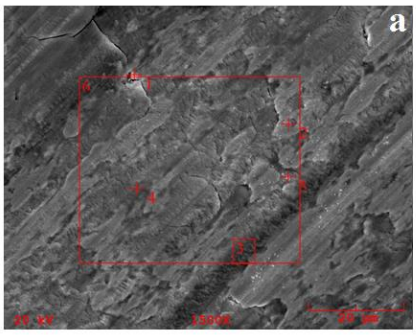


	Nokta 1	Nokta 2	Alan 3	Alan 4
Fe	75,469	93,158	89,155	92,250
C	2,137	0,000	0,443	0,000
Si	0,000	0,000	0,260	0,165
Mn	1,051	0,724	1,836	1,102
V	0,239	0,103	0,187	0,259
W	5,096	2,556	3,846	2,370
O	16,008	3,458	4,274	3,853
Toplam	100,000			

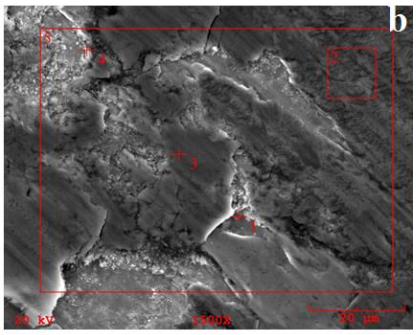


	Alan 1	Nokta 2	Nokta 3	Alan 4
Fe	72,127	90,279	89,498	88,366
C	1,990	0,938	0,458	0,945
Si	0,066	0,171	0,128	0,580
Mn	1,320	0,844	1,453	1,055
V	0,292	0,079	0,132	0,171
W	5,195	2,958	3,020	3,631
O	19,008	4,731	5,311	5,253
Toplam	100,000			

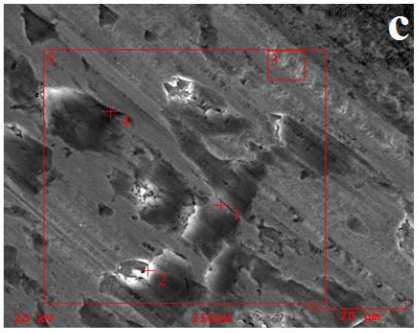
Şekil 7.25. 38MnVS6 çeliğinde aşınma izlerinin 1500X EDS analizleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat



	Nokta 1	Nokta 2	Alan 3	Nokta 4	Nokta 5	Alan 6
Fe	89.052	82.754	90.062	88,955	87.684	77.911
C	0.081	0,006	1.265	0,000	0,000	0.072
Si	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000
Mn	1,213	1,493	1,234	1,646	1.245	0.985
V	0,190	0,165	0,277	0,173	0.155	0.129
W	4,538	7,711	5,359	6,080	7.462	13.766
O	4,926	7,870	1,803	3,145	3.455	7.138
Toplam	100.000					



	Nokta 1	Alan 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	93.796	75,642	70,964	71,97	77,008
C	0,000	0,000	0,000	3,36	1,525
Si	0,000	0,000	0,000	0,000	0,000
Mn	0,942	0,726	1,265	1,160	0,990
V	0,110	0,129	0,235	0,162	0,180
W	5,151	14,598	18,514	17,032	12,837
O	0,000	8,905	9,022	6,317	7,460
Toplam	100,000				



	Nokta 1	Nokta 2	Alan 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	67,075	59,195	91,128	80.532	83,818
C	0,000	0,000	0,000	0,000	0,967
Si	0,000	0,000	0,161	0,000	0,000
Mn	1,059	1,167	1,478	1,935	1,237
V	0,090	0,140	0,168	0,193	0,130
W	22,721	23,490	4,299	11,635	8,634
O	9,056	16,007	2,765	5,705	5,215
Toplam	100,000				

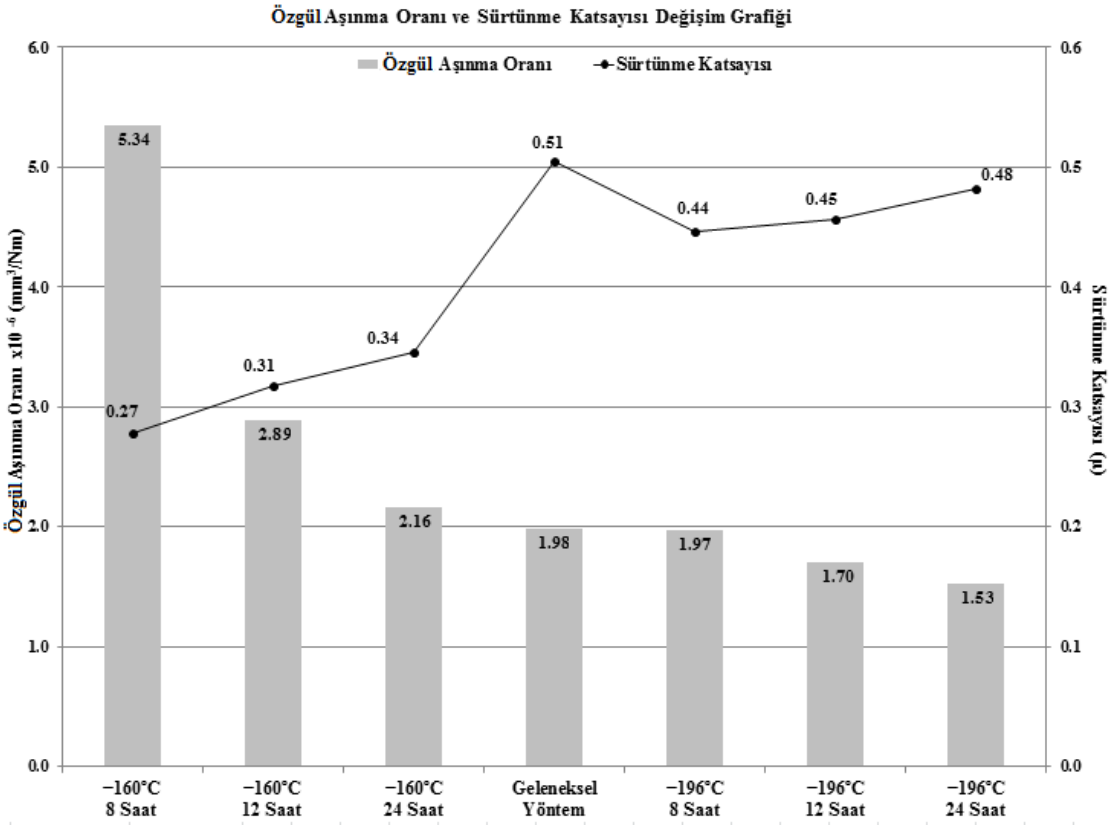
Şekil 7.26. 38MnVS6 çeliğinde aşınma izlerinin 1500X EDS analizleri: a)−196ºC 8 saat, b)−196ºC 12 saat, c)−196ºC 24 saat

38MnVS6+Ti çeliği numunelerinin özgül aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı diyagramları incelendiğinde en yüksek ortalama sürtünme katsayısı değerinin geleneksel ısıl işlem görmüş olan numunede 0,51 olduğu görülmektedir (Şekil 7.27). Aynı malzeme grubundaki diğer tüm numunelerin sürtünme katsayı değerleri bu değerden düşüktür. Numunelerin sürtünme katsayılarındaki azalmanın adhesif aşınma açısından olumlu bir etki oluşturduğu söylenebilir. Yüzeyde bulunan Titanyum Oksit partiküllerinin ortalama sürtünme katsayısına kısmen olumlu etki yapmasıyla bu durum gerçekleşmektedir.

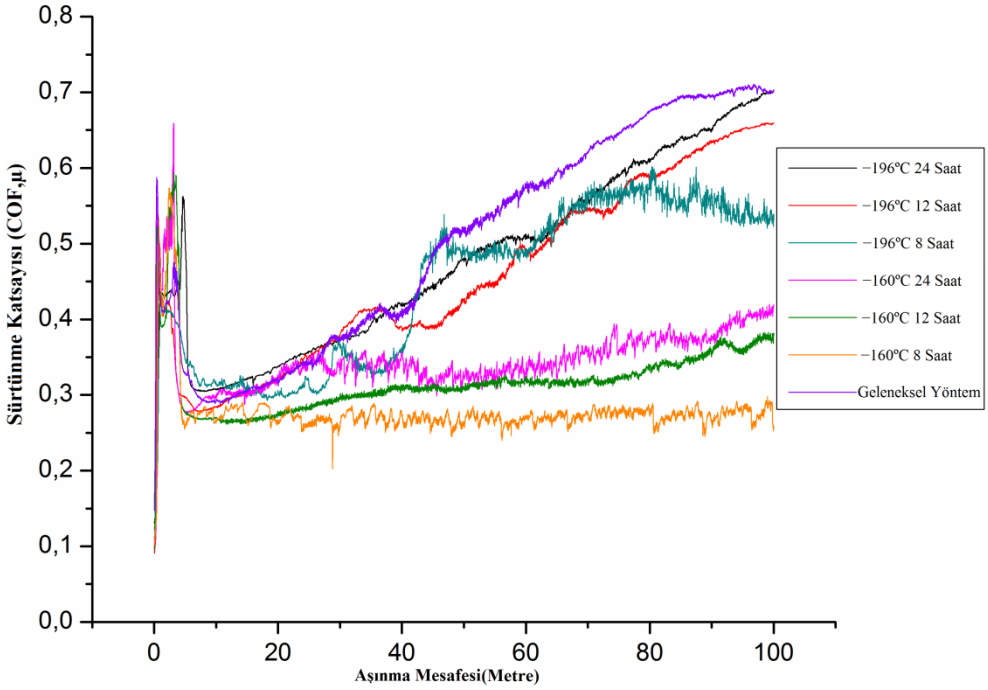
Sürtünme katsayıları ile aşınma oranları (Şekil 7.27 ve Şekil 7.28) birlikte incelendiğinde uygulanan derin kriyojenik işlemler sonrasında abrasif etkilerin azalmaktadır. Derin kriyojenik işlem sonrası numunelerde kalıntı ostenitin giderilmesi ve farklı bekletme sürelerinin oluşan mikroyapılara etkisiyle ve dolaylı olarak sertlikteki artış, özgül aşınma oranlarında belirgin azalmalar elde edilmesini sağlamıştır. Oluşan karbürler matriste tutunarak aşınmanın şiddetlenmesini engellemiştir.

Şekil 7.27'de geleneksel yöntemin ~1,98x10^{-6} mm^3/Nm değerinde özgül aşınma oranı verdiği görülmektedir. Derin kriyojenik işlem gören (−196ºC) 38MnVS6+Ti numunelerde özgül aşınma oranı en düşük ~1,53x10^{-6} mm^3/Nm ile 24 saat işlem gören numunede elde edilmiştir. Bu numune aynı zamanda tüm Titanyum içerikli çelik numuneler içerisinde en düşük aşınma miktarını ortaya çıkarmıştır. Bu numune grubunda derin kriyojenik işlem ve işlem süreleri dikkate alındığında aşınma dirençlerinin kademeli olarak %15'den %23'e doğru arttığı söylenebilir. Burada 8 saat işlemin özgül aşınma oranı açısından neredeyse hiçbir etkisinin olmadığı görülmektedir. 38MnVS6+Ti numuneler kriyojenik işlem sonrasında beklenilenin aksine geleneksel yönteme göre daha yüksek aşınma oranları göstermiştir.

38MnVS6+Ti çelik numunelerin geleneksel yöntem sonrası yapılan sığ kriyojenik işleminde ise (−160ºC) aşınma deneyleri sonrasında işlem süresi arttıkça aşınma miktarının azaldığı görülmüştür. Benzer şekilde ancak 8 saat sığ kriyojenik işlem gören numunede yine 38MnVS6 çeliğinde olduğu gibi en yüksek özgül aşınma oranı elde edilmiştir. Bu işlem şartlarında yapı kısmen sünekliğini kaybederken aşınmaya olumlu katkı yapabilecek diğer yapıların dönüşümünün (östenit dönüşümü ve karbür çökelmesi gibi) tamamlanamamaktadır. Bu numunelerde sürtünme katsayıları açısından geleneksel işleme göre açık bir şekilde azalma görülmektedir. Özgül aşınma oranı en fazla çıkan 8 saat sığ işlem gören numunenin ortalama sürtünme katsayısı en düşük değerde yaklaşık olarak (~0,27) elde edilmiştir. Bu numunenin aşınma izi incelendiğinde (Şekil 7.29b) oluşan adhezif tabakanın temas yüzeyini azalttığı görülmüştür.



Şekil 7.27. 38MnVS6+Ti çeliğinin özgül aşınma oranı ve ortalama sürtünme katsayısı değişim grafiği



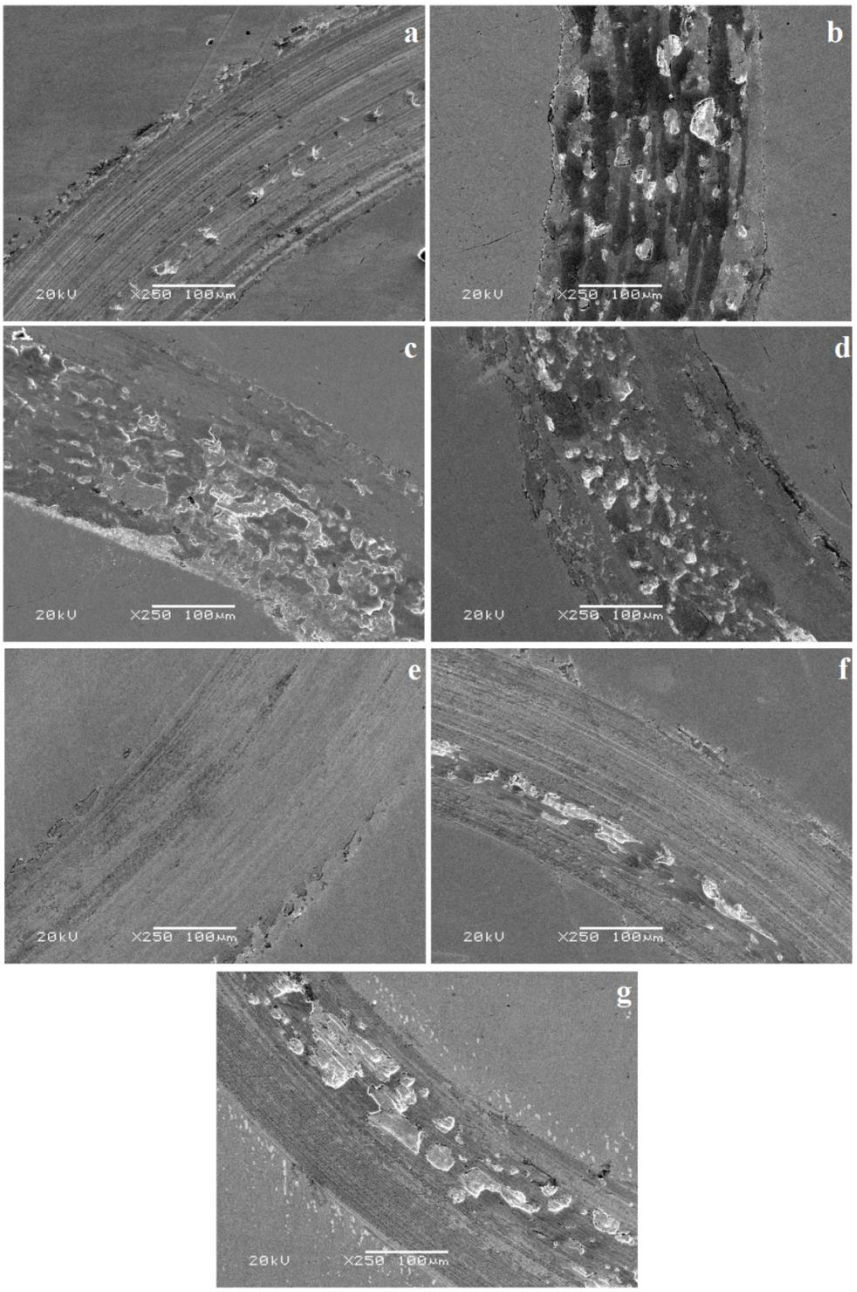
Şekil 7.28. 38MnVS6+Ti çeliğinde mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği

Sığ (−160ºC) kriyojenik işlem gören 38MnVS6+Ti çeliğinin aşınma sonrası EDS analizleri incelendiğinde 24 saat işlem gören numunenin yüzeyinde (Şekil 7.30d) düşük miktarlarda Volfram ve Oksijen içeren geniş bir bölge görülmektedir. Bu ince Oksit tabakası diğer numunelere göre daha sünek olan alt yapı tarafından yeterli şekilde desteklenmiştir. Bu destek sayesinde aşınma mesafesi arttıkça yüzeyden kopmalar (delaminasyon) oluşmamıştır. Böylece numunenin aşınması ve özgül aşınma oranı geleneksel yönteme göre kısmen artsa da şiddetlenmemiştir. Aynı işlem sıcaklığında 12 saat süre işlem gören numunenin yüzeyinde bölgesel yüzey çatlakları ve yüzeyden kopan partiküller görülmektedir (Şekil 7.30c). Bunların etkisiyle özgül aşınma oranı artmıştır.

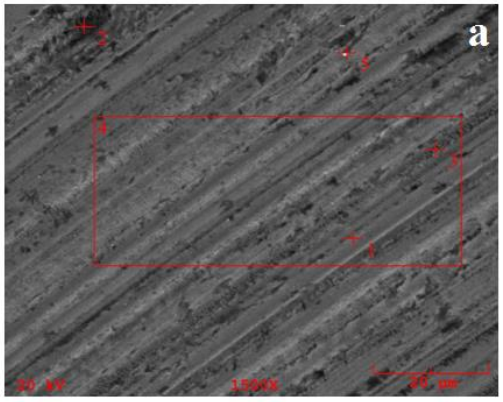
−160ºC'de 8 saat işlem gören numune, aşınma yüzeyi açısından 12 saat işlem gören numuneye benzemektedir (Şekil 7.30b). Ancak gördüğü ısıl işlemler nedeniyle sünekliği (0,139 joule/mm^2) azalan malzemenin aşınma yüzeyini yeterince destekleyememesi ve tekrarlanan yük etkisiyle yüzeyden büyük kırılmalar şeklinde tabakalar ayrılmasına neden olmuştur. Bu durum özgül aşınma oranını şiddetle arttırmıştır. Bu hareketli aşınma partiküllerinin (wear debris) kırılan boşluklara dolması ve boşluklar nedeniyle temas alanın azalması bu numunenin ortalama sürtünme katsayısının düşük çıkmasına neden olmuştur.

−196ºC'de 24 saat derin kriyojenik işlem gören numunenin aşınma yüzeyinde karşı cisimden gelen yüksek miktarda Volfram görülmektedir (Şekil 7.31c). Bu durumun kriyojenik işlem sonunda çökelen karbürler ve yüzeysel olarak artan sertlikle sağlanmıştır. Bu numunenin yüzeyinde yüksek Volfram ve Oksit içerikli yapıların bulunması bunu desteklemektedir. Bölgesel olarak artan Karbon miktarı da karşı malzemeden yüzeye transfer olduğunu göstermektedir. Bu oluşumlar numunenin en düşük aşınma miktarını oluşturmasını sağlamıştır. Ancak ortalama sürtünme katsayısı 0,48 olarak kısmen yüksek bir değerde oluşmuştur. Numunenin SEM görüntüsü (Şekil 7.29g) incelendiğinde sistem içerisinde hareketli üçüncül partiküller sürtünme katsayısını büyük oranda arttırmıştır. Bu partiküller yüzeydeki kararlı yapıya hasar veremedikleri için aşınma miktarı bunlara rağmen düşük çıkmıştır.

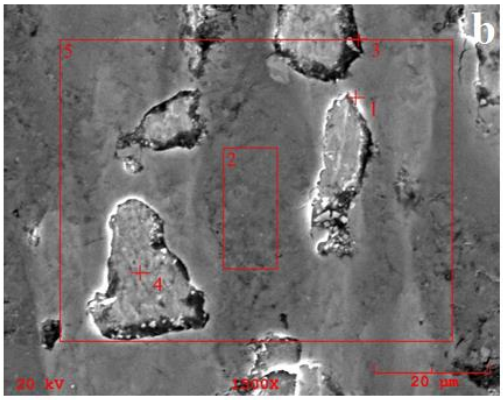
Derin kriyojenik 8 ve 12 saat işlem gören numunenin aşınma yüzeyi EDS analizi (Şekil 7.31a-b) incelendiğinde yüzeyde 24 saatlik numuneye göre daha düşük Volfram ve Oksijen elementleri görülmektedir. Bu durum, bu işlem sürelerinde oluşması muhtemel karbürlerin aşınma sistemini yeterli düzeyde desteklemediğini göstermektedir. Böylece geleneksel yöntem ile karşılaştırıldığında 12 saat işlem gören numunede kısmen aşınma direnci geliştirilirken 8 saat işlem gören numunede herhangi bir olumlu gelişme görülmemiştir.



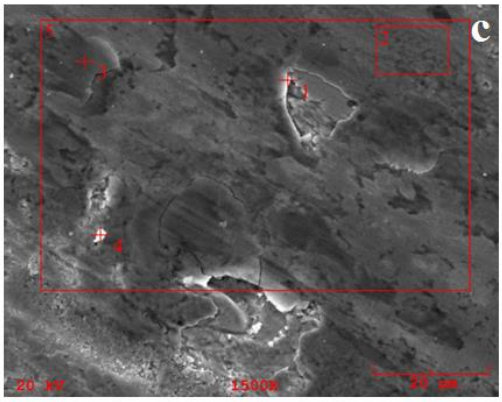
Şekil 7.29. 38MnVS6+Ti çeliğinde aşınma izlerinin 250X SEM görüntüleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat, e)−196ºC 8 saat, f)−196ºC 12 saat, g)−196ºC 24 saat



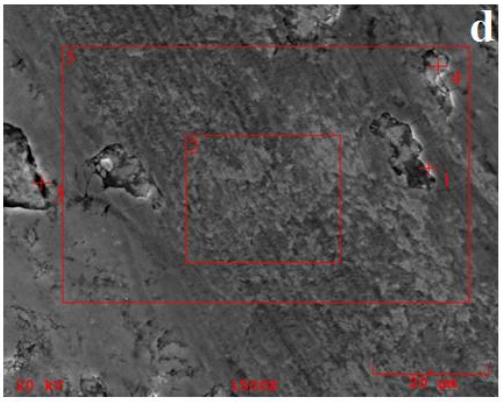
	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Alan 4	Nokta 5
Fe	92,666	80,730	87,323	88,221	30,961
C	0,000	5,577	0,418	0,000	0.175
Si	0,483	0,000	0,558	0,330	0,000
Mn	1,505	1,240	1,668	1,461	1,160
V	0,331	0,117	0,250	0,251	9,584
W	3,502	5,174	5,979	5,878	8,965
O	1,469	7,045	3,627	3,619	15,261
Ti	0,044	0,118	0,176	0,038	33,893
Toplam	100,000				



	Nokta 1	Alan 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	81,484	63,868	84,690	91,265	78,256
C	0,475	0,000	3,600	0,421	1,188
Si	0,145	0,000	0,130	0,515	0,346
Mn	0,912	0,916	1,277	1,244	1,984
V	0,153	0,533	0,203	0,532	0,325
W	6,684	15,204	6,450	3,954	5,790
O	9,895	19,241	3,601	0,681	11,883
Ti	0,253	0,237	0,051	1,386	0,227
Toplam	100,000				

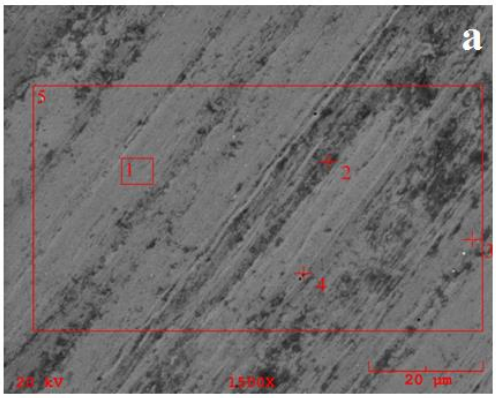


	Nokta 1	Alan 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	69,005	84,912	61,381	88,671	79,906
C	0,000	0,000	0,000	0,000	0,281
Si	0,000	0,212	0,000	0,378	0,000
Mn	0,933	2,004	1,036	1,133	1,415
V	0,529	0,145	0,230	0,236	0,335
W	15,674	6,656	21,960	7,682	9,738
O	13,701	5,868	15,268	1,778	8,178
Ti	0,157	0,203	0,125	0,123	0,148
Toplam	100,000				

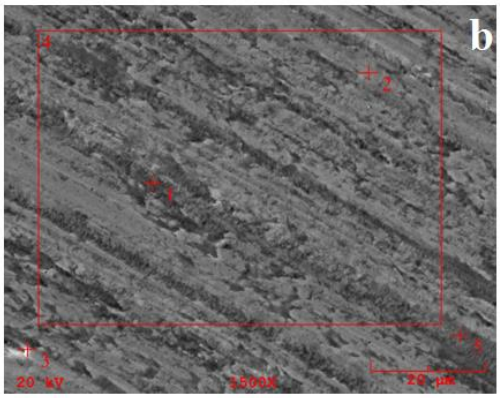


	Nokta 1	Alan 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	82,315	84,999	91,227	83,208	81,771
C	9,044	1,741	1,901	0,057	1,574
Si	0,214	0,039	0,284	0,000	0,000
Mn	1,226	1,336	1,180	1,200	1,006
V	0,267	0,352	0,204	0,367	0,272
W	4,413	7,142	3,697	8,999	7,985
O	2,445	4,171	1,447	6,159	7,259
Ti	0,076	0,220	0,060	0,010	0,134
Toplam	100,000				

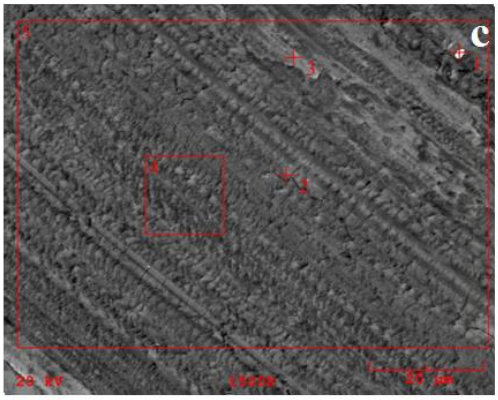
Şekil 7.30. 38MnVS6+Ti çeliğinde aşınma izlerinin 1500X EDS analizleri: a) Geleneksel yöntem, b)−160ºC 8 saat, c)−160ºC 12 saat, d)−160ºC 24 saat



	Alan 1	Nokta 2	Nokta 3	Nokta 4	Alan 5
Fe	89,787	88,172	53,190	90,966	93,161
C	0,000	0,351	2,520	0,241	0,000
Si	0,270	0,474	0,000	0,450	0,335
Mn	2,135	1,381	0,936	1,172	1,891
V	0,358	0,109	0,318	0,463	0,127
W	5,926	6,408	41,329	5,378	2,488
O	1,426	2,788	1,542	1,036	1,755
Ti	0,098	0,316	0,165	0,295	0,242
Toplam	100,000				



	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Alan 4	Nokta 5
Fe	74,03	90,824	94,618	87,773	89,346
C	2,184	0,000	0,060	1,645	0,325
Si	0,000	0,000	0,480	0,560	0,101
Mn	0,864	1,361	0,886	1,323	1,558
V	0,244	0,284	0,270	0,199	0,385
W	13,427	4,91	3,323	4,587	5,325
O	9,199	2,475	0,245	3,795	2,819
Ti	0,052	0,145	0,117	0,117	0,140
Toplam	100,000				



	Nokta 1	Nokta 2	Nokta 3	Alan 4	Alan 5
Fe	74,000	54,691	90,985	69,295	72,032
C	0,767	0,387	0,198	2,476	2,321
Si	0,000	0,000	0,538	0,000	0,000
Mn	1,288	0,870	1,276	0,934	1,123
V	0,067	0,225	0,083	0,250	0,465
W	14,032	33,440	4,053	17,052	14,642
O	9,725	10,256	2,658	9,831	9,245
Ti	0,121	0,131	0,210	0,162	0,171
Toplam	100,000				

Şekil 7.31. 38MnVS6+Ti çeliğinde aşınma izlerinin 1500X EDS analizleri: a)−196ºC 8 saat, b)−196ºC 12 saat, c)−196ºC 24 saat

Genel olarak sürtünme katsayıları ile aşınma oranları her iki malzeme grubu için birlikte incelendiğinde uygulanan derin kriyojenik işlemler sonrasında abrasif etkilerin azaldığı görülmektedir. Derin kriyojenik işlem sonrası numunelerde kalıntı ostenitin giderilmesi ve farklı bekletme süreleri mikroyapıları etkilemiştir. Dolaylı olarak sertlikteki artış ve tokluktaki değişimler yük taşıma kabiliyetini, abrazif izleri azaltmış ve özgül aşınma oranında belirgin azalmalar elde edilmesini sağlamıştır. Aşınma direnci açısından her iki malzeme grubu içinde elde edilen iyileştirmeler en düşük %10 en yüksek %23 değerleri arasında olmuştur. Aşınma oranlarında meydana gelen bu iyileşmeler martenzit-ostenit faz dönüşümü, farklı bileşim yapısına sahip karbür çökelmeleri ve yoğunluğu ile alakalıdır.

8. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada ferrit ve perlit mikroyapısına sahip 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti mikro alaşımlı çelik numunelere farklı sıcaklık ve bekletme sürelerinde uygulanan kriyojenik işlemlerin mekanik ve tribolojik özelliklere olan etkisi incelenmiştir. Yapılan incelemeler doğrultusunda elde edilen çıkarımlar aşağıda maddeler halinde yazılmıştır.

- Çelik malzemelere uygulanan 850ºC'de ostenitleme ve yağda su verme ile sertleştirme işlemleri yapıyı martenzit ve kalıntı ostenite dönüştürmüştür. Geleneksel yöntem sonrası farklı sıcaklık ve bekletme sürelerinde kriyojenik işlemler uygulanmıştır. Mikro alaşımlı çeliklerin sertlik değerlerinin kriyojenik işlem süresinin artmasıyla arttığı görülmüştür. Bu durumun kalıntı ostenit fazının martenzit fazına dönüşümü ve karbür oluşumları sonucu olduğunu anlaşılmaktadır.

- Geleneksel yöntem ve kriyojenik işlem görmüş numunelerin makrosertlikleri değişmiştir. Her iki çelik malzeme grubu için geleneksel yöntem uygulanmış numunelerde ortalama sertlik 51 HRC iken kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Her iki malzeme grubu içinde en yüksek sertlik değerlerine 24 saat kriyojenik işlem görmüş olan numunelerde ulaşılmıştır (~55 HRC). Uygulanan kriyojenik işlemler sonrasında numunelerin sertlik değerlerinde en yüksek artış %~8 olarak tespit edilmiştir.

- Charpy darbe tokluk deneyinde, her iki mikro alaşımlı çelik için en düşük kırılma tokluk değerleri derin kriyojenik işlem görmüş olan numunelerde elde edilmiştir. En düşük kırılma tokluk değerlerinin ise 24 saat derin kriyojenik işlem görmüş olan numunelerde olduğu gözlemlenmiştir. Bu durum kriyojenik işlem süresinin artmasıyla artan sertlik değerlerine paralellik göstermektedir. Ayrıca tokluk açısından 8 ve 12 saat derin kriyojenik işlem sürelerinin daha avantajlı olduğu görülmektedir.
- Yapılan X-ışını kırınımı analizleri sonucunda her iki mikro alaşımlı çelik grubu içinde kriyojenik işlem görmüş numunelerde martenzit (α'-Fe), ostenit (γ-Fe),

beynit-ferrit (α-Fe) fazları ile FeC, Fe_7C_3 ve $Fe_{0,25}Mn_{1,4}C_{0,6}$ karbürleri belirlenmiştir. Ayrıca kriyojenik işlem görmüş numunelerde östenit pikinin şiddetinin kısmen düştüğü belirlenmiştir.

- Aşınma deneyleri sonunda her iki malzeme grubu için, derin kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde, geleneksel ısıl işlem görmüş numunelere göre özgül aşınma oranlarında azalmalar elde edilmiştir. Sığ kriyojenik işlem uygulanan numuneler ise geleneksel yöntem uygulanmış numunelere göre daha yüksek özgül aşınma oranı sergilemiştir. Aşınma oranlarında oluşan bu azalmalar; derin kriyojenik işlem bekletme süresine, işlem sonucu ostenit-martenzit dönüşüm miktarına, dolaylı olarak sertlikteki artışa bağlı olarak farklılık göstermiştir. Her iki malzeme grubu içinde en iyi aşınma direnci; en düşük tokluk değerine de sahip olan 24 saat derin kriyojenik işlem görmüş numune gruplarında gözlemlenmiştir. Bu durum malzemelerin aşınma direncine, genel anlamda sadece sertliğin değil, aynı zamanda tokluk değerlerinin de etkili olduğunu göstermektedir.

Bu çalışma sonucunda yapılan derin kriyojenik ve 24 saat ısıl işlemle aşınma direnci açısından olumlu gelişmeler elde edilmiştir. Bu olumlu etkiler daha uzun süreli kriyojenik ısıl işlemlerle geliştirilebilir. Benzer bir yöntem kullanılarak kriyojenik işlemin çekme ve basma mukavemetine olan etkisi araştırılabilir.

KAYNAKLAR DİZİNİ

Akkurt, M., 2007, Makine Bilgisi, Birsen Yayınevi, s.459.

Amini, K., Nategh, S., Shafyei, A., 2010, Influence of different cryotreatments on tribological behavior of 80CrMo12 5 cold work tool steel, Materials & Design, 31(10), 4666-4675

Arslan, F. K., 2010, Soğuk iş takım çeliklerinde sıfıraltı işlem derecesinin mekanik özelliklere etkisi, Sakarya Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 118s.

Arslan, F. K., Şelte, A., 2013, Takım Çeliklerinde Sıfıraltı İşlem Mekanizması, Metalurji, (167), s.37-40.

Asil Çelik Teknik Yayınlar, 2007, Asil Çelik Sanayii ve Ticaret A.Ş., s.419.

ASM, 1994, ASM Handbook, Properties and Selection : Irons Steels and High Performance Alloys, 1, p.951-959., p.1043

Baldissera, P., 2010, Deep cryogenic treatment of AISI 302 stainless steel: Part I – Hardness and tensile properties, Materials & Design, 31(10), 4725-4730

Baldissera, P., Delprete, C., 2008, Deep Cryogenic Treatment: A Bibliographic Review, The Open Mechanical Engineering Journal, 2, 1-11.

Bensely, A., Prabhakaran, A., Mohan Lal, D., Nagarajan, G., 2005, Enhancing the wear resistance of case carburized steel (En 353) by cryogenic treatment, Cryogenics, 45(12), 747-754

Bhadeshia, H. K. D. H., 2001, Bainite in Steels, The Cambridge University Press, p.71

Bialobrzeska, B., Kostencki, P., 2015, Abrasive wear characteristics of selected low-alloy boron steels as measured in both field experiments and laboratory tests, Wear, 328-329, 149-159

Budinski, K. G., 2013, Friction, Wear, and Erosion Atlas, CRC Press Taylor & Francis Group, p.17.

Cajner, F., Leskovšek, V., Landek, D., Cajner, H., 2009, Effect of Deep-Cryogenic Treatment on High Speed Steel Properties, Materials and Manufacturing Processes, 24(7-8), 743-746

Chandler, H., 1995, Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels, ASM International, 904

Çakır, M. C., 2006, Modern Talaşlı İmalatın Esasları, Nobel Yayın Dağıtım, s.239-242.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

Çelik, O. N., Ulutan, M., Gaşan, H., Er, Ü., Buytoz, S., 2011, Effects of graphite content on the microstructure and wear properties of an AISI 8620 steel surface modified by tungsten inert gas (TIG), Surface and Coatings Technology, 206(6), 1423-1429

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

Das, D., Ray, K. K., Dutta, A. K., 2009, Influence of temperature of sub-zero treatments on the wear behaviour of die steel, Wear, 267(9-10), 1361-1370.

Dong Yun, Lın Xiaoping, Xıao Hongshen, 1998, Deep cryogenic treatment of high-speed steel and its mechanism, Heat Treatment of Metals, 3, 55-59

Erişir, E., 2010, Yüksek Mukavemetli Çökelti Sertleşen Ferritik Perlitik Çeliklerde Mikroalaşım Elementleri ve Karbon Miktarının Mekanik Özelliklere ve Mikroyapıya Etkisi, Doktora Tezi, Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 75s.

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

Gündüz, S., Cochrane, R. C., 2005, Influence of cooling rate and tempering on precipitation and hardness of vanadium microalloyed steel, Materials & Design, 26(6), 486-492

Höke, G., 2014, Sıvı azotta bekletme ve geleneksel kriyojenik işlemlerin SAE 1040 çeliğin mekanik ve mikroyapı özelliklerine etkilerinin araştırılması, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 69s.

Huang, J. Y., Zhu, Y. T., Liao, X. Z., Beyerlein, I. J., Bourke, M. A., Mitchell, T. E., 2003, Microstructure of cryogenic treated M2 tool steel, Materials Science and Engineering: A, 339(1-2), 241-244

Kapoor, S., 2012, High temperature hardness and wear resistance of stellite alloys, Master of Science Thesis, Carleton University, 196p.

Katsuki, F., Watari, K., Tahira, H., Umino, M., 2008, Abrasive wear behavior of a pearlitic (0.4%C) steel microalloyed with vanadium, Wear, 264(3-4), 331-336

Krauss, G., 2005, Steels Processing, Structure, and Performance, ASM International, p.230.

Lancaster, J. F., 1999, Metallurgy of Welding, Abington Publishing, p.245.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

Leskovšek, V., Kalin, M., Vižintin, J., 2006, Influence of deep-cryogenic treatment on wear resistance of vacuum heat-treated HSS, Vacuum, 80(6), 507-518

Linde Gas Equipments, 2010, Sub-zero Treatment of Steels,

Mang, T., Bobzin, K., Bartels, T., 2011, Industrial Tribology, Wiley-VCH Verlag GmbH, p.40.

Meng, F., Tagashira, K., Sohma, H., 1994, Wear resistance and microstructure of cryogenic treated Fe-1.4Cr-1C bearing steel, Scripta Metallurgica et Materialia, 31(7), 865-868

Merac, M. R. D., 2005, The effect of cryogenic treatment on the microstructure and mechanical properties of AISI D2 tool steel, Master of Science Thesis, University of Calgary, 243p.

Mohan Lal, D., Renganarayanan, S., Kalanidhi, A., 2001, Cryogenic treatment to augment wear resistance of tool and die steels, Cryogenics, 41(3), 149-155

Molinari, A., Pellizzari, M., Gialanella, S., Straffelini, G., Stiasny, K. H., 2001, Effect of deep cryogenic treatment on the mechanical properties of tool steels, Journal of Materials Processing Technology, 118(1-3), 350-355

Nakhaie, D., Hosseini Benhangi, P., Fazeli, F., Mazinani, M., Zohourvahid Karimi, E., Ghandehari Ferdowsi, M. R., 2012, Controlled Forging of a Nb Containing Microalloyed Steel for Automotive Applications, Metallurgical and Materials Transactions A, 43(13), 5209-5217

Nemade, J. B., 2003, Improvement o f Weld Metal Toughness in HSLA Line-pipe Steel, Doctor of Philosophy Thesis, University of Regina, 205p.

Okumuş, Ş., 2013, Düşük karbonlu mikroalaşımlı çeliklerde soğuma ve deformasyon yaşlanmasinin mekanik özelliklere etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 89s.

Özbek, N. A., Çiçek, A., Gülesin, M., Özbek, O., 2014, Investigation of the effects of cryogenic treatment applied at different holding times to cemented carbide inserts on tool wear, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 86, 34-43

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

Podgornik, B., Leskovšek, V., Arh, B., 2013, The effect of heat treatment on the mechanical, tribological and load-carrying properties of PACVD-coated tool steel, Surface and Coatings Technology, 232, 528-534

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

Podgornik, B., Leskovšek, V., Vižintin, 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

Podgornik, B., Majdic, F., Leskovsek, V., Vizintin, J., 2012, Improving tribological properties of tool steels through combination of deep-cryogenic treatment and plasma nitriding, Wear, 288, 88-93

Popov, V. L., 2010, Contact Mechanics and Friction,Physical Principles and Applications, Springer, p.1-56

Sampson, N., 2000, Optimized New Generation Steel Forgings in Auto Suspension Systems, The New Steel,American Iron and Steels Institute, 1(877)

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

Senthilkumar, D., Rajendran, I., Pellizzari, M., Siiriainen, 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

Sevinç, B., 2007, Geleneksel charpy vurma deneyi verilerinin labview programı kullanılarak Elde Edilmesi ve Değerlendirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Muğla Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 101s.

Smith, W. F., 2009, Principles of Materials Science and Engineering, McGraw-Hill Inc., p.480-481.

Smol'nikov, E. A., Kossovich, G. A., 1980, Cold treatment of cutting tools, Metal Science and Heat Treatment, 22(10), 704-705

Stachowiak, G., 2005, Engineering Tribology, Elsevier Butterworth-Heinemann., p.4.

Şan, S., 2007, Mikroalaşımlı çeliklerin işlenebilirliğinin takım ömrü ve yüzey pürüzlülüğü açısından değerlendirilmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, 133s.

Takadoum, J., 2008, Materials and surface engineering in tribology, John Wiley & Sons Inc., p.83.

Taş, Z., 2012, Yüksek dayanımlı düşük alaşımlı çeliklerde metalürjik mukavemet artırma mekanizmaları, Erciyes Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi, 28(2), 97-101

Thelning, K. E., 1984, Steel and It's Heat Treatment, Butterworths, p.250.

KAYNAKLAR DİZİNİ (devam)

Wang, K., 2003, A Study Of Hsla Steels Microalloyed With Vanadium And Titanium During Simulated Controlled Rollling Cycles, Doctor of Philosophy Thesis, University of Canterbury, 267p.

Yong, A. Y. L., Seah, K. H. W., Rahman, M., 2006, Performance of cryogenically treated tungsten carbide tools in milling operations, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 32(7-8), 638-643

Yong, K. H., Rahman, M., Seah, K. H. W., 2003, Performance evaluation of cryogenically treated tungsten carbide cutting tool inserts, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 217(1), 29-43

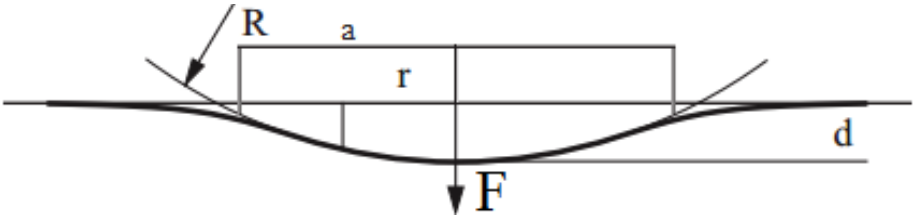
Zhirafar, S., 2005, Effect of cryogenical treatment on the mechanical properties of steel an aluminum alloys, Master of Science Thesis, Concordia University, 119p.

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

EK AÇIKLAMALAR

Ek Açıklamalar A-1. Hertz Temas Teorisine Göre Hertz Gerilim Hesabı

Uygulanan 5 N yükün a çapında bir temas alanı oluşturduğu düşünülürse;



Şekil 1.1 Rijit kürenin elastik yüzey ile teması (Popov, 2010)

$$a = \left(\frac{3.F.R}{4.E} \right)^{1/3} \tag{1.1}$$

Oluşan temas alanı denklem 1.1 ile hesaplanır. Deneysel çalışmalarda 3 mm çapında (R=1,5 mm) WC küre ve orta karbonlu mikro alaşımlı 38MnVS6 ve 38MnVS6+Ti çelikleri kullanılmıştır. Temas noktasındaki elastiklik modülünün hesaplanabilmesi için her iki cisminde elastisite modülü ve poisson oranları sırasıyla E_1, E_2, v_1, v_2 olarak bilinmelidir. Her iki malzeme grubu içinde elastisite modülleri ve poisson oranları tablo 1'deki gibidir. Temas bölgesinin elastiklik modülü denklem 1.2 ile hesaplanır.

Çizelge 1. Deneylerde kullanılan malzemeler için Elastisite modülleri ve Poisson oranları

Malzeme	Elastisite Modülü (Mpa)	Poisson Oranı
38MnVS6/38MnVS6+Ti	2426	0,3
Volfram Karbür	690000	0,22

$$\frac{1}{E} = \frac{1-v_1^2}{E_1} + \frac{1-v_2^2}{E_2} \tag{1.2}$$

$$\frac{1}{E} = \frac{1-0,22^2}{690x10^3} + \frac{1-0,3^2}{2426}$$

$$E = 194572,932 \frac{N}{mm^2}$$

Olarak bulunur.

Burada E_1, v_1 ve E_2, v_2 sırasıyla temas halinde olan küre ve yüzeyin elastiklik modülü ve poisson oranıdır. Temas bölgesinde oluşan gerilme, kürenin merkezinden olan uzaklığın bir fonksiyonudur ve denklem 1.3 ile hesaplanır. Elastisite modülü hesabı sonrası oluşan temas alanı denklem 1.1 ile hesaplanır.

$$a = \left(\frac{3.F.R}{4.E}\right)^{1/3} = \left(\frac{3.5.1,5}{4x194572,932}\right)^{1/3} = 0,0306911mm$$

Olarak hesaplanır.

Denklem 1.3'den görüleceği üzere oluşan gerilme temas uçlarından merkeze doğru gidildikçe arttığı ve merkezde maksimum olduğu anlaşılmaktadır. Temas bölgesindeki maksimum gerilme ise denklem 1.4 ile hesaplanır.

$$P(r) = P_0 . \sqrt{1-\left(\frac{r}{a}\right)^2} \tag{1.3}$$

$$P_0 = \frac{3F}{2\pi a^2} \tag{1.4}$$

$$P_0 = \frac{3x5}{2\pi(0,0306911)^2} = 2534,4554Mpa \approx 2,534GPa$$

Olarak hesaplanır.