

**T.C.
MANİSA CELAL BAYAR ÜNİVERSİTESİ
LİSANSÜSTÜ EĞİTİM ENSTİTÜSÜ**



**DOKTORA TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI
KONSTRÜKSİYON VE İMALAT BİLİM DALI**

**MARTENZİTİK PASLANMAZ ÇELİKLERİN
İNDÜKSİYON İLE SERTLEŞTİRİLMESİNDE ISIL İŞLEM
PARAMETRELERİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERE VE KOROZYON
DAVRANIŞINA ETKİLERİNİN İNCELENMESİ**

**Yazar
Gökhan EYİCİ**

**Danışman
Prof. Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU**

MANİSA-2025

Gökhan
EYİCİ

MARTENZİTİK PASLANMAZ ÇELİKLERİN İNDÜKSİYON İLE
SERTLEŞTİRİLMESİNDE ISIL İŞLEM PARAMETRELERİNİN MEKANİK
ÖZELLİKLERE VE KOROZYON DAVRANIŞINA ETKİLERİNİN
İNCELENMESİ

2025

TAAHHÜTNAME

Bu tezin Manisa Celal Bayar Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalında akademik ve etik kurallara uygun olarak yazıldığını ve kullanılan tüm literatür bilgilerinin referans gösterilerek tezde yer aldığını, tamamen kendi çalışmam olduğunu, her alıntıya kaynak gösterdiğimi, tezin yazımında akademik ve etik kurallara aykırı herhangi bir yapay zekâ ve program kullanmadığımı beyan ederim.

Gökhan EYİCİ



ÖZET

Doktora Tezi

Gökhan EYİCİ

Manisa Celal Bayar Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Makine Mühendisliği Bölümü Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU

Martenzitik paslanmaz çelikler, yüksek sertlik ve üstün dayanıklılık özellikleri nedeniyle endüstriyel alanda yaygın şekilde kullanılmaktadır. Bu çeliklere bahsedilen özelliklerinin kazandırılmasını sağlayan temel yöntem, uygulanan ısıl işlemlerdir. Geleneksel olarak ısıl işlem fırınlarında gerçekleştirilen bu uygulamaların var olan uzun işlem süreleri ve yüksek enerji tüketimini azaltmak amacıyla son yıllarda, alternatif yöntemler üzerinde çalışmalar gerçekleştirilmektedir. İndüksiyon ısıl işlemi, bu yöntemler içerisinde, hızlı, enerji verimli ve otomasyona uygun olması dolayısıyla önemli bir alternatif olarak öne çıkmıştır. Günümüze kadar geline süreçte, özellikle yüzey sertleştirmede yaygın olarak kullanımı bilinen indüksiyonla ısıtma, doğru parametrelerle hacimsel ısıl işlemlerde de etkili sonuçlar verebilmektedir.

Çalışmanın ilk aşamasında, 440B martenzitik paslanmaz çeliğin, gerçekleştirilen optimizasyon ile en yüksek sertlik, korozyon ve aşınma dayanımını sağlayacak indüksiyon ısıl işlem parametrelerinin belirlenmesi amaçlanmıştır. Bu doğrultuda, östenitleme sıcaklığı, östenitleme süresi, temperleme ve kriyojenik soğutma işlemlerinin etkileri incelenmiştir. Yapılan testler ve analizler sonucunda, 1110°C'de 2 dakika süresince yapılan ısıl işlem, ardından kriyojenik işleme tabi tutulan ve bir kez temperlenen uygulama geleneksel ısıl işlem yöntemlerine göre %30 daha iyi aşınma performansı, %86 daha iyi korozyon dayanımı elde edilmesini sağlamıştır ve uygulama ile kristal boyutu %46 oranında küçülmüştür.

Tez kapsamında, gerçekleştirilen optimizasyonlar sonucu belirlenen ısıl işlem parametreleri doğrultusunda termal çevrim uygulamaları da ayrıca gerçekleştirilmiştir. Yapılan termal çevrim uygulamaları, östenit tane yapısının küçülmesine ve martenzit yapısının daha homojen hale gelmesine katkı sağlamıştır. Ayrıca, termal çevrim ile aşınma kaybı %25 oranında azalmış, korozyon kaybı tek çevrimli uygulamaya göre bir miktar artış göstermesine rağmen pitting korozyon direnci %60 oranında iyileşmiştir. Elde edilen verilerin güvenilirlik analizleri de göz önüne alındığında sonuçlar, 4 çevrim uygulamanın en uygun ısıl işlem parametreleri olduğunu göstermektedir.

Anahtar Kelimeler: Martenzitik paslanmaz çelik, İndüksiyon ile ısı işlem, Termal çevrim, sertleştirme, aşınma, korozyon.

2025, 147 sayfa

ABSTRACT

PhD Thesis

Gökhan EYİCİ

**Manisa Celal Bayar University
Graduate School of Education
Department of Mechanical Engineering**

Supervisor: Prof. Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU

Martensitic stainless steels are widely used in industrial applications due to their high hardness and superior durability properties. The fundamental method that imparts these characteristics to these steels is the application of heat treatments. Traditionally conducted in heat treatment furnaces, these processes have long processing times and high energy consumption. To mitigate these drawbacks, alternative methods have been explored in recent years. Among these alternatives, induction heat treatment has emerged as a significant option due to its speed, energy efficiency, and suitability for automation. While induction heating has been predominantly utilized for surface hardening, recent advancements demonstrate that, when appropriate parameters are employed, it can also yield effective results in volumetric heat treatments.

In the initial phase of this study, the objective was to determine the optimal induction heat treatment parameters that maximize hardness, corrosion resistance, and wear resistance for 440B martensitic stainless steel. To this end, the effects of austenitizing temperature, austenitizing duration, tempering, and cryogenic cooling processes were investigated. The tests and analyses revealed that a heat treatment conducted at 1110°C in 2 minutes, followed by cryogenic treatment and a single tempering cycle, resulted in a 30% improvement in wear performance and an 86% enhancement in corrosion resistance compared to conventional heat treatment methods, while also reducing the crystal grain size by 46%.

Within the scope of this thesis, thermal cycling heat treatment applications were also conducted based on the optimized heat treatment parameters. The thermal cycling heat treatment process contributed to grain refinement in the austenitic phase and resulted in a more homogeneous martensitic microstructure. Additionally, thermal cycling reduced wear loss by 25%. Although corrosion loss showed a slight increase compared to single-cycle treatment, the pitting corrosion resistance improved by 60%. Considering the reliability analyses of the data obtained, the results indicate that the 4-cycle treatment is the most suitable heat treatment parameter.

Keywords: Martensitic stainless steel, induction heat treatment, Thermal cycling , Wear, Corrosion.

2025, 147 pages

TEŞEKKÜR

Lisansüstü eğitimim süresince bilgisi, tecrübesi ve kişiliği ile bana örnek teşkil eden ve doktora tezimin her aşamasında bana destek olan, tüm yoğunluğuna rağmen benden hiçbir zaman yardımını esirgemeyen, akademik hayatımda çok önemli katkıları bulunan hocam Sayın Prof. Dr. Nurşen SAKLAKOĞLU'na, özellikle teşekkürlerimi sunarım.

Lisansüstü eğitimim süresince fikir ve önerileriyle birlikte bilgi ve tecrübesiyle yanımda olan, tüm tez izleme ve akademik çalışmalarımı motivasyonumun artmasına yardımcı olan Sayın Doç. Dr. Can ÇİVİ 'ye, deneysel çalışmalarımı her zaman desteğini ve yardımını esirgemeyen Sayın Doç. Dr. Nilay ÇÖMEZ'e, teşekkür ederim.

Laboratuvar analizlerinde ve deneysel çalışmalarımı kıymetli yardımlarından dolayı DEFAM personeli Sayın İbrahim ŞENGÖR'e ve Sayın Dilek ÇAKIR ile Sayın Semanur IŞIK'a teşekkür ederim.

Doktora tezime 2023-050 numaralı proje ile sağladıkları destekten dolayı MCBÜ Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinasyon Birimi'ne teşekkürlerimi sunarım.

Tez çalışmam süresinde anlayışını, desteğini ve sabrını hiçbir zaman esirgemeyen, zor zamanlarımda yanımda olan sevgili eşime, varlıkları ile beni her zaman motive eden oğluma ve kızıma, öğrenim hayatım boyunca beni destekleyen aileme yürekten teşekkür ederim.

Gökhan EYİCİ
Manisa, 2025

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

N	Newton
m	Metre
g	Gram
kg	Kilogram
P	Güç
R	Direnç
i	Akım
ml	Mililitre
μ	Mikron
XRD	X-Işınları Difraksiyonu
°C	Celsius
°F	Fahrenayt
M_s	Martenzit başlangıç
M_f	Martenzit bitiş
YMK	Yüzey merkezli kübik
HMT	Hacim merkezli tetragonal
i	Akım
ml	Mililitre
cm	Santimetre
s	Saniye

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1. Mur Nehri'nin üzerinde bulunan paslanmaz çelik yapay ada	6
Şekil 2. Paslanmaz çelikler	7
Şekil 3. Östenitik paslanmaz çelik çeşitleri.....	8
Şekil 4. Martenzitik paslanmaz çelik çeşitleri.....	9
Şekil 5. Martenzitik paslanmaz çelik parçalar	10
Şekil 6. Ferritik paslanmaz çelik çeşitleri	10
Şekil 7. Dupleks paslanmaz çelik çeşitleri	11
Şekil 8. Çökelmeyle sertleştirilebilen paslanmaz çelikler.....	12
Şekil 9. Demir-karbon denge diyagramı	13
Şekil 10. Martenzit mikroyapısı	15
Şekil 11. Bain(Strain) Gerilimi	16
Şekil 12. Farklı karbür yapıları ve özellikleri	18
Şekil 13. Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramları	22
Şekil 14. Termal çevrim uygulaması	23
Şekil 15. İndüksiyon ile ısıtma görseli	27
Şekil 16. Deri etkisi örnekleri	32
Şekil 17. İndüksiyon ile ısıtma işlem teknikleri.....	34
Şekil 18. 440B martenzitik paslanmaz çelik faz diyagramı	43
Şekil 19. 440B fazların miktarca değişimleri.....	44
Şekil 20. Belirlenen östenitleme sıcaklıklarında Cr ve C % miktarları	46
Şekil 21. İndüksiyon ile ısıtma işlem uygulamalarının grafiksel gösterimi.....	47
Şekil 22. İndüksiyon ile ısıtma işlem hattı	48
Şekil 23.İndüksiyon ile termal çevrim uygulamaları	49
Şekil 24. (a)Etüv fırını, (b) kriyojenik işlem dolabı.....	50
Şekil 25. BMS 200 RB marka Rockwell sertlik ölçüm cihazı	51
Şekil 26. Future-Tech FM-700 mikro sertlik ölçüm cihazı.....	52
Şekil 27. CSM Tribotest Aşınma Testi gösterimi	53
Şekil 28. (a) CSM Tribotest Aşınma Test Cihazı (b) Yüzey pürüzlülüğü grafiği	54
Şekil 29. Korozyon davranışını hesaplamak için kullanılan parametreler.	55
Şekil 30. Farklı östenitleme sıcaklıklarında ve 1 dakika süre için HRC sertlik değişimleri.....	58
Şekil 31. Farklı östenitleme sıcaklıklarında ve 2 dakika süre için HRC sertlik değişimleri.....	59
Şekil 32. Farklı östenitleme sıcaklıklarında ve 4 dakika süre için HRC sertlik değişimleri.....	59
Şekil 33. 440B çeliğin 1050°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı XRD grafikleri.....	61
Şekil 34. 440B çeliğin 1050°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı XRD grafikleri.....	62
Şekil 35. 440B çeliğin 1110°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı XRD grafikleri.....	63
Şekil 36. 440B çeliğin 1110°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı XRD grafikleri.....	64
Şekil37. İndüksiyon ile ısıtma işlem uygulanmış numunelerin kristal boyutları.....	65
Şekil 38. 1050°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı ile uygulanan ısıtma işlemlerin	68
Şekil 39. 1050°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı ile uygulanan ısıtma işlemlerin	70
Şekil 40. 1110°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı ile uygulanan ısıtma işlemlerin	72
Şekil 41. 1110°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı ile uygulanan ısıtma işlemlerin	74
Şekil 42. 1050°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı ile;	77
Şekil 43. 1050°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı ile ;	80
Şekil 44. 1110°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı ile ;	83
Şekil 45. 1110°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı ile;	86

Şekil 46. 1 dakika HRC sertlik değerleri	88
Şekil 47. 2 dakika HRC sertlik değerleri	88
Şekil 48. 1050°C’de 1 dakika mikro sertlik değerleri.....	90
Şekil 49. a) Mikro sertlik dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi, b) Mikro sertlik değerlerinin kümülatif dağılımının grafiksel gösterimi	91
Şekil 50. 1050°C’de 2 dakika mikro sertlik değerleri.....	92
Şekil 51. a) Mikro sertlik dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi,	93
Şekil 52. 1110°C’de 1 dakika mikro sertlik değerleri.....	94
Şekil 53. a) Mikro sertlik dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi,	95
Şekil 54. 1110°C’de 1 dakika mikro sertlik değerleri.....	96
Şekil 55. a) Mikro sertlik dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi, b) Mikro sertlik değerlerinin kümülatif dağılımının grafiksel gösterimi	97
Şekil 56. 1050°C’de 1 dakika aşınma kaybı sonuçları.....	99
Şekil 57. 1110°C’de 1 dakika aşınma kaybı sonuçları.....	100
Şekil 58. 1050°C’de 2 dakika aşınma kaybı sonuçları.....	101
Şekil 59. 1110°C’de 2 dakika aşınma kaybı sonuçları.....	102
Şekil 60. 440B çeliğin 1050°C ve 1110°C I_{corr} karşılaştırmaları	103
Şekil 61. 440B çeliğin 1050°C ve 1110°C korozyon kaybı(mm/yıl) karşılaştırmaları	104
Şekil 62. Epit değerlerinin ısıtıl işlem koşullarına göre değişimi	105
Şekil 63. 1050°C 1 dakika ısıtıl işlem parametrelerinin Tafel polarizasyon eğrileri .	105
Şekil 64. 1050°C 2 dakika ısıtıl işlem parametrelerinin Tafel polarizasyon eğrileri .	106
Şekil 65. 1110°C 1 dakika ısıtıl işlem parametrelerinin Tafel polarizasyon eğrileri .	107
Şekil 66. 1110°C 2 dakika ısıtıl işlem parametrelerinin Tafel polarizasyon eğrileri .	108
Şekil 67. 440B çeliğinin optik mikroskop görüntüleri;.....	109
Şekil 68. 440B çeliğinin SEM mikroyapı görüntüleri	110
Şekil 69. Termal çevrim uygulanmış 440B çeliğinin XRD grafikleri (α')	111
Şekil 70. Termal çevrim uygulamaları ile değişen HRC sertlik değerleri	113
Şekil 71. Termal çevrim uygulamaları ile değişen mikro sertlik değerleri.....	114
Şekil 72. Sertlik grafikleri ve dağılımın olasılık fonksiyonu	114
Şekil 73. Termal çevrim uygulanmış numunelerin mikro sertlik dağılımı	115
Şekil 74. Sertlik ve aşınma kaybı arasındaki ilişki	116
Şekil 75. Isıl işlem görmüş numunelerin aşınma yüzeyleri	117
Şekil 76. a) Isıl işlem görmüş 440B çelik numunelerin Tafel eğrileri, b) korozyon hızı	119
Şekil 77. Korozyon testinden sonra numunelerin optik mikroskop görüntüsü;.....	120

TABLO DİZİNİ

Tablo 1. X90CrMoV18 (440B) paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu	42
Tablo 2. Thermo-Calc analizi ile östenitleme sıcaklıklarında faz miktarları.....	45
Tablo 3. Kalling No:1 dağılayıcı kimyasal bileşenleri.....	56
Tablo 4. Isıl işlem uygulamaları sonrası kristal boyutu	65
Tablo 5. Isıl işlem uygulamaları sonrası dislokasyon yoğunluğu	65
Tablo 6. 1050°C 1dakika ısıtıl işlem parametresi HV sertlik güvenilirlik değerleri.....	90
Tablo 7. 1050°C 2 dakika ısıtıl işlem parametresi HV sertlik güvenilirlik değerleri.....	92
Tablo 8. 1110°C 1dakika ısıtıl işlem parametresi HV sertlik güvenilirlik değerleri.....	94
Tablo 9. 1110°C’de 2 dakika mikro sertlik değerleri.....	97
Tablo 10. XRD sonuçları ile hesaplanan kristal boyutu ve dislokasyon yoğunluğu	112
Tablo 11. Sertlik değerleri ve standart sapmaları.....	113
Tablo 12. Çevrim uygulamalarının %90 güvenilirlikli HV değerleri	115
Tablo 13. Korozyon test sonuçları	120



İÇİNDEKİLER

ÖZET	I
ABSTRACT	II
TEŞEKKÜR	III
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	IV
ŞEKİLLER DİZİNİ	V
TABLO DİZİNİ	VII
İÇİNDEKİLER	VIII
GİRİŞ	1
Tezin Amacı	5
BİRİNCİ BÖLÜM	6
1. Paslanmaz Çelikler	6
1.1 Paslanmaz Çelikler Çeşitleri	7
1.1.1 Östenitik Paslanmaz Çelikler	8
1.1.2 Martenzitik Paslanmaz Çelikler	9
1.1.3 Ferritik Paslanmaz Çelikler	10
1.1.4 Dupleks Paslanmaz Çelikler	11
1.1.5 Çökelmeyle Sertleştirilebilen Paslanmaz Çelikler	11
İKİNCİ BÖLÜM	13
2 Paslanmaz Çeliklerde Bulunan Fazlar	13
2.1 Ferrit	13
2.2 Östenit	14
2.3 Martenzit	14
2.4 Karbürler, nitrürler, inklüzyonlar	17
2.4.1 Karbürler	18
2.4.2 Nitrürler	19
2.4.3 Inklüzyonlar	20
ÜÇÜNCÜ BÖLÜM	21
3 Çeliklere Uygulanan Dönüşüm Sertleştirilmesi	21
3.1 Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm Diyagramları (TTT diyagramı)	21
3.2 Termal çevrim uygulamaları	23
3.3 Temperleme işlemleri	25
3.4 Kriyojenik işlemler	25

DÖRDÜNCÜ BÖLÜM.....	27
4. İndüksiyon ile ısı işlemler	27
4.1 Alternatif Akım ve Elektromanyetizma.....	27
4.2 İndüksiyonla ısıtma.....	28
4.3 İndüksiyon ile ısıtma teorisi.....	30
4.4 Elektrik Direnci.....	30
4.5 Deri etkisi ve referans derinlik.....	31
4.6 Histerezis ve Joule Isınması.....	33
4.7 İndüksiyonla ısı işlem uygulamaları	33
4.8. 440B martenzitik paslanmaz çeliklerin ısı işlemleri üzerine yapılan literatür çalışmaları	35
BEŞİNCİ BÖLÜM	42
5. Materyal ve Yöntemler.....	42
5.1. Materyal.....	42
5.2. Yöntemler	42
5.2.1. Numunelerin kesilerek hazırlanması.....	42
5.2.2. İndüksiyon ile ısı işlemin uygulanması.....	43
5.2.3. Kriyojenik işlemler ve temperleme uygulamaları.....	50
5.2.4. Rockwell-C Sertlik Ölçümleri	51
5.2.5. Mikro sertlik Ölçümleri ve güvenilirlik analizleri	51
5.2.6. Aşınma Testi Analizleri	53
5.2.7. Korozyon Testi Analizleri.....	54
5.2.8. Optik Mikroskop ile Mikroyapı İncelemeleri	56
5.2.9. SEM ile Mikroyapı İncelemeleri.....	56
5.2.10. XRD (X-Işınları Difraktometresi) İncelemeleri.....	57
ALTINCI BÖLÜM.....	58
6. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA.....	58
6.1. İndüksiyon ile Isıl İşleme En Uygun Parametrenin Tayini.....	58
6.1.1. XRD (X-Işınları Difraktometresi) İncelemeleri.....	60
6.1.2. Optik Mikroskop ile Mikroyapı İncelemeleri	66
6.1.2.1 1050°C ‘de 1 Dakika Gerçekleştirilen Isıl İşlemler	66
6.1.2.2 1050°C ‘de 2 Dakika Gerçekleştirilen Isıl İşlemler	68
6.1.2.3 1110°C ‘de 1 Dakika Gerçekleştirilen Isıl İşlemler	71
6.1.2.4 1110°C ‘de 2 Dakika Gerçekleştirilen Isıl İşlemler	73
6.1.3. SEM ile MikroYapı İncelemeleri.....	75
6.1.4. Makro sertlik incelemeleri	87
6.1.5. Mikro sertlik incelemeleri	89

6.1.6. Aşınma Testi sonuçları.....	98
6.1.7. Korozyon testi sonuçları	102
6.2. Termal Çevrim İşlemleri Bulguları ve Tartışma.....	109
6.2.1. Optik Mikroskop ile MikroYapı İncelemeleri	109
6.2.2. SEM ile MikroYapı İncelemeleri.....	110
6.2.3. XRD (X-Işınları Difraktometresi) İncelemeleri.....	111
6.2.4. Mikro sertlik İncelemeleri.....	112
6.2.5. Mikro sertlik İncelemeleri.....	113
6.2.6. Aşınma Testi Analizleri	115
6.2.7. Korozyon Testi Analizleri.....	118
YEDİNCİ BÖLÜM	122
7. SONUÇ VE ÖNERİLER	122

GİRİŞ

Martenzitik paslanmaz çelikler, pasif bir oksit film oluşturmak üzere yüksek korozyon direnci elde etmek için gereken minimum yaklaşık %12 Cr içeren demir bazlı alaşımlar olarak tanımlanabilir. Buradaki pasif filmin oluşabilmesini sağlamak için Cr miktarının metalik matris içinde çözülmesi gerekir (Dalmau vd., 2018). Fe-Cr elementleri malzemenin temelini oluştururken, Cr'nin yanı sıra az miktarda da olsa manganez, molibden, bakır, titanyum, silikon, niyobyum, alüminyum, kükürt ve selenyum elementleri de içermektedir. Martenzitik paslanmaz çelik sınıfın sertliği esas olarak karbon içeriği ile belirlenirken, sertleşebilirlik kabiliyetini diğer alaşım elementleri de etkilemektedir (Lo vd., 2009).

Martenzitik paslanmaz çelikler satın alındığı şeklinin üzerine ısıtma işlemi uygulamaları yapılarak kullanılmaktadır. Isıtma işlemi uygulamaları sonrasında su verilerek ve temperlenerek kullanım yerlerine uygun hale getirilmektedir. Martenzitik paslanmaz çeliklerin korozyon direnci iyi olmasına rağmen yüksek sıcaklıklarda uzun süreli ısıtma uygulamalarında korozyon direncini azalmaktadır.

Korozyon direnci ve yüksek sıcaklık özelliklerinin gerekli olduğu buhar valf gövdeleri, pompalar, şaftlar, türbin parçaları ve brülörlerde kullanılırlar. Son olarak, çalışma koşullarının çok agresif olmadığı petrol kuyusu kuyu dibi boruları için yumuşak çeliğin ve korozyon inhibitörlerinin yerini büyük ölçüde almaktadırlar (Farrar, 2004). Martenzitik paslanmaz çelikler, petrol rafinerileri ve santrallerde reaktör, damıtma tesislerinde iletim sistemlerinde sıklıkla kullanılmaktadır. Ayrıca, özellikle sürekli döküm tesislerinin, fırın parçalarında ve çıkış merdanelerinde bu alaşımlardan yaygın olarak yararlanılmaktadır.

Martenzitik paslanmaz çelikler, yüksek sertlik, aşınma direnci ve korozyon direncinin yüksek olması beklenen uygulama alanlarında kullanılır. Korozyon dayanımının sağlanabilmesi için Cr'nin östenit katı çözeltide bulunması gerekir. Krom karbür miktarı östenitleme sıcaklığı ve temperleme ile ilişkilidir (Worasaen vd., 2019).

Östenit sıcaklığı arttıkça malzemenin krom çözme kabiliyeti artar. Bu özellik korozyon ve sertlik değerlerine olumlu şekilde yansır. Ancak çok yüksek sıcaklıklara çıkıldığında kalıntı östenit miktarı da artmaktadır. Kalıntı östenitin artması ile malzemede sertlik ve korozyon direncinde azalma meydana gelir (Deng vd., 2021).

Yüksek sıcaklıklarda ve uzun süreli ısıtma işlemi prosesleri ayrıca östenit yapısında tane büyümesine yol açmaktadır. Buradan yola çıkarak pasif film tabakasında noktasal kusurlara sebep olarak buradaki yapıyı bozmaktadır (Bonagani vd., 2018a).

Östenitleme işlemleri su ve yağ ortamlarında gerçekleştirilmektedir. Soğuma hızları mekanik ve korozyon özellikleri doğrudan etkilemektedir. Garcia ve ark. martenzitik paslanmaz çeliklerde ısıtma işlemi parametrelerinden biri olan soğuma oranını çalışmış ve $M_{23}C_6$ yapının kontrolünü raporlamışlardır (De Andrés vd., 1998). Geleneksel olarak su verme işlemi için ilk akla gelen su verme işlemi olsa da yapılan çalışmalarda yağda su vermenin östenit yapının oluşumunu daha homojen olmasını sağladığı raporlanmıştır (Sims, 2013).

İndüksiyon ile ısıtma işlemi üç aşamadan meydana gelir; indüksiyonla ısıtma, östenitleme ve soğutmadan oluşur. İş parçasının kesiti ve kullanılan çeliğin sertleşebilirlik durumuna göre, uygun bir su verme ortamı oluşturularak iş parçasının kabuktan yüzeye yeterli bir soğutma hızı sağlanabilir ve tüm kesitte gerekli miktarda martenzit oluşturularak sertlik elde edilebilir (Zinn & Semiatin, 1988). İndüksiyon ile "yüzeyden çekirdeğe" hacimsel bir sertleştirme yapabilmek orta ve düşük frekanslı indüksiyon cihazları kullanılması ile mümkün olacaktır (Rudnev, V. I., Loveless, D., Cook, R., & Black, 2003).

Literatürde termal çevrim uygulamaları da gerçekleştirilmektedir. Termal çevrim uygulamaları mikroyapı ve mekanik özelliklerin iyileştirilmesinde kullanılan teknikler arasında yer almaktadır. Hidalgo ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, ısıtma işlemi çevrimsel ısıtma uygulamalarında östenit tane boyutunun düştüğü ve katı çözümlerdeki karbon miktarı arttıkça kalıntı östenit miktarının doğru oranla arttığı gözlemlenmiştir. Bunun yanında karbür yapının daha da rafine ve homojen hale geldiği incelenmiştir. Çevrimsel ısıtmanın tane boyutunun azaltılması ve malzemenin mekanik özelliklerine etkisinin olumlu yönde gerçekleştiği gözlemlenmiştir (Hidalgo & Santofimia, 2016).

Ranaware ve arkadaşları, en yüksek mekanik özellikleri elde etmek için çökeltme sertleştirme işlemi sırasında oldukça uzun bir süre gerektirdiği sonucundan yola çıkarak yapmış olduğu çalışmada, yeni bir ısıtma işlemi geliştirilmiştir. Isıtma işlemi çevrimi, çeliğin mekanik özelliklerini bozmadan çökeltme sertleştirme çevrim süresini önemli ölçüde azaltmak için tasarlanmıştır. Burada çevrimin amacı, yüksek

dislokasyon yoğunluğuna sahip homojen bir mikroyapı yapı hedeflenmektedir. Sonuçlar, yeni ısıtma işlem çevriminin, C-250 çeliğine yapılan geleneksel çöktürme sertleştirme ısıtma işlemine kıyasla istenen özellikleri elde etmek için gereken etkili süreyi yaklaşık %90 oranında azalttığını göstermiştir. Ayrıca daha önceki ısıtma işlem uygulamalarına göre östenit tane boyutu, martenzitik çığa boyutunu ve genişliğini, ısıtma işlem çevrimindeki değişiklik nedeniyle önemli ölçüde azaltılmıştır. Sonuçlar, çözelti tavlı mikroyapıya kıyasla ikinci termal çevrimden sonra martenzitik yapıdaki kalıntı östenit tane yapısının boyutu ve genişliğinde sırasıyla %69, %37 ve %82 azalma göstermiştir. Kristal boyutu %31 azalırken dislokasyon yoğunluğu %123 artmıştır (Ranaware, 2022).

Kalıntı östenit miktarını azaltmak ve homojen bir yapı sağlamak için temperleme ve kriyojenik işlemler uygulanabilmektedir. Literatürde martenzitik paslanmaz çeliklerin kriyojenik işlemler sonrası aşınma dirençlerinin arttığı gözlemlenmiştir (Thamizhmanii & Hasan, 2012a).

Günümüzde geleneksel yöntemlerin yerini indüksiyon ile ısıtma sistemleri almaktadır (Zinn & Semiatin, 1988). Bunun sebebi geleneksel ısıtma işlem parametrelerine olan üstünlüğünden kaynaklanmaktadır. İndüksiyon ile ısıtma işlemde iş parçasının hızlı bir şekilde ısıtılması, geleneksel fırınlarda meydana gelen taşınım ve radyasyon süreçlerinden çok daha yüksek ısıtma hızları sağlar. Hızlı ısıtma durumu sayesinde geleneksel ısıtma işlem fırın işlemlerine göre (örneğin çelikler için) cüruf kaynaklı malzeme kaybını önemli ölçüde azaltır. Geleneksel fırınlar, başlatma sırasında ısıtılması gereken büyük miktarda refrakter malzeme içerir ve bu da büyük termal atalet nedeniyle olur. İndüksiyon işleminin dâhili ısıtması bu sorunu ortadan kaldırır ve çok daha hızlı işe başlatma sağlar (Haimbaugh, 2020). Buna bağlı olarak yeniden başlatma çok hızlı olduğu için kullanılmadığında indüksiyon güç kaynağı kapatılabilir. Fırınlarda, işlemedeki gecikmeler sırasında sıcaklığı korumak ve uzun başlatma sürelerini önlemek için sürekli olarak enerji sabit tutulmalıdır. Isıtma süreleri kısa olduğundan, indüksiyonla ısıtma genellikle seri üretim koşullarında iyileştirme, verim artışı ve işçilik maliyetlerinin düşmesine olanak tanımaktadır (Cui vd., 2022).

İndüksiyon ile ısıtma işlem parametreleri, gelişen teknoloji ve imkânlar ile iş parçalarının ısıtma işlemi yansın temperlenmesi gibi ısıtma işlem koşullarını da sağlamaktadır. Yapılan çalışmalarda indüksiyon ile yüksek sıcaklıklarda yapılan ısıtma

işlemlerde numunelerde karbür yapıların daha küresel ve küçük olduğu gözlemlenmiştir. Cr ve Mo gibi yüksek karbür oluşturunucular küresel ve nano boyutlu şekilde gözlemlenmiştir (J. B. Lee vd., 2011). İndüksiyon ısıtım işlem parametrelerinde nüfuziyet derinliği önemli bir parametredir. Nüfuziyet derinliği malzemenin cinsine, kalınlığına ve amacına göre uygun frekansın belirlenmesini sağlayan önemli bir etkidir, akım yoğunluğu değerine bağlı olarak değişen manyetik alanın büyüklüğüdür (Mayis vd., 2022). Güç seçimi de frekans seçimi kadar önemlidir. Yüzey sertleştirme uygulamalarında, gerekli olan kısa ısı çevrimleri, malzemenin tamamının ısıtım işlem uygulanacağı işlemlere göre daha yüksek güç yoğunluğu (yüzey birimi başına enerji girişi) gerektirir. İndüksiyon bobinindeki güç yoğunluğu, ölçülen çıkış gücünün iş parçası yüzeyi miktarına bölümü olarak belirlenir (Haimbaugh, 2015).

Gerçekleştirilen çalışma iki aşamadan oluşmakta olup birinci aşamada indüksiyon ile ısıtım işlem prosesleri incelenerek optimum en iyi parametre belirlenmiştir. Belirlenen en iyi parametre ile çalışmanın ikinci aşamasını oluşturan termal çevrim prosesleri indüksiyon ile deneyimlenmiştir.

Çalışmada kullanılan 440B martenzitik paslanmaz çelik malzemelerin, indüksiyon ile ısıtım işlem uygulamaları hızlı ve güvenilir tamlıkta gerçekleştirilmesini sağlamaktadır. Geleneksel ısıtım işlem uygulamalarına göre indüksiyon ısıtım işlem süre açısından büyük avantajlar sağlamaktadır. Mikroyapı özelinde bakıldığında indüksiyon ile ısıtım işlem ve indüksiyon ile çevrimsel ısıtımın, istenen mikroyapıda homojenlik, kalıntı östenit miktarında azalma ve karbür yapıları olumlu etkisi gözlemlenmiştir. Belirtilen uygulama çıktılarının yapmış olduğu etkiden yola çıkarak korozyon, aşınma ve mekanik davranışlara olumlu yansımaları incelenmiştir.

Çalışma endüstride kullanılan 440B martenzitik paslanmaz çelik malzemenin beklenen mikroyapı ve beklenen özelliklerin sağlanması yanı sıra daha hızlı, verimli ve çevreci bir ısıtım işlem prosesi geliştirilerek endüstriye ve literatüre katkıda bulunulmuştur.

Tezin Amacı

Isıl işlem uygulamaları geleneksel olarak dönüşüm sertleştirilmesi hedefiyle açık atmosfer veya kontrollü atmosfer ortamlarına sahip kül fırınlarında gerçekleştirilmektedir. Bu ısıtma işlem uygulamalarında dekarburizasyon, tufal oluşumu, tane irileşmesi gibi problemler ile karşılaşmaktadır. Isıl işlem sürelerinin uzun olması yanı sıra, enerji ve üretim maliyetleri yüksektir. İndüksiyon ile ısıtma uygulamaları hızlı ısıtma ve kısa bekleme süreleri ile bu problemlere çözüm olabileceği ön görülmektedir. Bu çalışmanın amacı geleneksel ısıtma yöntemlerinde karşılaşılan problemlerin 440B martenzitik paslanmaz çeliği özelinde indüksiyon ısıtma ile çözüme yönelik araştırmaların yapılmasıdır.

440B martenzitik paslanmaz çelik gibi karbon oranı ve alaşım elementi miktarı yüksek çeliklerde östenitleme sıcaklığı ve süresi nihai malzeme özelliklerini etkileyen önemli parametredir. Bu özellikler ile 440B martenzitik paslanmaz çelikte en iyi korozyon ve aşınma dayanımı sağlayacak indüksiyon ısıtma işlem tasarımı yapılması hedeflenmiştir.

Çalışmanın birinci kısmında östenitleme sıcaklığı, östenitleme süresi, temperleme ve kriyojenik soğutma uygulamalarının etkileri incelenmiştir. Bu proseslerin sertlik, korozyon ve aşınma gibi özelliklere olan etkileri incelenerek avantajları ve dezavantajları raporlanmıştır. Öte yandan literatürde indüksiyon ile çeliklerin yüzey sertleştirilmesi konusunda çok fazla çalışma mevcutken, hacim sertleştirilmesi hakkında çok az çalışma mevcuttur.

İkinci kısımda ise çevrimsel ısıtma işlemlerinin östenit tane yapısında küçültmeye ve martenzit yapının daha homojen hale getirilmesine (rafine martenzit oluşturma) katkıları incelenmiştir.

Çalışmada endüstriyel alanda kullanılan 440B martenzitik paslanmaz çeliklerin indüksiyon ile ısıtma işleminin gerçekleştirilmesinde sertlik korozyon ve aşınma özelliklerinin uygunluğu yanı sıra enerji sarfıyatı düşük, daha ekonomik daha çevreci ve daha hızlı bir şekilde üretilmesi amaçlanmıştır. Aynı zamanda yukarıda belirtilen parametrelerin (sertlik, aşınma ve korozyon özellikleri) homojen bir mikroyapıya sahip, yüksek güvenilirlikte gerçekleştirilmesi amaçlanmıştır.

BİRİNCİ BÖLÜM

1. Paslanmaz Çelikler

Paslanmaz çelikler, en az %10,5 krom içermesi, diğer elementlerle birlikte veya başka elementler olmadan oluşturulan demir ve krom alaşımlar bütünüdür. Paslanmaz çelikler için bu oran, pasif bir krom oksit filmi oluşturmak için gereken minimum krom miktarıdır. Korozyona dayanıklı çeliklerin korozyon direncinin temelini bu film oluşturmaktadır (Kutz, 2006) (Şekil 1).



Şekil 1. Mur Nehri'nin üzerinde bulunan paslanmaz çelik yapay ada (Bhadeshia & Honeycombe, 2017)

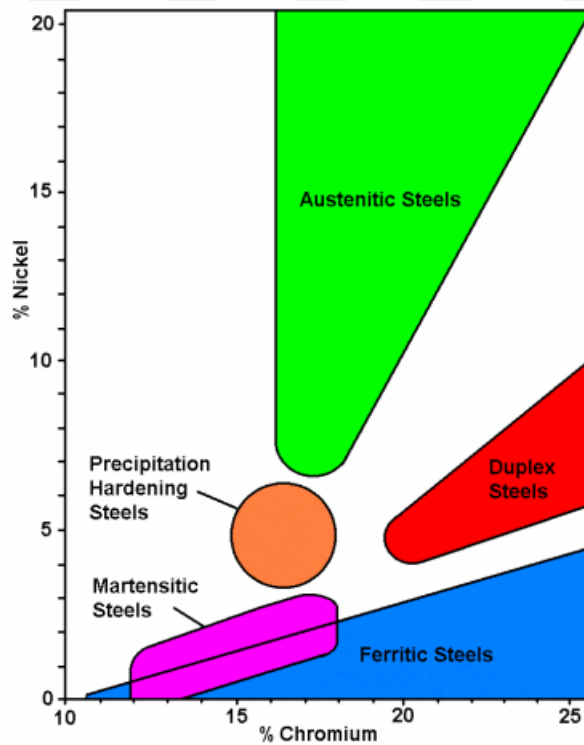
Bugün bilinen anlamda paslanmaz çelik ailesini oluşturan alaşım grubunun keşfi 1900-1915 yıllarında başlanmıştır. Bu dönem içerisinde Fransa ve Almanya'da metalurjistler tarafından ferritik, martenzitik ve östenitik paslanmaz çeliklerin keşfi üzerine araştırma çalışmaları yayınlanmıştır. Ticarileştirme süreçleri 1910-1915 yılları arasında Amerikalı Dansitzen ve Becket'in ferritik çelikler üzerinde çalışması ile, Maurer ve Strauss'un ise Almanya'da östenitik kaliteler geliştirmesiyle başlamıştır. Martenzitik çeliklerin buluşu ile ilgili gelişmeler 1913'te İngiltere'nin Sheffield kentinde başlamıştır. Harry Brearley, silah namlusu çeliği üretmek adına mümkün

olduğu kadar çok sayıda alaşımı deneyimlemiştir. Bu denemelerde ısıt işlemler uygulamalarından birinden kesilen numunelerin paslanmadığını ve aslında aşındırılmasının zor olduğunu fark etmiştir. Yaklaşık %13 oranında krom içeren bu ilginç malzemeyi araştırdığında, Sheffield'ın ünlü olduğu paslanmaz çatal bıçak takımı çeliklerinin geliştirilmesine yol açmıştır (Atlas Steels, 1977).

1.1 Paslanmaz Çelikler Çeşitleri

Paslanmaz çelik ailesi, iç yapılarında mevcut bulunan fazlar göz önüne alınarak 5 ana sınıfta sınıflandırılmaktadır. Paslanmaz çelik çeşitleri Şekil 2'de gösterilmektedir.

1. Östenitik Paslanmaz Çelikler
2. Martenzitik Paslanmaz Çelikler
3. Ferritik Paslanmaz Çelikler
4. Dupleks Paslanmaz Çelikler
5. Çökelti Sertleşmeli Paslanmaz Çelikler



Şekil 2. Paslanmaz çelikler (Atlas Steels, 2013)

1.1.1 Östenitik Paslanmaz Çelikler

Östenitik paslanmaz çelikler ağırlıkça %18-25 Cr ve ağırlıkça %8-20 Ni ile düşük C içeren paslanmaz çelik türüdür. Bu çelikler aynı zamanda Mo, Nb veya Ti gibi alaşım elementleri ilavelerine sahiptir ve tüm sıcaklıklarda ağırlıklı olarak östenitiktir. Ancak kimyasal bileşimlerine ve termomekanik geçmişine göre bir miktar delta-ferrit içerebilmektedirler.

Östenitik paslanmaz çelik alaşımlarına bakıldığında halihazırda kullanımdaki en büyük paslanmaz çelik grubu olduğu görülmektedir. Paslanmaz çelikler içerisindeki payı toplamın yaklaşık %65 ila 70'ini oluşturmaktadır (George & Shaikh, 2002).

Korozyon dirençlerinin iyi olması yanı sıra yüksek sıcaklıklardaki mukavemetleri de oldukça tatmin edicidir. Kriyojenik işlem sıcaklıklarında sağlıklı çalışabilme ve kaynaklanabilirlik özellikleri de oldukça iyidir. Bu özelliklerine ek olarak işlenebilirlik gibi bir sürü kolaylığı içeren geniş bir yardımcı özellikler envanteri nedeniyle de seçim önceliği kazanmaktadır.

Gıda, ilaç, kimya, kâğıt hamuru ve kâğıt ve petrokimya endüstrileri büyük ölçüde östenitik paslanmaz çelikler kullanılmaktadır. Östenitik paslanmaz çeliklerin bu alanlarda sıkça seçilmesinin nedeni; korozyon direnci yüksek olması sebebiyle düşük bakım maliyeti, çalıştığı alanla etkileşiminin çok az olması (gıda vb. alanlar için), yüksek hijyenik ortam ve uzun ömür sağlaması gösterilebilir (Michler, 2016).

Bu kategorideki kaliteler esas olarak 304, 304L, 316, 316L olarak piyasada bilinen çeşitleridir (Şekil 3).

ÖSTENİTİK PASLANMAZ ÇELİKLER



Şekil 3. Östenitik paslanmaz çelik çeşitleri

1.1.2 Martenzitik Paslanmaz Çelikler

Martenzitik paslanmaz çelikler temel olarak ısıtıl işlem uygulanarak martenzitik matrisli faza sahip olan temelde element olarak demir, krom ve karbondan oluşan üçlü alaşımlardır.

Çelikteki krom ağırlıkça %10,5-18 aralığındadır ve ferritik paslanmaz çeliklere nazaran daha yüksek bir karbon düzeyine sahiptir; ancak krom ve karbon içerikleri, tam bir ısıtıl işlem döngüsünden sonra martenzitik bir yapı sağlayacak şekilde dengelenir.

Temel bileşimde nikel bulunmamaktadır. Ferromanyetikler, ısıtıl işlemlerle sertleştirilebilirler ve diğer paslanmaz çelik sınıflarına göre genellikle orta seviye korozyona dayanıklıdır (Ahn vd., 2005).

Aşınma direnci, içeriğindeki fazla miktarda karbür ile doğru orantılı olarak yüksektir. Bununla birlikte kriyojenik işlem ve temperleme uygulamaları da aşınma direncine olumlu yönde etki etmektedir. Yüksek mukavemet ve korozyon direncinin bir kombinasyonunu gerektiren düşük sıcaklık ortam koşulları için popüler bir seçim olarak göze çarpmaktadırlar (Garrison & Amuda, 2017; McGuire, 2008). Endüstride bilinen ve sıkça kullanılan martenzitik paslanmaz çelikler aşağıdaki şematik gösterim ile gösterilmiştir (Şekil 4).

MARTENZİTİK PASLANMAZ ÇELİKLER



Şekil 4. Martenzitik paslanmaz çelik çeşitleri

Martenzitik paslanmaz çelikler, sıcak işleme kalıpları ve aletleri, pervaneler, pompa çarkları, bilyeli rulmanlar ve yataklar, burçlar, valfler ve yardımcı parçaları, endüstriyel bıçaklar gibi çeşitli endüstriyel uygulamalarda sıklıkla kullanılırlar (Dalmau vd., 2018). Martenzitik paslanmaz çelik parçalar Şekil 5 'te gösterilmiştir.



Şekil 5. Martenzitik paslanmaz çelik parçalar

1.1.3 Ferritik Paslanmaz Çelikler

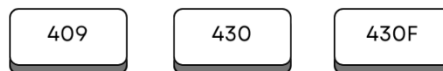
Ferritik paslanmaz çelikler düşük maliyetli, bulunabilirlik açısından kolaylık sağlayan, korozyona dayanıklı paslanmaz çelik malzemelerdir. Otomotiv ve ev aletleri sektörlerinde yaygın olarak kullanılmalarına rağmen, performans verilerinin ve tasarım verilerinin yetersizliği nedeniyle uygulamalarda kullanımı azdır (Cashell & Baddoo, 2014).

Ferritik paslanmaz çelikler genellikle östenitik paslanmaz çeliklerle kıyaslanır ancak daha düşük maliyetleri ve östenitik paslanmaz çeliğe kıyasla gerilme korozyonuna karşı daha iyi direnç göstermeleri nedeniyle son zamanlarda daha fazla dikkat çekmektedir.

Ferritik paslanmaz çelik, mükemmel mukavemetinin yanı sıra mükemmel klorür gerilme korozyonu ve pitting korozyonu performansı nedeniyle gemilerde, araçlarda, ev aletlerinde, mutfak ekipmanlarında ve bina dekorasyonunda yaygın olarak kullanılmaktadır (Khan vd., 2016).

Bu gruptaki kaliteler şunları içerir (Şekil 6):

FERRİTİK PASLANMAZ ÇELİKLER



Şekil 6. Ferritik paslanmaz çelik çeşitleri

1.1.4 Dupleks Paslanmaz Çelikler

Dupleks paslanmaz çelikler, ferrit ve östenitten oluşan bir mikroyapıya sahip paslanmaz çelik grubunun ortak adıdır.

Dupleks paslanmaz çeliklerin özelliklerinin optimizasyonu, uygun bir ferrit ve östenit dengesi ile sağlanabilir. İki faz arasındaki bu dengeli oran (%50 ferrit ve %50 östenit), ferritin yüksek mukavemetini östenitin sünekliği ve tokluğu ile birleştirirler. Bu yapı kimyasal bileşim dikkate alınarak ve ısıtılma işlemi prosesinin uygun bir kombinasyonu seçilerek elde edilir.

Nükleer ve petrokimya tesisleri, petrol ve gaz açık deniz uygulamaları, kimya tesisleri, kâğıt ve kâğıt hamuru endüstrisi ve yiyecek ve içecek endüstrisi gibi korozyon ortamlarında yaygın olarak kullanılırlar (Francis & Byrne, 2021; Pezzato & Calliari, 2022). Yaygın olarak kullanılan dupleks çelikler Şekil 7’de gösterilmiştir.

DUBLEKS PASLANMAZ ÇELİKLER

1.4410	1.4507	1.4462	1.4362
--------	--------	--------	--------

Şekil 7. Dupleks paslanmaz çelik çeşitleri

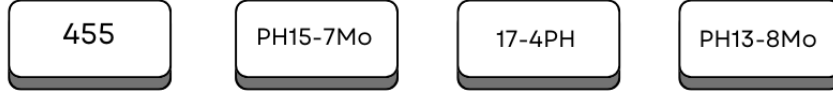
1.1.5 Çökelmeyle Sertleştirilebilen Paslanmaz Çelikler

Çökelmeyle sertleştirilebilen paslanmaz çelikler, günümüzde çok popüler çalışma alanı olan havacılık ve uzay sanayinde kullanılmak üzere ticari amaçla üretilmiştir.

Mükemmel korozyon kabiliyetleri, benzersiz mukavemet özellikleri, büyük imalat potansiyeli sunarlar ve ısıtılma işlemi uygulamaları oldukça basit prosesler olarak göze çarpmaktadır.

Çökelme sertleşmesi, çelik alaşımının çözeltiye alma tavlama akabinde hızlıca soğutulmuş olarak gerçekleştirilen bir yaşlandırma uygulamasıdır. Alaşım elementlerinin çözeltiye alma esnasında çözünmesi, yapı içerisine çökerek malzemenin mekanik özelliklerine olumlu etki etmesi prosesidir. Çökelmeyle sertleştirilebilen paslanmaz çelikler, normalizasyon yapılmış şekilde imalat yapıp, 480-600°C’ de ısıtılma işlemi uygulanarak mekanik özelliklerinin geliştirilebilir. Bu da işleme açısından büyük kolaylık sağlamaktadır (Atlas Steels Grade Data Sheets,2021). Çökelme sertleştirme grubu şunları içerir (Şekil 8).

ÇÖKELMEYLE SERTLEŞTİRİLEBİLEN PASLANMAZ ÇELİKLER



Şekil 8. Çökeltmeyle sertleştirilebilen paslanmaz çelikler

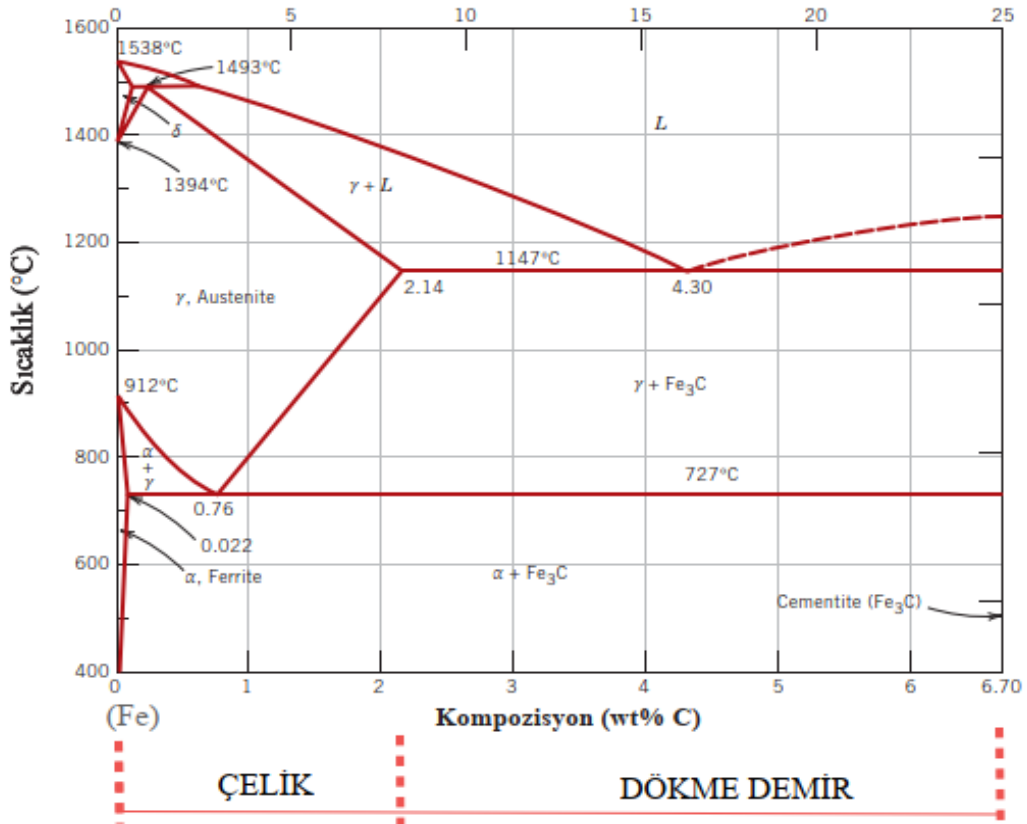
İKİNCİ BÖLÜM

2 Paslanmaz Çeliklerde Bulunan Fazlar

2.1 Ferrit

Ferrit fazı, çelikler özelinde incelendiğinde malzeme bilimi ve metalurji alanında oldukça önemli bir yere sahiptir. Özellikle çeliklerde kimyasal kompozisyonunda yüzde anlamında en büyük paya sahip faz olarak göze çarpmaktadır. Ferrit fazı, demirin alfa (α) formu olarak bulunup, çeliklerde bu fazın özelliklerini ve davranışları mekanik özelliklerin belirlenmesinde önemli bir role üstlenmektedir. Bu anlamda mikroyapı özelinde referans olarak demir karbon denge diyagramı kullanılmaktadır.

Demir-karbon faz diyagramı incelendiğinde (Şekil 9), saf demir ısıtılarak ergitilmeden önce kristal yapısında iki değişik faz formunda karşımıza çıkmaktadır. Oda sıcaklığında incelendiğinde; ferrit veya α -demir olarak adlandırılan kararlı formu hacim merkezli kübik kristal yapısına sahiptir (Bergmann vd., 2017).



Şekil 9. Demir-karbon denge diyagramı (William D. Callister, 2018)

Öte yandan sıcaklık 912°C (1674°F) ve üzerine çıktığında yüzey merkezli kübik forma dönüşerek östenite veya γ -demire polimorfik bir dönüşüm yaşar.

Östenit yapıdaki malzeme 1394°C'ye (2541°F) kadar östenit formda devam eder ve 1394°C sıcaklığı aştığında yüzey merkezli kübik form östenit olarak yerini δ -ferrit olarak bilinen hacim merkezli kübik kristal yapısına geri döner ve sonunda 1538°C'de (2800°F) ergimeye başlar. Yukarıda bahsi geçen tüm değişimler denge diyagramı grafiğinin sol dikey eksenini boyunca görülebilmektedir (William D. Callister, 2018).

2.2 Östenit

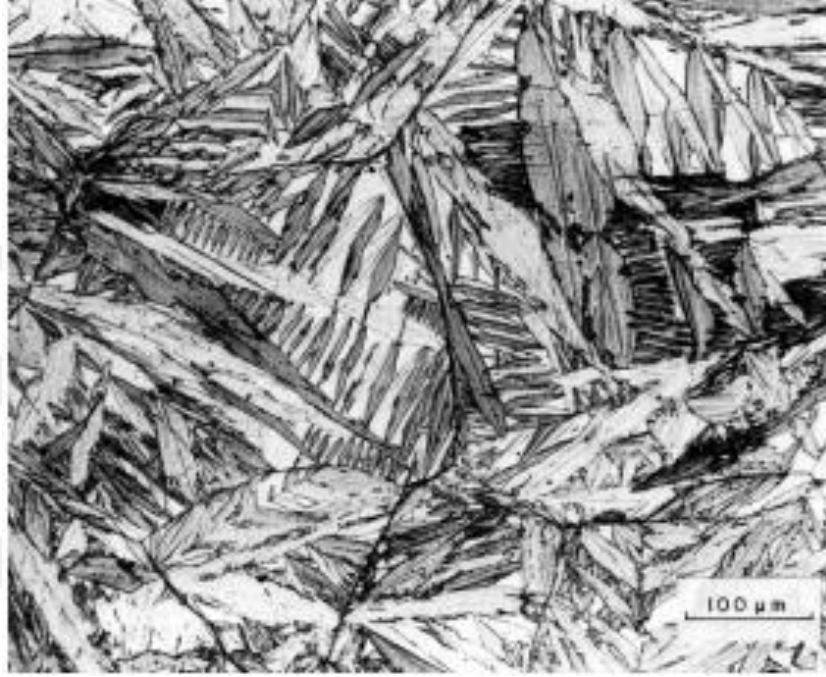
Östenit fazı, demir karbon alaşımlarında 912°C ve üzerinde ısıtıldığında stabil hale gelen faz yapısıdır. Demir karbon denge diyagramlarında da gösterildiği üzere östenit ısıtılmadan önce bulunduğu hacim merkezli kübik yapıdan yüzey merkezli kübik yapıya geçiş yapmaktadır. Çeliğin değiştirmiş olduğu kafes yapısı ile daha sıkı paketlenmesini sağlayan bu yapı içerisinde karbon atomları daha iyi çözünmektedir. Böylece ısıtılma işlemi uygulanan malzeme daha yüksek mukavemet ve süneklik özelliklerine sahip olmaktadır. İç yapıda meydana gelen bu değişimler çeliğe farklı özellikler kazandırmış olmaktadır (Porter David A., 2009).

Östenit fazının stabilitesi kinetik ve termodinamik yaklaşımlar ile belirlenmektedir. Isıtma ve soğutma koşulları göz önüne alındığında malzemeye kazandırılması hedeflenen özellikler değişkenlik göstermektedir. Örneğin hızlı soğutma koşullarında martenzit yapı ile sertlik ve mukavemet artırılırken, kontrollü bir yavaş soğutma ile malzeme ferrit fazına dönüşerek sünekliliği ve sertliği artmaktadır (International, 1992; Xu vd., 2020).

2.3 Martenzit

Martenzit, çeliklerin ısıtılma işlem uygulamalarında, östenit fazına sahip malzemenin hızlı bir şekilde soğutulması ile oluşturulan ısıtılma ve soğutma çevrimi sonucu oluşan bir faz yapısıdır. Bu süreçte, östenit (YMK) fazlı mikroyapı, katı halden tetragonal yapıya hızlı bir şekilde geçiş yaparak martenzit fazına (HMT) dönüşmektedir (Ashby Michael F., 2006). Bu dönüşüm, genel olarak karbon miktarı göz önünde bulundurulduğunda ortalama 950°C-1000°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda meydana gelmektedir. Burada etkili östenitleme sıcaklığı demir karbon denge

diyagramından yola çıkılarak karbon oranı ile belirlenir. Akabinde oluşacak martenzitik yapısı soğutma hızına bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Soğutma hızının yavaş olarak uygulanması ile sertliği düşük sünekliği fazla olan plaka martenzit oluşurken, hızlı soğutma gerçekleştirilen malzemelerde daha yüksek sertlikte daha az sünek martenzit yapısı olan iğnemsiz martenzit meydana gelmektedir (Krauss vd., 1971)(Şekil 10).

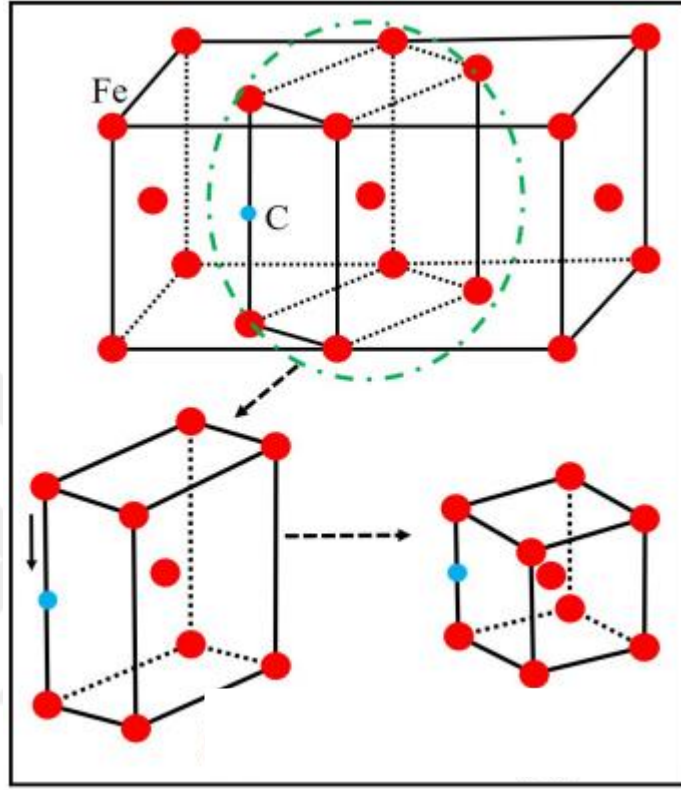


Şekil 10. Martenzit mikroyapısı (Guimarães & Rios, 2015)

Martenzit yapının oluşumunda, hızlı bir şekilde soğutulan malzeme içerisinde bulunan karbon atomları yayınmaya fırsat bulamadan dönüşüm tamamlanır. Bu etki karbon atomlarının ara yer olarak yerleşmesine yol açar. YMK yapıdan HMT yapıya dönüşerek martenzit fazına geçiş, atomların birlikte hareketi ile gerçekleşmektedir. Bu bilgide bahsi geçen dönüşüm hareketi birkaç angström ile ifade edilebilmektedir.

Burada gerçekleşen dönüşümü ifade edebilecek bir model olarak “*Bain Strain*” olarak bilinen “*Bain Gerilimi*” ile ifade etmek mümkün olacaktır. Öncelikle martenzitin oluşması için gerek-şart noktası olarak östenit fazından incelemeye başlamak gerekmektedir. Yan yana dizilmiş iki YMK kafes yapısı atom dizilişi bakımından incelendiğinde, içerisinde HMT yapıya kolayca dönüşmesini sağlayacak atom dizilimi içerdiği görülmektedir (Şekil 11). YMK yapı içerisinde dikey eksen

konumundan ~%20 daralacak, yanal yüzeylerden de yaklaşık ~%12 kadar genişletecek konumları sağladığında östenit yapının martenzit yapıya dönüştüğü gözlemlenebilmektedir.



Şekil 11. Bain (Strain) Gerilimi (Subedi vd., 2022)

Süreç teoride malzeme içerisinde tüm östenit fazının martenzite dönüşmesi ile tamamlanması olarak ifade edilse de burada martenzite dönüşümü engelleyen kilit bir oluşum daha meydana gelebilmektedir. Faz dönüşümünde beklenen gelişmeler oluşurken dönüşüm hızı nedeniyle dönüşemeyen östenit yapı kalıntı östenit yapı olarak matriste bulunabilmektedir. Matris faz ile yeni fazın ortak noktalarına “*habit plane*” ya da Türkçesi ile “*yerleşik düzlem*” denilmektedir. Teorik anlamda boyca daralma ve yanal yüzeylerce genişleme ile yerleşik düzlemde gerçekleşeceği düşünülse de gerçekte dönüşüm boyunca sabit kalması mümkün değildir. Bu yüzden yapıyı x ekseninde ifade edersek x ekseninde sabit kalabilmesi için bu ekseninde bir miktar daralarak ikizlenmektedir. Aynı zamanda martenzit fazının kesme şekil değişimini

destekler formu ile ifade edilen sabit form korunabilmektedir. (Bowles & Wayman, 1972; Chemisky vd., 2011; Kashchenko & Chashchina, 2017).

Martenzit yapının oluşturulması mekanik özelliklerin iyileştirilmesi amacıyla gerçekleştirilmektedir. Burada malzemenin sertliği ve mukavemeti üst düzeye çıkarılarak kullanım amacına uygun koşullara getirilmek hedeflenmektedir. Ancak burada kısıt bu mekanik özelliklerin iyileştirilmesi karşılığında tokluğun düşmesi olarak ortaya çıkmaktadır. Burada tokluğun iyileştirilmesi adına ısıtma işlemi sonrası işlemler gerçekleştirilerek malzeme istenen özellikler açısından iyileştirilmektedir (Krauss, 1999).

Endüstriyel uygulama alanları açısından çeliklere bakıldığında martenzit oluşumuna uygun karbon yapısına sahip tüm çeliklerde su verme ile martenzit oluşturma kullanılmaktadır. Buradaki amaç sertlik, mukavemet, aşınma direnci gibi unsurları maksimum seviyeye çıkararak kullanım alanına uygun hale getirmektir. Martenzit fazı mikroyapı olarak elde edilmiş ve sonrası işlemler ile tokluğu arttırılmış numuneler otomotiv, havacılık, kesici takımlar, talaşlı imalat vb. endüstriyel uygulama alanlarında kendisine yer bulmaktadır (Cortéz vd., 2009; Singh vd., 2008).

2.4 Karbürler, nitrürler, inklüzyonlar

Çelikler açısından karbon ve azot önemli elementlerin başında gelmektedir. Ancak burada paslanmaz çelikler göz önünde bulundurulduğunda paslanmaz çeliklere paslanmazlık özelliğini veren temel alaşım krom elementidir.

Özellikle yüksek sıcaklıklardaki ısıtma işlemleri incelendiğinde karbon, martenzit oluşumu ve östenitin güçlenmesi sırasındaki aktivasyonu dışında paslanmazlık özelliği olarak korozyon dayancı açısından zararlı bir safsızlıktır. Bu bağlamda en az seviyelerde bulunması istenmektedir. Öte yandan karbonun korozyon direnci üzerindeki etkisi ihmal edilebilir düzeydedir çünkü çok azı çözelti içerisinde varlığını sürdürebilir.

Azot elementi ele alındığında krom atomu ile bileşik oluşturma eğilimi zayıftır. Ancak östenit fazında bu durum olumlu özellik olarak görülmektedir ve östenit için azot faydalı görülmektedir. Azot tam tersi olarak ferrit fazında sıfır çözünürlüğe sahip olduğu için bu fazda etkisiz olduğu gözlemlenmektedir (McGuire, 2008).

2.4.1 Karbürler

Paslanmaz çeliklerde karbürler incelendiğinde ana karbür yapı olarak $M_{23}C_6$ görülmektedir. $M_{23}C_6$ yapısı demir ve krom elementinden oluşan ve kristal yapısı ortorombik bir yapıya sahip karbür yapısıdır. Ana faz olarak östenitin oluştuğu ya da ferritin karbonla doygun hale geldiği sıcaklıkta oluşmaktadır.

Krom karbür olarak adlandırılan $M_{23}C_6$ yapısında yarı yarıya demir krom ile yer değiştirebilir. Karbürdeki krom demir oranı kromun difüzyonuna bağlı olarak zaman ve sıcaklık parametresi ile en fazla %20-25 kadar oluşabilir. Ayrıca karbür yapıda tungsten, molibden gibi elementlerde çözünebilmektedir. Farklı karbür yapıları ve özellikleri Şekil 12'de gösterilmiştir.

Çökelti Adı	Kristal kafes yapısı	Parametre (Å)	Kompozisyon
NbC	YMK	a=4,47	NbC
NbN	YMK	a=4,40	NbN
TiC	YMK	a=4,33	TiC
TiN	YMK	a=4,24	TiN
Z-fazı	Tetragonal	a=3,037	CrNbN
$M_{23}C_6$	YMK	a=10,57-10,68	$Cr_{16}Fe_3Mo_2C$
$M_{23}(C, B)_6$	YMK	a=10,57-10,68	$Cr_{23}(C, B)_6$
M_6C	Elmas kübik	a=10,62-11,28	Fe_3Nb_3C
M_2N	Heksagonal	a=2,8	Cr_2N
MN	Kübik	a=4,13-4,18	CrN
Gamma	YMK	a=3,59	$Ni_3(Al, Ti)$
Sigma	Tetragonal	a=8,80	Fe, Ni, Cr, Mo
Laves fazı	Heksagonal	a=4,73	Fe_2Mo
Chi fazı	HMK	a=8,807	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$
G-fazı	YMK	a=11,2	$Ni_{16}Nb_6Si_7$

Şekil 12. Farklı karbür yapıları ve özellikleri (McGuire, 2008)

Ferrit fazından karbür yapının çökmesi tane sınırlarında meydana gelir. Bu olgu oldukça hızlı ve su verme ile önlenemez durumdadır.

Öte yandan östenit faz yapısından karbür çökmesi, %0,10'un altındaki karbon oranı için yaklaşık 900°C'nin (1650°F) altında ve %0,03'ün altındaki karbon oranları için 650°C'de (1200°F) gerçekleşir (An vd., 2020).

Burada pratik amaçlar için, çökelme, karbonun yavaşlayan difüzyonu nedeniyle 500°C'nin (930°F) altında baskılanmaktadır.

Karbür çökmesi ilk olarak tane sınırlarında oluşur. Karbonla birleşen krom, hemen yakındaki matristen gelir ve bu nedenle o bölgenin krom içeriğini azaltır ve "taneler arası korozyona duyarlılık" orijinal ifadesinden gelen duyarlılık olgusuna yol açar. Nikel, molibden ve soğuk işleme çökelmeyi hızlandırırken azot çökelmeyi geciktirir. Karbürlerin sertliği yaklaşık 72 HRC'dir (Oanh & Viet, 2020).

Martenzitik paslanmaz çeliklerde yüksek karbon içeren alaşımlar olması sebebiyle zengin karbon içeren karbür bileşikleri oluşturabilmektedirler. Bu karbür bileşikleri sıcaklık parametresine bağlı olarak farklılık gösterir (Godec & Balantič, 2016).

Yüksek karbon içeren paslanmaz çeliklerde M_7C_3 ve M_3C sıklıkla karşılan karbür yapılarıdır. Bu karbürlerin oluşumun M_7C_3 yüksek sıcaklıkta ısıtılma işlem uygulamalarında oluşabilmekte iken M_3C düşük sıcaklıkta temperleme ile meydana gelmektedir (Inoue & Masumoto, 1980).

Öte yandan karbürleri dengeleyici olarak titanyum ve niyobyum gibi elementlerin eklenerek oluşturulan alaşımlı çeliklerde mümkündür. Bu yapılarda MC metal karbürleri meydana gelir. Bu karbürler krom karbüre nazaran daha çok oluşarak duyarlı yapıların önüne geçilmektedir.

2.4.2 Nitrürler

Nitrürler belirli şartlar altında (yüksek sıcaklık vb.) azot içeren yapılarda azot içeriği artıkça karbür oluşumunu engelleyerek $M_{23}C_6$ yerini CrN alabilmektedir (Thorvaldsson & Dun Lop, 1983). Daha yüksek seviyede azot içeren yapılar incelendiğinde burada Cr_2N gözlemlenmektedir (Ha & Kwon, 2007). Bu alaşım tavlama sıcaklığında ısıtılan yüksek çözünürlüklü bir çözelti olarak dubleks çeliklerde meydana gelir. Soğutma işlemi gerçekleşen bu malzemelerde Cr_2N iğnelerinin çökerek meydana gelmesi sağlanır.

2.4.3 İnküzyonlar

İnküzyonlar genel itibariyle 3 tip olarak incelenmektedir. Bunlar; tip1 olarak eriyikte oluşanlar, tip2 olarak katılaşma sonucu oluşan yapılar ve tip3 olarak ise katıda oluşan oksit ve sülfürler literatürde yer almaktadır.

Tip1 inküzyonlar, dahil edilebilir olan büyük ve küresel yapılardır. İşleme özelliklerini iyileştirmek için ilave edilenler dışında mikroyapıda istenilmemektedir (PARK Joo Hyun, 2010). Çeliklerin hacminden istenmeyen durumlarda çıkarılmaktadır.

Tip2 inküzyonlar, katılaşma sonucunda malzemede oksijen ve sülfürün bırakmış olduğu boşluklardan oluşmaktadır.

Tip3 inküzyonlar, ısıt işlemler sonucu manganez ve silisyum olarak paslanmaz çeliklerde 100 ppm ölçekteki oksijen ve kükürt halihazırda katı olan inküzyonlara mikron seviyesinde çökelmektedir.

İnküzyonlar, esas olarak silisyum ve manganezin oksitleri ve sülfürleridir. Alüminyum veya titanyum gibi elementler mevcutsa, bu elementlerin oksitleri ve sülfürleri de mevcut olabilir. Sülfürler ve oksisülfürler, katı hal yağlayıcıları ve talaş kırıcı olarak işleme için faydalı olabilir.

Ancak buna karşılık inküzyonların varlığı korozyon çukurları için başlangıç bölgeleri olduğu gösterildiğinden belirtilen amaçlar dışında varlığı zararlıdır (Park & Kang, 2017). Hem pasif tabakayı bozan sülfür iyonları hem de yerel krom tükenmesine neden olan krom içeriği ile bağlantılıdır.

ÜÇÜNCÜ BÖLÜM

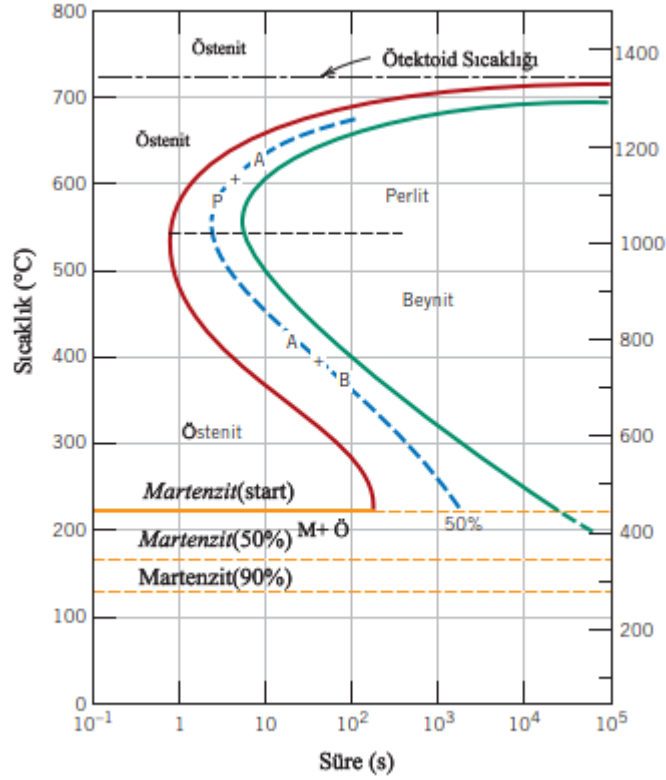
3 Çeliklere Uygulanan Dönüşüm Sertleştirilmesi

3.1 Zaman-Sıcaklık-Dönüşüm Diyagramları (TTT diyagramı)

Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramları çeliklerin faz dönüşümlerini analiz etmek ve uygun prosesleri gerçekleştirmek için kullanılan temel diyagramların başında gelmektedir. Diyagramlar denge dışı koşulların analiz edildiği durumların incelenmesinde aktif rol almaktadır. Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramları sıcaklık ve süre kombinasyonlarının bir araya gelerek meydana getirdiği faz dönüşümlerini ifade etmektedir.

Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramları ile demir-karbon denge diyagramı dışında hızlı soğutulan çeliklerin incelenmesinde kullanılmaktadır. Oluşturulan fazlar martenzit, ferrit, perlit veya beynit gibi fazların oluşumu detaylı bir şekilde incelenebilmektedir. Diyagramlardan edinilen bilgiler ışığında gerçekleştirilen ısıtma işlemler malzemenin mekanik özelliklerinin kullanılacağı alana uygun şekilde oluşturulmasını sağlamaktadır (William D. Callister, 2018).

Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramları temelde izotermal koşullarda meydana gelen faz dönüşümlerini baz alır. İzotermal dönüşüm belirli bir sıcaklıkta oluşturulan faz değişimlerini oluşturmaktadır. Genellikle sıcaklık ve zamanın logaritmik ilişkisini grafiksel anlamda ifade etmektedir. Grafiklerde “S” şeklinde eğriler oluşturulur ve bu eğri çekirdeklenme ve büyüme süreçlerinin kinetiğini temsil etmektedir. Şekil 13’te ötektoid bir çeliğin demir-karbon alaşımının tam izotermal dönüşüm diyagramı, ostenit, beynit, martenzit ve perlit oluşum noktaları grafik üzerinde gösterilmiştir.



Şekil 13. Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramları (Atlas Steels,1977)

Ferrit, perlit, beynit ve martenzit oluşumu süreçleri birbirinden ayrı sıcaklık ve süreçleri ifade etmektedir. Perlit oluşum yüksek sıcaklıklarda kısa sürede gerçekleşirken, beynit oluşumu daha düşük sıcaklıklarda uzun zaman diliminde gerçekleşmektedir. Östenitin martenzite dönüşmesi ise soğutma hızı sıcaklık parametresine göre daha önemli bir faktördür. Burada çeliğin içerdiği karbon oranı ve içerdiği alaşım miktarı gerçekleşecek dönüşümlerin hızını ve sıcaklık aralığını doğrudan değiştirmektedir oldukça önemlidir. Bu anlamda karbon oranı artışı ile dönüşüm kinetiği yavaşlarken martenzit oluşumu kolaylaşmış olur.

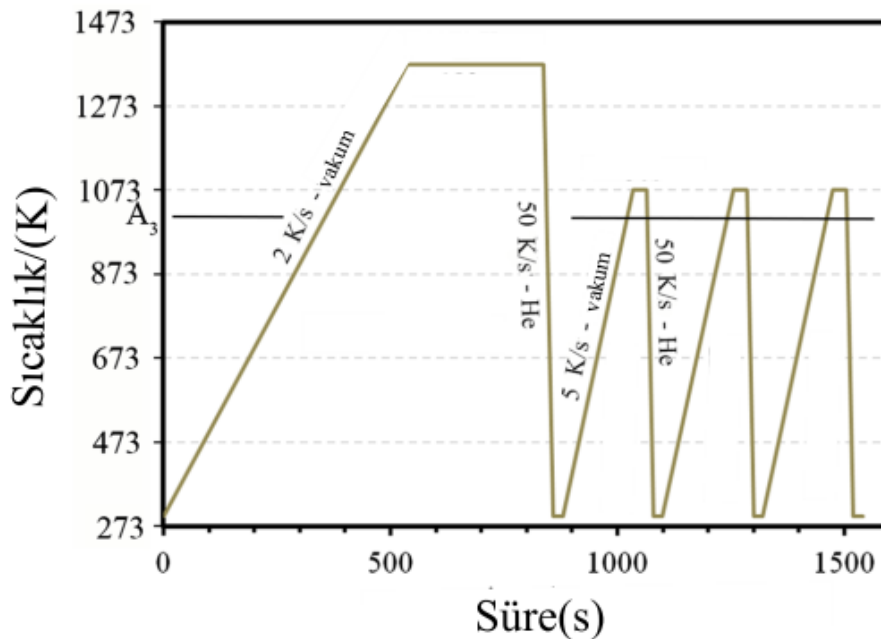
Diyagramlar oluşturulurken özel ve hassas cihazlar (dilatometre gibi) kullanılmaktadır. Kullanılan cihazlarla yapılan işlem, belirli sıcaklıklarda tutulması ve uygulanan işlem boyunca malzemenin mikroyapısında değişikliklerin ölçülmesidir. Buradan elde edilen veriler sayesinde malzemenin dönüşüm sıcaklıkları hassas bir şekilde belirlenerek diyagramlara aktarılmaktadır. Malzemelerin Zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramları, malzemelerin davranışlarını anlamak özellikle otomotiv,

havacılık ve enerji sektörlerinde güvenilirlik ve uzun ömür açısından oldukça önem taşımaktadır.

3.2 Termal çevrim uygulamaları

Çeliklerde ısıtma işlem uygulamaları ile ana hedef, matrisin tamamının martenzit fazına dönüştürülmesidir. Bu hedefe bağlı olarak homojen iç yapı elde etmek üzere termal çevrim uygulamaları üzerinde araştırmalar gerçekleştirilmiştir. Termal çevrim, yani tekrarlanan su verme ve ardından ısıtmanın, çeliklerin birincil östenit tane boyutunun küçültülmesinde ve karbür yapının desteklenerek güçlendirilmesinde etkili bir yol olduğu kanıtlanmıştır (Guimarães & Rios, 2015).

Termal çevrim uygulamalarının östenit tane boyutunu hızla düşürdüğü ve karbür yapı rafine ve homojen hale gelerek malzemenin mekanik özelliklerine olumlu etki ettiği gözlemlenmiştir (Hidalgo & Santofimia, 2016). Geleneksel olarak tek çevrimde uygulanan ısıtma işlem uygulamaları ile termal çevrim uygulamaları karşılaştırıldığında martenzitik yapıdaki plaka boyutu ve genişliği, ısıtma işlem çevrimindeki değişiklik nedeniyle önemli ölçüde azalmaktadır.



Şekil 14. Termal çevrim uygulaması (Hidalgo & Santofimia, 2016)

Yeddu ve arkadaşları, martenzit fazdaki gerilimlerin azaltılması ve östenit tane yapısının güçlendirilmesi için termal çevrim sayısını arttırmanın mikroyapıyı daha kararlı hale getirdiğini sonlu elemanlar yazılımı ile tespit ederek raporlamışlardır (Yeddu vd., 2017). Chapman vd. ise düşük karbonlu bir çelikte, çeliğin tekrarlanan östenitleme sıcaklığındaki termal çevrim işlemi, özellikle ilk çevrim sonrasında önceki östenit tane boyutuna göre önemli ölçüde küçülerek rafine ettiğini tespit etmiştir (Chapman vd., 1992). Ranaware gerçekleştirmiş olduğu çalışmada, termal çevrimden sonra martenzitik yapıdaki östenit tane boyutunda ve genişliğinde olumlu anlamda azalma meydana geldiğini raporlanmıştır. Kristal tane boyutu ile doğru orantılı olarak dislokasyon yoğunluğu arttığı gözlemlenmiştir (Ranaware, 2022).

Hızlı şekilde gerçekleştirilen çevrimli ısıtma işlem teknikleri ile çok iyi bir mikroyapı elde edilebilmektedir. Genellikle bu ısıtma işlemleri indüksiyon cihazı benzeri hızlı ısıtma yöntemleri ile gerçekleştirilebilir. Her çevrim esnasında östenit tane boyutu küçülerek östenit çekirdeklerinin artmasının yolunu açmaktadır. Çekirdeklerin artışı, tane sınırlarının birbirini kilitlemesiyle östenit tane boyutunun küçülmesini sağlar Öte yandan, çevrim sayısı birkaç çevrimi aştığında östenit taneler öyle kararsız hale gelir ki östenit tanelerinin küçülmesi durur. Hızlı östenitleme, geleneksel olarak östenitlenen çeliklerin mikroyapılarından farklı yapıların oluşmasında da kullanılabilir. Bu farklılıklar örnek olarak, ultra ince taneli östenitin oluşumu şeklinde gözlemlenir. Özellikle yüksek karbonlu çeliklerde, karbonun bir kısmının çözünmeden kalması gerektiğinde, küçük çözünmemiş karbürlerin homojen bir dağılımı ve ultra-ince taneli martenzit matrisini içeren bir mikroyapı oluşturabilmek mümkündür (Grange, 1971).

3.3 Temperleme işlemleri

Çeliklerde temperleme işlemleri, malzemenin mekanik özelliklerini iyileştirmek için uygulanmaktadır. Temperleme işlemleri istenen malzeme özelliklerinin elde edilmesi için düşük sıcaklıkta ve yüksek sıcaklıkta olmak üzere farklı sıcaklıklarda uygulanabilir (Bonagani vd., 2018).

Düşük sıcaklıkta temperleme (150–250°C) işlemi, malzeme içerisinde meydana gelen iç gerilmeleri azaltmak ve kırılganlığı azaltmak amacıyla yapılır. Düşük sıcaklıkta temperleme işlemleri, martenzit fazında karbon atomlarının yeniden düzenlenmesiyle gerçekleşir ve çelikte yüksek sertlik ve aşınma direnci sabitlenirken aynı zamanda tokluğun artırılması hedeflenir (Jurči vd., 2017). Genellikle ölçüm cihazları, kesici aletler ve rulmanlar gibi yüksek yüzey dayanımı gerektiren uygulamalarda kullanılır

Yüksek sıcaklıkta temperleme (500–650°C) ise çeliğin sünekliğini ve tokluğunu artırmak üzere uygulanan temperleme işlemidir. Yapılan işlem sonrasında malzemenin yorulma direnci artarken kırılma riski azaltmış olmaktadır. Yüksek sıcaklık temperleme, dişliler, krank milleri gibi dinamik yük altında çalışan parçaların ömür sürelerini artırmayı hedeflemektedir.

Uygulanan iki temperleme parametresinde, çeliklerde parçanın çalışma alanına, beklenen faydaya ve farklı endüstriyel ihtiyaçları karşılamak üzere kullanılabilir.

3.4 Kriyojenik işlemler

Isıl işlem sonrası uygulamalarından biri olan kriyojenik işlemler, sıfır santigrat derecenin altındaki sıcaklıklarda çeliklere uygulanan ve doğru prosedürlerin kullanılması durumunda önemli ekonomik faydalar sağlayabilecek bir ısıl işlem sonrası uygulamasıdır.

Kriyojenik işlemlerin sınıflandırılması ise sıcaklık parametrelerine göre belirlenmektedir. Bunlardan birincisi sığ kriyojenik işlem olarak da bilinen ve malzemenin kademeli olarak -80°C aralığına soğutulmasıdır; İkincisi ise derin kriyojenik işlem olup yaklaşık -196°C'de gerçekleştirilir (Kalsi vd., 2010). Yapılan ayrıntılı araştırmalarda, kriyojenik işlem sonrasında çeliklerin özelliklerinde

meydana gelen değişiklikler, kalıntı östenitin martenzite tamamen dönüştürölmesi ve mikroskopik karbürlerin matrise çökölmesi olarak raporlanmıştır (Mamodia, 2014).

Geleneksel ısııl işlem uygulamalarında su verme sonrasında mikroyapıda bir miktar kalıntı östenit kalmaktadır. Mikroyapıda kalan östenit, düşük sıcaklıklarda yumuşak ve kararsızdır. Dolayısıyla martenzite dönüştürölmesi gerekmektedir. Oluşan martenzit, distorsiyona neden olan %4'lük bir hacim genleşmesine sahiptir. Ötektoid çeliğın M_f sıcaklığı yaklaşık $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ 'dir ve su verme sonrasında kalıntı östenit oluşumu gözlenebilmektedir (Baldissera, 2009). Malzeme yeniden ısıtmaya veya bir gerilim alanına maruz bırakılırsa, martenzite dönüşüm gerçekleşecek ve bu da gövdesinde bozulmaya neden olacaktır. Bu temperlenmemiş martenzit çatlaklarına neden olabilir ancak sıfırın altındaki işlem bu kalıntı östenitin büyük bir kısmını dönüştürecektir. M_f çizgisine ulaşarak malzemenin mikroyapısında daha fazla boyutsal stabilite sağlanabilir (Kalsi vd., 2010).

DÖRDÜNCÜ BÖLÜM

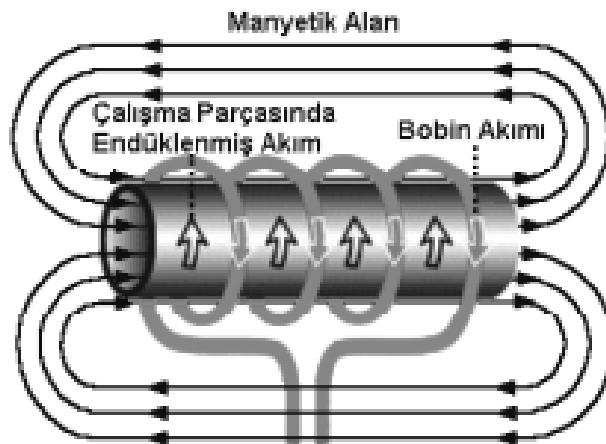
4. İndüksiyon ile ısı işlemler

4.1 Alternatif Akım ve Elektromanyetizma

İndüksiyon ile ısıtma teknikleri, ısıtılacak parçaya uygun profilde hazırlanmış bir indüksiyon bobini ve bu bobinden geçirilen alternatif elektrik akımı sağlamak üzere kurgulanmıştır. İndüksiyon bobini, ısıtılacak metal parçaya elektrik akımına direnç göstererek ısı meydana getirir.

Isıtılan iş parçası ile indüksiyon bobini arasında temas gerekmez ve ısı, bobinin hemen bitişiğindeki lokalize alanlar veya yüzey bölgeleri ile sınırlıdır. İş parçasında ısınma hızı, indüklenen akımın frekansına, indüklenen akımın yoğunluğuna, malzemenin özgül ısısına, malzemenin manyetik geçirgenliğine ve malzemenin akım akışına karşı direncine bağlıdır.

Bobin tarafından üretilen manyetik alanlar ve indüklenen akımlarla bir indüksiyon bobinini Şekil 15'te gösterilmektedir. İndüklenen akımlara Eddy (girdap) akımları denmektedir. Eddy akımları, yoğun manyetik alan içeren alanlarda oluşmaktadır (Biju vd., 2009; Kurose vd., 2009).



Şekil 15. İndüksiyon ile ısıtma görseli (Akkaya vd., 2012)

İndüksiyon ile ısıtıl işlem, bir iş parçasının oda sıcaklığından indüksiyon ile ısıtılma, temperleme ya da tavlama işlemleri için gereken daha yüksek bir sıcaklığa ısıtılmasını içerir. Bu özellikler sıcaklığa bağlıdır ve metallerin özgül ısı, manyetik geçirgenliği ve direnci sıcaklıkla değişir.

Çelik malzemelerin sıcaklık arttıkça daha fazla ısı tutma özelliği iyileşmektedir. Bu özellik çeliği ısıtmak için ısı tesiri altında olduğundan çok daha fazla enerji gereksinimi olduğu anlamına gelir. Çelik, elektrik akımına bakıra nazaran yaklaşık on kat daha yüksek direnç gösterir.

4.2 İndüksiyonla ısıtma

İndüksiyon teknolojisi 19.yüzyılın başlarında keşfi gerçekleşen bir teknolojidir. Michael Faraday'ın yapmış olduğu deneylerde bir demir numune üzerinden geçirilen iki tel bobinin akım geçirgenliği sayesinde diğesinde voltaj oluştuğunu keşfetmiştir. Yapılan bu çalışmanın etkisinde araştırmacılar, transformatörlerin potansiyel uygulamalarını fark ederek ilerleyen yıllarda yüksek frekanslı alternatif akım üretmek için ekipman geliştirme üzerinde yoğunlaşmışlardır.

Gerçekleşen gelişmeler sonucunda indüksiyon ile iletkenlerin ısıtılması işlemleri 19. yüzyılın sonlarında başlamıştır. İlk uygulamalar iletken potalar kullanılarak metallerin ergitilmesi üzerine gerçekleştirilmiştir. Sonrasında geliştirilen indüksiyon fırınları ile ergitme doğrudan malzemeye 60 KHz iletilerek indüksiyon ile ergitme gerçekleştirilmiştir (Mühlbauer, 2008).

Halka tasarımlı indüksiyon ocakları, silindirik bir pota ve yüksek frekanslı bir elektrik akımı vasıtasıyla gerçekleşen bir tasarıma sahiptir ve bu uygulamada yavaş yavaş ortadan kalkmaya başlamıştır. Buna ek olarak demir dışı malzemelerin

indüksiyon ısıtma çalışmalarına başlanmıştır. Platin elementi bu anlamda demir dışı element olarak ergitmesi gerçekleştirilen ilk element olmuştur.

Jeneratörlerden aldığı akımla sınırlı olan indüksiyon ısıtma sistemleri 1922 yılından sonra 960 Hz ve birkaç yüz kW güç seviyelerine kadar güç sağlayabilen alt yapılar ile bahsi geçen sınırın ötesine geçmiştir. Altyapılar literatürde 1960ların sonuna kadar yüksek frekanslı geçse de günümüzde orta frekans mertebesinde görülmektedir (Takau, 2015).

Metal ergitmede alınan olumlu sonuçlar indüksiyon ile gerçekleştirilebilecek ısıtma uygulamalarında da merak uyandırmış ve araştırılmaya başlanmıştır. Midvale Çelik (1927) ve Ohio krank mili Şirketi (1930'lar) çeliklerin indüksiyon ile sertleştirilmesi işlemlerini gerçekleştirmiştir. Aşınma ve yorulma dirençlerini artırmak için uygulanan yüzey sertleştirme işlemleri günümüzde de takip edilen sistemlere çok yakındır. Aynı şirket farklı hertz değerlerinde çalışmalara devam etmiştir (Praniket vd., 2023; Vishnuram vd., 2021).

Budd Jant Şirketi boru şeklindeki bölümlerin iç deliklerinin indüksiyonla yüzey sertleştirilmesi çalışması ile indüksiyon ile ısıtma tekniklerine yeni bir bakış açısı getirmiştir. Bu teknikleri otomotiv aks göbeklerine ve daha sonra silindir gömleklerine uygulamıştır.

2.Dünya savaşı ile gelişen teknoloji kullanılan alt yapı ve ekipmanların ısıtma işlemlerinde indüksiyon ile ısıtma işleminin kullanılmasına hız kazandırmıştır. Uygulamalar arasında halihazırda endüstriyel alanda kullanılan yüzey sertleştirmenin yanı sıra lokal sertleştirmeler, hatalı ısıtma işlemlerinin düzeltilmesi gibi işlemler ilave edilmiştir. Tank-palet bileşenlerinin cıvata, pim ve dişlilerinin etkin şekilde sertleştirilmesi yanı sıra farklı olarak silah namlularının ön ısıtma uygulamalarında da indüksiyon ile ısıtma işlem teknikleri kullanılmıştır.

Son yıllarda, indüksiyonla ısıtma ve ergitme uygulamaları, metal endüstrilerindeki birçok mühendisin mevcut uygulamalara aşina olduğu ve potansiyel kullanımlar için bazı fikirlere sahip olduğu bilinmektedir. Ayrıca çeşitli ametal endüstri ürünlerinin yapımında kullanım alanları buldukça ve geliştikçe indüksiyonla ısıtma prensiplerinin tanınırlığı artmıştır (Zinn & Semiatin, 1988).

4.3 İndüksiyon ile ısıtma teorisi

İndüksiyon ile ısıtma teorisi, elektrik motorlarının ve trafoların ısı yüklerini en aza indirilmesi, maksimum verimlilik ile çalışması hedeflenmektedir. Bu teorinin ortaya çıkışıyla yüzey sertleşmesinin temel prensipleri araştırılmıştır. Yıllar içerisinde temel prensiplerin anlaşılmasıyla ve gelişen teknoloji ile süreç bilgisayarlı modellemeye kadar gelişmiştir.

İndüksiyon ile ısıtma, tasarlanan bir indüksiyon bobini ile parça üzerinden elektrik akımı geçirilerek bu akıma göstermiş olduğu direnç ile oluşmaktadır. Gerçekleştirilen bu ısıtma işlemi hem elektriksel hem de fiziksel özellikleri kapsayan karmaşık bir süreçtir. Elektriksel alanda öz direnç, elektrik geçirgenliği ve frekans gibi özellikler devrede iken ısı iletkenliği, özgül ısı gibi özellikler fiziksel anlamda ısı transferi unsurlarını barındırmaktadır.

4.4 Elektrik Direnci

Tüm metaller elektriği iletmediği esnada aynı zamanda elektriğe direnç gösterir. Ortaya çıkan direnç sonucunda bir güç kaybı meydana gelir ve çıktı olarak ısı açığa çıkar. Enerjinin korunumu yasasını göz önüne aldığımızda enerji burada form değiştirerek güç formundan ısı formuna geçmektedir.

Malzemenin üretmiş olduğu direnç; i akım miktarı ve R direnç olmak üzere

$P = i^2R$ temel formülüne göre hesaplanmaktadır. Buradaki kayıptan yola çıkarak elektrik akımının karesiyle orantılı olduğundan, akımın azaltılması veya artırılması kaybı etkileyeceğinden ısı da buna bağlı olarak değişecektir (Çivi C., 2016; DEREÇİ, 2010).

Kullanılacak malzemelerin dirençleri önemli bir yer tutar. Burada göz önünde bulundurulması gereken direnci ve maliyeti düşük malzemeler ilk akla gelmektedir. Çelik, bakır ve gümüş gibi metaller üzerinden yola çıkılacak olursa gümüş ve bakır iletkenlikleri iyi ve elektrik dirençleri oldukça düşüktür. Ancak maliyet açısından bakıldığında gümüş oldukça maliyetli bir opsiyondur (Khaligh vd., 2017). Elektrik tesisatlarında sıkça kullanılan bakır tellerden de bilineceği üzere iletim esnasında düşük ısı üretimi ve yüksek iletkenlikleri ile bakır sıklıkla tercih edilen bir metaldir (VAROL vd., 2021).

Endüstriyel alanda sıklıkla kullanılan çelik ve birçok metal elektrik akımına karşı yüksek direnç gösterir. Dolayısıyla çelikten elektrik akımı geçirildiğinde önemli miktarda ısı meydana gelmektedir. Bu nedenle bu malzemelerde indüksiyon bobinindeki parçada üretilen direnç kaynaklı ısı, ısı işlemlerin gerçekleşmesini sağlamaktadır.

4.5 Deri etkisi ve referans derinlik

Isının oluşumu sürecinde Eddy akımları aktif rol oynar. Oluşan Eddy akımları yüzeyden merkeze doğru gittikçe etkisini yitirmektedir. Bu prensip indüksiyonun temel kullanım alanı olan, yüzey sertleştirme işlemlerine de yardımcı olan özelliktir (Ali ÖZÇELİK vd., 2017). Bu anlamda indüksiyon cihazı doğru seçilmiş (frekans, güç vs.) bir ısı işlem uygulamasında ısı transferi ile tüm malzemeye ısı işlem uygulanabilir (Zinn & Semiatin, 1988). Bu bilgidan yola çıkarak geleneksel ısıtma

teknikleri ile karşılaştırıldığında indüksiyon ile ısıtma işlemi 3000 kat daha iyi ısıtma performansı verebilmektedir (German, 1996).



Şekil 16. Deri etkisi örnekleri (Stefanov, 2010)

İndüksiyon ile ısıtma uygulamalarında yukarıda verilen bilgiler ışığında ısı yüzeyde aktif rol oynamaktadır. Yüzeyde oluşan bu ısı tesiri fazla olan alana deri etkisi (skin effect) adı verilir (Şekil 16). Akım bu bölgelerde %80'in üstünde etki göstermekte ve bu etki yoğunluğu aynı zamanda penetrasyon derinliği olarak da ifade edilmektedir (Rapoport E, 2010).

Deri etkisi penetrasyon derinliği kullanılan malzemeye özgü direnç değerinin belirlenen sıcaklıkta bağlı geçirgenlik, indüksiyon cihazının frekans değerinin π ile çarpımının karekökü şeklinde bulunabilmektedir. Bu formül sayesinde malzemede deri etkisi olup olmayacağı ön görülebilmektedir. Böylece tamamen sertleştirilmesi hedeflenen bir malzemede deri etkisi oluşup oluşmayacağı anlaşılabilmektedir.

4.6 Histerezis ve Joule Isınması

İndüksiyon ile ısıtım işlem teknikleri göz önüne alındığında iki önemli faktör önümüze çıkmaktadır. Bunlar joule ısınması ve histerisizdir. Histerisiz etkisi çok minimal etkiler oluşturulduğu için genellikle ihmal edilebilir kabul edilir.

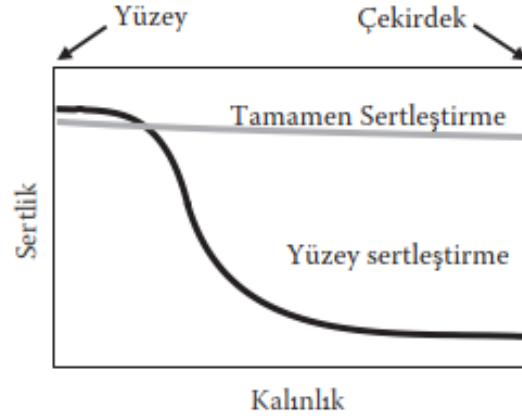
Histerisiz kısaca manyetik etki altında kalan moleküllerin titreşimleri vasıtasıyla meydana getirildikleri enerjidir. Bu enerji çeliklerde Curie sıcaklığı altında yani manyetik özelliklerini kaybetmeden önce meydana gelebilir.

Aksi takdirde çeliğin manyetik özelliklerini kaybetmesiyle birlikte bu etki ortadan kalkmış olacaktır (Azis vd., 2015).

Joule ısınması, Eddy girdap akımlarının ısıtılacak malzeme üzerinden çevrim oluşturma isteğiyle malzemenin karakteristik öz direnci ile meydana gelen ısınmadır. Histerisiz ve joule ısınması malzemelerde gerçekleştirilen ısıtım işlem proseslerinin hemen hemen tamamını açıklayan oluşumlardır (Çivi C., 2016).

4.7 İndüksiyonla ısıtım işlem uygulamaları

İndüksiyon ile ısıtım işlem uygulamaları endüstriyel anlamda birçok seri üretim ürünün ısıtım işleminin gerçekleştirilmesi için uygun ortam sağlamıştır. İlk etapta silindirik parçaların (şaft vb. parçalar için) ısıtım işlemleri gerçekleştirilirken sonrasında kompleks şekilli parçaların ısıtım işlemleri gerçekleştirilmiştir. Yine ilk olarak yüzey sertleştirilmesi için uygulanan teknik sonrasında tüm kesitin sertleştirildiği uygulamalara da hizmet etmiştir (Haimbaugh, 2001, 2015a) (Şekil 16).



Şekil 17. İndüksiyon ile ısıtılma teknikleri (Valery Rudnev, 2017)

Yüzey sertleştirme işlemleri uygulama alanları incelenecek olursa, takım tezgahlarının yatakları, şanzıman ve şanzıman dişlileri ve miller gibi parçalara uygulanabilmektedir. Bunun yanı sıra petrol boruları, yapı elemanları, yay çelikleri ve zincir halkaları indüksiyon ile yüzey sertleştirme teknikleri arasında yer almaktadır.

Tamamen sertleştirme işlemlerinde ise endüstriyel bıçaklar, zincir halkaları, civata ve bazı bağlantı elemanları (pim, kama vb.) sertleştirilebilmektedir. Yüzeyden çekirdeğe tamamen kesitin sertleştirme uygulaması istendiğinde indüksiyon frekansının seçimi homojen bir sıcaklık dağılımı elde etmek için göz önünde bulundurulması gereken faktördür. İş parçası kesiti inceyse ve çelik yeterli sertleşebilirliğe sahipse, nispeten mütevazı bir su verme yoğunluğu bile iç bölgeler için yeterli bir soğutma hızı sağlayabilir. Böylece tüm kesit istenilen sertlikte ısıtılma işlemine tabi tutulabilmektedir (Valery Rudnev, 2017).

4.8. 440B martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıl işlemleri üzerine yapılan literatür alışmaları

Bu bölümde literatürde yapılan 440B martenzitik paslanmaz çeliklerin ısıl işlemleri sonucunda malzemenin mekanik ve korozyon özelliklerinde meydana gelen değişimler irdelenmiştir. Literatürdeki alışmalar, geleneksel ısıl işlemlerde indüksiyon ile ısıl işlemlere doğru geçiş yapılarak akabinde ikincil işlemler olarak termal ısıtma çevrimi uygulamaları anlatılmıştır.

K. Worasaen ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada derin kriyojenik işlemlerden sonra martenzitik paslanmaz çelikteki ikincil karbürün karakterizasyonu araştırılmıştır. 440B martenzitik paslanmaz elik 1050°C östenitleme sıcaklığında ısıl işleme tabi tutulmuş ve akabinde -100 °C -140 °C ve sıvı azot içerisinde -196 °C (24 saat ve 48 saat) kriyojenik soğutma işlemleri uygulanmıştır. Yapılan XRD analizleri sonucunda, martenzit ana fazının, kriyojenik koşullar uygulandıktan sonra artış gösterdiği raporlanmıştır. Derin kriyojenik işlem; ikincil karbürlerin iyileştirilmesi, hacim fraksiyonundaki artış ve martenzit matrisinde düzgün dağılımlı hale getirmiştir. Gerçekleştirilmiş olan testlerde en iyi parametre derin kriyojenik koşullarda 24 saat uygulama ile, 725 HV1 ve 250 MPa'ya kadar değerler ile elde edilen mükemmel sertlik ve kırılma tokluğu dengesi sağlanmışır (Worasaen vd., 2021).

J. B. Lee ve arkadaşları, çelikler için yüksek frekanslı indüksiyon ısıl işleminde su verme ve temperleme esnasında karbür oluşumunun kinetiği incelenmiştir. Çalışmada indüksiyon ile ısıl işlem için C, Cr ve Mo alaşıım elementleri içeren elikler (0.45C, 0.2C-Cr elikleri, 0,2C–Cr–Mo) kullanılmışır. Numuneler A₃ sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklıkta bekletilmiş ve ardından su verilerek soğutulmuştur. Bununla birlikte A₁ sıcaklığının altındaki bir sıcaklıkta indüksiyonlu ısıl işlem kullanılarak temperlenmiştir (450°C ile 720°C değişen temperleme sıcaklıkları seçilmiştir). Düşük temperleme sıcaklıkları uygulanan numuneler için karbürlerin düşük sıcaklıklarda kümelenme eğilimi sebebiyle karbür yapılarının büyük olduğu gözlemlenmiştir. Her temperleme sıcaklığındaki küreselleşme oranı nicel olarak ölçülmüştür.

Çalışmada %0.45 C içeren çeliklerin, temperleme sıcaklıkları arttıkça karbür yapıların küreselleşme eğiliminde olduğu belirtilmiştir. 0.2C-Cr ve 0.2C–Cr–Mo içerikli numunelerin mikroyapısına bakıldığında ise %0.45 C' lu duruma göre daha ince karbür oluşumları gözlemlenmiştir. Aynı zamanda bu yapılarda nano boyutta

küresel ve homojen bir dağılım söz konusu olduğu raporlanmıştır. %0.45 C çeliklerde düşük temperleme sıcaklıklarında geçiş karbürleri gözlemlenirken, yüksek sıcaklıklarda Fe_3C karbür yapıları gözlemlenmiştir. 0.2C-Cr ve 0.2C-Cr-Mo içerikli numunelerin mikroyapısında yüksek sıcaklıkta M_3C_2 ve M_7C_3 , düşük sıcaklıkta ise M_3C ve $M_{23}C_6$ yapılar gözlemlenmiştir. Sonuçlara bakıldığında yüksek frekanslı indüksiyon ile temperleme işlemi, normal fırın temperlenmesiyle karşılaştırıldığında karbür yapının küresel forma çevrilmesinde süre olarak çok verimli olduğu görülmüştür. Ayrıca güçlü karbür yapıcılarının (Cr ve Mo) eklenmesi, küreselleşmeyi arttırmada ve karbür boyutunu azaltmada çok etkili olduğu gözlemlenmiştir (Y. S. Lee vd., 2020).

C.ÇİVİ ve arkadaşları, 51CrV4 (SAE-AISI 6150) çeliğine orta ve düşük frekanslı indüksiyon ile ısıtma işlemi ve temperleme uygulaması yapmıştır. AISI 6150 çelik bileşenlerinin indüksiyon ısıtma ile geleneksel ısıtma işlem teknikleri karşılaştırılmış, mekanik özelliklerdeki değişim, azalan enerji tüketiminin gözlemlenmesi ve mikroyapısal özelliklerin değerlendirilmesi sağlanmıştır. Numunelere sertlik testleri yapıldığında, sertlik değerlerinin numunenin kesitinde belirgin bir sapma göstermediği gözlemlenmiştir. Aynı sıcaklık değerleri için indüksiyon sertleştirme yöntemi ile elde edilen sertlik değerleri, geleneksel yöntemle göre çok daha üstün olduğu görülmüştür. Mikroyapı görüntüleri göz önüne alındığında geleneksel ısıtma işlemi yapılan numuneler ile indüksiyon yöntemleriyle elde edilen numunelerin mikroyapı görüntüleri çok benzer görünmektedir. Temperlenmiş numunelerin çeşitli sıcaklıklarda (240°C ve 420°C) uygulanan ısıtma işlemlerinin mikroyapıları ve sertleştirme için indüksiyon ve geleneksel ısıtma işlemi göz önüne alındığında arasında bariz bir fark gözlemlenmemiştir. SEM görüntüleri de bir önceki cümleyi destekler nitelikte olup benzer mikroyapıları göstermiştir. Her iki yöntem ile de gerçekleştirilen ısıtma işlemi sonrası üretilen numuneler arasında karbürlerin belirgin boyut ve dağılım farklılıkları görülmemiştir. Ayrıca indüksiyon ısıtma işlemi ile üretilen numunelerde küçük tane boyutu ve martenzitik yapının varlığı literatürle açıkça uyumludur. Bu sonuçlar mekanik özelliklerin iyileştiğini göstermektedir. İndüksiyonla su verilmiş ve temperlenmiş çelik, tane büyümesi yoluyla daha kısa işlem süresi, daha az enerji tüketimi ve geliştirilmiş mekanik özellikler sağladığı görülmüştür. Çalışmada incelenen sertlik değerleri geleneksel ısıtma işlem teknikleri ile su verilmiş numunede 53 HRC, su verilmiş ve 240°C’de temperlenmiş numunede 50 HRC ve su verilmiş ve 420°C’de temperlenmiş numunede üretilen numunelerde 43

HRC olarak ölçülmüştür. Buna karşılık indüksiyon ile ısıtıl işlem tekniklerinde su verilmiş numune de 57 HRC, su verilmiş ve 240°C’de 52 HRC ve su verilmiş ve 420°C’de üretilen numunelerde 44 HRC olarak ölçülmüştür. Orta frekanslı indüksiyon cihazında östenitlenen ve düşük frekanslı indüksiyonla temperlenen numune, üstün mekanik özellikler sergiler ve önemli maliyet tasarrufları için potansiyel bir avantaj sunmaktadır (Civi vd., 2018).

Östenitleme sıcaklığının doğru şekilde belirlenmesi mikroyapı açısından önemli bir parametredir. Bunun için özel yazılımlar kullanılmakta ve her malzemenin yıllar süren bilgi ve tecrübenin biriktirilip aktarılmaktadır. Garcia ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, ısıtıl işlem parametrelerinin teşkilini oluşturan ısıtılma sıcaklığı, ısıtılma hızı ve soğutılma hızı çalışılmıştır. 0.45C- 13Cr martenzitik paslanmaz çeliğine su verme gerçekleştirilerek mikroyapıdaki $M_{23}C_6$ tipi karbürlerin alan yüzdesi incelenmiştir. İncelemeler sonucunda belirli bir ısıtılma hızı ve bekletme süresi için, su verilmiş mikroyapısındaki karbür miktarı sıcaklığın artışı ile azaldığı gözlemlenmiştir. 1393 K'den 20 K/s (1120°C / -253°C/s) hızla yavaş soğutılma hızlarında su verme ile karbür çökmesi sonuçlarının olumlu olduğu tespit edilmiştir. Buradan çöken karbür miktarı azalan soğutılma hızları ile arttığı raporlanmıştır (García De Andrés vd., 1998).

A. F. Venske ve arkadaşları, AISI 440B martenzitik paslanmaz çeliklerin biyodizel ve dizel-biyodizel karışımlarla yağlanmış aşınma davranışlarını incelemiştir. Geleneksel olarak yapılan ısıtıl işlemde 1100 °C de 20 dk östenitlenmiş ve akabinde 30 dk. temperleme süresi belirlenerek 100-300°C sıcaklıkta temperleme yapılmıştır. Soğutılma işlemi yağda yapılmıştır. Fırında herhangi bir ortam koşulu uygulanmamıştır. Metalografik sonuçların bir diğer sonucu da α -ferrit içerisinde gömülü şekilde $M_{23}C_6$ karbür ve kalıntı östenit olduğu gözlemlenmiştir. Sertlik ölçümleri, Rockwell sertlik ölçme yöntemi ile gerçekleştirilmiş ve 100°C’de temperlenmiş numunelerin sertlik değerleri 58 HRC ve 300°C’de temperlenmiş numunelerin 56 HRC olarak ölçülmüştür. Aşınma izi genişlikleri, kuru ve yağlama koşullarında kayma mesafesi fonksiyonu olarak analiz edilmiştir. Kuru ortam koşullarında yapılan aşınma testlerinde, AISI 440B ısıtıl işlem ve temperleme işlemi uygulanmamış paslanmaz çelik numune, sünek davranışlar göstermiş ve sertliğinin düşük olması nedeniyle en kötü aşınma davranışına sahip olduğu gözlemlenmiştir. Ancak ısıtıl işlem uygulanmış numunelerde ise matrisin martenzitik dönüşüm ile aşınma direnci artmıştır. Aşınma numuneleri yüzeyleri, kuru durumda ciddi aşınma direnci göstermiş ve büyük krater,

delaminasyon gösteren, oluklar ve deformasyonlar oluşmuştur. Sertliğin artışı ile aşınma direncinin arttığı gözlemlenmiştir (Venske vd., 2018).

Y.P.Chang ve arkadaşları, tahrik elemanlarının hassas makinelerde düşük sürtünmeli ve sürtünmeyi önleyici özelliklere sahip olmalıdır görüşünden yola çıkarak bir çalışma gerçekleştirmiştir. Burada amaç malzemenin ve buna bağlı olarak parçanın aşınma özelliklerini iyileştirme yolları bulmaktır. Bu amaç ile aşınmayı azaltmaya yönelik olarak ısıtma işlem yöntemleri göz önüne alınmıştır. Alaşımli çeliklere indüksiyon ısıtma işlemi yapılmış devamında karşılaştırmak adına aynı malzemeye alaşım geleneksel karbonizasyon işlemi uygulanmıştır. Yapılan uygulamalar sonucunda düşük karbonlu alaşımli çeliklerin triboloji özellikleri araştırılmış ve karşılaştırılmıştır. İndüksiyon ile ısıtma işlem sonuçları incelendiğinde alaşımli çelikte, geleneksel tekniklere göre daha az aşınma kaybı görülmüştür. Ayrıca buna ek olarak, kriyojenik işlem eklenerek daha iyi aşınma direnci elde edilmiştir. İndüksiyon ile ısıtma işlem, yüksek karbon içeren krom alaşımli çeliklerde, aşınma dayanımında artış ve düşük sürtünme katsayısı sağlamaktadır. Bununla beraber önemli miktarda enerji tasarrufu sağlayarak, aynı zamanda ısıtma işlem süresinin kısalması nedeniyle şanzıman elemanı üretim hattının üretim sürecini de basitleştirmiştir. Deneysel sonuçlar, indüksiyon ısıtma işlem teknolojisinin uygulanmasının sadece tahrik bileşenlerinin performansını artırmakla kalmayıp aynı zamanda zaman ve enerji tasarrufu sağlayabileceğini ve tahrik bileşenlerinin üretim sürecini kolaylaştırabileceğini göstermektedir. Bu nedenle, bu aşınma analizlerinin sonuçları, indüksiyon ısıtma işlem modunun tahrik elemanları için geleneksel ısıtma işlem uygulamalarının yerini alabileceğini doğrulamaktadır (Chang vd., 2021).

K.Katsuyuki ve arkadaşları, gerçekleştirmiş oldukları çalışmada alaşımli 13Cr2Ni2Mo paslanmaz çeliklerin avantajları olan yüksek sertlik, soğuk işlenebilirlik ve yüksek korozyon direnci özellikleri incelenerek raporlanmıştır. Çalışmada 20 mm çapındaki 13Cr-2Ni-2Mo çelik çubuklar indüksiyonla ısıtma yöntemiyle 1050°C su verildikten sonra 180°C ile 120 dakika temperlenmiştir. Üretilen numunelere 240 saatlik spreylere tuz korozyon testi gerçekleştirilmiştir. 13Cr-2Ni-2Mo paslanmaz çeliğin sertliğinin SUS440C ile hemen hemen aynı olduğu sonucuna varılmıştır. İndüksiyon ile ısıtma işleminin bu anlamda uygulanabilirliği ispatlanmış olmuştur (Kida vd., 2014).

Honda ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, 5 mm çapındaki 13Cr-2Ni-2Mo paslanmaz çelik şaft, su verme işlemini 15 mm çaplı bobin kullanılarak indüksiyonla ısıtma işlemi gerçekleştirilmiştir. İndüksiyonla ısıtma işlemin malzemenin mikroyapısı ve mekanik özellikleri üzerindeki etkisi, taramalı elektron mikroskobu ile mikroyapı, X-ışını kırınımı (XRD) ve Vickers sertlik testi gibi deneysel testlerle araştırılmıştır. Gerçekleştirilen ısıtma işleminden sonra sertliğin iki kat arttığı ve XRD pik karakteristiğinin değiştiği gözlemlenmiştir. Mikroyapı analizlerine bakıldığında mikroyapıda küçük östenit taneleri ve çita martenzit oluşumu gözlemlenmiştir. Vickers sertlik dağılımları ise enine kesitindeki ısıtma işlem görmemiş numunelere göre indüksiyon ile sertleştirilmiş numuneler ortalama 321 HV sertlik ile iki kat artmıştır. Bu sonuçlara dayanarak, indüksiyonun ısıtma, 13Cr-2Ni-2Mo alaşımlı çeliği sertleştirmek için hızlı bir yöntem olarak kullanılabilir olduğu raporlanmıştır (Honda vd., 2012).

S. T. Ahn ve arkadaşları, düşük sıcaklıkta indüksiyon ile temperlenen düşük alaşımlı çeliklerin mikroyapı ve mekanik özelliklerini incelemiştir. Geleneksel ısıtma işlem prosedürleri uygulanan ve temperlenmiş çeliklere kıyasla, indüksiyon ile ısıtma işlem yapılmış ve temperlenmiş çeliklerin önemli miktarda maliyet tasarrufu sağladığı düşünülmektedir. Sıcak haddelenmiş çelik, 950°C de 50 sn. indüksiyon ile ısıtma işlemi tabii tutulmuş su jeti sprengi tekniğiyle soğutulmuştur. Numunelere 300 ile 700°C temperleme sıcaklıkları 40 saniye uygulanmış ve 30 dakikada tuz banyosunda tutulmuştur. İndüksiyon ile temperleme işlemi, dislokasyon azaltma ve matris yumuşatma için yetersiz temperleme süresi ile yüksek temperleme sıcaklıklarında bile sertlik değerinin düşmesinin gecikmesine neden olmuştur. Buna bağlı olarak tuz banyosunda temperlenen çelikler ile indüksiyonda temperlenen numuneler arasında çekme mukavemeti farkı, 500°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda daha belirgin hale gelmiştir. İndüksiyonda 400 °C temperlenen ve 300 °C 'de tuz banyosunda temperlenen çeliklerin oldukça düşük darbe enerjisine sahip olduğu, buna karşılık en yüksek darbe enerjisi değeri 40 saniye 600 °C 'de indüksiyonda temperlenmiş çelikte elde edildiği raporlanmıştır. Buna göre, indüksiyonda temperleme prosesinin otomotiv bileşenlerinin ve parçalarının imal edilmesinde soğuk dövme sonrası uygulanabilir olacağı ifade edilmiştir (Ahn vd., 2005).

E. Huttunen-Saarivirta ve arkadaşları, martenzitik ve östenitik paslanmaz çeliklerin 0.01 M NaCl çözeltisinde tribokorozyon özelliklerini karşılaştırmıştır

1050°C östenitleme sıcaklığında 440B numuneye vakum altında sertleştirme uygulanmıştır. Bunun yanında karşılaştırmak üzere 304 malzemeye 1000°C östenitleme sıcaklığında uygulanan numunelerin soğutma işlemi su verilerek gerçekleştirilmiştir. Isıl işlem prosesleri sonrasında 180°C temperleme yapılmış ve azot atmosferi altında kriyojenik işlem uygulanmıştır. Aşınma testleri 1N, 2N, 5N yükler altında ve 0.03, 0,10 ve 0,21 m/s kayma hızları kullanılarak ile yapılmıştır. Ölçümlerde tribokorozyon testlerinde çalışma elektrotu (Ag/AgCl) 40 mm çapında ve 6 mm kalınlığı dönen mile tutturulmuş bir elektrokimyasal hücre altlık olarak kullanılmıştır. Aşınma testleri, elektro kimyasal yöntemler ile korozif sıvı olarak 0,01 M NaCl kullanılarak yapılmıştır. Çalışmada 440B numunelerde çatlak ve malzemede kayıp oluşurken, 304 paslanmaz çelik bilyeye sıvanmış olarak rapor edilmiştir. 0.05 ve 0.15 V akımlarında hacim kaybının arttığı ve oksidasyon oluşturma sebebiyle bunun olduğu gözlemlenmiştir. 440B'deki korozyon artışı kalıntı östenit varlığı ve ferrit fazına bağlı olarak iç yapının heterojen olması ile arttığı düşünülmektedir. 304 paslanmaz çeliğin tribokorozyon direnci beklenildiği üzere daha iyidir, aşınma dayancı daha düşüktür. Elde edilen veriler göz önünde bulundurulduğunda optimum çalışma koşulları, 0.01 M NaCl, 0,1 m/s⁻¹, 2 N yükte olacak şekilde belirlenmiştir (Huttunen-Saarivirta vd., 2016).

İsfahany ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada 440B malzemeye 980°C ve 1050°C (200°C'de temperlenmiş) östenitleme sıcaklıkları altında ısıl işlem uygulanmıştır. Yapılan çalışmalar sonucunda düşük ve yüksek sıcaklıklar arasında küçük bir fark görülmüştür. Bu fark I_{corr} değerlerinde gözlemlenmiştir. Östenitleme sıcaklığının artmasıyla karbür çözünmesi arttığı için matriste krom ve karbon gibi bazı alaşım elementlerinin miktarı da artmıştır. Çözünmüş kromun I_{corr} 'un azaltılmasında önemli etkisi vardır. Elektrokimyasal davranıştaki bu farklılık, matristeki bazı alaşım elementlerinin çözünmesine atfedilebileceği raporlanmıştır (İsfahany vd., 2011).

Hidalgo ve arkadaşlarının yapmış olduğu çalışmada, çevrimsel ısıtma uygulamalarında östenit tane boyutunun çevrimsel ısıtma tekrarının artması ile düştüğü ve katı çözeltideki karbon miktarı arttıkça kalıntı östenit miktarının doğru oranla arttığı gözlemlenmiştir. Bunun yanında karbür yapının daha da rafine ve homojen hale geldiği incelenmiştir. Çevrimsel ısıtmanın tane boyutunun azaltılması ve malzemenin mekanik özelliklerine etkisinin olumlu yönde gerçekleştiği

gözelemlenmiştir. Çevrimsel ısıtmanın östenit tane büyüklüğüne olumlu etkisi raporlanmıştır (Hidalgo & Santofimia, 2016).

Thamizhmanii ve ark. yapmış olduğu çalışmada martenzitik paslanmaz çeliklerin kriyojenik işlemler sonrası aşınma dirençlerinin arttığı gözlemlenmiştir. Kriyojenik işlemlerin, kalıntı östenit miktarını azaltmak ve homojen bir yapı sağlamak için temperleme ve kriyojenik işlemler uygulanabileceği raporlanmıştır (Thamizhmanii & Hasan, 2012b).

Ranaware, C-250 çeliğinde, yüksek mekanik özellikler elde etmek için çökeltme sertleştirme işleminin oldukça uzun bir süre gerektirdiği sonucundan yola çıkarak yapmış olduğu çalışmada, bir ısıtma işlem çevrimi geliştirmiştir. Isıtma işlem çevrimi, çeliğin mekanik özelliklerini bozmadan çökeltme sertleştirme çevrim süresini önemli ölçüde azaltmak için tasarlanmıştır. Burada çevrim ile, yüksek dislokasyon yoğunluğuna sahip homojen bir martenzitik yapı hedeflenmektedir. Sonuçlar, yeni ısıtma işlem çevriminin, C-250 çeliğine verilen geleneksel çökeltme sertleştirme ısıtma işlemine kıyasla istenen özellikleri elde etmek için gereken etkili süreyi yaklaşık %90 oranında azalttığını göstermiştir. Ayrıca daha önceki ısıtma işlem uygulamalarına göre östenit tane boyutu, martenzitik yapıdaki plaka boyutu ve genişliği, ısıtma işlem çevrimindeki değişiklik nedeniyle önemli ölçüde azaltılmıştır. Sonuçlar, çözelti tavlı mikroyapıya kıyasla ikinci termal çevrimden sonra martenzitik yapıdaki kalıntı östenit tane yapısının, boyutunun ve genişliğinin de sırasıyla %69, %37 ve %82 azaldığını göstermiştir. Kristal boyutu da %31 azalırken dislokasyon yoğunluğu %123 arttığı raporlanmıştır (Ranaware, 2022).

BEŞİNCİ BÖLÜM

5. Materyal ve Yöntemler

5.1. Materyal

Çalışmada 35 x 15 x 4 mm X90CrMoV18 (440B) martenzitik paslanmaz çelik malzeme numuneler ısıtıl işlem uygulanabilecek şekilde hazırlanarak incelemeler gerçekleştirilmiştir. Malzemenin kimyasal kompozisyonu spektral analiz yöntemiyle belirlenmiş ve Tablo 1’de gösterilmiştir. Numuneler indüksiyon ile ısıtıl işlem uygulamasına alınmadan önce 950°C sıcaklıkta 30 dakika süre ile fırında tutulmuş ve havada soğutularak normalizasyon işlemine alınmıştır.

Tablo 1. X90CrMoV18 (440B) paslanmaz çeliğin kimyasal kompozisyonu

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
%wt	0,832	0,429	0,695	0,018	0,020	19,24	1,219	0,206
	Al	As	Cu	Co	Nb	V	W	Fe
%wt	0,0078	0,0047	0,074	0,025	0,0064	0,098	<0,010	77,10

5.2. Yöntemler

Tez çalışmasının gerçekleştirilmesinde yapılacak iş paketleri olarak, 440B martenzitik paslanmaz çelik malzemenin temin edilmesi, hassas kesme cihazında dilimlenen malzemenin ısıtıl işlem uygulanabilecek ve incelenebilecek boyutlara getirilmesi, ısıtıl işlemlerin farklı sıcaklık ve sürelerde uygulanması ve akabinde termal çevrim uygulamalarının gerçekleştirilmesi ile numunelerin deneyleri yapılarak analiz sonuçları değerlendirilmiştir. Gerçekleştirilen deneyler için ayrı ayrı numuneler oluşturulmuştur.

5.2.1. Numunelerin kesilerek hazırlanması

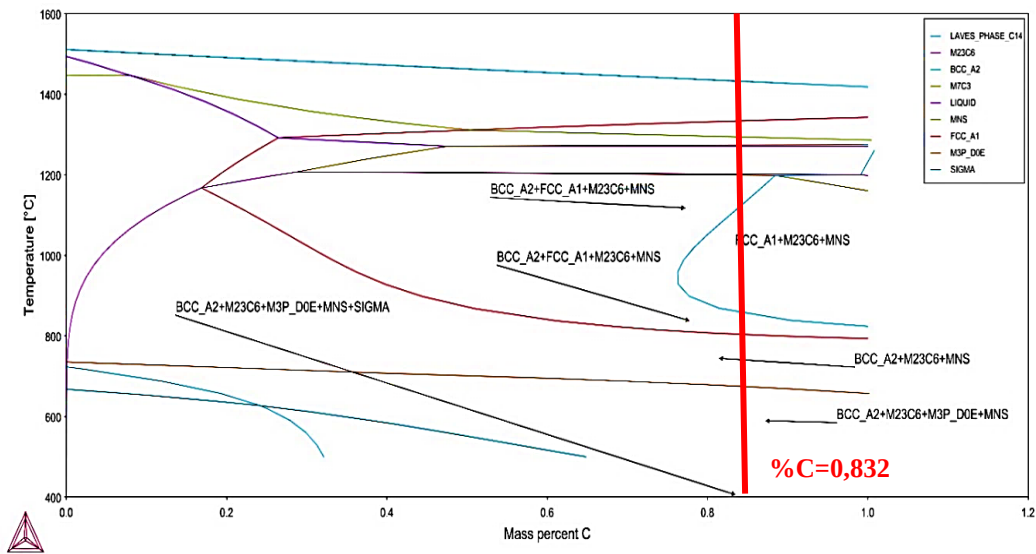
Numuneler tedarikçiden Ø36 mm olmak üzere temin edilmiştir. Temin edilen malzemeler deney ve araştırmalarda kullanılabilecek şekilde hassas kesme makinesinde kesilmiştir. Numune ölçüleri 35 x 15 x 4 mm olacak şekilde

düzenlenmiştir. Kesme işlemleri Metkon Microcut 200 Precision Cutter hassas kesme cihazı ile gerçekleştirilmiştir.

5.2.2. İndüksiyon ile ısıtılmanın uygulanması

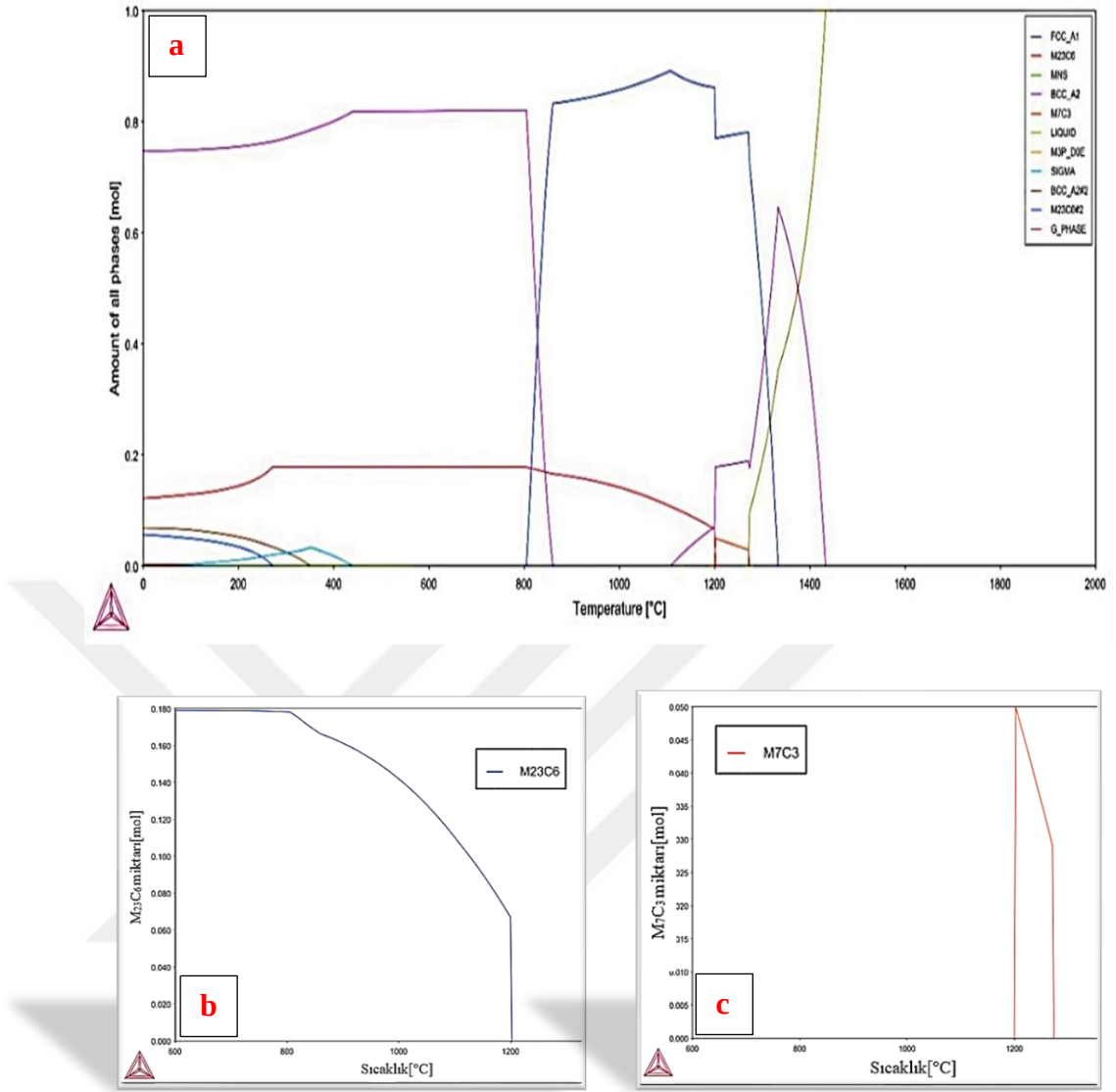
Östenitleme sıcaklıklarının belirlenmesi mikroyapı ve mekanik özelliklerin tayin edilmesinde önemli kriterlerin başında gelmektedir. Çalışmamızda bu alanda CALPHAD altyapısını kullanan Thermo-Calc yazılımı hesaplamaları ile faz diyagramı ve fazların sıcaklıkla değişimi ile fazlardaki elementel dağılım grafikleri elde edilmiştir. Böylece oluşacak fazların öngörülmesi gerçekleştirilerek kontrolleri denetimi altında tutulmuştur.

Spektral analizi gerçekleştirilen martenzitik paslanmaz çelik içerisinde bulunan tüm elementlerin ağırlıkça miktarları girilerek malzemeye özgü faz diyagramları ve oluşan fazlar ayrıntılı bir şekilde grafiklere dökülmüştür. Martenzitik paslanmaz çelik için faz diyagramı Şekil 18’de verilmiştir.



Şekil 18. 440B martenzitik paslanmaz çelik faz diyagramı

Çalışmada uygulanan östenitleme sıcaklıklarında γ (YMK)+ $M_{23}C_6$ +MnS ve M_7C_3 fazları bulunmaktadır. Thermo-Calc analizi ile belirlenen fazların sıcaklığa bağlı olarak miktarca değişimleri Şekil 19’da görülmektedir.



Şekil 19. 440B martenzitik paslanmaz çelik için sıcaklığa bağlı olarak;

a) tüm fazların miktarca değişimleri, b) M₂₃C₆ miktarca değişimli,

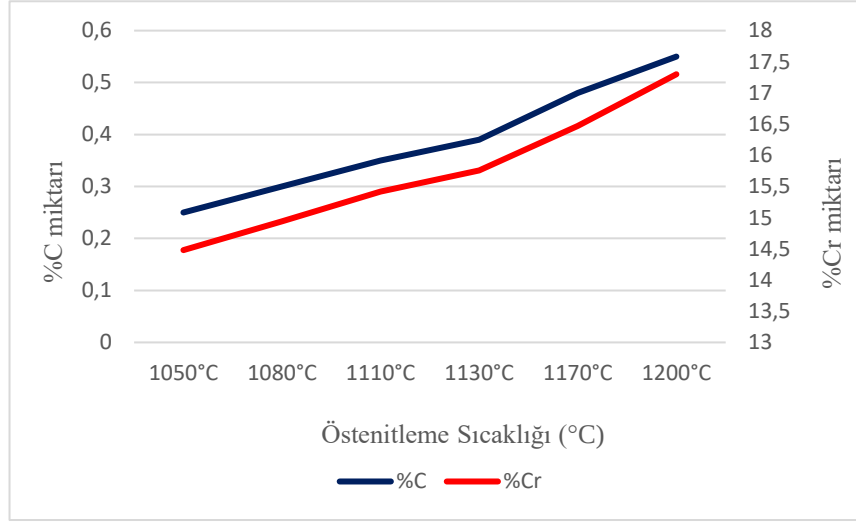
c) M₇C₃ miktarca değişimli

Thermo-Calc yazılımı analizleri kullanılarak belirlenmiş östenitleme sıcaklıklarında karbürlerin miktarları ve östenit latiste bulunan C ve Cr miktarları ve tespit edilmiştir. Tespit edilen östenitleme sıcaklığı, karbür miktarı dağılımı Tablo 2' de gösterilmiştir.

Tablo 2. Thermo-Calc analizi ile östenitleme sıcaklıklarında faz miktarları

<i>SICAKLIK(°C)</i>	<i>M₂₃C₆, M₇C₃, Kalıntı östenit, C ve Cr Miktarları, Wt%</i>				
	<i>M₂₃C₆</i>	<i>M₇C₃</i>	<i>Kalıntı Östenit</i>	<i>C</i>	<i>Cr</i>
1050°C	13,06	-	1,47	0,25	14,48
1080°C	10,36	-	2,08	0,3	14,94
1110°C	9,4	-	3,08	0,35	15,42
1130°C	8,7	-	4,11	0,39	15,76
1170°C	7,14	-	7,93	0,48	16,47
1200°C	5,82	0,72	13,64	0,55	17,3

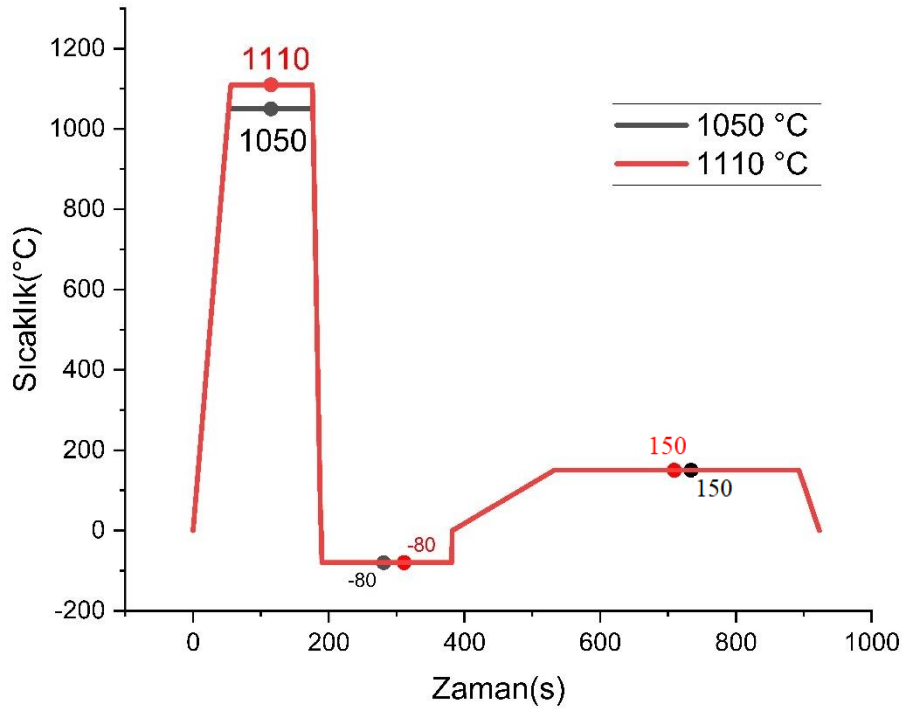
Tablo 2’den de anlaşıldığı üzere östenitleme sıcaklığı arttıkça $M_{23}C_6$ karbürleri çözünerek miktarca azalmakta olup, M_7C_3 karbürü 1200°C’den sonra oluşmaya başlamaktadır. $M_{23}C_6$ karbürü 1050°C’de miktarı %13,06 iken bu oran 1200°C’ye artırıldığında ise sert bir düşüş göstermekte olup %5,82’ye inmektedir. Oransal olarak yaklaşık 3 katı kadar bir azalmadan bahsedilebilmektedir. 1200°C’den itibaren %0,72 oranında M_7C_3 oluşmaktadır. Çözünen karbürdeki elementler östenit kristal kafesinde yer alan ve ara yer pozisyonlara yerleşerek zenginleşirler. Şekil 20’de Thermo-Calc analizleri üzerinden alınan veriler ile hazırlanmış grafikte çözülmüş Cr ve C ‘un östenitleme sıcaklığına bağlı değişimi verilmiştir. Sıcaklığa bağlı olarak kalıntı östenit miktarları incelendiğinde 1050°C’nin en düşük miktarı verdiği görülmektedir. Sıcaklık artışı ile kalıntı östenit miktarı da artışa geçmekte ve 1130°C’den sonra hız kazanmaktadır. Tablo 2’deki değerler göz önünde bulundurularak; östenitleme sıcaklığı belirlenmiştir. Bu amaçla, kalıntı östenit miktarının en düşük ve krom ile karbon elementi çözünürlüğünün en yüksek olduğu sıcaklıklar içerisinde en düşük ve en yüksek sıcaklıklar östenitleme sıcaklığı olarak belirlenmiştir. Böylece, yüksek ve düşük östenitleme sıcaklıklarının etkileri araştırılabilmektedir. Buna göre; östenitleme sıcaklıkları 1050°C ve 1110°C olarak seçilmiştir.



Şekil 20. Belirlenen östenitleme sıcaklıklarında Cr ve C % miktarları

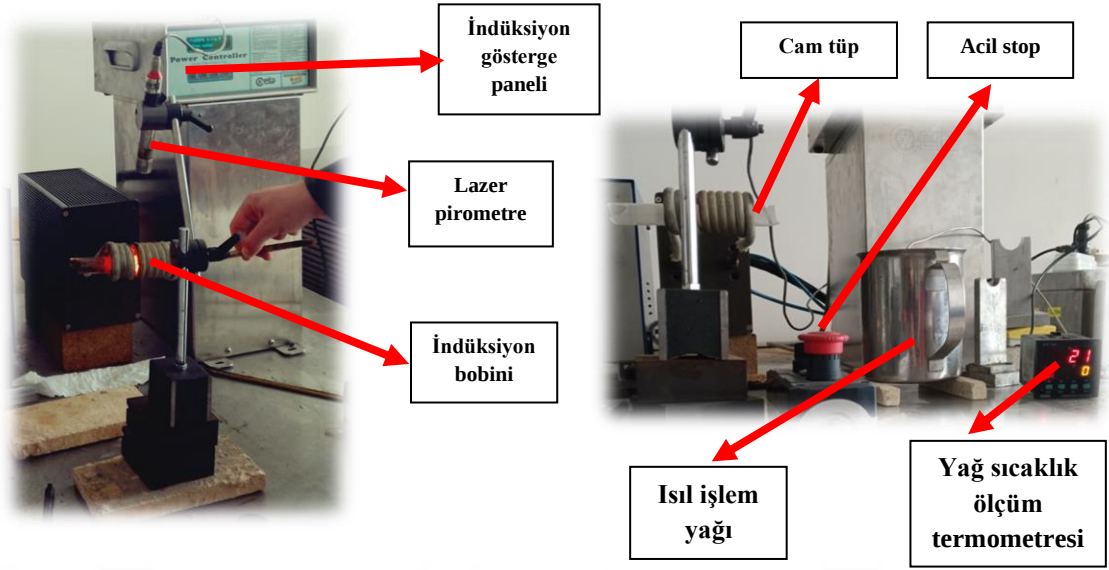
İndüksiyonla ısıtma işlem uygulamaları için, orta frekanslı 45 kHz-12 kW bir indüksiyon cihazı kullanılmıştır. Cam tüp içerisinde sabitlenen numuneler bobin arasına yerleştirilerek 1 ve 2 dakika 1050°C ve 1110°C sıcaklıklar uygulanmıştır. Su verme işlemi, hemen altına yerleştirilmiş olan ve İsomax soğutma yağı ile 90 °C/s soğutma hızı ile yağ haznesine düşürülerek gerçekleştirilmiştir. Uygulanan ısıtma işleminin şematik tanımlaması Şekil 21’de görülmektedir.

İndüksiyon ısıtma gerçekleştirilmesi süresince lazer pirometre ile numune sıcaklığı anlık olarak ölçülmüş olup, cihaz otomasyonu vasıtasıyla güç ve frekans değişimi sağlanarak istenilen östenitleme sıcaklığı sabit tutulmuştur.



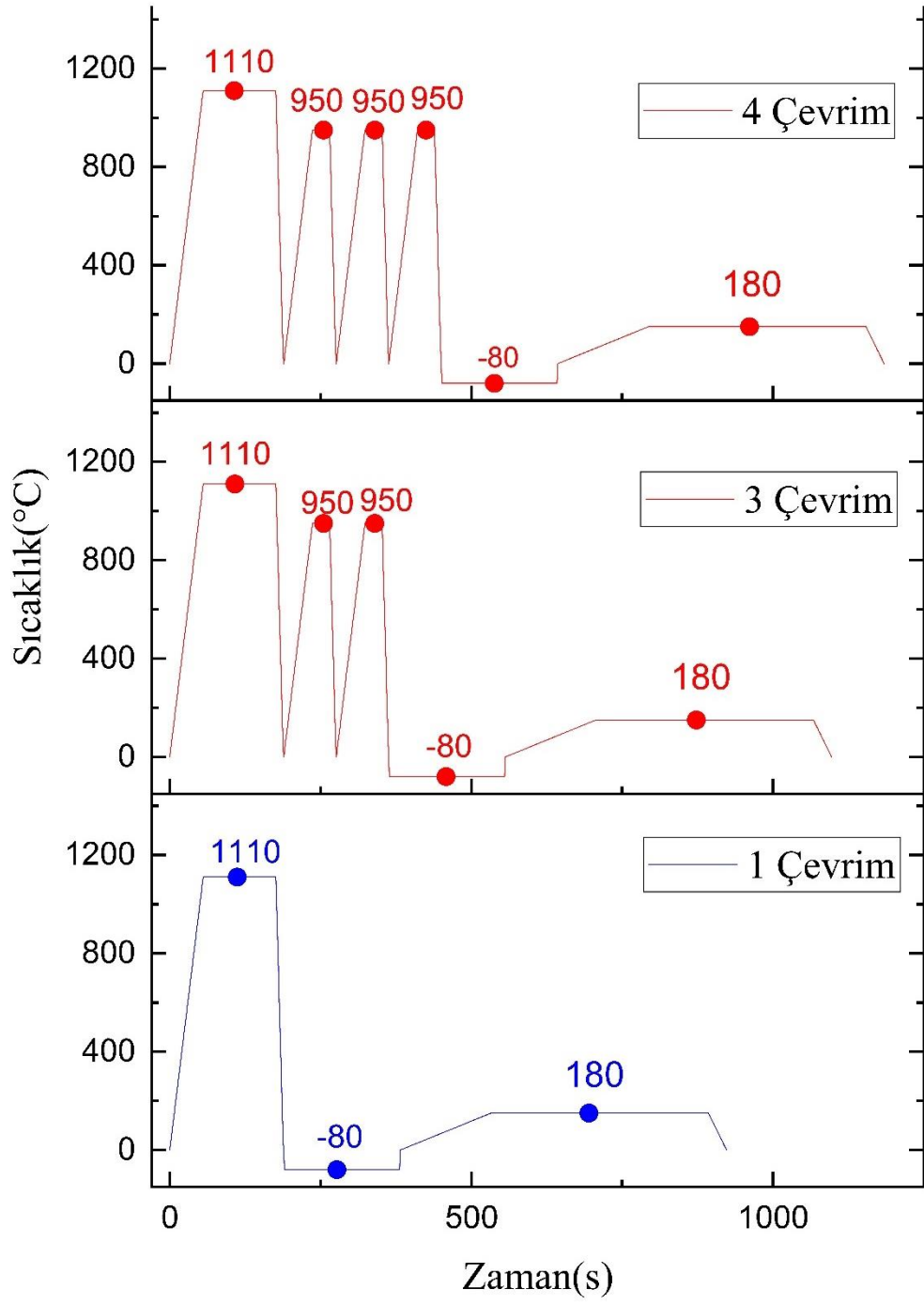
Şekil 21. İndüksiyon ile ısıtım uygulamalarının grafiksel gösterimi

Isıtım işlem uygulamasında kullanılan orta frekanslı indüksiyon ünitesi Şekil 22’de gösterilmiştir. Su verme esnasında soğutma yağının soğutma özelliklerinin stabil kalabilmesi için reçetesinde bulunan sıcaklık değerleri göz önünde bulundurularak ortalama 40°C sıcaklığı geçmeyecek şekilde belirli aralıklarda ölçülerek sabit tutulmuştur. Isıtım işlem sonrası uygulanan sıg kriyojenik işlemde numuneler -80°C’de 24 saat tutulmuştur. Temperleme işlemleri ise 180°C’de etüv fırında gerçekleştirilmiştir.



Şekil 22. İndüksiyon ile ısıtım hattı

İndüksiyonla ısıtım işlemi uygulanan numunelerin en iyi parametresi bulunması sonrasında çevrimsel ısıtım işlemleri gerçekleştirilmiştir. Bu amaçla; birinci ısıtım işlemi çevriminde 1110°C’de 2 dakika tutularak yağda soğutulmuş, akabinde her termal çevrim uygulaması 950°C’de 30 saniye olarak uygulanmıştır. Numunelerin ısıtım hızı 20 °C/s’ e sabitlenmiştir. Termal çevrimler deney planında 1 çevrim, 3 çevrim ve 4 çevrim olmak üzere 3 çevrim uygulaması gerçekleştirilmiştir. Uygulanan ısıtım işlemi çevrimleri Şekil 23’te şematik olarak gösterilmiştir.

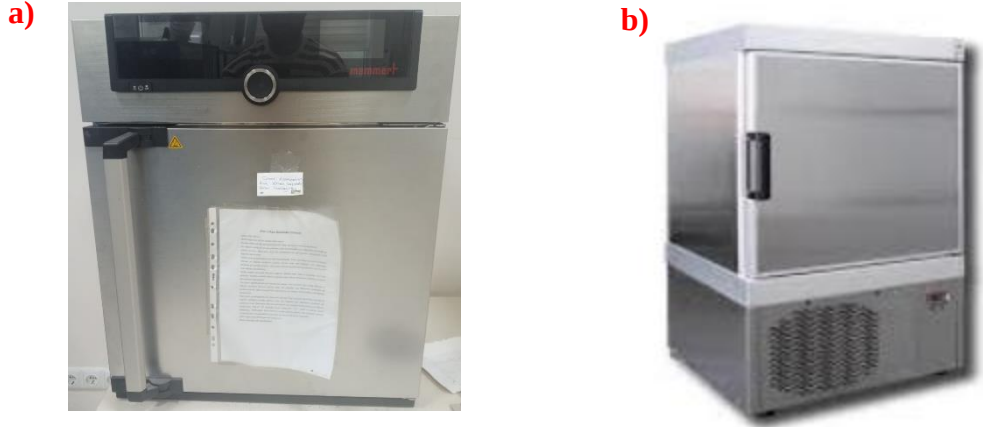


Şekil 23.İndüksiyon ile termal çevrim uygulamaları

5.2.3. Kriyojenik işlemler ve temperleme uygulamaları

Isıl işlem sonrası numunelerdeki kalıntı östeniti gidermek amacıyla -80°C 'de 24 saat boyunca yapılmıştır. Daha önce yapılan çalışmalarda farklı sürelerde (24-36-48 saat) ve sıg (-80°C) ile derin (-196°C) kriyojenik işlemler deneyimlenerek kriyojenik işlem süresinde anlamlı bir fark olmaması sebebiyle sıg kriyojenik işlem 24 saat uygulanmıştır.

Öte yandan martenzit dönüşümü ile iç yapıda oldukça yoğun bir gerilme söz konusudur. Gerilmeleri azaltmak veya gidermek üzere temperleme yapılması gerekmektedir. Temperleme sıcaklıkları, çeliğin kompozisyonuna ve beklenen özelliklere göre $150 - 650^{\circ}\text{C}$ sıcaklık aralığında değişebilmektedir. Bu çalışmada seçilen 180°C sıcaklıkta yapılan temperleme ile malzeme üzerindeki gerilmelerin uzaklaştırılması hedeflenmiştir. Böylece gerilme alınmış ve mekanik özelliklerden feragat edilmemiş olacaktır. Düşük sıcaklıkta temperleme uygulanmasının ana sebebi ise temperleme işleminde karbür çökeltilerin oluşumunun önlenmesi böylece korozyon dayanımında düşüş meydana gelmeden ısıl işlemin tamamlanmasıdır. Bu amaçla, östenitleme, su verme ve kriyojenik işlem uygulamaları akabinde numunelere etüv fırınında temperleme işlemi uygulanmıştır. Etüv fırını ve kriyojenik işlem dolabı Şekil 24'te verilmiştir.



Şekil 24. (a) Etüv fırını, (b) kriyojenik işlem dolabı

5.2.4. Rockwell-C Sertlik Ölçümleri

Numunelerin Rockwell-C sertlik ölçümleri hem ilk ısıtım işlem parametreleri hem de termal çevrim uygulamaları yüzeylerinden olmak üzere BMS 200 RB marka sertlik cihazında 150 kg kuvvet ile ASTM E18-24 standardına uygun olarak 10 adet farklı noktadan ölçülerek gerçekleştirilmiştir (Şekil 25).



Şekil 25. BMS 200 RB marka Rockwell sertlik ölçüm cihazı

5.2.5. Mikro sertlik Ölçümleri ve güvenilirlik analizleri

Numunelerin kesit boyunca sertleşebilirliğinin ölçülebilmesi adına 3 farklı hattan 10 tane olmak üzere karşılıklı kenarlar boyunca kesit taraması gerçekleştirilmiştir. Ölçümler ölçüm mesafesi aralığı 400 μ olacak şekilde aralıklar ile yapılmıştır. Mikro Vickers ölçümleri Future-Tech FM-700 mikro sertlik test cihazında (Şekil 26) ASTM: E384-11e1 standardına uygun 300 gf yük altında 10s olacak şekilde yapılmıştır.

Mikro sertlik ölçümleri üzerinden indüksiyon ile ısıtım işlem uygulamalarının mekanik özellikler üzerindeki etkisini anlamak için güvenilirlik analizi yapılmıştır. Güvenilirlik, bir elemanın belirli koşullar altında işlevini yerine getirme olasılığı olarak ifade edilir.

Bir malzemenin veya mekanik bir bileşenin güvenilirlik analizi, belirli koşullar altında nasıl performans gösterdiğini ve bu performansın ne kadar öngörülebilir veya tutarlı olduğunu belirlemek için çeşitli analizleri içerir (Biolini, 2017).

Güvenilirlik teorisi, güvenilirlik problemlerini çözmek için istatistiksel ve olasılıksal yollarla matematiksel yaklaşımlar kullanır.

Mikro sertlik ölçümleri çok hassas bir ölçüm probu ile küçük bir alanın taranmasını sağlar. Böylece ilgili alanın iç yapı verilerini yansıtmada önemli bir rol oynar. Ancak yapılan bu tekrarlı ve küçük alanda gerçekleştirilen ölçümlerin mikroyapıya bağlı olarak farklılık göstermesi olağandır. Numuneden alınan ölçümlerin verileri ise güvenilirlik testlerine kaynak oluşturmaktadır. Böylece alınan verilerin güvenilirlik analizleri gerçekleştirilerek güvenilirlik hesapları yapılmaktadır.

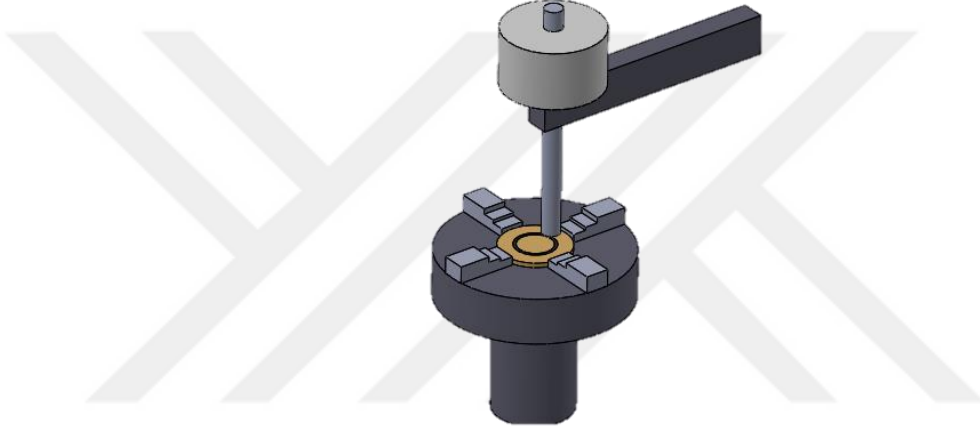
Bu çalışmada, numunelerin tüm kesitinden sertlik verisi alınmış ve sonuçlar güvenilirlik analizine tabi tutulmuştur. Tüm Vickers sertlik testi sonuçlarına Shapiro-Wilk normal dağılım testi uygulanmıştır (Ireson vd., 1996; PDT O'Connor, 1990).



Şekil 26. Future-Tech FM-700 mikro sertlik ölçüm cihazı

5.2.6. Aşınma Testi Analizleri

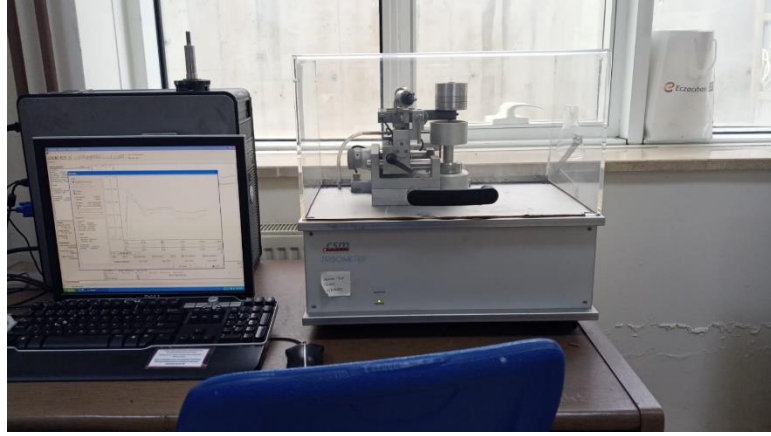
Numunelerin aşınma özelliklerini araştırmak amacıyla CSM marka pin-on-disk cihazında 10 cm/s dönme hızında ve 10 N yükte 500 m mesafede olarak belirlenen parametreler uygulanmıştır. Aşınma testleri standart olarak ASTM G99-23 ball-on-disk aşınma testi için standart test yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Aşınma testlerinde aşındırıcı eleman olarak 6 mm çapında Al_2O_3 alümina bilye kullanılmıştır. Bilyelerin sertliği yaklaşık 1600 HV civarındadır (Ouyang vd., 2011). Yapılan testleri gösteren temsili resim Şekil 27’de gösterilmiştir.



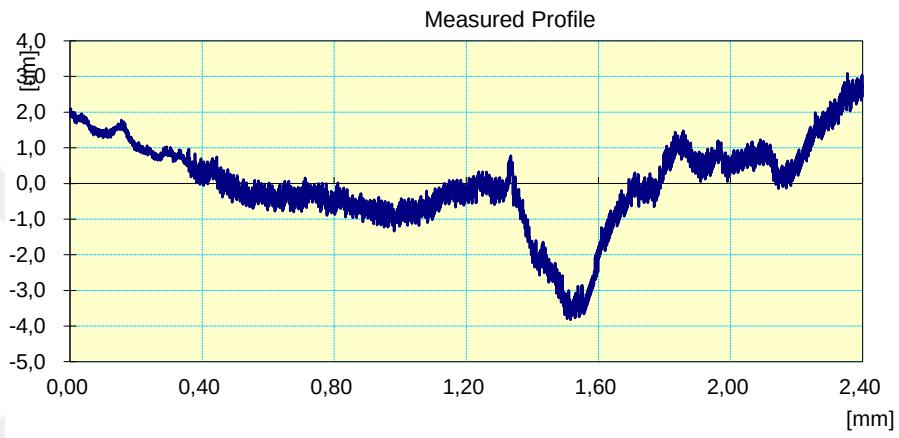
Şekil 27. CSM Tribotest Aşınma Testi gösterimi

Aşınma testleri sonucunda sürtünme katsayıları elde edilmiştir. Bunun yanında aşınan kısımlardan alınan profilometre ölçümleri vasıtasıyla aşınma sonrası kaybolan hacim hesaplanmıştır. Bu amaçla, aşınma izleri üzerinde profilometre ile alınan en az 10 ölçüm aşınma oyuğunu/alanını belirlemede kullanılmıştır. Bu alanlar bilgisayar yazılımı ile işlenerek buradan alan hesaplanmıştır. Aşınma alanları tekrarlı testler şeklinde kayıt altına alınarak aşınma testinde uygulanan aşınma dairesinin çevresi ile çarpılarak aşınma hacmi belirlenmiştir.

Aşınma test cihazı Şekil 28a’ da ve Şekil 28b’de örnek aşınma profili gösterilmiştir.



(a)



(b)

Şekil 28. (a) CSM Tribotest Aşınma Test Cihazı (b) Yüzey pürüzlülüğü grafiği

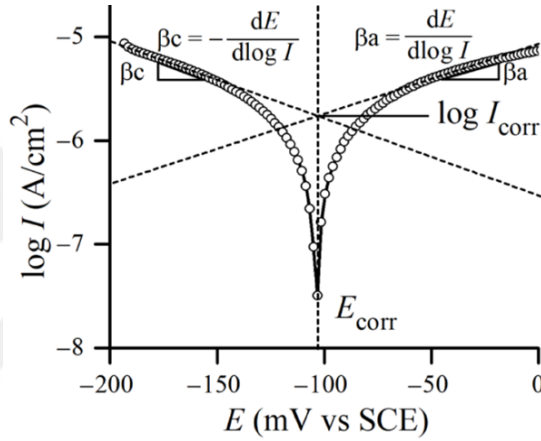
5.2.7. Korozyon Testi Analizleri

Korozyon testleri, Manisa Celal Bayar üniversitesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü'nde bulunan Metrohm DropSens μ Stat400 Potansiyostat-Galvanostat ile oda sıcaklığı değerlerinde 75 ml NaCl (ağırlıkça %3,5) solüsyonunda gerçekleştirilmiştir. 440B martenzitik paslanmaz çelik numunelerin üç elektrotlu bir korozyon hücresi, doymuş kalomel referans elektrot, grafit elektrot ve iş elektrotu ile ayarlanmıştır. Numunelerin yüzeyi, korozyon ölçümü için kullanılan 25 mm² alan hariç yalıtılmıştır. Korozyon ölçümleri yalıtılmayan 25 mm² alan üzerinden gerçekleştirilmiştir. Tafel eğrileri elde edilmiş ve tüm ölçümler 5 mV/s tarama hızında gerçekleştirilmiştir.

Korozyon akımı yoğunluğu I_{corr} değeri olarak, Şekil 29 'da gösterildiği gibi Tafel ekstrapolasyon yöntemi kullanılarak belirlenmiştir. Bu yaklaşımda, Stern-Geary denklemi olarak bilinen denklem kullanılmıştır (Denklem 1).

$$I_{corr} = \frac{\beta_a \beta_c}{2.3 R_p (\beta_a + \beta_c)} \quad (1)$$

Şekil 27'de, anodik ve katodik polarizasyon eğrilerine karşılık gelen düz çizgilerin kesişimleri I_{corr} değerini belirtirken, E_{corr} korozyon potansiyelini temsil eder. R_p , E_{corr} civarında dar bir ± 10 mV potansiyel aralığında polarizasyon eğrisinin eğimi hesaplanarak değerlendirilmiştir.



Şekil 29. Korozyon davranışı hesaplama parametreleri (Nowik vd., 2024).

Korozyon işlemleri sonucu ağırlık kaybından (mm/yıl) korozyon hızına (CR) dönüşüm basit bir işlem ile gerçekleştirilebilir. Korozyon hızı hesaplaması için (Denklem 2):

$$CR = \frac{I_{corr} \cdot K \cdot EW}{d_A} \quad (2)$$

CR: Korozyon hızı

I_{corr} : Amper cinsinden korozyon akımı

K: Korozyon oranının tanımlayan sabit değer (mm/yıl-3272)

EW: Gram cinsinden eşdeğer ağırlık

A: Numune alanı cm^2 cinsinden

5.2.8. Optik Mikroskop ile Mikroyapı İncelemeleri

Numunelerin mikroyapı incelemelerini gerçekleştirmek üzere Manisa Celal Bayar Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde bulunan Metkon Microcut 200 Precision Cutter hassas kesme cihazı ile kesilen numuneler 60 grid zımparadan 1200 grid zımparaya kadar zımparalama işlemine tabi tutulmuştur. Zımparalama işlemleri Metkon Forcipol zımparalama cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Ardından Struers Labopol parlatma cihazında zımparalanan numuneler 6-3-1 mikron keçeler ve bu keçelere uygun elmas solüsyonlar yardımıyla ayna parlaklığına getirilerek incelemeler gerçekleştirilmiştir. Tüm kullanılan numunelere aynı işlemler ayrı ayrı uygulanmıştır. Martenzitik paslanmaz çelikler özelinde kullanılan Kalling No:1 dağlayıcı kullanılmıştır. Dağlayıcı özellikleri Tablo 3'te verilmiştir (ASTM- E407-99, 2015; Cheraghali & Dehaghi, 2011).

Tablo 3. Kalling No:1 dağlayıcı kimyasal bileşenleri

Dağlayıcı	Bileşim	Miktar	Dağlama koşulu
Kalling No:1	Saf su	33 ml	20°C sıcaklıkta daldırma şeklinde
	Bakır Klorür (CuCl_2)	1,5 g	
	Hidroklorik asit (HCl)	33 ml	
	Ethanol	33 ml	

Ayna parlaklığında parlatılan ve dağlanan numuneler Manisa Celal Bayar Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü'nde bulunan Nikon marka Eclipse LV150N model optik mikroskop kullanılarak mikroyapı incelemeleri gerçekleştirilmiştir.

5.2.9. SEM ile Mikroyapı İncelemeleri

Numunelerin taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile faz analizleri ayrıntılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir. MCBÜ Deneysel Fen Bilimleri Uygulama ve Araştırma Merkezi (DEFAM)'de bulunan ZEISS Gemini 500 FE Taramalı Elektron mikroskobu kullanılmıştır. Burada mikroskopta incelenmesi mümkün olmayan ölçeklerde fazların daha iyi incelenerek görüntülenmesi ve yorumlara derinlik katması hedeflenmiştir.

Numunelere yapılan incelemeler, malzemede uygulanan ısıtma işlem sıcaklıkları, süreleri ve ısıtma işlem sonrası uygulamalarının (Kriyojenik işlem, temperleme gibi)

malzemenin mikroyapısı üzerindeki etkileri detaylı bir şekilde belirlenmeye çalışılmıştır.

Numunelerin SEM analizinde, indüksiyon ile ısıtma işlemi ile çevrimsel ısıtma işlemlerinin etkilerinin karşılaştırılması amaçlanmıştır. Böylece çevrimsel ısıtmanın etkileri detaylı bir şekilde incelenmiştir.

5.2.10. XRD (X-Işınları Difraktometresi) İncelemeleri

XRD incelemeleri ASTM D3906-03 standardı göz önünde tutularak, Manisa Celal Bayar Üniversitesi Deneysel Fen Bilimleri Uygulama ve Araştırma Merkezinde bulunan Panalytical Empyrean marka XRD cihazı ile yapılan testler sonucunda faz içerikleri hakkında detaylı bilgiler elde edilmiştir.

XRD analizleri vasıtasıyla martenzit, kalıntı östenit ve karbür oluşumları ve değişimleri üzerine analizler gerçekleştirilmiştir. bunun yanı sıra XRD grafikleri bilgisayar yazılımı ile çizdirilerek malzemenin kristal boyutu, dislokasyon yoğunluğu ve mikro gerilmeler hakkında hesaplamalar yapılarak veriler elde edilmiştir.

Kristalin ortalama boyutunu hesaplamak için Scherrer formülü kullanılmıştır. Denklem bağı olarak dislokasyon yoğunlukları ve mikro gerilmeler de hesaplanmıştır.

$$D = \frac{(K.\lambda)}{\beta.\cos(\theta)} \quad (1)$$

D: Kristal boyutu

K: Scherer sabiti

λ : X-ray dalga boyu

β : Maksimum yarı genişlikte tam genişlik

θ : Tepe açısı (FWHM)

$$\delta = \frac{1}{D^2} \quad (2)$$

δ : Dislokasyon yoğunluğu

ALTINCI BÖLÜM

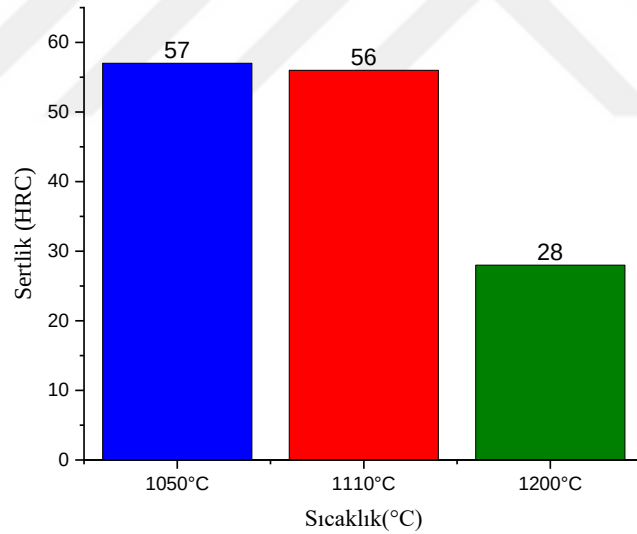
6. ARAŞTIRMA BULGULARI VE TARTIŞMA

6.1. İndüksiyon ile Isıl İşleme En Uygun Parametrenin Tayini

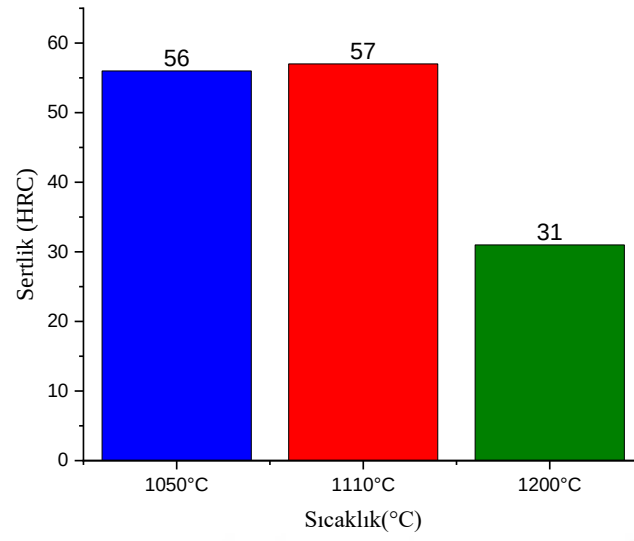
İndüksiyon ile sertleştirmede uygulanacak östenitleme sıcaklıkları Thermo-Calc yazılımı ile farklı sıcaklıklardaki faz oranları ve östenit latis içerisindeki C ve Cr oranları dikkate alınarak belirlenmiştir.

İndüksiyon ile ısıtılmanın diğer parametrelerinden biri de ısıtılma süresinin optimum şekilde belirlenmesidir. Bu anlamda 3 farklı sıcaklık parametresine karşılık 3 farklı süre belirlenmiştir.

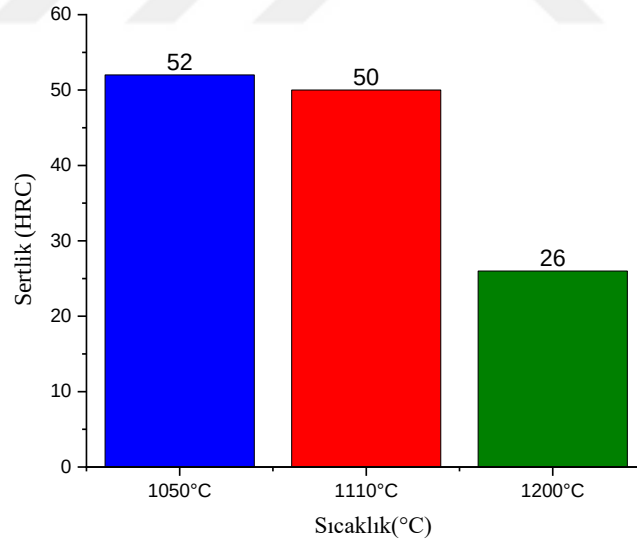
İlk etapta optimum östenitleme sıcaklığı ve süre için 1050°C, 1110°C, 1200°C’de 1,2 ve 4 dakika süreler ile İndüksiyon ile ısıtılma uygulanmıştır. Sertlik ölçüm sonuçları Şekil 30-31-32’de verilmiştir.



Şekil 30. Farklı östenitleme sıcaklıklarında ve 1 dakika süre için HRC sertlik değişimleri



Şekil 31. Farklı östenitleme sıcaklıklarında ve 2 dakika süre için HRC sertlik değişimleri



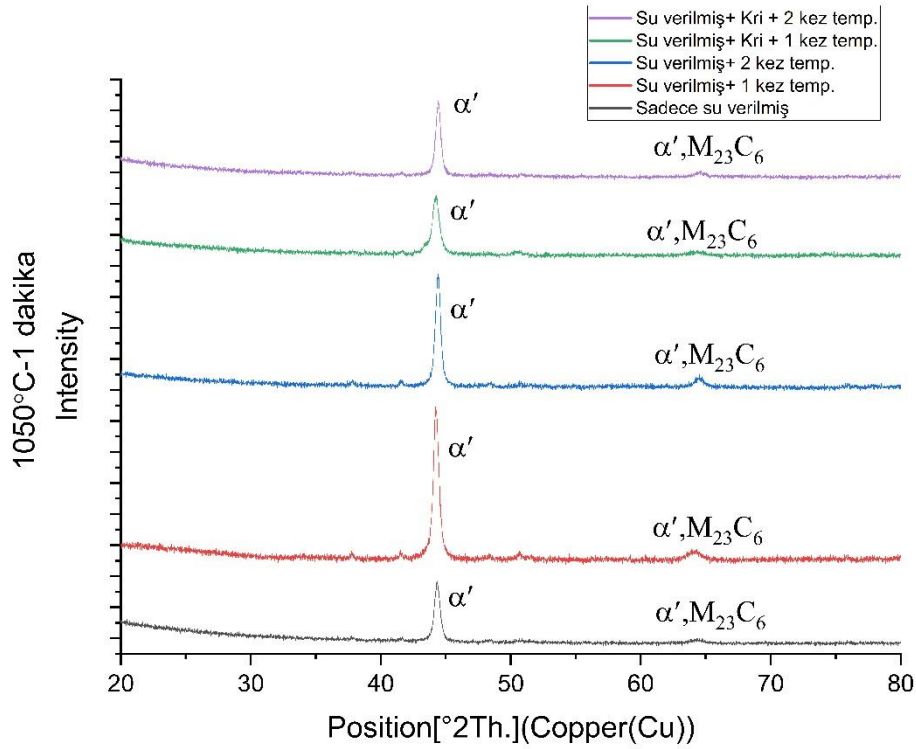
Şekil 32. Farklı östenitleme sıcaklıklarında ve 4 dakika süre için HRC sertlik değişimleri

Yapılan deneyler sonucunda 1050°C ve 1110°C’ de 1 ve 2 dakikalarda sertlik ortalama 55-60 HRC aralığında raporlanmıştır. 1200°C’de ise östenit tane boyutunun artması ile sertlik değerleri 25-30 HRC aralığında elde edilmiştir. Yüksek sıcaklıkta beklenildiği üzere tane irileşmesi olmuş ve sertlik değerleri oldukça düşmüştür.

Gerçekleştirilen ön çalışmalar sonucunda 1200°C östenitleme sıcaklığında indüksiyon ile ısıtıl işlem uygulanması tüm ısıtıl işlem sürelerinde düşük sertlik göstermiştir. Öte yandan, 1050 ve 1110 C östenitleme sıcaklıklarında 1 ve 2 dakika ısıtıl işlem uygulanması karşılaştırılabilir sertlikler sergilerken, 4 dk ısıtıl işlemin sertlikte düşüşe yol açtığı görülmüştür. Bu sebeple, detaylı ısıtıl işlem çalışmalarında 1050°C ve 1110°C’ de 1 ve 2 dakika indüksiyon ile ısıtıl işlem uygulanmıştır. Isıtıl işlem yapılan numunelere bu süreç sonrasında kriyojenik işlem ve temperleme işlemleri de ilave edilmiştir.

6.1.1. XRD (X-Işınları Difraktometresi) İncelemeleri

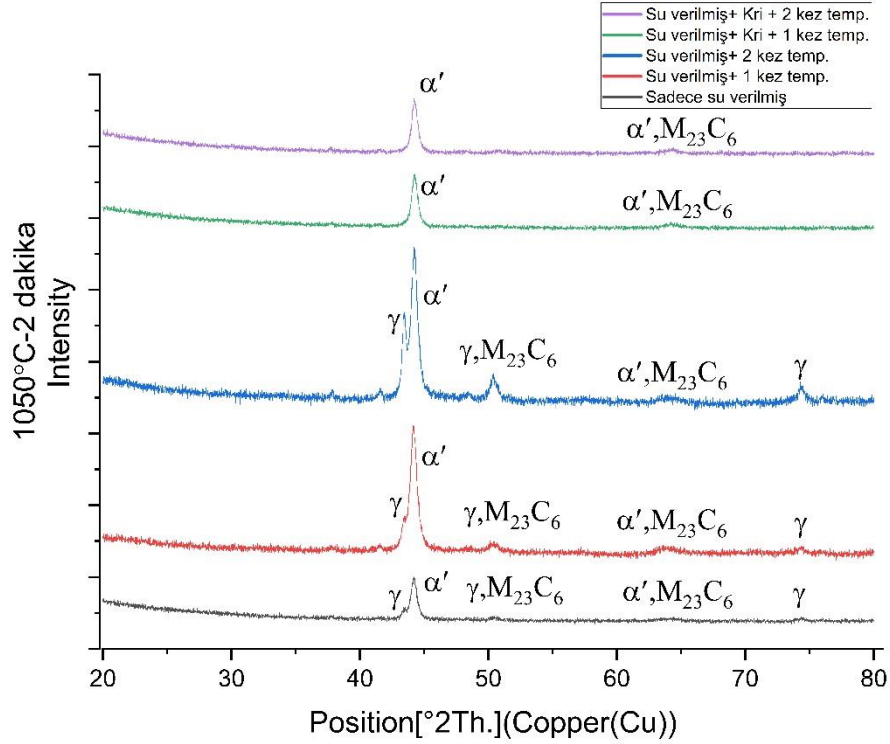
1050°C ‘de 1 dakika gerçekleştirilen ısıtıl işlemler incelendiğinde, Şekil 33’ te XRD grafiklerindeki piklerlerden görülebileceği üzere, kalıntı östenit yapıya dair bir pike rastlanmamıştır. 1050°C sıcaklıkta 1 dakika uygulanan ısıtıl işlemin düşük sıcaklıkta kısa süreli olması sebebiyle tane irileşmesine yol açmadan ısıtıl işlemin hızlıca gerçekleştiği ve kalıntı östenit oluşumunun bastırıldığı düşünülmektedir. XRD analizlerine bu bilgi ışığında bakıldığında, martenzitik matriksin baskın olduğu ve yanı sıra $M_{23}C_6$ karbürlerine ait pik görülmektedir.



Şekil 33. 440B çeliğin 1050°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı XRD grafikleri

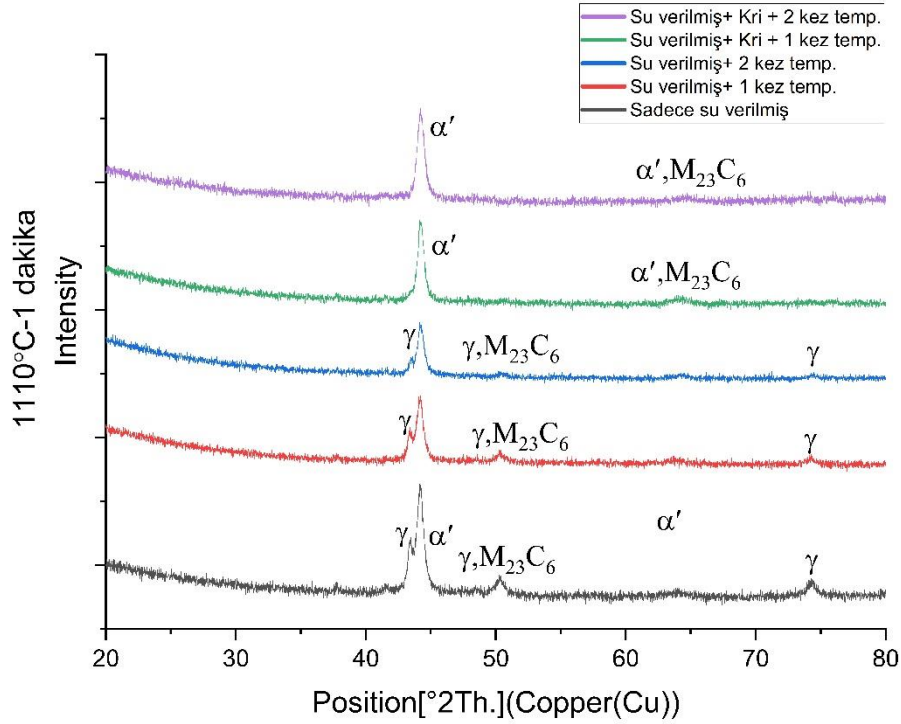
1050°C 'de 2 dakika gerçekleştirilen ısıt işlemler incelendiğinde, XRD analizleri, martenzitik matrisin baskın olduğu ve yanı sıra $M_{23}C_6$ karbürlerine ait pik görülmektedir. Bunun yanında 1050°C 'de 2 dakikada sadece su verilmiş, 1 kez ve 2 kez temperlenmiş numunede, $2\theta=43.4351$ ve 74.3088 açılarında bulunan pikler kalıntı östeniti ifade etmektedir. 1 dakika indüksiyon ile ısıt işlem uygulamasında ifade edildiği üzere, ısıt işlem süresi itibariyle kalıntı östenite fırsat vermeden küçük tane yapısında su verildiği için kalıntı östenit oluşumu gözlenmemiştir. Buna karşılık 2 dakika süreli indüksiyon ile ısıt işlem uygulamasında belirgin kalıntı östenite rastlanmıştır. Çalışmanın devamında gerçekleştirilen -80°C kriyojenik işlemlerin ardından numunelerde kalıntı östenit pikinin kaybolduğu görülmektedir. Kriyojenik işlemin kalıntı östeniti giderdiği veya miktarca azalttığı değerlendirilmiştir. Bu sonuçla literatürde yapılan çalışmalar ile ortak payda da bulunduğu söylenebilmektedir. (Prieto vd., 2014; Zhirafar vd., 2007).

1050°C 'de 2 dakika gerçekleştirilen ısıt işlemlerin ifade edildiği XRD grafikleri Şekil 34'te gösterilmiştir.



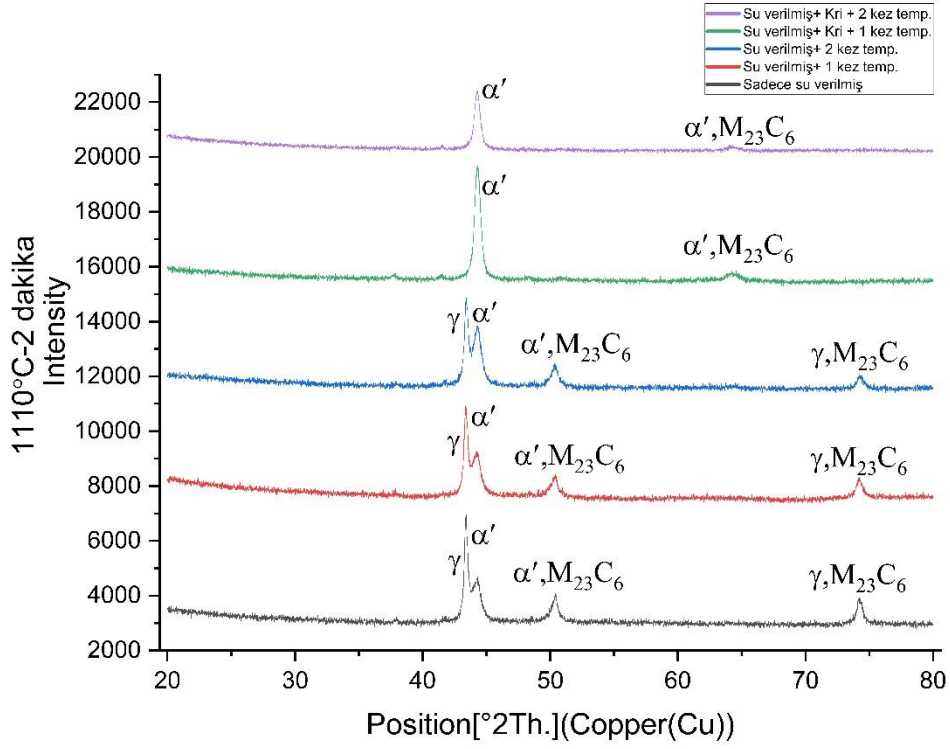
Şekil 34. 440B çeliğin 1050°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı XRD grafikleri

1110°C de 1 dakikada gerçekleştirilen ısıt işlemler incelendiğinde, su verilen numunelerin mikroyapı görüntülerinde, yapıda baskın martenzit fazı ve $M_{23}C_6$ karbür yapılar ile karşılaşılmıştır. 1050°C ısıtmaya göre prior östenit tanelerinde irileşmeden söz edilebilir. Su verilmiş ve temperlenmiş numunelerde kalıntı östenit gözlenirken, kriyojenik işlem görmüş numunelerin mikroyapılarında kalıntı östenit gözlenmemiştir. Kriyojenik işlemle birlikte östenit piklerinin de tamamen kaybolduğu görülmektedir. Ayrıca %100 pikinin dışında yardımcı piklerde belirgin görünen kalıntı östenit ($2\theta=43,328$) pikinin de martenzite ($2\theta=44,198$) dönüşerek matrise katıldığı gözlemlenmiştir. 1110°C 'de 1 dakika gerçekleştirilen ısıt işlemler sonrası elde edilen XRD paternleri Şekil 35'te gösterilmiştir. Hali hazırda yapılan ısıt işlem sonrası kriyojenik işlemlerle kalıntı östenitin numunelerden tamamen elimine edildiğini görülmüştür (Amini vd., 2012).



Şekil 35. 440B çeliğin 1110°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı XRD grafikleri

1110°C de 2 dakikada gerçekleştirilen ısıt işlemlerden sonra elde edilen XRD paternleri incelendiğinde, martenzitik matriks ve kalıntı östenit piklerinin yanı sıra $M_{23}C_6$ karbürlerine ait pikler görülmektedir. Kalıntı östenit yapı burada oldukça baskın hale gelmiştir. Sıcaklık ve ısıt işlem uygulama süresinin artışı ile bu piklerin artması beklenmektedir. Sadece su verilen ve su verilip temperlenen numuneler incelendiğinde, yüksek sıcaklık ile tane yapısının büyümesi ve buna bağlı olarak dönüşüm gerçekleştiremeyen östenit fazının artması beklenen bir durumdur (Speer vd., 2005). Kalıntı östenit, pikler ile de açıkça görülmektedir. Öte yandan kriyojenik işlemlerin uygulandığı numunelerde kalıntı östenit piki gözlemlenmemiştir. Burada kriyojenik işlem kalıntı östeniti giderdiği ya da minimuma indirdiği söylenebilmektedir. 1110°C 'de 2 dakika gerçekleştirilen ısıt işlemler sonrası elde edilen XRD paternleri Şekil 36'da gösterilmiştir.



Şekil 36. 440B çeliğin 1110°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı XRD grafikleri

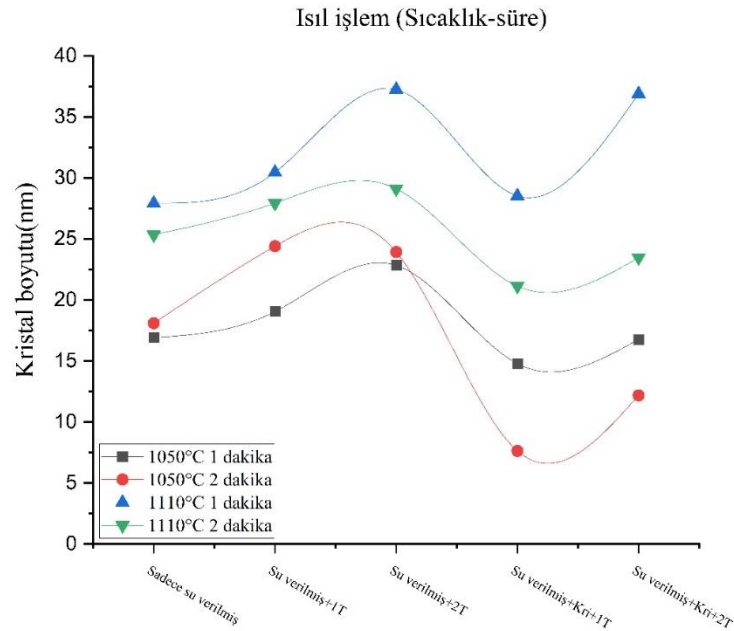
Çalışmamızda XRD analizleri üzerinde kristal boyutu ve dislokasyon yoğunluğu hesapları da gerçekleştirilmiştir. Böylece indüksiyon ile ısıtım işlem uygulamaları sonucunda kristal boyutu ve dislokasyon yoğunluğu değişimi gözlemlenmiştir. Tablo 4 ve Tablo 5'te kristal boyutu ve dislokasyon yoğunluğu verilmiştir. Ayrıca şekil 37'de grafik olarak kristal boyutu gösterilmiştir.

Tablo 4. Isıl işlem uygulamaları sonrası kristal boyutu (nm)

Sıcaklık/süre	Isıl işlem parametresi				
	Su ver.	Su ver. +1T	Su ver. +2T	Su ver. +Kri+1T	Su ver. +Kri+2T
1050°C-1 dk	16,91	19,05	22,83	14,79	16,77
1050°C -2 dk	27,92	30,46	37,25	28,52	36,89
1110°C -1 dk	18,1	24,4	23,93	7,63	12,18
1110°C -2 dk	25,34	27,94	29,11	21,13	23,48

Tablo 5. Isıl işlem uygulamaları sonrası dislokasyon yoğunluğu(mm⁻²)(x10³)

Sıcaklık/süre	Isıl işlem parametresi				
	Su ver.	Su ver. +1T	Su ver. +2T	Su ver. +Kri+1T	Su ver. +Kri+2T
1050°C-1 dk	2,00	1,28	1,08	4,58	3,55
1050°C -2 dk	15,91	9,16	8,91	11,90	11,22
1110°C -1 dk	15,79	9,38	6,81	17,16	16,64
1110°C -2 dk	1,50	1,28	1,16	2,67	3,23

**Şekil37.** İndüksiyon ile ısıtılmış numunelerin kristal boyutları

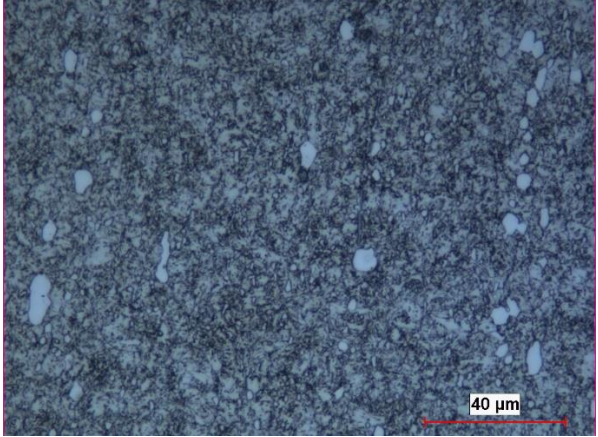
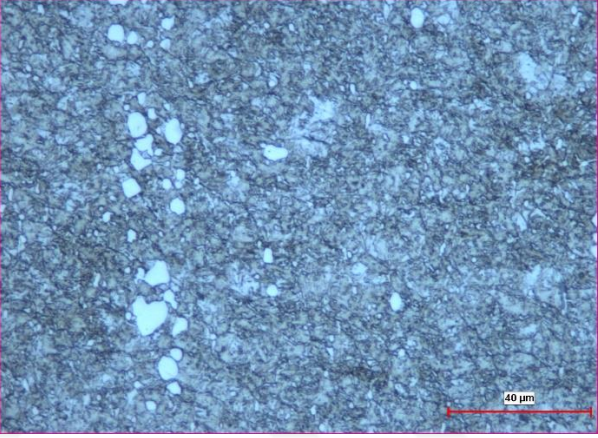
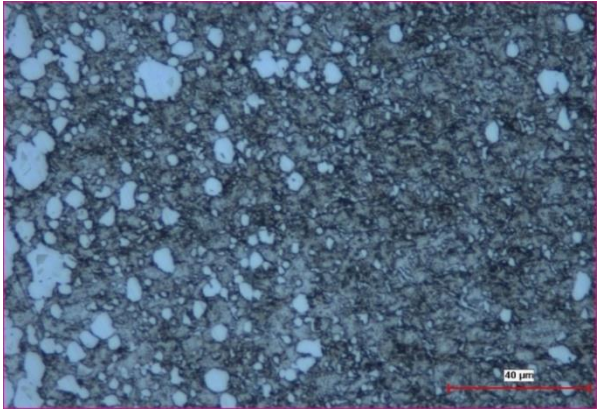
Farklı östenitleme sıcaklıkları ve farklı süreler incelendiğinde, sıcaklık artışı ile kristal boyutlarında artış göze çarpmaktadır. Bununla beraber, ısıtım işlem süresinin artışı da kristal boyutunu artırmıştır.

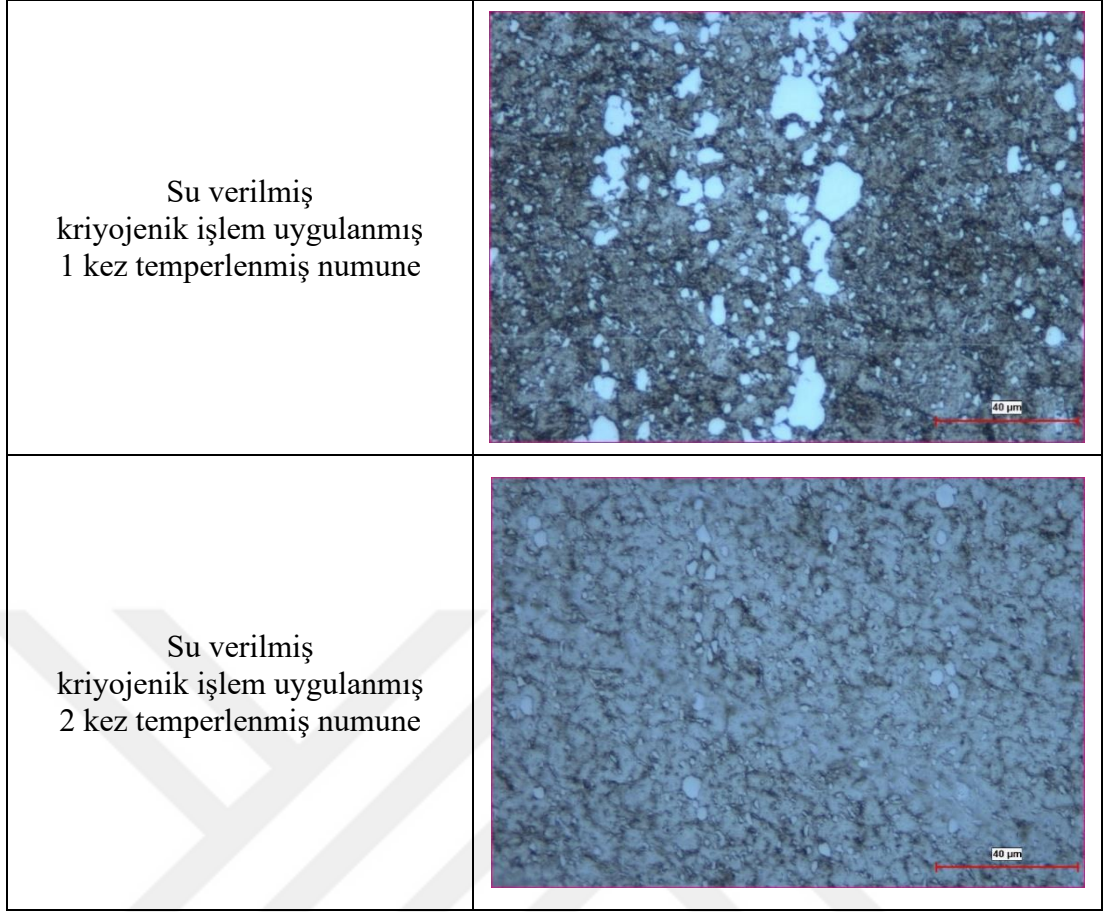
6.1.2. Optik Mikroskop ile Mikroyapı İncelemeleri

İndüksiyon ile ısıtım işlem parametrelerinin belirlenmesinde belirlenen ısıtım işlem sıcaklık ve sürelerinde 1050°C ve 1110°C’ de 1 ve 2 dakika olarak indüksiyon ile ısıtım işlem uygulanması gerçekleştirilmiştir. Gerçekleştirilen ısıtım işlem numunelerin optik mikroskop ile 500x mercek ile (40µm ölçekli) çekilmiş görüntüleri aşağıda verilmiştir.

6.1.2.1 1050°C ‘de 1 Dakika Gerçekleştirilen Isıtım İşlemler

1050°C de 1 dakikada su verilmiş numunelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, yapıda baskın martenzit fazı ve $M_{23}C_6$ karbür yapılar açıkça gözlemlenmektedir. XRD analizleri de göz önünde bulundurularak mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, kalıntı östenite dair bulgulara rastlanmamıştır. 440B çeliğin 1050°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı optik mikroskop fotoğrafları Şekil 38’deki görseller ile gösterilmiştir. Literatürdeki benzer çalışmalarda, optik mikroskop görüntülerinden elde edilen görsellerle uyumlu olduğu görülmüştür. Martenzitik paslanmaz çeliklerde $M_{23}C_6$ karbürlerini beyaz ve küresel olarak, koyu renkli matris fazı ise martenzit fazı olarak gözlemlenmiştir (Khanlari vd., 2019; Ma vd., 2024).

1050°C 1 Dakika Isıl İşlem	Optik Mikroskop Görüntüsü (40µm)
Su verilmiş numune	
Su verilmiş + 1 kez temperlenmiş numunenin	
Su verilmiş + 2 kez temperlenmiş numune	



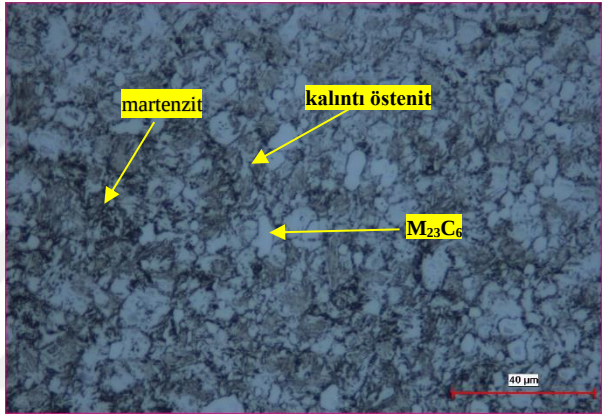
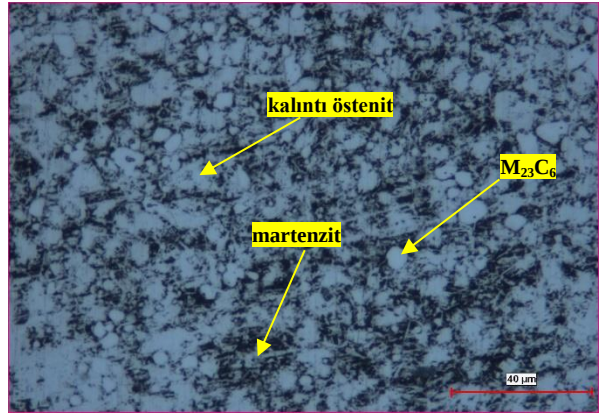
Şekil 38. 1050°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı ile uygulanan ısı işlemlerin optik mikroskop fotoğrafları

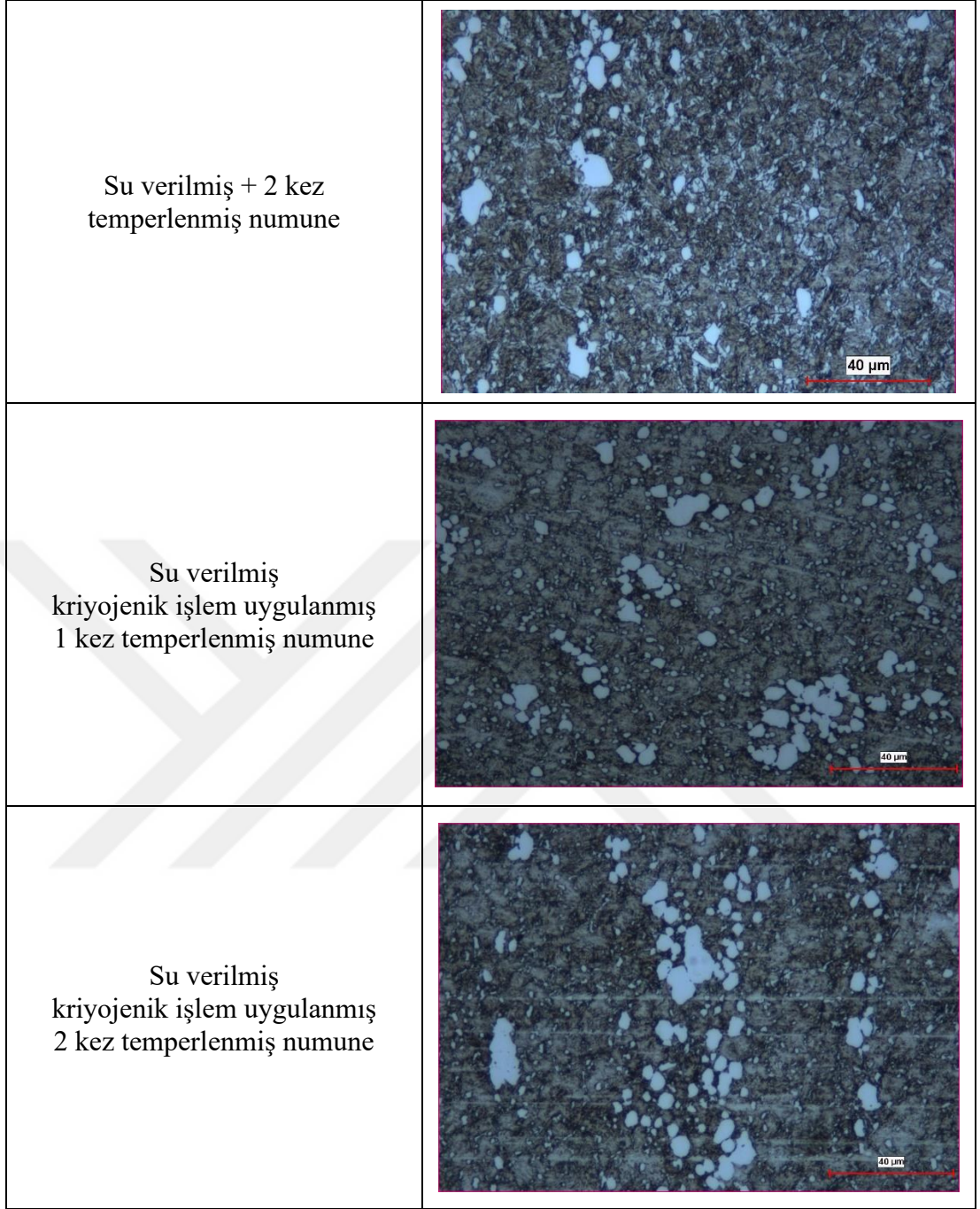
6.1.2.2 1050°C ‘de 2 Dakika Gerçekleştirilen Isıl İşlemler

1050°C de 2 dakikada su verilen numunelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, baskın martenzit fazı ve $M_{23}C_6$ karbür yapılar ile karşılaşılmıştır. Bununla beraber mikroyapı görüntülerinden de görüldüğü üzere kalıntı östenit (karbürler dışındaki beyaz faz) yapıya da rastlanmıştır. XRD analizlerinde görülen $2\theta=43.4351$ ve 74.3088 açılarında bulunan pikler ile grafik olarak ifade edilen kalıntı östenit, incelenen mikroyapı görüntülerinde de gözlemlenmiştir. Sadece su verilmiş ve su verilmiş 1 kez temperlenmiş numunelerin mikroyapı incelemelerinde kalıntı östenite yapılar, matris faz ve $M_{23}C_6$ karbür yapıları mikroyapı görselleri ile gösterilmiştir. Bu işlem sonrası uygulanan kriyojenik işlem uygulanmış numuneler incelendiğinde kriyojenik işlemin kalıntı östeniti giderdiği veya miktarca azalttığı değerlendirilmiştir. Mikroyapı görüntüleri incelendiğinde süre artışının kalıntı östenit

oluşumuna yol açtığı gözlemlenmiştir. Ancak gerçekleştirilen kriyojenik işlemler ile mikroyapıda oluşan kalıntı östenit fazı giderilmiştir. Kalıntı östenit matris yapıya katılarak martenzit yapıya dönüşmüştür. XRD sonuçları da optik mikroskop sonuçlarını destekler niteliktedir.

Literatürde yapılan benzer bir çalışmada kriyojenik işlem mekanizmalarının kalıntı östeniti minimuma indirdiği raporlanmıştır (Naravade vd., 2013; Worasaen vd., 2021). Uygulanan ısıt işlemlerin optik mikroskop görüntüleri Şekil 39’ da gösterilmiştir.

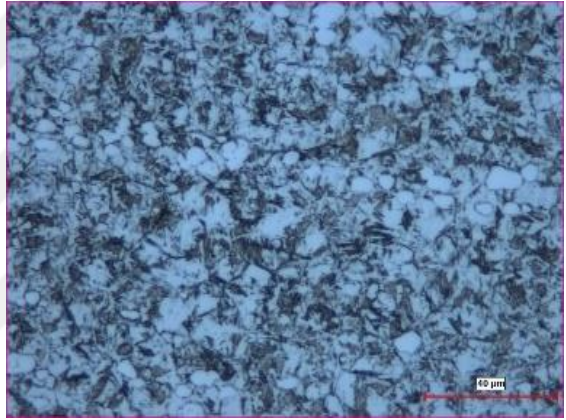
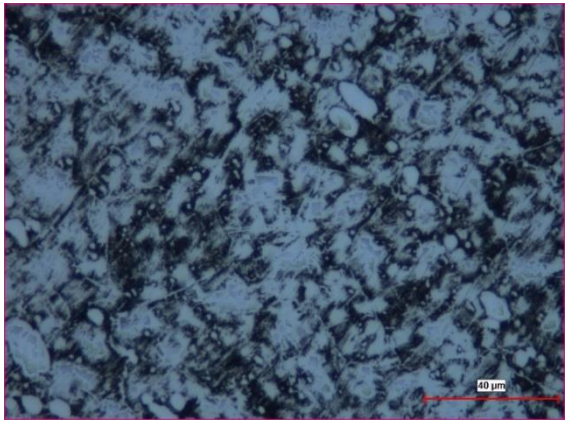
1050°C 2 Dakika Isıl İşlem	Optik Mikroskop Görüntüsü (40µm)
Su verilmiş numune	
Su verilmiş + 1 kez temperlenmiş numune	

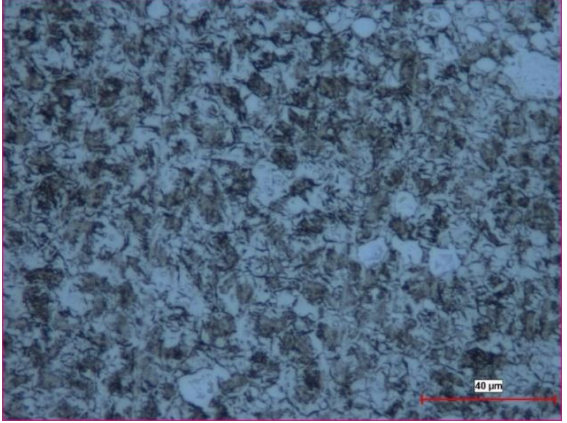
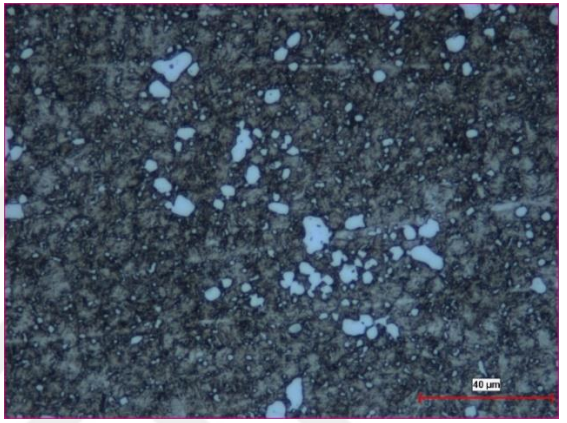
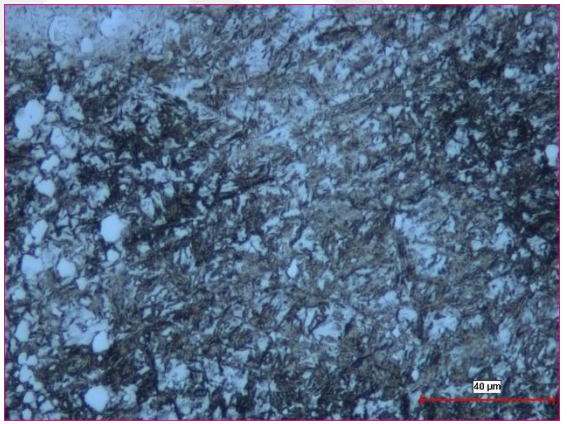


Şekil 39. 1050°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı ile uygulanan ısıt işlemlerin optik mikroskop fotoğrafları

6.1.2.3 1110°C 'de 1 Dakika Gerçekleştirilen Isıl İşlemler

1110°C de 1 dakikada su verilen numunelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, baskın martenzit fazı ve $M_{23}C_6$ karbür yapılar ile karşılaşılmıştır. 1050°C ısıtmaya göre prior ostenit tanelerinde irileşmeden söz edilebilir. Su verilmiş ve temperlenmiş numunelerde kalıntı östenit gözlenirken, kriyojenik işlem görmüş numunelerin mikroyapılarında kalıntı östenit gözlenmemiştir. Benzer bir çalışmada mikroyapı analizleri aynı şekilde yorumlanarak raporlanmıştır (Salleh vd., 2009). Uygulanan ısıl işlemlerin optik mikroskop görüntüleri Şekil 40'ta gösterilmiştir.

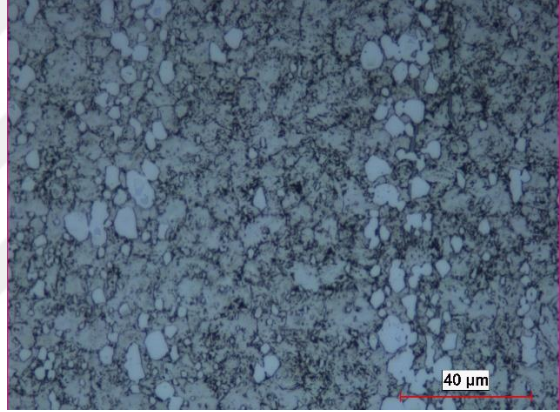
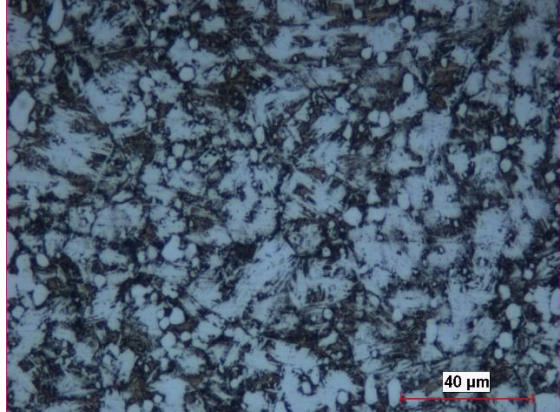
1110°C 1 Dakika Isıl İşlem	Optik Mikroskop Görüntüsü (40µm)
Su verilmiş numune	
Su verilmiş + 1 kez temperlenmiş numune	

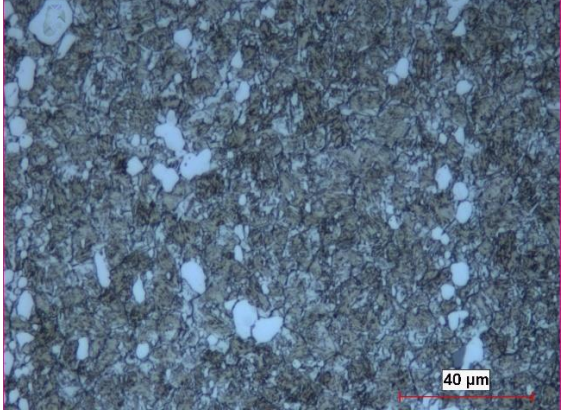
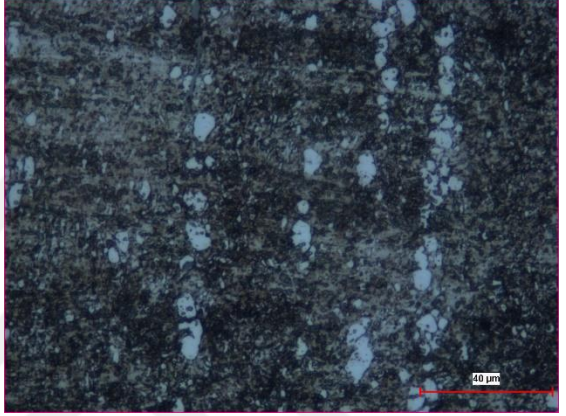
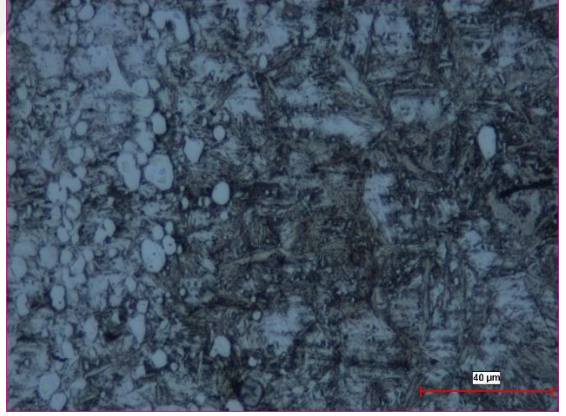
Su verilmiş + 2 kez temperlenmiş numune	
Su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numune	
Su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış 2 kez temperlenmiş numune	

Şekil 40. 1110°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı ile uygulanan ısıt işlemlerin optik mikroskop fotoğrafları

6.1.2.4 1110°C 'de 2 Dakika Gerçekleştirilen Isıl İşlemler

1110°C de 2 dakikada su verilen numunelerin mikroyapı görüntüleri incelendiğinde, baskın martenzit fazı ve $M_{23}C_6$ karbür yapılar ile karşılaşılmıştır. Mikroyapı görüntülerinden yola çıkarak ayrıca kalıntı östenit yapı gözlenmiştir. XRD analizlerinde de açıkça görülen bu yapılar optik mikroskop görsellerinde de gözlemlenmiştir. Öte yandan, prior östenit tanelerindeki irileşme oldukça barizdir. Literatürde farklı sıcaklıklarda düşük sıcaklıktan yüksek sıcaklığa doğru geçişte beklenildiği üzere tane irileşmesi mikroyapı görüntüleri raporlanmıştır (Liu vd., 2022; Prieto vd., 2014). Uygulanan ısıt işlemlerin optik mikroskop görüntüleri Şekil 41'de gösterilmiştir.

1110°C 2 Dakika Isıl İşlem	Optik Mikroskop Görüntüsü (40µm)
Su verilmiş numune	
Su verilmiş + 1 kez temperlenmiş numune	

Su verilmiş + 2 kez temperlenmiş numune	
Su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numune	
Su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış 2 kez temperlenmiş numune	

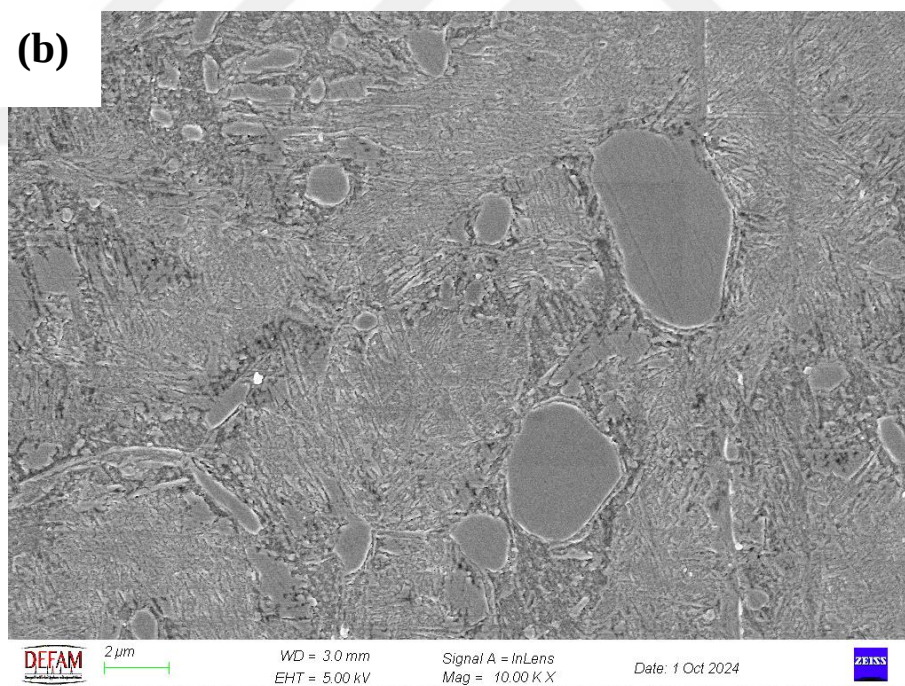
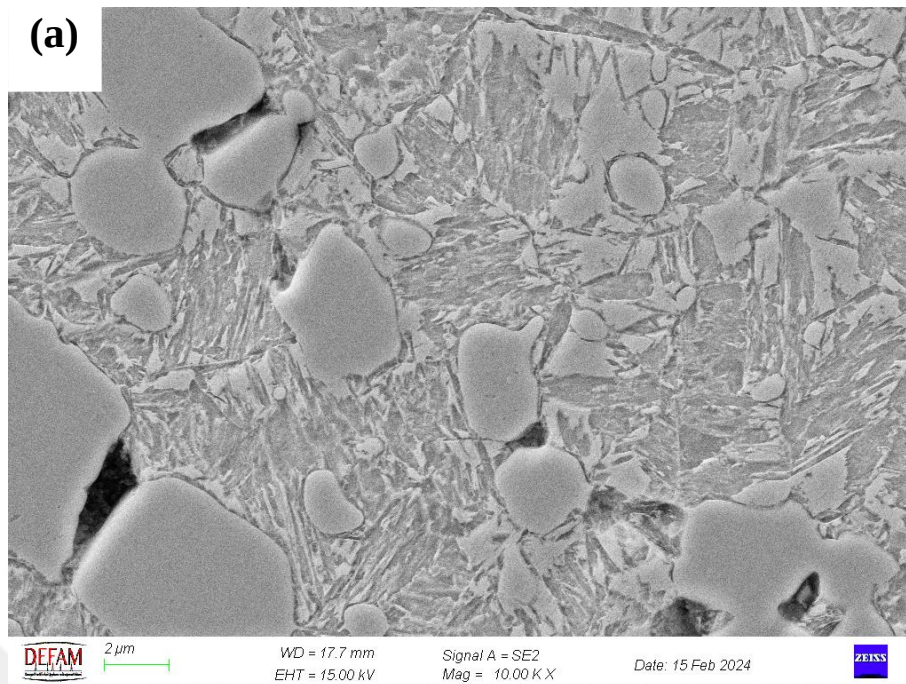
Şekil 41. 1110°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı ile uygulanan ısıt işlemlerin optik mikroskop fotoğrafları

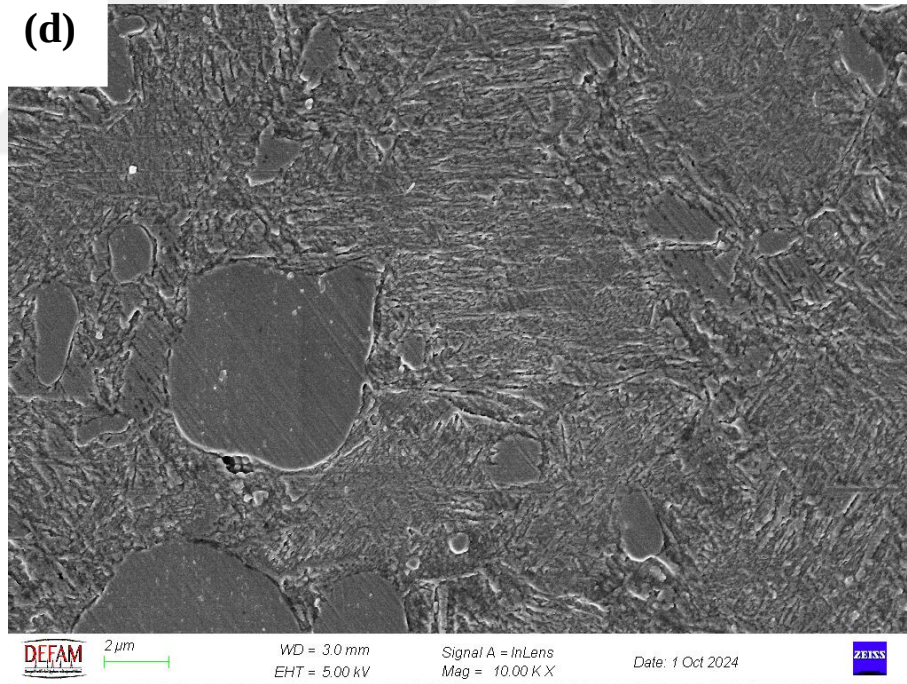
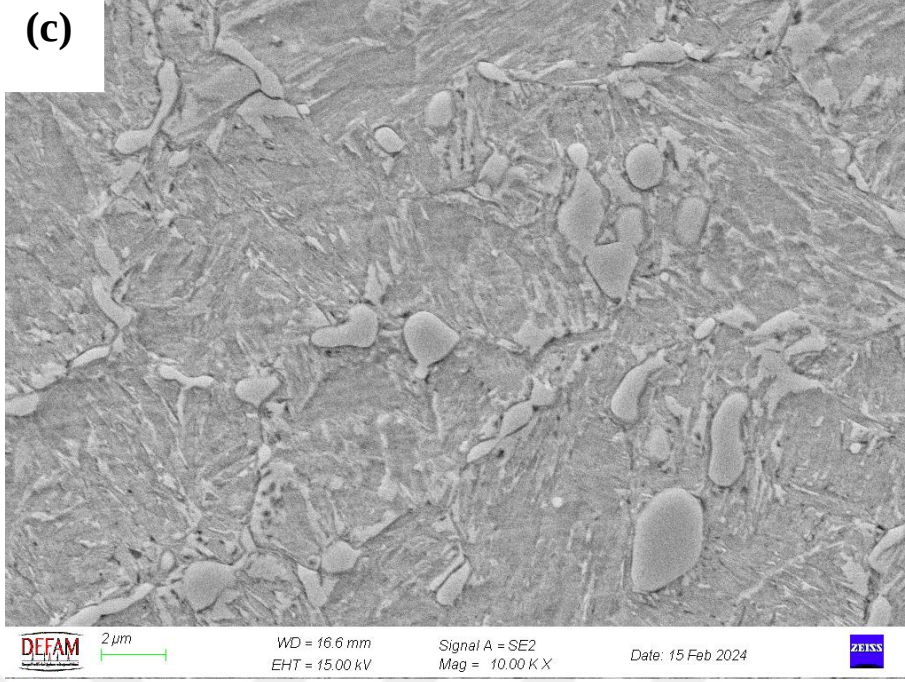
6.1.3. SEM ile Mikroyapı İncelemeleri

Çalışmada uygulanmış olan farklı östenitleme sıcaklıklarının ve farklı ısıtma sürelerinin mikroyapı analizlerini daha ayrıntılı şekilde incelemek ve raporlayabilmek için SEM analizleri gerçekleştirilmiştir. Optik mikroskop ve XRD analizlerinin çıktıları SEM analizleri ile daha ayrıntılı hale getirilmiştir. SEM analizlerinde bazı parametrelerde ayrıntılar daha iyi ifade edilebildiğinden “*INLENS*” modu kullanılarak ilgili kısımlar gösterilmiştir.

1050°C östenitleme sıcaklığında 1 dakika ısıtma uygulanan numune incelendiğinde baskın olarak martenzit fazı ve $M_{23}C_6$ karbür yapısı göze çarpmaktadır. Burada optik mikroskopta tam olarak gösterilemeyen martenzit yapı açıkça görülmektedir. Öte yandan XRD analizleri üzerinden elde edilen piklerde de bu parametrenin numunelerinde herhangi bir kalıntı östenite rastlanmamıştır. Bunun sebebi olarak düşük östenitleme sıcaklığı ve kısa süre uygulanan ısıtma işleminin etkisi olduğu düşünülmektedir. Nitekim indüksiyon ile ısıtma işlem uygulamalarında oluşan tane yapısının küçülme eğiliminde olmaktadır (Civi vd., 2018). Bununla birlikte düşük sıcaklık ve sürede büyümemesi kalıntı östenit oluşumuna engel olmuştur.

1050°C östenitleme sıcaklığında 1 dakika ısıtma işlem proseslerinin çıktıların incelersek kriyojenik işlem uygulanmış numunelerde dahil olmak üzere, kalıntı östenit varlığına rastlanmamış, matris martenzit fazı ve $M_{23}C_6$ karbür yapısı oluşumu bulunduğu gözlemlenmiştir. Şekil 42.b ve Şekil 42d’ de de görüleceği üzere INLENS modunda da incelenmiş fakat kalıntı östenit varlığına rastlanmamıştır. Şekil 42’de 1050°C östenitleme sıcaklığında 1 dakika ısıtma işleminin SEM görüntüleri gösterilmiştir.

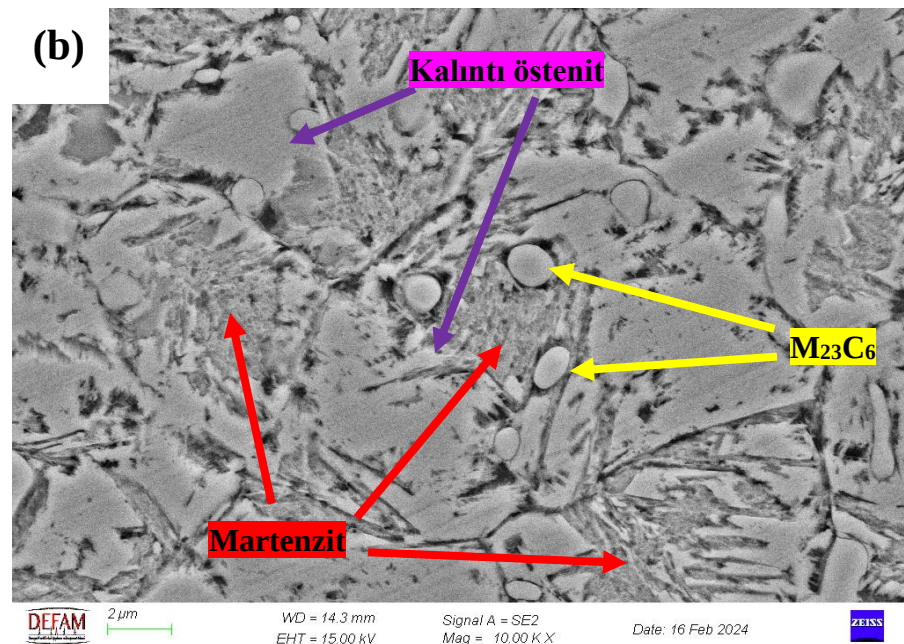
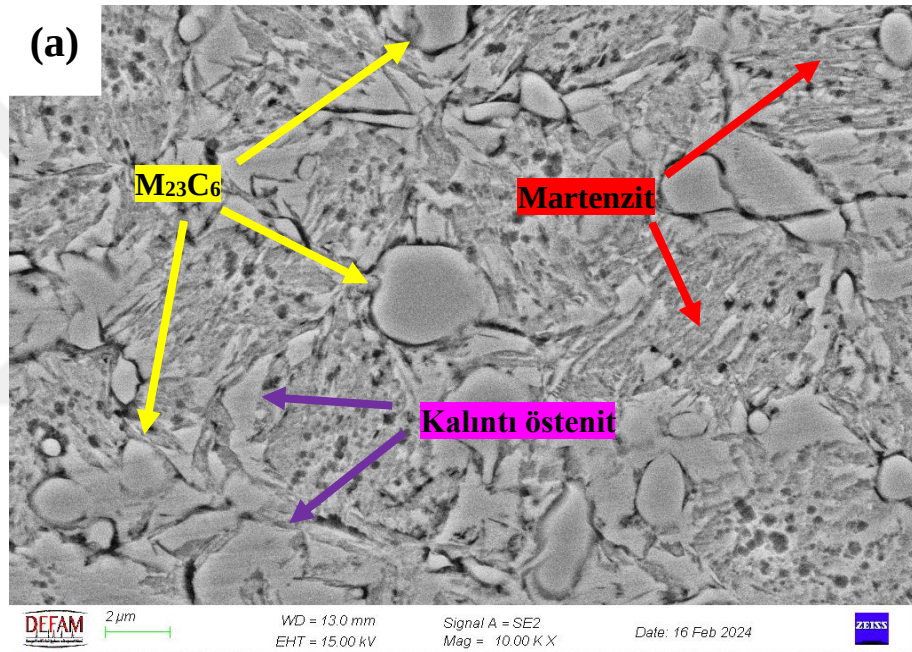




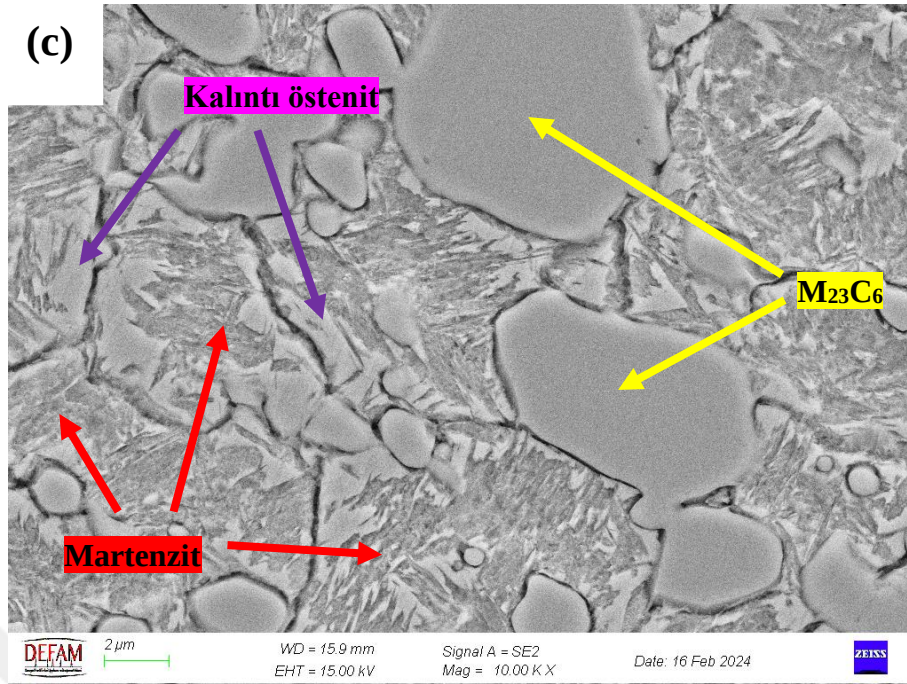
Şekil 42. 1050°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı;

- a) Sadece su verilmiş numune; b) Su verilmiş 1 kez temperlenmiş numune;
c) Su verilmiş 2 kez temperlenmiş numune;
d) Su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numune

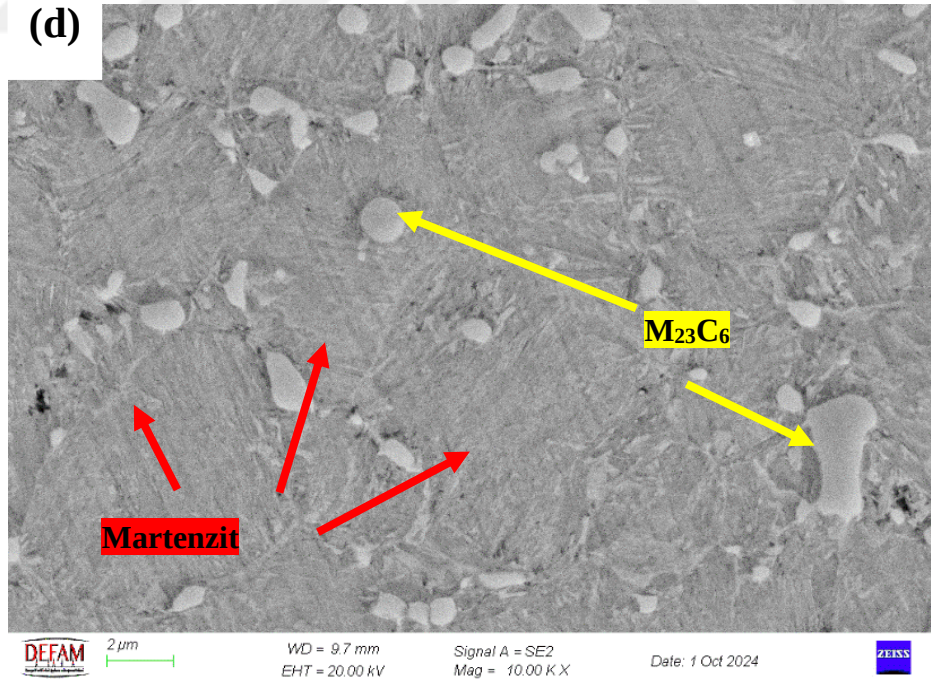
1050°C 2 dakika ısıtıl işlem uygulanmış numuneler incelendiğinde, su verilmiş ve temperleme uygulaması gerçekleştirilmiş numunelerde matris ve karbür yapıların yanı sıra kalıntı östenit yapılar gözlemlenmektedir (Şekil 43). SEM görüntülerinden gözlemlenen kalıntı östenit yapı XRD sonuçlarında kalıntı östenit pikleri ve optik mikroskop ile de mikroyapı görüntüleri ile de doğrulanmaktadır (Şekil 34). Öte yandan gerçekleştirilen kriyojenik işlem uygulamaları kalıntı östenit varlığını minimuma indirilmiştir. Buradaki kalıntı östenit pikinin kaybolduğu XRD analizleri (Şekil 34), mikroskop ve SEM görüntüleri ile kanıtlanmıştır. Ayrıca kalıntı östenit oluşumunun azaldığını gösterebilmek için su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez ve 2 kez temperlenmiş numunelerin INLENS görüntüleri de (Şekil 43e-Şekil 43f) verilmiştir.

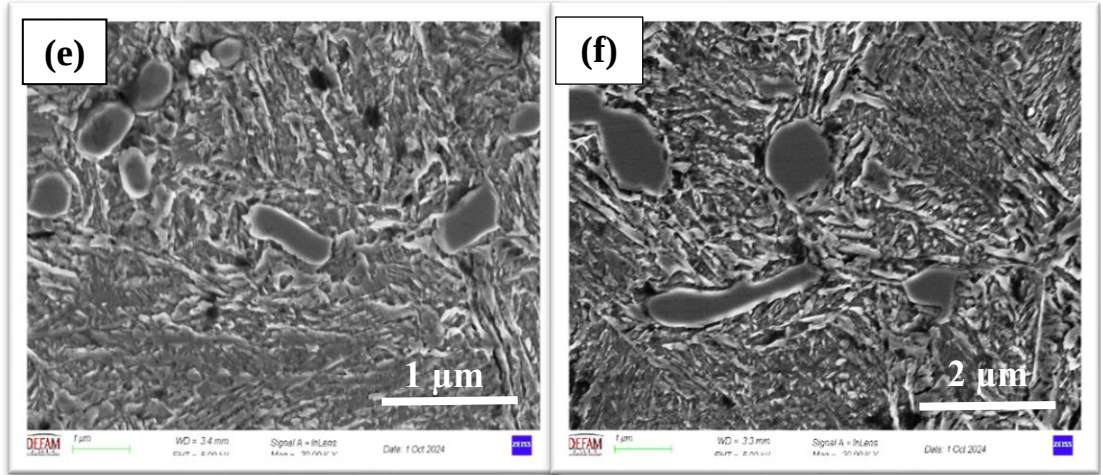


(c)



(d)

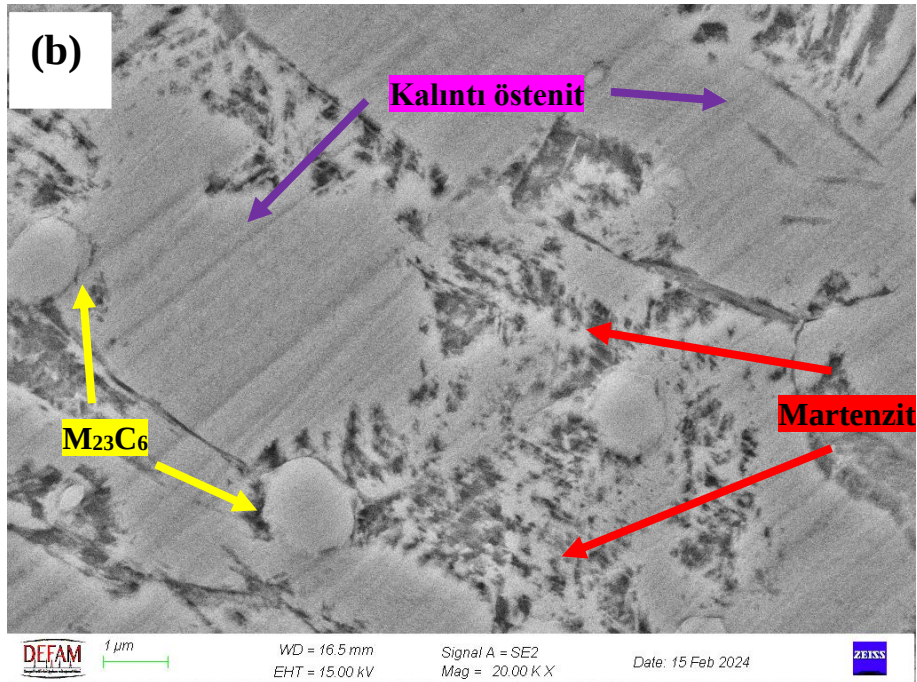
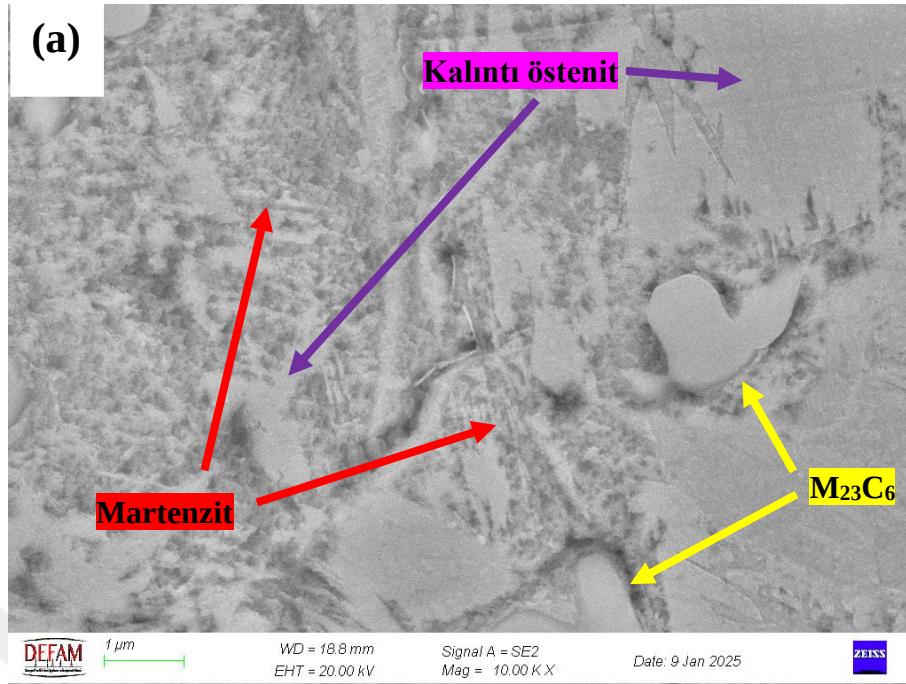




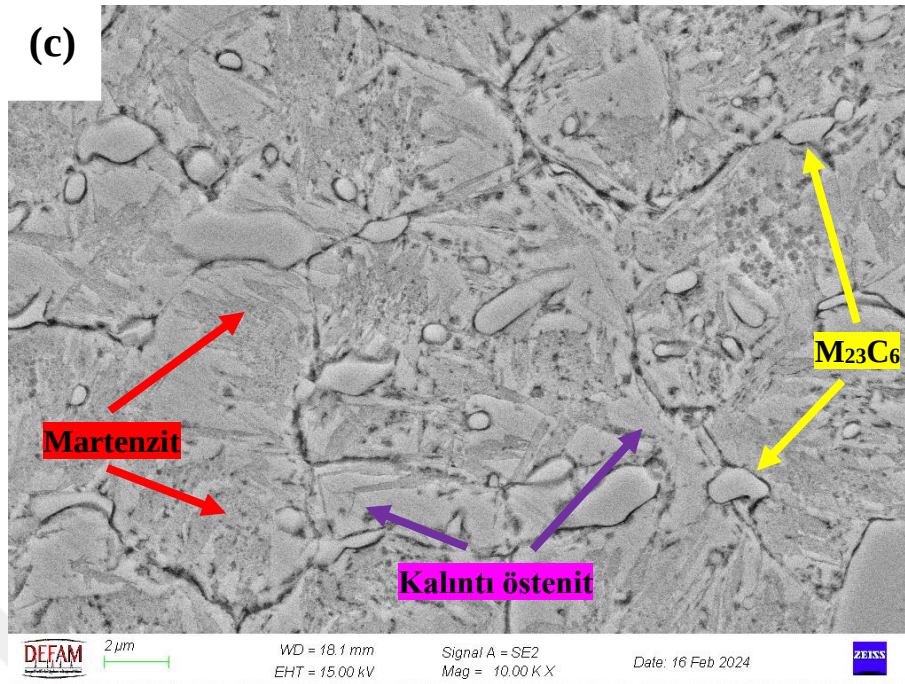
Şekil 43. 1050°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı;

- a) Sadece su verilmiş numune; b) Su verilmiş 1 kez temperlenmiş numune;
- c) Su verilmiş 2 kez temperlenmiş numune;
- d) Su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numune
- e) Kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numune (INLENS)
- f) Kriyojenik işlem uygulanmış 2 kez temperlenmiş numune (INLENS)

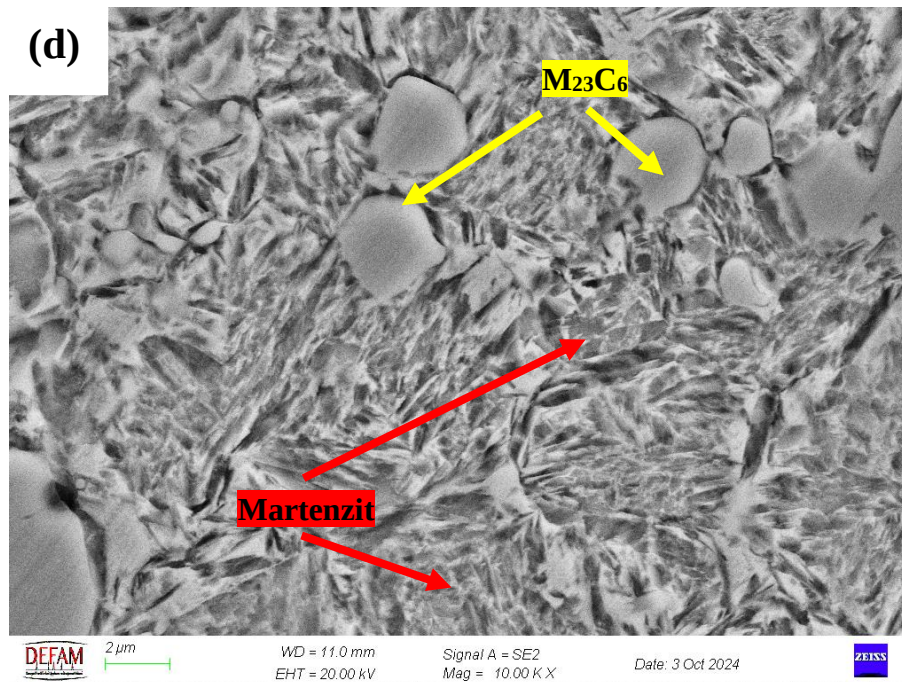
1110°C östenitleme sıcaklığında 1 dakika ısıtım işlemi uygulanan numunelerde yapılan SEM analizi görüntülerinde, su verilmiş ve temperleme yapılmış ısıtım işlem uygulamalarında XRD ve mikroskop görüntülerinde de gözlemlenen kalıntı östenit yapı açıkça gözlemlenmiştir (Şekil 35). Burada yükselen sıcaklık ile büyüyen tane boyutu göze çarpmaktadır ve soğuma ile dönüşüm fırsatı bulamayan östenit fazı kalıntı östenit fazı olarak kalmıştır. Kalıntı östenitin minimuma indiğini gösteren XRD analizlerini kanıtlar nitelikte SEM görüntüleri gözlenerek raporlanmıştır. Şekil 44-d kriyojenik işlem 1 kez temperlenmiş numune görüntüsü ile kalıntı östenite dair bulgu olmadığı gösterilmiştir. Öte yandan kalıntı östenitin varlığını sadece su verilmiş numune görüntüsünün ve kriyojenik işlem ile minimuma indiğini göstermek üzere INLENS modu görüntüleri de verilmiştir. Bu sayede karbür yapıdan bir miktar daha koyu renkte (Şekil44-e) kalıntı östenit yapılar görülebilmektedir. Kriyojenik işlem uygulanmış ve 1 ile 2 temperleme gerçekleştirilmiş numunelerde kalıntı östenite rastlanmamaktadır (Şekil 44-f, Şekil44-g).

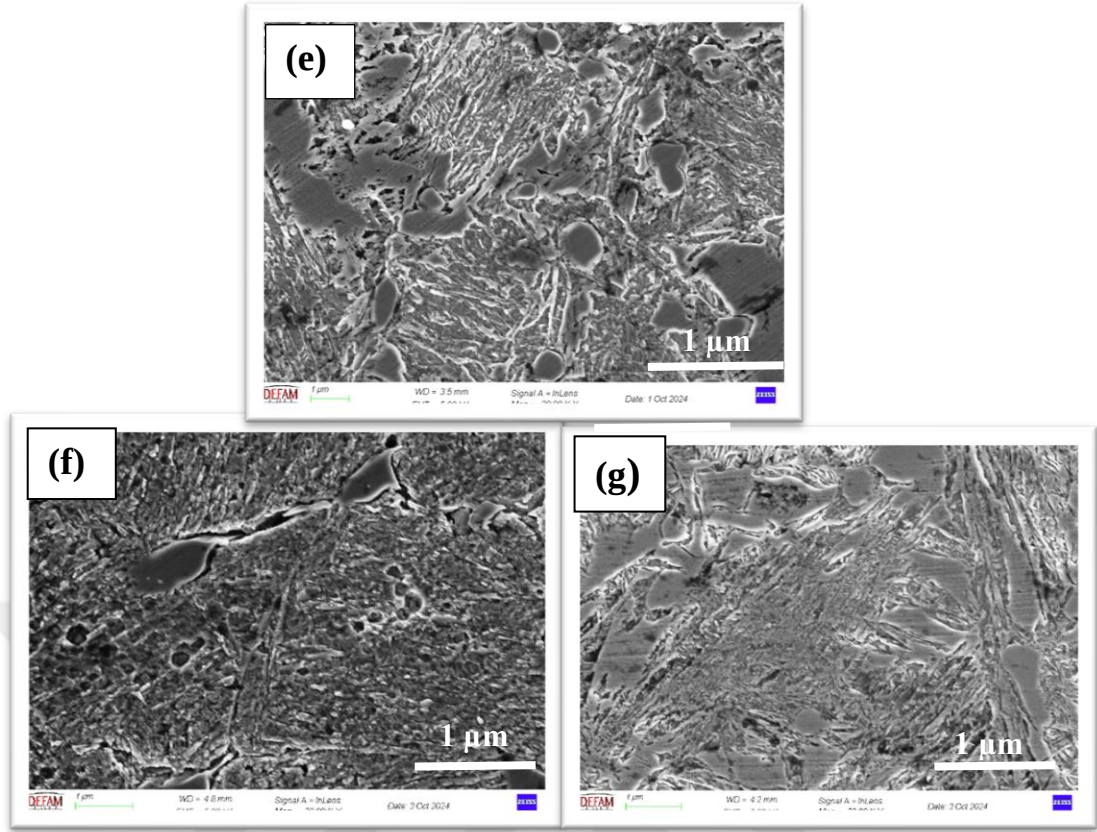


(c)



(d)





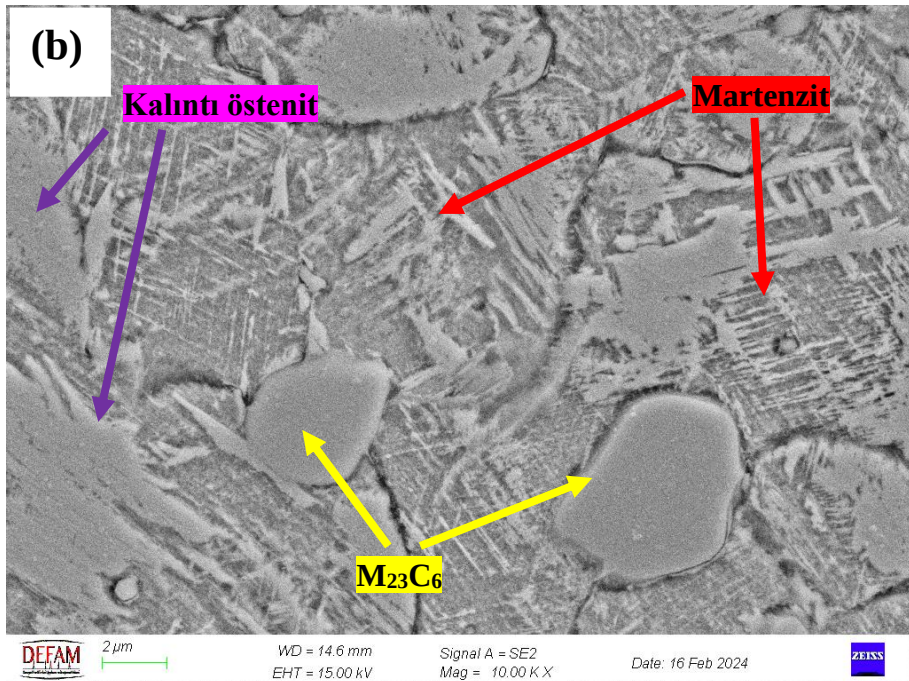
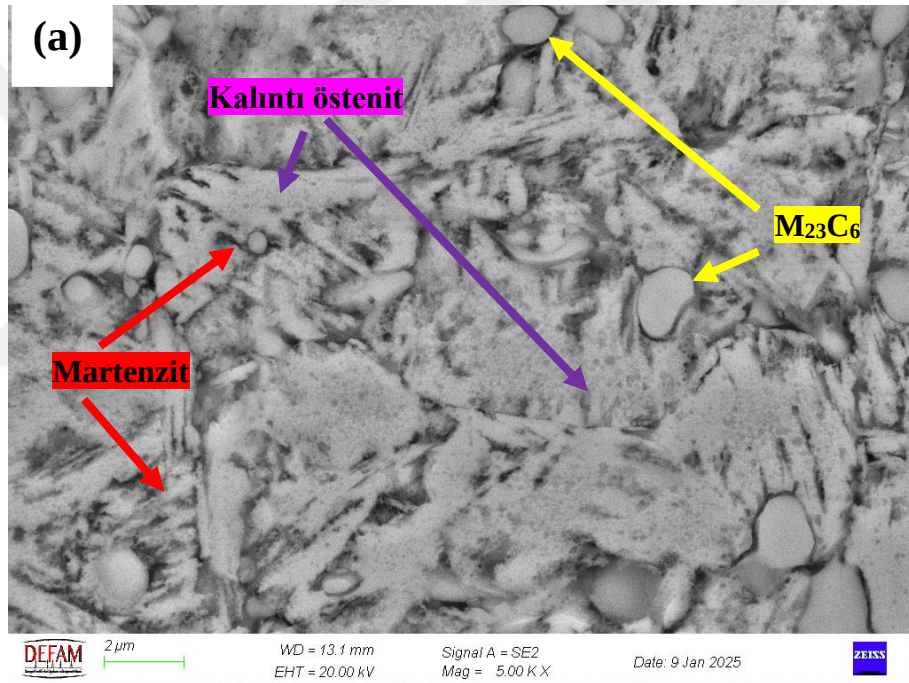
Şekil 44. 1110°C 1 dakika östenitleme sıcaklığı;

- a) Sadece su verilmiş numune; b) Su verilmiş 1 kez temperlenmiş numune;
- c) Su verilmiş 2 kez temperlenmiş numune;
- d) Su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numune
- e) Sadece su verilmiş numune (INLENS)
- f) Kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numune (INLENS)
- g) Kriyojenik işlem uygulanmış 2 kez temperlenmiş numune (INLENS)

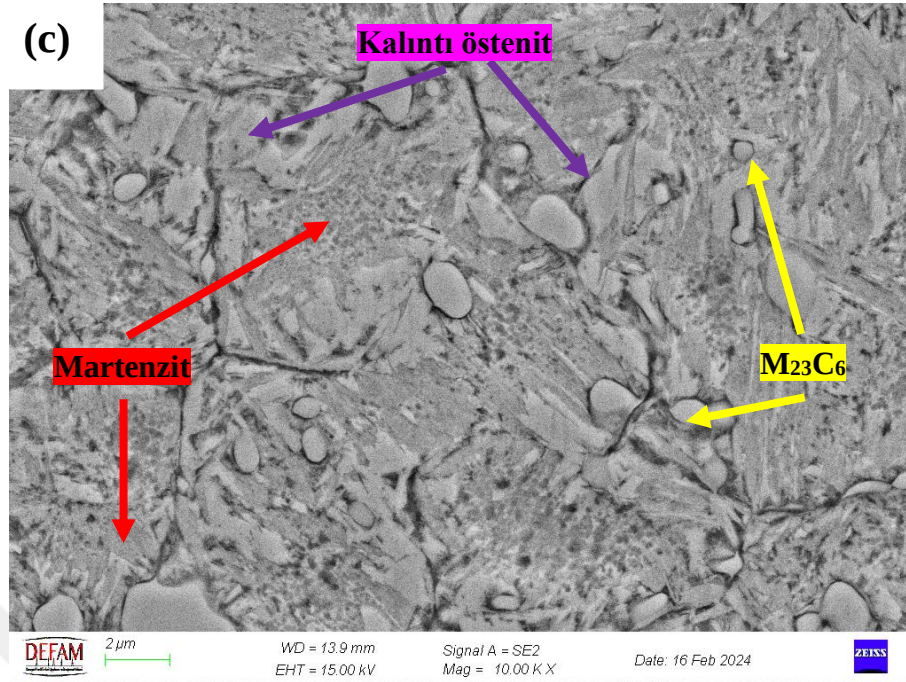
1110°C sıcaklık 2 dakika ısıtma işlemi uygulanan numunelerde de su verilmiş ve temperlenmiş tüm numunelerde kalıntı östenite rastlanmıştır. SEM analizinde gözlenen kalıntı östenit aynı zamanda XRD de de açıkça östenit pikleri şeklinde görülerek raporlanmıştır (Şekil 36). Yükselen sıcaklık ve ısıtma süresinin artmasıyla birlikte belirgin bir şekilde tane boyutu artmıştır.

1110°C östenitleme sıcaklığında süreler karşılaştırıldığında, 2 dakika ısıtılma işlemde, 1 dakika ısıtılma işlem uygulamasına göre daha fazla kalıntı östenit oluşmuş ve burada da dönüşüm tamamen gerçekleşmemiş ve kalıntı östenit belirgin hale gelmiştir (Şekil 45-a-b-c).

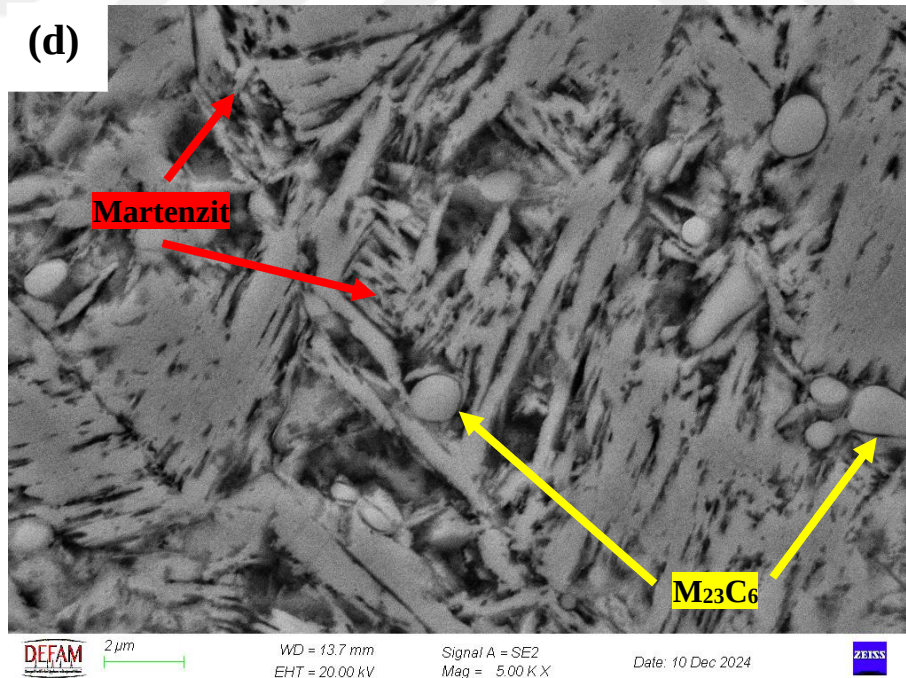
Su verilmiş ve su verilerek temperlenmiş numunelerin mikroyapısından yola çıkarak oluşan kalıntı östenitin, kriyojenik işlem uygulanmış numuneler incelendiğinde kriyojenik işlemler sonucu minimum seviyeye indiği gözlemlenmiştir (Şekil 45-d, Şekil 45-e). Kriyojenik işlem uygulanan numunelerde XRD analizi de incelendiğinde östenit pikinin bulunmadığı veya görülemeyecek kadar küçük şiddette olduğu açıkça görülmüştür.

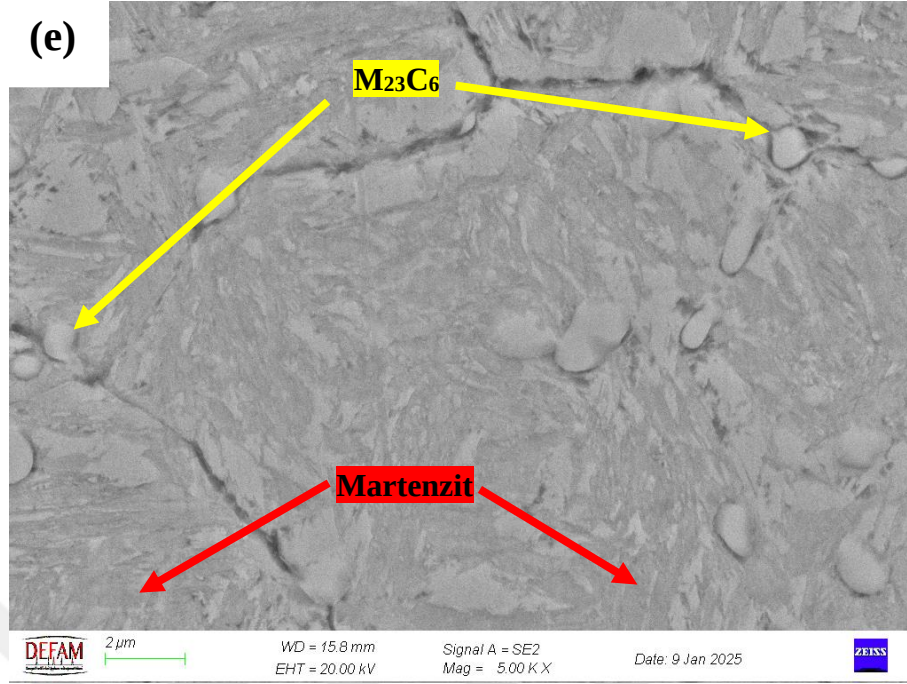


(c)



(d)





Şekil 45. 1110°C 2 dakika östenitleme sıcaklığı;

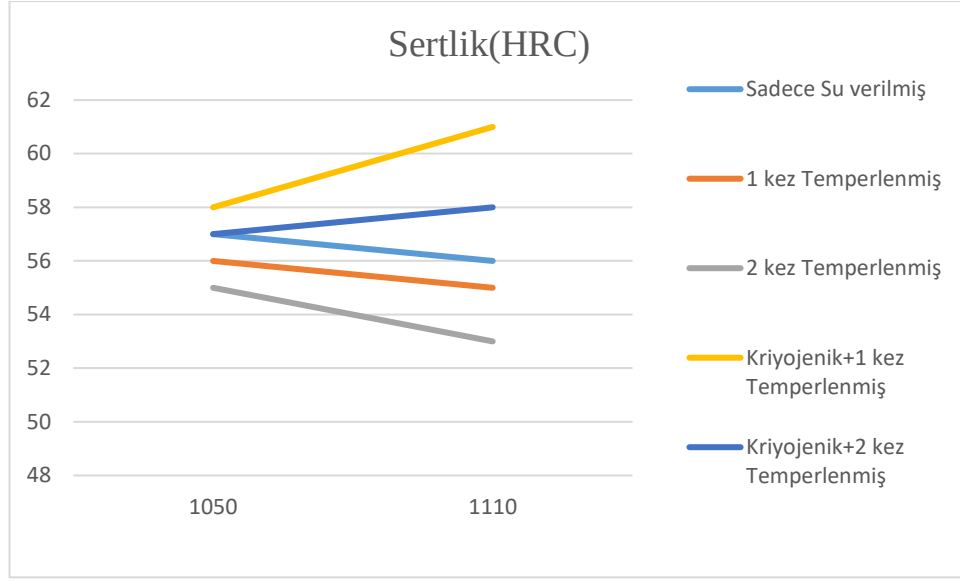
- a) Sadece su verilmiş numune; b) Su verilmiş 1 kez temperlenmiş numune;
c) Su verilmiş 2 kez temperlenmiş numune;
d) Kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numune
e) Kriyojenik işlem uygulanmış 2 kez temperlenmiş numune

6.1.4. Makro sertlik incelemeleri

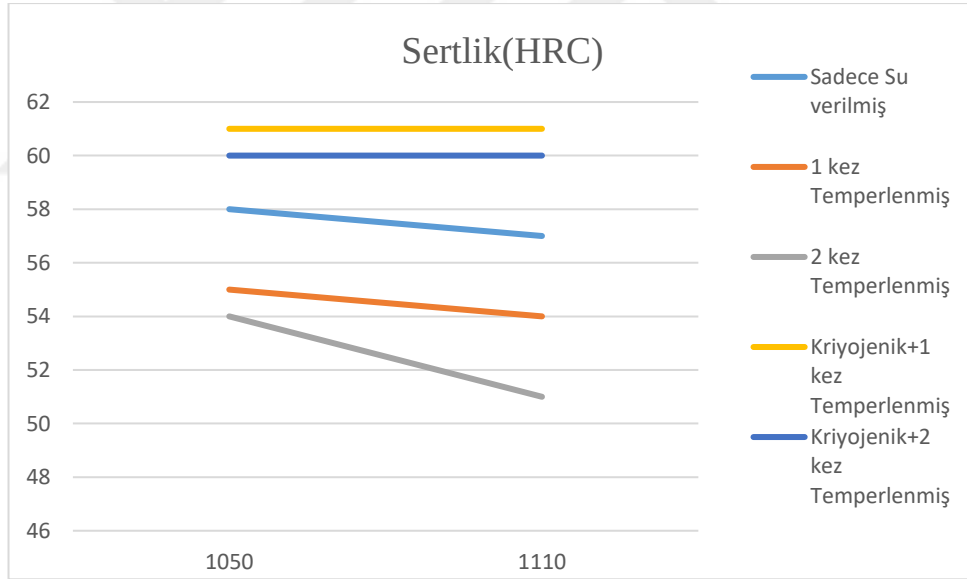
İndüksiyon ile ısıtıl işlem uygulamalarının östenitleme sıcaklığı ve süresine bağlı makro sertlik analizi Şekil 46 ve 47’de gösterilmektedir.

Şekil 46’ da gösterildiği üzere, indüksiyonda 1 dk tutularak su verilen numunelerin östenitleme sıcaklığı arttıkça sertliğinin de arttığı gözlenmektedir. 180°C’de yapılan temperleme ile numunelerde sertlik azalması meydana gelmiştir. İki kez temperlenen numunelerde sertlikte daha fazla düşüş meydana gelmiştir. 1110°C’de östenitlemede su verme ile 56 HRC sertlik elde edilirken tek ve çift temper sonrası sırasıyla 53 ve 51 HRC sertlikleri elde edilmiştir. Temperleme işlemi ile martenzit matrikste alaşım elementlerinin azalmasıyla birlikte iç gerilmeler azalmakta ve sertlikte düşüş meydana gelmektedir. 1110°C’de çok daha fazla karbür çözünmesi ile temperleme esnasında sertlik artışı ilişkilidir. Bunun yanında kriyojenik işlemle sertlikte oldukça iyi bir artış elde edilmiştir. 1110°C’den su verilen, kriyojenik olarak soğutulan ve bir kez temperlenen malzeme 61 HRC sertliğe ulaşarak en iyi makro sertlik değerine ulaşmıştır. Literatürde kriyojenik işlem su verme işlemlerini destekleyerek kalıntı östenitini minimuma indirip, sertliğin iyileştirilmesinin önünü açmaktadır (Li vd., 2010).

Öte yandan, indüksiyonda 2 dakika ısıtıldıktan sonra su verilen numunelerin sertliği 1 dk’ya göre biraz düşüş göstermiştir. 1110°C östenitlemeden su verilen numuneler 1 dk için 56 HRC iken 2 dk’da 51 HRC sertlik elde edilmiştir. Sertlik düşüşünün artan bekleme süresi ile östenit tane kabalaşması ve kalıntı östenit miktarı ile ilişkili olduğu söylenebilir. İndüksiyonda 1110°C’de 2 dk ısıtılan numune kriyojenik işlem sonrası sertlik çok yüksek artış meydana gelmiş olup, su verme sonrası 51 HRC olan sertlik kriyojenik işlem ve temperleme sonrası 61 HRC’ye ulaşmıştır.



Şekil 46. 1 dakika HRC sertlik değerleri

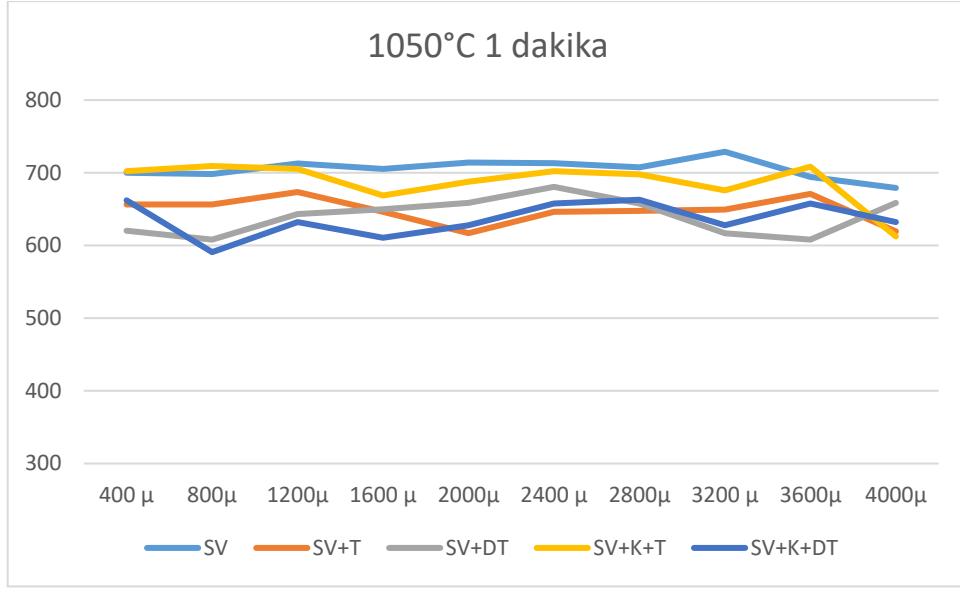


Şekil 47. 2 dakika HRC sertlik değerleri

6.1.5. Mikro sertlik incelemeleri

1050°C ve 1110°C’ de indüksiyon ile ısıtıl işlem uygulamaları sonrasında 1 ve 2 dakika ısıtıl işlem süresi uygulamalarında Vickers sertlik testleri yapılmıştır. Yapılan sertlik testleri sonucunda sadece su verilmiş numunelerde beklenildiği üzere kesit sertliklerinde yüksek değerler ölçülmüştür. Temperleme işlemleri uygulanan numunelerde ise iç gerilmelerin azalması ile 1 ve 2 tekrarlı temperlemeler ile sertliklerde azalış gözlemlenmiştir. Literatürde uygulanan su verme işlemlerinin sertliği oldukça arttırdığı akabinde gerçekleştirilen temperleme işlemleri ile sertlik değerlerinde azalış gözlemlendiği raporlanmıştır (Dhokey & Nirbhavne, 2009; Rajasekhar vd., 2009). Öte yandan kriyojenik işlemler ile kalıntı östenit miktarının azalması ile daha kararlı bir iç yapı ile aynı zamanda sertlikte artışı gözlemlenmiştir. Aşağıda her ısıtıl işlem parametresinin ayrı ayrı kesit boyunca sertlik dağılımı gösterilmiştir. Gerçekleştirilen sertlik testleri sonucunda elde edilen veriler %50 ve %90 güvenilirlik analizi testlerine de tabi tutularak maksimum güvenilirlikli değerler elde edilmiştir.

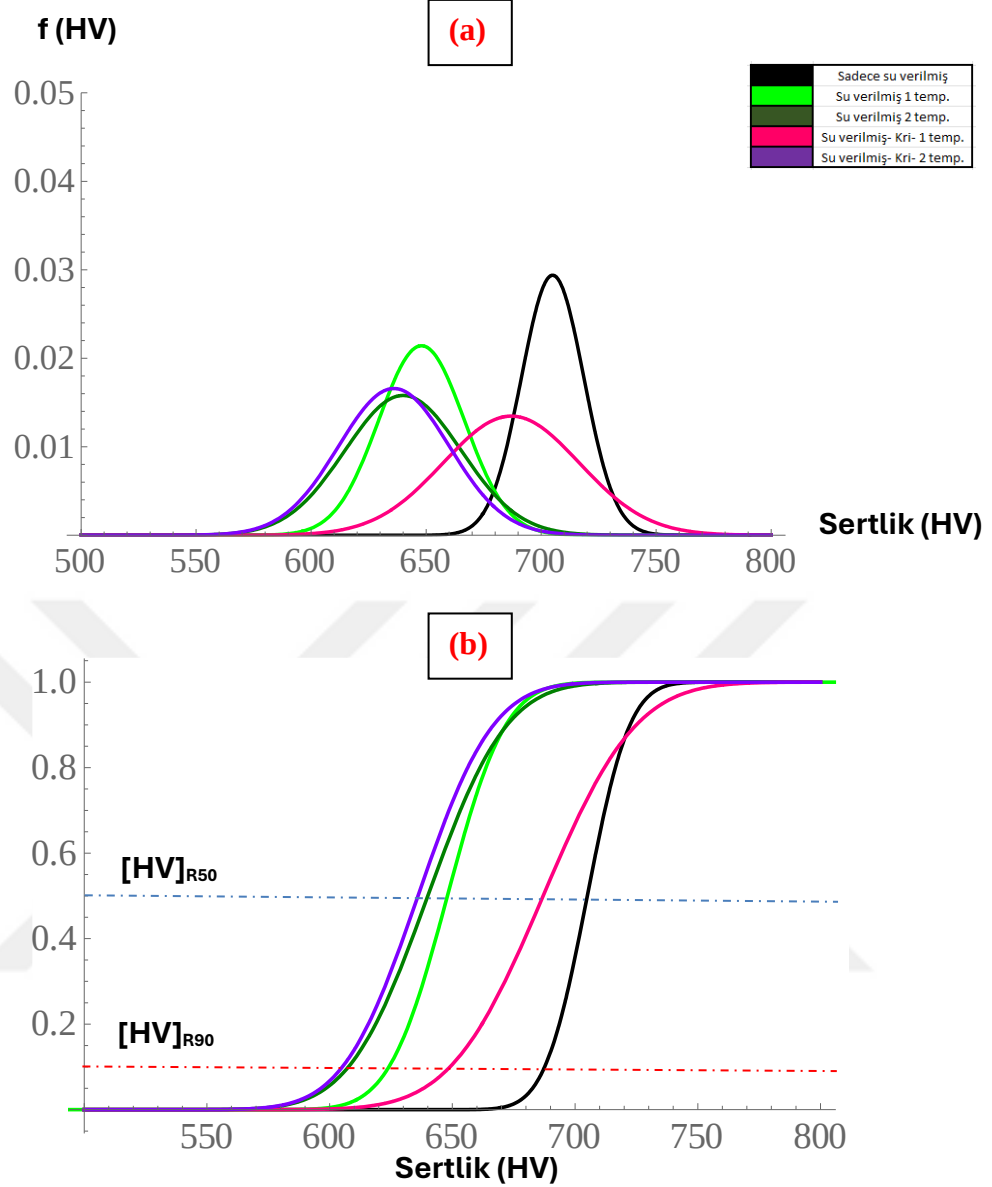
Şekil 48’de verilen sertlik dağılımı incelendiğinde, kesitin tamamı sertleştirilmiştir. 1050°C 1 dakika ısıtıl işlem parametresi uygulanan numunenin kesiti boyunca sertlik değişiminin geniş bir aralıkta olduğu görülmüştür. Özellikle sadece su verilmiş ve bir kez temperleme gerçekleştirilmiş numune de sertlik değişim aralığı azdır. Bu verilerin normallik analizi sonucunda elde edilen Vickers mikro sertlik değerleri normal dağılıma uygun olduğu belirlenmiştir. Bu durumun daha önce yapılan çalışmalarla da uyumlu olduğu belirtilmelidir. Bu bağlamda, elde edilen normal dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi ve kümülatif istatistiksel incelemesiyle elde edilen güvenilirlik değerleri Tablo 6, Şekil 49-a ve Şekil 49-b’de verilmiştir.



Şekil 48. 1050°C’de 1 dakika mikro sertlik değerleri

Tablo 6. 1050°C 1dakika ısıtıl işlem parametresi HV sertlik güvenilirlik değerleri

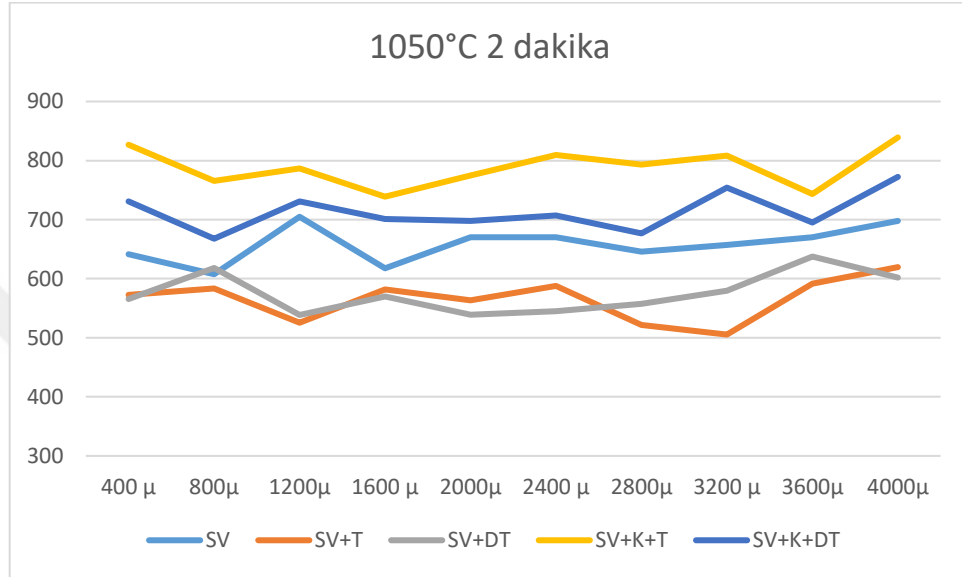
<i>Isıl işlem uygulaması</i>	<i>Güvenilirlik (%)</i>	
	<i>[HV]R50 ([HV]F50)</i>	<i>[HV]R90 ([HV]F10)</i>
<i>1050°C-1 dakika</i>		
<i>Su verilmiş</i>	705,32	687,94
<i>Su ver. +1 temp.</i>	648,28	624,44
<i>Su ver. +2 temp.</i>	640,23	607,90
<i>Su ver. +Kri+1 temp.</i>	686,99	649,06
<i>Su ver. +Kri+2 temp.</i>	636,19	605,39



Şekil 49. a) Mikro sertlik dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi, b) Mikro sertlik değerlerinin kümülatif dağılımının grafiksel gösterimi

Şekil 50’de verilen sertlik dağılımı incelendiğinde, kesitin tamamının sertleştirilmesi sağlanmıştır. 1050°C 2 dakika ısıtma işlemi uygulanan numunenin kesiti boyunca sertlik değişiminin sadece su verilmiş, su verilmiş 1 ve 2 kez temperlenmiş numunelerde geniş bir aralıkta olduğu görülmüştür. Burada kalıntı östenitin etkisinin olması muhtemeldir. Bazı bölgelerde sertlik artış ve inişleri dağılımın dengesini değiştirmektedir. Öte yandan kriyojenik işlem uygulamaları ile sertlik dağılımı değişimi daralmıştır. Bu verilerin normallik analizi sonucunda elde edilen değerlerin normal dağılıma uygun değerler olduğu belirlenmiştir. Su verilmiş

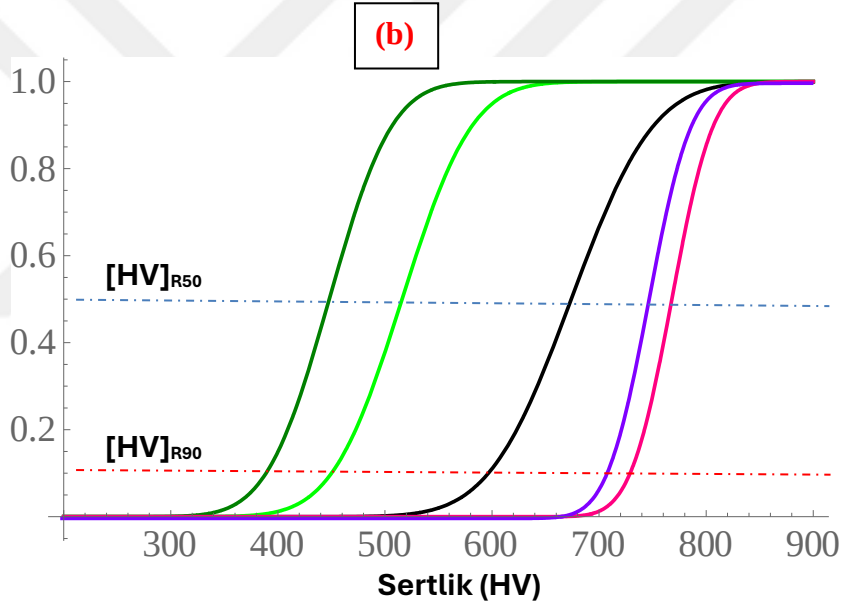
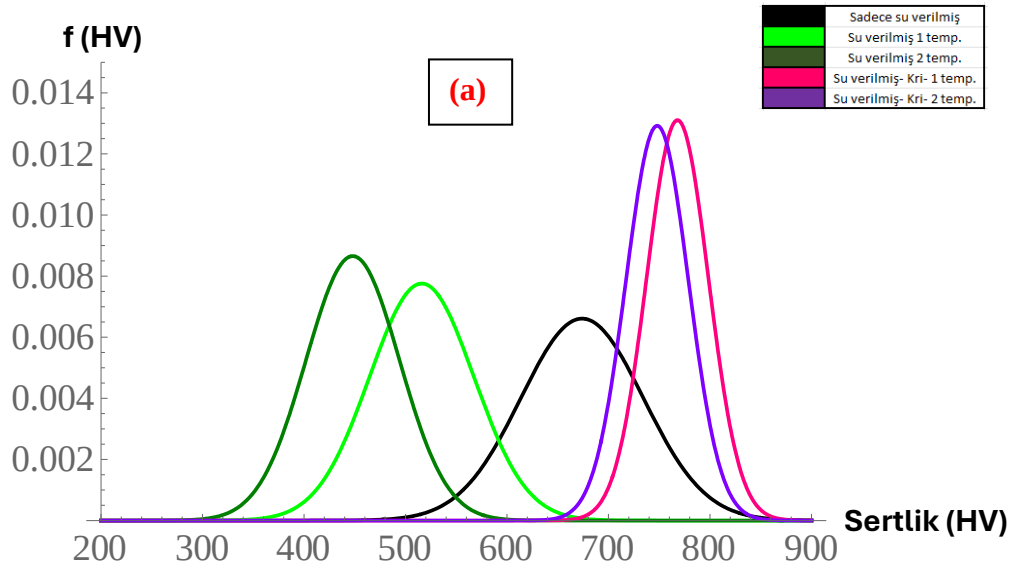
kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numunede 729,03 HV sertlik ile %90 güvenilirlik değeri ile en başarılı ısıtıl işlem gerçekleştirilmiştir. Elde edilen normal dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi ve kümülatif istatistiksel incelemesiyle elde edilen güvenilirlik değerleri Tablo 7, Şekil 51-a ve Şekil 51-b’de verilmiştir.



Şekil 50. 1050°C’de 2 dakika mikro sertlik değerleri

Tablo 7. 1050°C 2 dakika ısıtıl işlem parametresi HV sertlik güvenilirlik değerleri

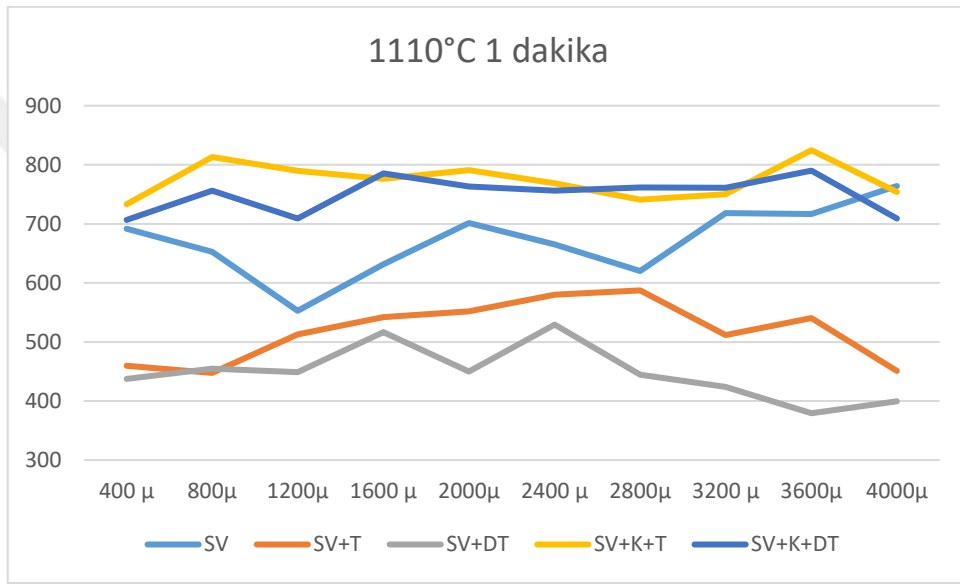
Isıl işlem uygulaması	Güvenilirlik(%)	
	[HV]R50 ([HV]F50)	[HV]R90 ([HV]F10)
1050°C-2 dakika		
Su verilmiş	674	596,74
Su ver.+1 temp.	516	450,17
Su ver.+2 temp.	448	389,00
Su ver.+Kri+1 temp.	768	729,03
Su ver.+Kri+2 temp.	748	708,48



Şekil 51. a) Mikro sertlik dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi,
b) Mikro sertlik değerlerinin kümülatif dağılımının grafiksel gösterimi

1110°C 1 dakika ısıtıl işlem parametresi uygulanan numunelerin kesit alan sertliği Şekil 52’de gösterilmiştir. Hedef kesitin tamamının sertleştirildiği görülmektedir. 1110°C 1 dakika ısıtıl işlem parametresi uygulanan numunelerde artan östenitleme sıcaklığı ile XRD ve mikroyapı analizlerinde önümüze çıkan kalıntı östenit ve temperleme sonrası iç gerilmeleri azalmasıyla gerçekleşen sertlik düşüşleri kesit alanda da gözlemlenmiştir. Ancak bunun yanında kesiti boyunca sertlik değişiminin

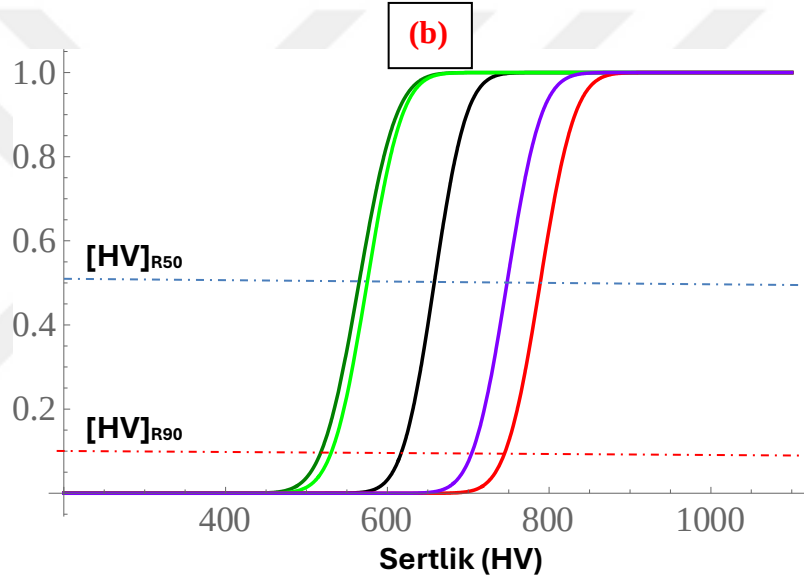
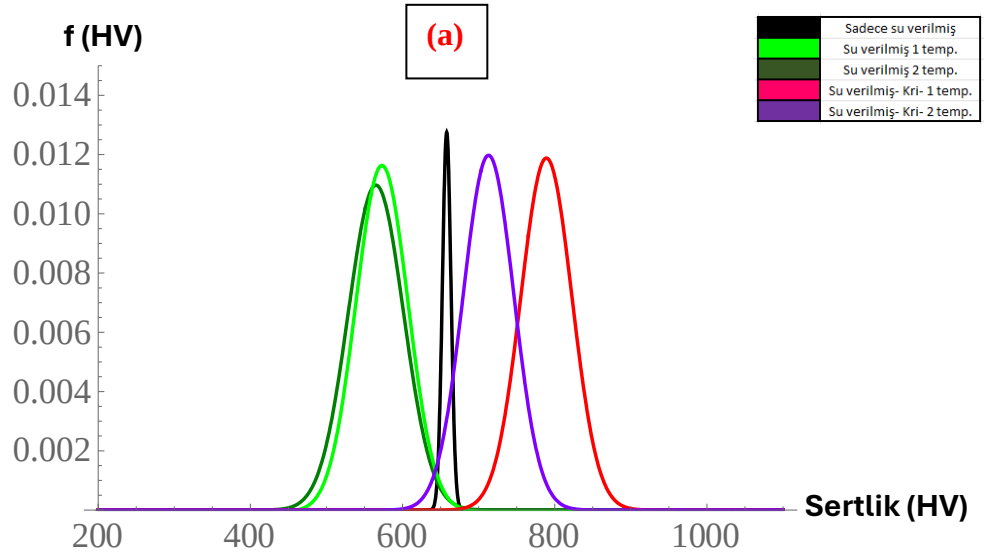
dar bir aralığa yığıldığı açıkça görülmektedir. Öte yandan kriyojenik işlem uygulamaları dar bir alana yığılmış fakat sertlik değerleri yükseliş eğilimine girmiştir. Bu verilerin normallik analizi sonucunda elde edilen değerlerin normal dağılıma uygun değerler olduğu belirlenmiştir. Su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numunede 745,67 HV sertlik ile %90 güvenilirlik değeri ile en başarılı ısıtıl işlem gerçekleştirilmiştir. Elde edilen normal dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi ve kümülatif istatistiksel incelemesiyle elde edilen güvenilirlik değerleri Tablo 8, Şekil 53-a ve Şekil 53-b’de verilmiştir.



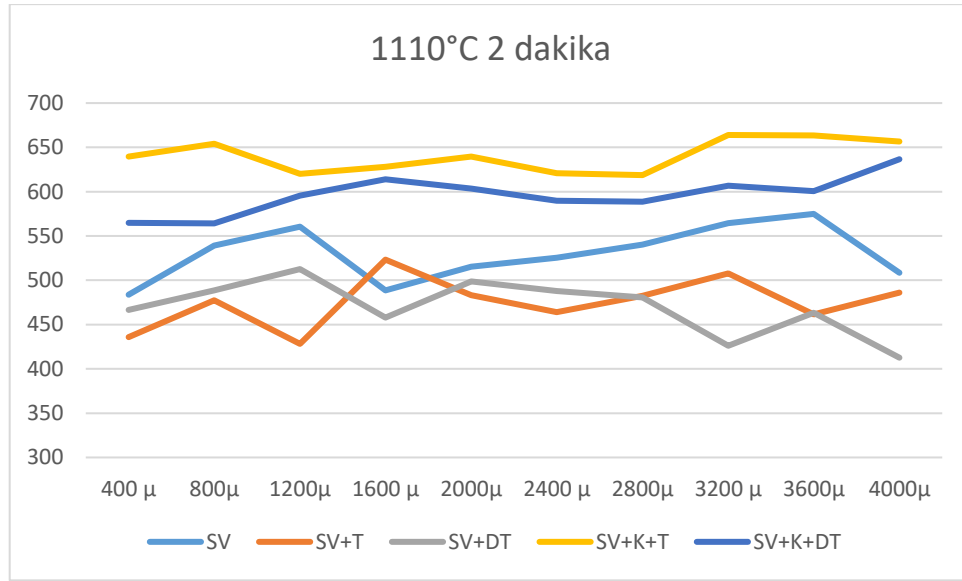
Şekil 52. 1110°C’de 1 dakika mikro sertlik değerleri

Tablo 8. 1110°C 1dakika ısıtıl işlem parametresi HV sertlik güvenilirlik değerleri

Isıl işlem uygulaması	Güvenilirlik (%)	
	[HV]R50 ([HV]F50)	[HV]R90 ([HV]F10)
<i>Su verilmiş</i>	658,34	618,30
<i>Su ver.+1 temp.</i>	565,22	518,66
<i>Su ver.+2 temp.</i>	575,27	531,56
<i>Su ver.+Kri+1 temp.</i>	788,65	745,67
<i>Su ver.+Kri+2 temp.</i>	713,38	670,73



Şekil 53. a) Mikro sertlik dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi,
b) Mikro sertlik değerlerinin kümülatif dağılımının grafiksel gösterimi

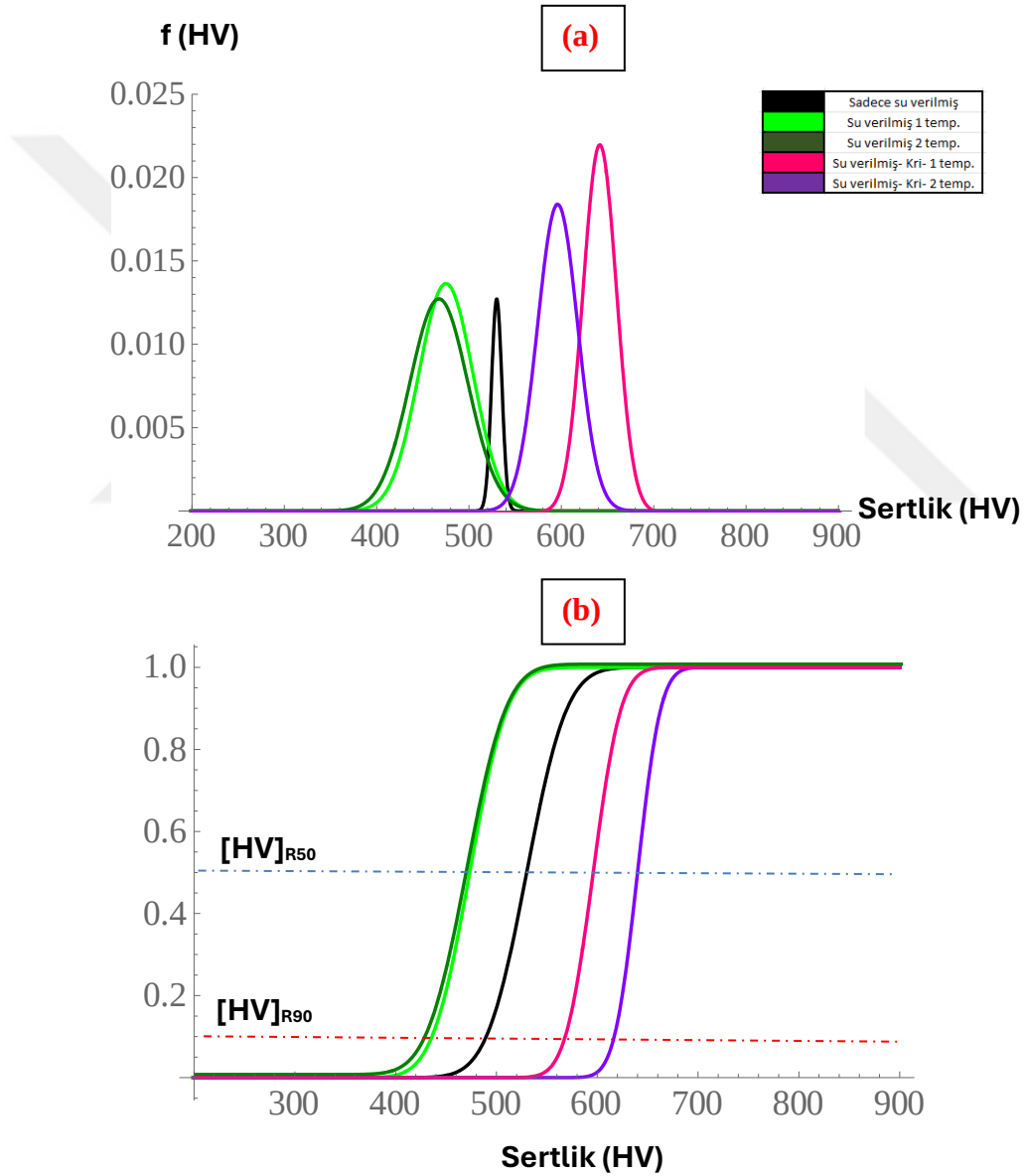


Şekil 54. 1110°C’de 1 dakika mikro sertlik değerleri

1110°C 2 dakika ısıtma işlem parametresi uygulanan numunelerin kesit alan sertliği Şekil 54’te gösterilmiştir. Hedef kesitin tamamının sertleştirildiği görülmektedir. 1110°C 2 dakika ısıtma işlem parametresi uygulanan numunelerde artan östenitleme sıcaklığı ve ısıtma işlem süresi ile XRD ve mikroyapı analizlerinde önümüze çıkan yüksek kalıntı östenit ve temperleme sonrası iç gerilmeleri azalmasıyla gerçekleşen sertlik düşüşleri 1 dakika parametresinde olduğu gibi buradaki kesit alanında da görülmüştür. Kesit alan boyunca sertlik değişimi burada dar bir aralığa yığılmıştır. Öte yandan kriyojenik işlem uygulamaları dar bir alana yığılmış fakat sertlik değerleri diğer parametrelere göre daha yüksektir. Kriyojenik işlemler kalıntı östeniti minimuma indirmiştir. Bu verilerin normallik analizi sonucunda elde edilen değerlerin normal dağılıma uygun değerler olduğu belirlenmiştir. Su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numunede 617,31 HV sertlik ile %90 güvenilirlik değeri ile en uygun ısıtma işlem uygulaması olarak bulunmuştur. Elde edilen normal dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi ve kümülatif istatistiksel incelemesiyle elde edilen güvenilirlik değerleri Tablo 9, Şekil 55-a ve Şekil 55-b’te verilmiştir.

Tablo 9. 1110°C’de 2 dakika mikro sertlik değerleri

Isıl işlem uygulaması	Güvenilirlik(%)	
1110°C-2 dakika	[HV]R50 ([HV]F50)	[HV]R90 ([HV]F10)
Su verilmiş	530,08	489,92
Su ver. +1 temp.	474,98	437,54
Su ver. +2 temp.	469,47	429,34
Su ver. +Kri+1 temp.	640,47	617,31
Su ver. +Kri+2 temp.	596,45	568,68

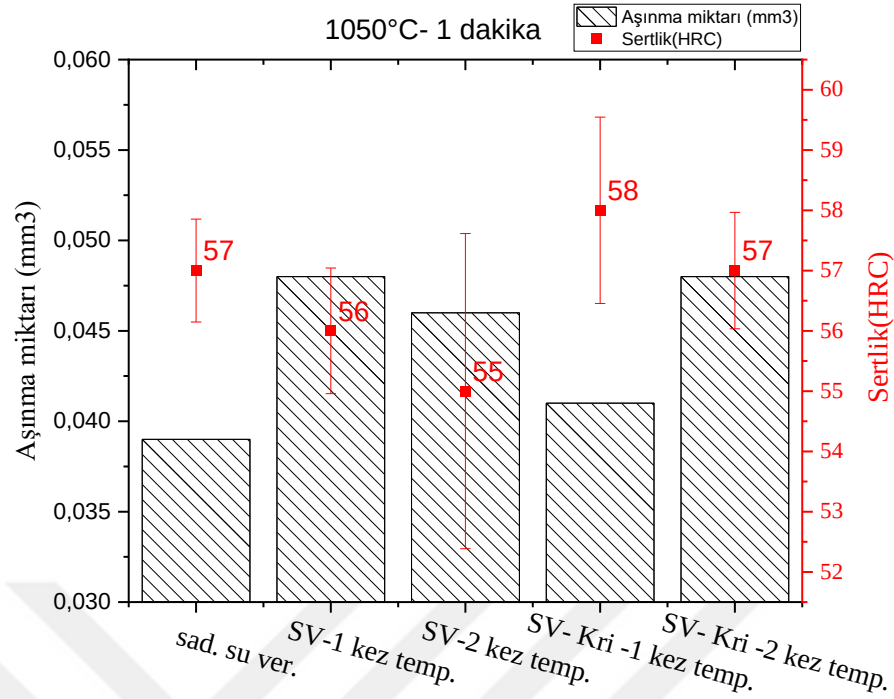


Şekil 55. a) Mikro sertlik dağılım fonksiyonunun grafiksel gösterimi, b) Mikro sertlik değerlerinin kümülatif dağılımının grafiksel gösterimi

6.1.6. Aşınma Testi sonuçları

İndüksiyon ile ısıtıl işlem uygulanan numunelere aşınma testi kuru ortamda gerçekleştirilmiştir. Literatürde gerçekleştirilen çalışmalar incelendiğinde sertlik ile doğru orantılı olarak aşınma parametrelerinde iyileşme gözlemlenmiştir. Literatürde aşınma parametrelerinin ısıtıl işlem uygulamaları sonucu artan sertlik ve iyileşen mekanik özellikler ile birlikte olumlu yönde eğilim gösterdiği raporlanmıştır (Venske vd., 2018). Bununla birlikte tamamen yüzey sertliği ile aşınma dayancı ilişkilendirilse de mikroyapıdaki karbür karakteristiği de aşınma profilini etkileyen parametreler arasındadır (Yılmaz, 2001). Östenitleme sıcaklığının ve ısıtıl işlem uygulama süresinin artışı ile aşınma dayanımının olumlu yönde etkilenmesi çözünen karbürler ile ilişkilendirilmektedir(Jafarian vd., 2021).

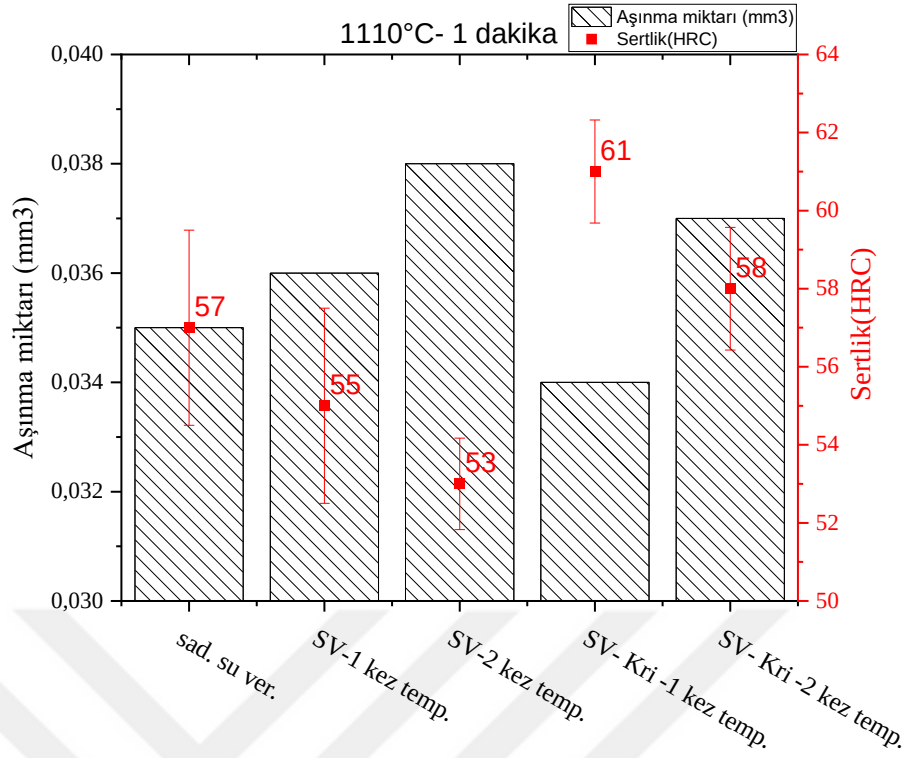
1050°C de 1 dakikada yapılan aşınma testleri sonucunda numunede meydana gelen aşınma kaybı Şekil 56'da gösterilmektedir. Şekil 56 incelendiğinde su verilmiş numunelere temperleme işlemi yapıldığında numunede aşınma kaybının arttığı gözlemlenmiştir. Sadece su verilmiş numunelerde bilindiği üzere sertlik değeri yüksektir. Düşük sıcaklık ve kısa süreli ısıtıl işlemin kalıntı östenit oluşturmaması ve ince taneli martenzit oluşumu desteklemesi sonucudur. Sadece su verilmiş numune bu veriler ele alındığında aşınma kaybı açısından en iyi verileri sağlamıştır. Akabinde bir diğer parametre seti olarak temperlenmiş numunelerde düşen sertlik ile birlikte aşınma kaybında artış meydana gelmiştir. Uygulanan düşük sıcaklık temperleme işlemi ile iç gerilmelerin azaltılmış olduğu sertlik değerlerindeki düşüşün etkisiyle aşınma kaybının arttığı düşünülmektedir. Literatürde gerçekleştirilen benzer çalışmada aynı olgu ile karşılaşılmış ve literatüre uygun sonuçlar elde edildiği görülmüştür(Zum Gahr, 1987). Kriyojenik işlemler sonucunda ise malzemenin sertliğinde bir miktar artış olmuştur. Buna bağlı olarak aşınma kaybında düşüş meydana gelmiştir. Az da olsa belirli miktarda kalıntı östenit bulunması ve kriyojenik işlemle minimuma indirilerek burada aşınma kaybının azalmasına yol açmıştır. Literatür ile uyumlu olarak artan sertlik ile aşınma direncinin arttığı gözlemlenmiştir (Kazerooni vd., 2011).



Şekil 56. 1050°C’de 1 dakika aşınma kaybı sonuçları

1110°C de 1 dakikada yapılan aşınma testleri sonuçları incelendiğinde, numunelerin aşınma kaybında bir miktar iyileşme olduğu göze çarpmaktadır. Aşınma kayıplarının gösteriliği sütun grafiği Şekil 57’de gösterilmektedir.

1050°C de 1 dakikada ısıtıl işlem uygulanan numuneler ile 1110°C de 1 dakikada ısıtıl işlem uygulanan numuneler karşılaştırıldığında aşınma kaybında meydana gelen iyileşme, yüksek sıcaklıkta karbürlerin çözünerek matrisi destekleyerek yüzey sertliği ve genel aşınma karakteristiğini iyileştirdiği görülmüştür(Jafarian vd., 2021). Bu bağlamda bakıldığında sertlik değeri en iyi olan su verilmiş kriyojenik işlem uygulanmış ve tek temperlenmiş numunenin göstermiş olduğu aşınma kaybı miktarı olumlu yöndedir. 1110°C de 1 dakikada ısıtıl işlem uygulanan numuneler arasında en çok aşınma kaybı gösteren numune dahi 1050°C de 1 dakikada ısıtıl işlem uygulanan numunelerin en iyi performansa sahip numunede daha düşük aşınma kaybı gösterdiği raporlanmıştır.

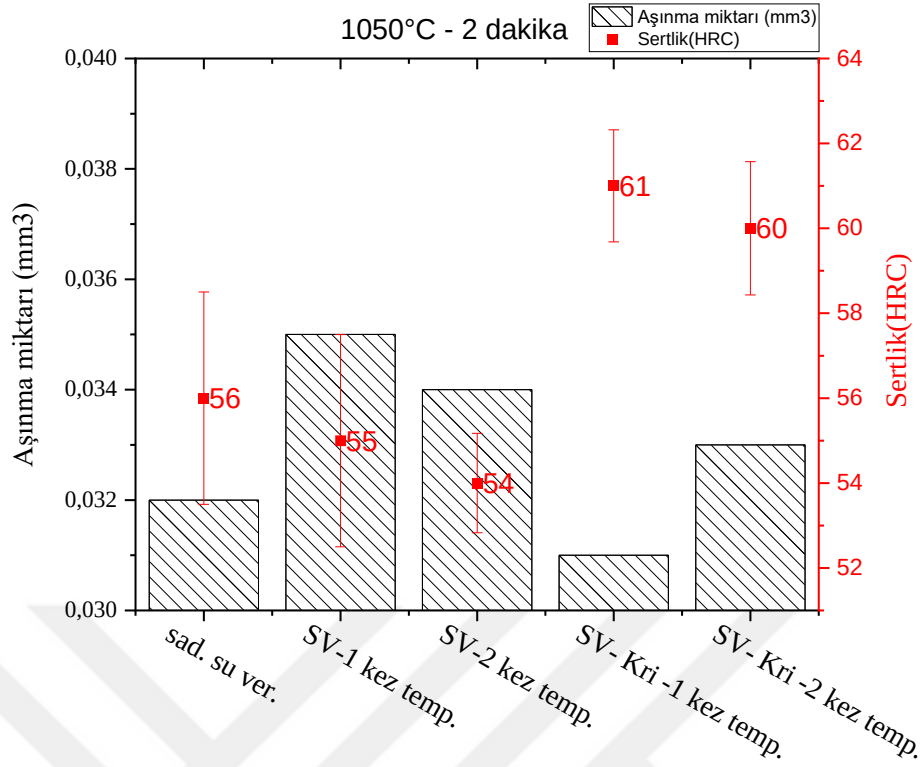


Şekil 57. 1110°C’de 1 dakika aşınma kaybı sonuçları

1050°C de 2 dakikada yapılan aşınma testleri incelendiğinde, 1 dakika ısıtım işlem uygulamalarında olduğu gibi burada da su verilmiş numunelerde sertlik yüksek ve temperleme ile bir miktar düşüş gözlemlenmiştir. Aynı zamanda kriyojenik işlem uygulanan ısıtım uygulamalarında ise sertlik artış eğilimine girmiş 2 temperleme ile de bir miktar düşüşe uğramıştır.

Elde edilen veriler analiz edildiğinde, en iyi değerin kriyojenik işlem uygulanarak 1kez temperlenen numune de olduğu gözlemlenmiştir. Malzeme mikroyapısında oluşan kalıntı östenitin giderildiği ve aşınma özelliklerini olumlu yönde etkilediği yorumu yapılabilmektedir. Aynı zamanda temperleme uygulamasıyla malzemede bulunan artık gerilmeler giderilerek aşınma kaybını olumlu yönde etkilemiştir.

1050°C de 2 dakikada yapılan aşınma testleri sonucunda numunede meydana gelen aşınma kaybı Şekil 58’de gösterilmektedir.

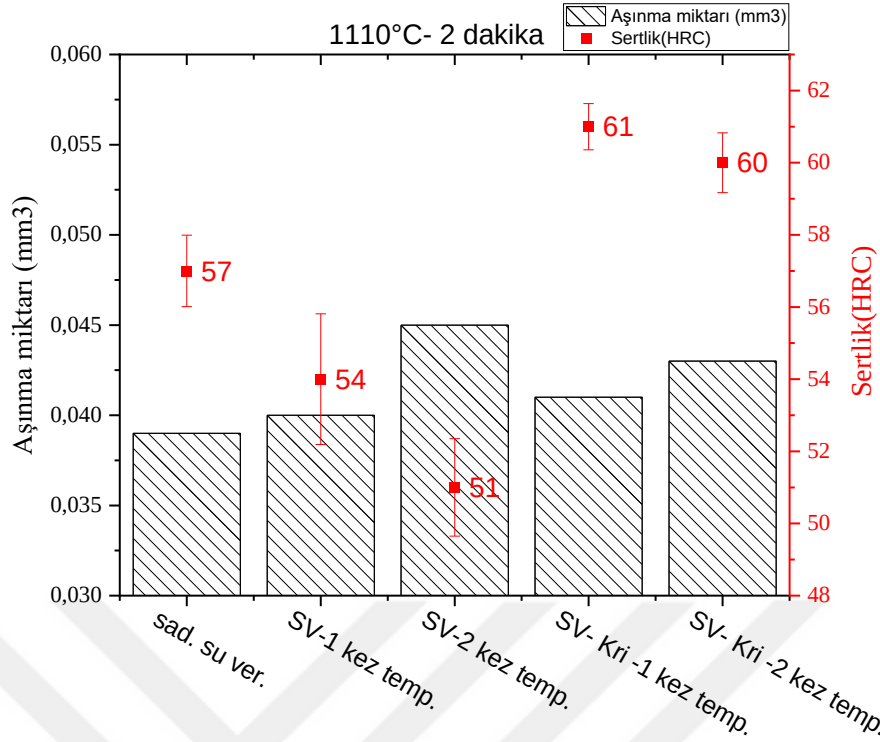


Şekil 58. 1050°C’de 2 dakika aşınma kaybı sonuçları

1110°C de 2 dakikada yapılan aşınma testleri incelendiğinde, yükselen östenitleme sıcaklığı ve uzun ısıtma süresi ile sertlikte bir miktar düşüş gerçekleşmiştir. Ancak literatürde karşılaştığımız şekilde yine temperleme ile düşen sertlik değerleri gözlemlenmiş ve kriyojenik işlem uygulaması ile sertlik artışı elde edilmiştir (Das vd., 2009; Dhokey & Nirbhavne, 2009) .

Aşınma testi sonuçlarının çıktıları incelendiğinde, en iyi değerin sadece su verilmiş işlem uygulanan numunede olduğu gözlemlenmiştir. Ancak endüstriyel anlamda aşırı iç gerilimlerine sahip halde olan bu numunenin kullanılamayacağı göze alınırsa, 1 kez temperlenmiş ve kriyojenik bir kez temperlenmiş numuneleri incelemek gerekecektir. Kriyojenik işlemlerin uygulandığı numunelerde mikroyapıda kalıntı östenitin giderildiği ve ikincil karbür oluşumunu destekleyerek aşınma özelliklerini olumlu yönde etkilediği düşünülmektedir. Aynı zamanda gerçekleştirilen temperleme uygulamasıyla da malzemede bulunan artık gerilmelerin giderilerek aşınma kaybını olumlu yönde etkilemiştir.

1110°C de 2 dakikada yapılan aşınma testleri sonucunda numunede meydana gelen aşınma kaybı sütun grafiği olarak Şekil 59’da gösterilmektedir.



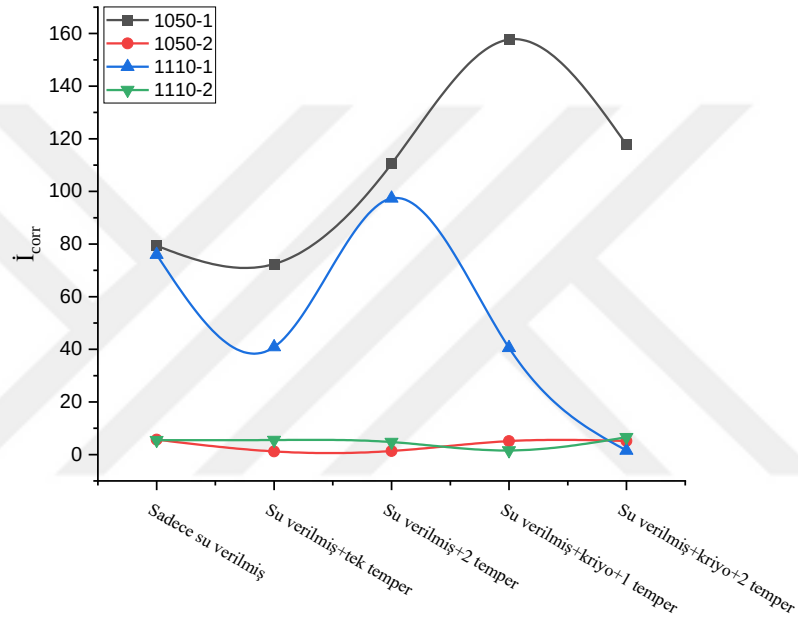
Şekil 59. 1110°C’de 2 dakika aşınma kaybı sonuçları

6.1.7. Korozyon testi sonuçları

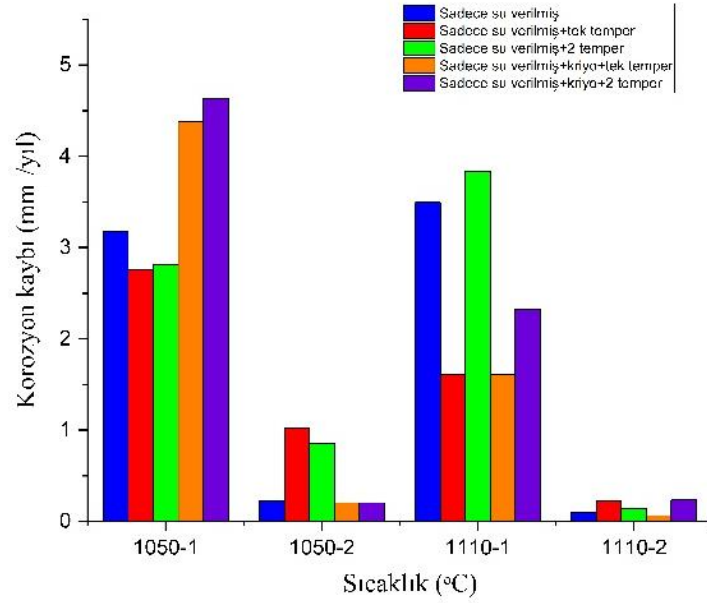
$\dot{I}_{\text{corr}}$ ve korozyon kaybı grafikleri Şekil 60 ve Şekil 61 ’de verilmiştir. Genel olarak, korozyon akım yoğunluğunun östenitleme sıcaklığından ziyade östenitleme süresi ile değiştiği gözlenmektedir. Hem 1050°C hem de 1110°C’de östenitleme süresi 1 dk’dan 2 dk’ya çıkarıldığında $\dot{I}_{\text{corr}}$ değerleri azalmaktadır. Korozyon akımının azalması genel korozyona karşı daha iyi pasivasyon sağlayacağı anlamına gelir (Huttunen-Saarivirta vd., 2016). Korozyon kayıpları incelendiğinde bu argüman doğrulanmaktadır; östenitleme süresi daha etkili olup, 2 dk ısıtma sürelerinin 1 dk ‘ya göre daha düşük korozyon kaybına neden olduğu belirlenmiştir.

1050°C’de 1 kez temperleme korozyonu hafifçe azaltırken 2 kez temperleme artırmıştır. 1 kez temperleme martenzitik dönüşümle meydana gelen kafes gerilimlerini hafifçe azalttığından korozyon üzerinde olumlu etki yaratırken, 2 kez temperlemenin çökelti oluşumunu teşvik ettiği, bu çökeltilerin korozyon üzerinde olumsuz etki oluşturduğu düşünülmektedir (Zhang vd., 2004). Bu etki özellikle kriyojenik işlemde daha belirgindir.

Mikroyapı fotoğrafları 1110°C’de tane irileşmesi olduğunu ortaya koymuştur. Tane irileşmesi özellikle 2 dakikada ısıtılma proseslerinde belirgindir. Tane büyüdükçe, tane sınırlarının sayısı azalır. Tane sınırları, korozyon başlangıç noktaları olarak işlev görebilir, bu yüzden tane boyutunun artması, korozyonun başlama noktalarını azaltabilir. Bunun yanında, daha büyük taneler, genellikle daha homojen bir mikroyapı sağlar, bu da metalin genel korozyon direncini artırabilir. Bu durum, metalin pitting korozyonuna karşı daha dirençli olmasına ve E_{pit} değerinin artmasına yol açar.



Şekil 60. 440B çeliğin 1050°C ve 1110°C I_{corr} karşılaştırmaları

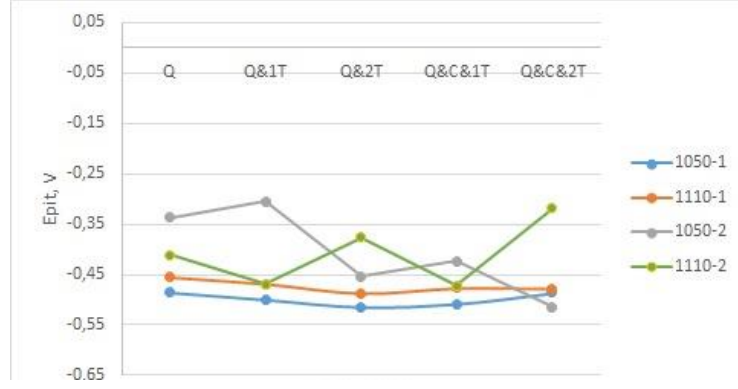


Şekil 61. 440B çeliğin 1050°C ve 1110°C korozyon kaybı(mm/yıl) karşılaştırmaları

Korozyon akım yoğunluğu genel korozyon sırasındaki korozyon hızı ile ilgili iken, pasif akım yoğunluğu pasif tabaka kararlılığı ile ilgili bilgi verir. Şekil 62’de E_{pit} değerlerinin ısıtma koşullarına göre değişimi verilmiştir. 1050°C’de indüksiyon ısıtma süresi 1 dk’dan 2 dk’ya artırıldığında E_{pit} değerlerinde belirgin bir artış görülmektedir. 1050°C-2 dk numunesinde 1 temperleme önemli bir etki yaratmazken 2 temperleme ve kriyojenik işlemlerin E_{pit} değerlerini azalttığı görülmektedir. 1110°C-2 dk numunesinde de benzer eğilim görülmekle birlikte, 2 kez temperlenen numuneler genel eğilimden ayrılmakta ve E_{pit} değeri artmaktadır.

Korozyon bilimi açısından, E_{pit} (pitting potansiyeli) değeri, bir metalin pitting korozyonuna karşı direncini ifade eder. Pitting korozyon, metal yüzeyinde küçük, derin çukurlar veya delikler şeklinde gerçekleşen lokalize korozyon türüdür.

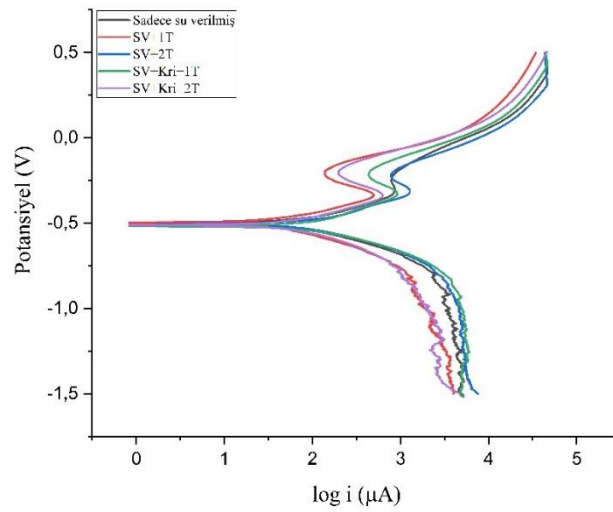
E_{pit} değerinin artması, metalin pitting korozyonuna karşı daha dirençli olduğunu gösterir. Yani, metalin pitting korozyonuna başlaması için gerekli olan elektrokimyasal potansiyel daha yüksek olmalıdır. Başka bir deyişle, metalin pitting korozyonu başlamadan önce daha yüksek bir potansiyel seviyesine ulaşması gerektiği anlamına gelir. Bu durum, metal yüzeyinde pitting korozyonunun başlaması için daha fazla elektrokimyasal enerjinin gerekeceğini ve dolayısıyla metalin pitting korozyonuna karşı daha dayanıklı olduğunu ifade eder.



Şekil 62. E_{pit} değerlerinin ısıtma işlem koşullarına göre değişimi

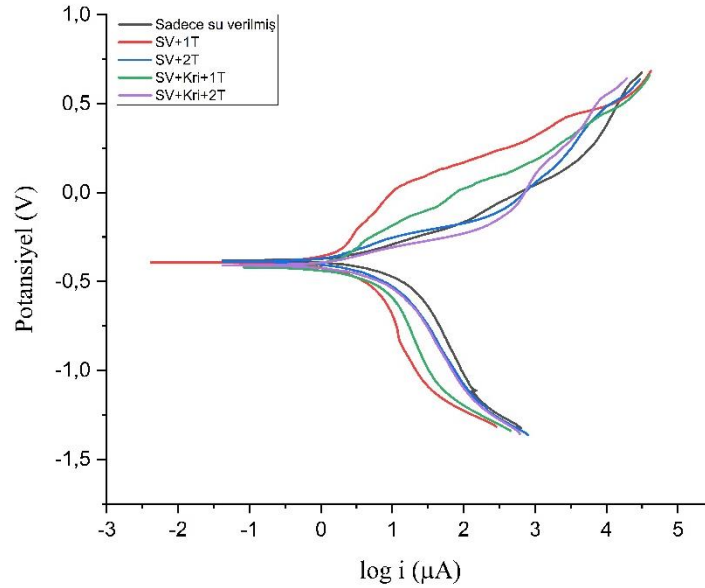
Yapılan korozyon testleri sonucunda elde edilen veriler ile Tafel interpolasyon eğrileri çizdirilmiştir. Bu eğriler her indüksiyon ile ısıtma işlem parametresi için ayrı ayrı çizdirilmiş olup, gerçekleştirilen işlemlerin korozyon dayancına etkileri irdelenmiştir.

1050°C 1 dakika ısıtma işlem uygulamasının Tafel interpolasyon eğrileri incelendiğinde, sadece su verilmiş (siyah) ısıtma işlem uygulamasında korozyon potansiyeli ve korozyon hızının düşük olduğu gözlemlenmiştir. Buna karşılık kriyojenik işlem uygulanan ısıtma işlem parametrelerinde (SV+Kri+1T: yeşil / SV+Kri+2T: mor) daha düşük korozyon hızları görüntülenmiş, pasifleşme davranışı olumlu etkilenecek pasif film oluşumu davranışı belirlenmiştir. Tüm grafikler arasında çok küçük farklılıklar bulunmaktadır.



Şekil 63. 1050°C 1 dakika ısıtma işlem parametrelerinin Tafel polarizasyon eğrileri

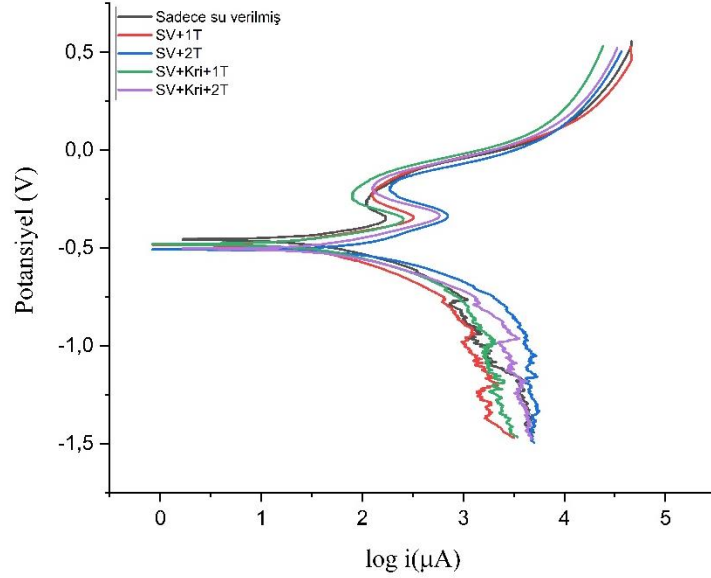
1050°C 2 dakika ısıtıl işlem uygulanan numunelerin Tafel interpolasyon eğrileri incelendiğinde, sadece su verilmiş numune en stabil korozyon direnci gösteren parametredir. Temperleme uygulamaları ile bu yapı negatif yönde etkilenecek eğriden de görüleceği gibi yüksek korozyon hızlarına ulaşmıştır. Temperleme ile karbür yapının etkilenmesi ile pitting korozyon (E_{pit}) direncinde olumlu şekilde artış görülmüş, karbür aktivasyonunun gelişmesi ile burada korozyon hızı azalmıştır (SV+1T: Mavi / SV+ 2T: Kırmızı)(DEMİRÖREN & ÖZEL, 2021). Öte yandan yine kriyojenik işlem uygulanan ve temperlenen numunelerde eğriler genişleme eğilimi göstermesi ve korozyon direncinin iyileşmesi ile koruyucu film oluşumuna olumlu etkisi olduğu düşünülmektedir. İç yapıda bulunan kararsız kalıntı östenit yapının azalması buna sebep gösterilebilmektedir.



Şekil 64. 1050°C 2 dakika ısıtıl işlem parametrelerinin Tafel polarizasyon eğrileri

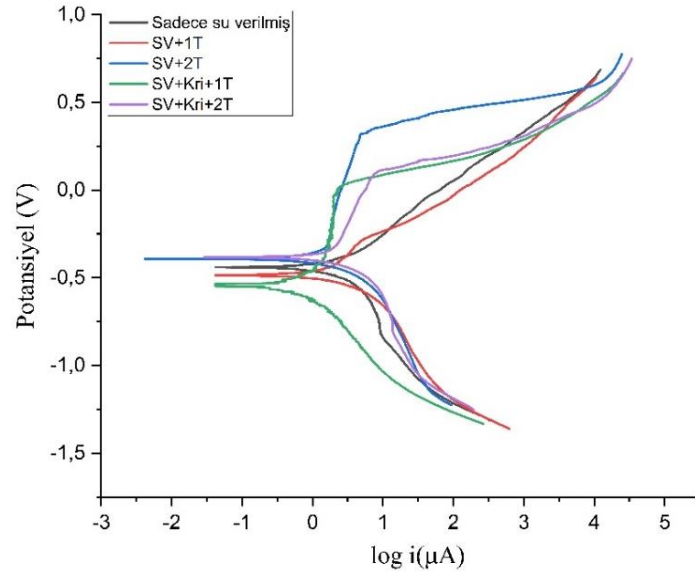
1110°C 1 dakika ısıtıl işlem parametresi uygulanan numunelerin Tafel interpolasyon eğrileri incelendiğinde, siyah eğri ile ifade edilen sadece su verilmiş koşullardaki numunelerin daha düşük korozyon ve daha kararlı korozyon davranışları göstermektedir. Öte yandan temperleme uygulamaları (kırmızı-mavi eğriler) korozyon davranışlarını negatif yönde etkilemektedir. Yeşil ve mor eğriler ile ifade edilen kriyojenik işlem ve temperleme uygulamanın numunelerin pasifleşme eğilimini aktive

ettiği gözlemlenmiştir. 1 dakika parametrelerinde gözlemlenen bir davranış olarak çok az miktarda farklılık gözlemlenmiştir.



Şekil 65. 1110°C 1 dakika ısıtıl işlem parametrelerinin Tafel polarizasyon eğrileri

1110°C 2 dakika ısıtıl işlem parametresi uygulanan numunelerin Tafel interpolasyon eğrileri incelendiğinde, en bariz değişimlerin yaşandığı Tafel eğrileri burada karşımıza çıkmaktadır. Su verilmiş 2 kez temperlenmiş ve kriyojenik işlem uygulanarak 1 ve 2 kez temperlenmiş numuneler incelendiğinde pitting korozyonuna direncin oldukça net şekilde arttığı eğri kolunun dik olarak yukarı çıkması ile anlaşılmaktadır. Buna bağlı olarak su verilmiş 2 kez temperlenmiş ve kriyojenik işlem uygulanarak 1 ve 2 kez temperlenmiş numunelerde pasif bölgenin koruyucu tabakaya olumlu etkisini olduğu düşünülmektedir.



Şekil 66. 1110°C 2 dakika ısıtılma parametrelerinin Tafel polarizasyon eğrileri

Sonuç olarak 1110°C’de östenitleme sıcaklığının yüksek olması sebebiyle östenit matriste daha fazla karbürün çözüldüğü ve böylece östenit matriste krom ve karbür zenginleşmesi meydana geldiği bunun da paslanmaz çeliğin pasivasyonuna olumlu etki yarattığı belirlenmiştir.

Bütün ısıtılma şartları arasında hem genel korozyon davranışları açısından hem aşınma davranışı ile sertlik değerindeki artış açısından, 1110°C’de 2 dakika ile kriyojenik işlem uygulanmış 1 kez temperlenmiş numune en iyi aşınma ve korozyon dayancı göstermiştir. Endüstriyel anlamda da kullanıma en uygun ısıtılma parametresi olarak görülmektedir.

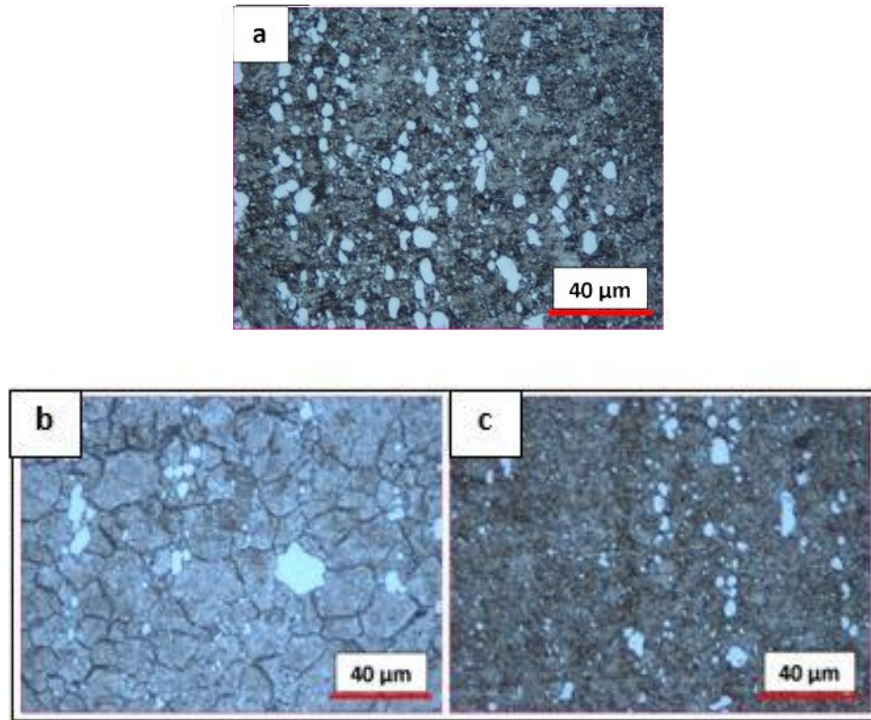
Elde edilen en uygun indüksiyon ile ısıtılma sonucu kullanılarak termal çevrim uygulamaları gerçekleştirilmiştir. Termal çevrim uygulamaları ile östenit tane boyutunu minimum seviyeye indirmek ve daha homojen bir mikroyapı elde ederek uygulamanın malzeme üzerinde mekanik ve korozyon davranışı özelliklere etkisini incelenmiştir. 6.2 başlığı ve başlığa bağlı alt başlıklar ile termal çevrim uygulamalarının araştırma ve analiz sonuçları incelenmiştir.

6.2. Termal Çevrim İşlemleri Bulguları ve Tartışma

6.2.1. Optik Mikroskop ile Mikroyapı İncelemeleri

440B martenzitik paslanmaz çelik yapıda oluşan mikroyapı termal çevrim uygulanmamış ısıtıl işlem uygulaması numunesinde nedeniyle paslanmaz çelik α' martenzitik matris içinde $M_{23}C_6$ karbürleri olarak gözlenir.

Şekil 67'de optik mikroskop ile mikroyapıları incelenmiş ve fazlar hakkında bilgi toplanılmıştır. Optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, ısıtıl işlem koşullarına bağlı olarak, $\alpha' + M_{23}C_6$ mikroyapısı net bir şekilde gözlemlenirken kalıntı östenite rastlanmamıştır. Burada kalıntı östenit oluşumu indüksiyon ile ısıtıl işlemin hızlı gerçekleşmesi ve tane incelmeye ve sonrasında gerçekleştirilen kriyojenik işlemlere dayanmaktadır. Benzer çalışmada 440B malzeme üzerinde 1100°C'de 20 dakika östenitlemiş ve ardından 100°C ve 300°C'de 30 dakika temperlenmiş AISI 440B çeliğinin mikroyapısında α' , $M_{23}C_6$ ve kalıntı östenit oluşumunu araştırmıştır (Venske vd., 2018). Benzer bir çalışmada, martenzitik paslanmaz çeliklerde $M_{23}C_6$ karbürlerini beyaz ve küresel olarak, koyu renkli matris fazını ise martenzit fazı olarak rapor etmişlerdir.

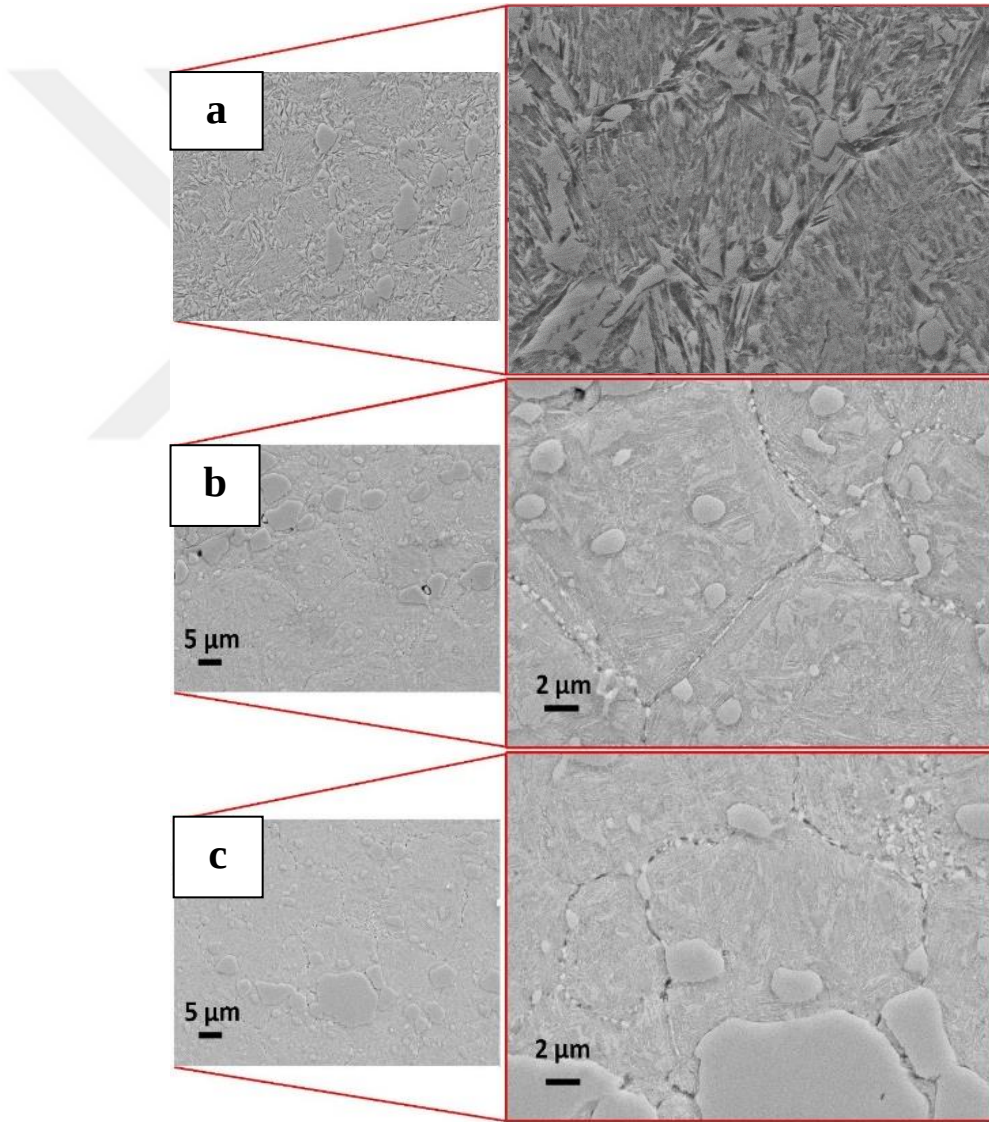


Şekil 67. 440B çeliğinin optik mikroskop görüntüleri;

a) 1 çevrim, b) 3 çevrim, c) 4 çevrim

6.2.2. SEM ile Mikroyapı İncelemeleri

Termal çevrim uygulanan numunelerin SEM görüntüleri incelendiğinde çok ince martenzit yapısı ve yoğun küresel küçük karbür taneleri gözlenmektedir. İndüksiyon ısıtma işlemi, geleneksel ısıtma işlem yöntemlerine göre daha küçük tane boyutu ve sertlik iyileştirmesi açısından oldukça olumlu sonuçlar göstermektedir. İndüksiyon ısıtma işlemi sonucunda su verme ve temperleme işlemleri üzerine yapılan bir çalışmada, konvansiyonel ısıtma işlem yöntemleri ile indüksiyon ısıtma işlem uygulamaları arasında yapılan karşılaştırmalarda sertlik artışı ve küçük taneli mikroyapı oluşumu rapor edilmiştir (Civi vd., 2018).



Şekil 68. 440B çeliğinin SEM mikroyapı görüntüleri

a) 1 çevrim, b) 3 çevrim, c) 4 çevrim

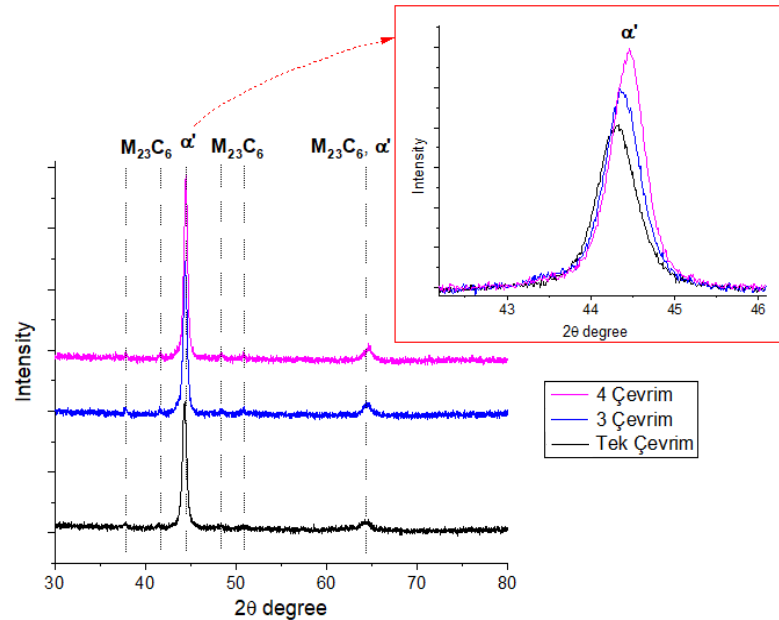
İndüksiyon ısıtma işlem uygulamalarının yanı sıra termal çevrim uygulamalarının da daha küçük östenit tane boyutu oluşumu sağladığı ve buna bağlı olarak martenzit morfolojisini doğrudan etkilediği bilinmektedir (Hidalgo & Santofimia, 2016). Termal çevrim uygulamaları, tane sınırlarında ince karbür çökeltileri oluşturmuş ve böylece aynı dağlama koşulları altında önceki östenit tane sınırları görünür hale gelmiştir (Şekil 68). 1 çevrim uygulanan numunede tane sınırları belirsiz ve nispeten karbürler uzun ve tane sınırlarına dolduğu gözlemlenmiştir (Şekil 68-a). 3 çevrim uygulanan numunede (Şekil 68-b), bu tane sınırı karbür çökeltileri aralıklı olarak oluşur ve 4 çevrimde (Şekil 68-c), tane sınırlarında çok daha küçük boyutlarda dağılırlar.

SEM görüntüleri (Şekil 68), martenzit çıtalarının üçüncü ve dördüncü ısıtma çevrimlerinde azaldığını açıkça göstermektedir.

6.2.3. XRD (X-Işınlari Difraktometresi) İncelemeleri

XRD analizleri, 1 çevrim numunelerde martenzit fazının ve karbür fazının oluştuğunu göstermekte ve mikroyapı görüntülerini doğrulamaktadır.

Literatürde indüksiyon ile ısıtmanın tane boyutu üzerinde önemli bir etkisi olduğunu bildirmiştir (Zhou vd., 2024). Ayrıca başka bir çalışmada yüksek ısıtma hızının tane inceltme için faydalı olduğunu öne sürmüşlerdir (Shajari vd., 2022).



Şekil 69. Termal çevrim uygulanmış 440B çeliğinin XRD grafikleri (α')

Tane boyutunu tartışmak mümkün olmasa da Scherer formülü ile hesaplanan XRD analiz sonuçlarında (Şekil 69) kristalit boyutu 20 nm olarak bulunmuştur. Aynı koşullar altında geleneksel ısıtma işlemi ile aynı koşullarda gerçekleştirilen numunenin kristalit boyutu 37,23 nm'dir (MCBÜ- 2021-043/Bap Projesi). Buradan yola çıkarak, indüksiyonla ısıtma hızlı ısıtma sağladığından, tane büyümesi için yeterli zaman yoktur.

XRD analizlerinden yarı genişlikte maksimum tam genişlik (FWHM) değerleri ve 2θ açısı verileri çıkarılmıştır. Elde edilen veriler, malzemedeki martenzit fazının dislokasyon yoğunluğunu, kristal boyutunu ve mikro gerilim değerlerini tahmin etmek için kullanılabilir (Tablo 10). XRD analizlerinden elde edilen kristalit boyutu ve dislokasyon yoğunluğu incelendiğinde, 1. çevrimde kristal boyutunun küçük ve dislokasyon yoğunluğunun yüksek olduğu görülmektedir. Ancak çevrim sayısının artışı ile her ne kadar bir miktar kristal boyutu artmış ve dislokasyon yoğunluğu azalmış olsa da standart sapmanın 3. ve 4. çevrimde azaldığı görülmektedir. Bu sonuç, indüksiyon ile termal çevrim uygulamasının daha güvenilir ve homojen bir mikroyapıya yol açtığı fikrini doğrulamaktadır.

Tablo 10. XRD sonuçları ile hesaplanan kristal boyutu ve dislokasyon yoğunluğu

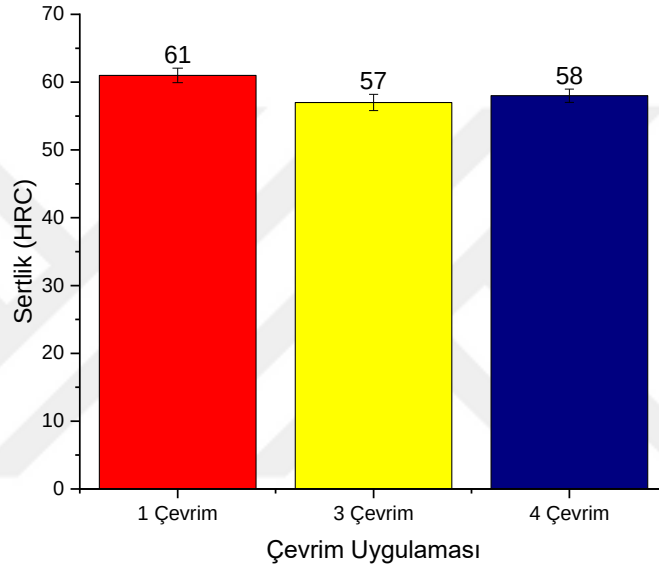
Çevrim	Ortalama kristal boyutu (nm)	Standart sapma	Dislokasyon yoğunluğu (mm^{-2})
1 çevrim	20,00	$\pm 5,569$	0,0028110363
3 çevrim	20,47	$\pm 3,019$	0,0024828446
4 çevrim	23,42	$\pm 0,924$	0,0018289875

6.2.4. Makro sertlik İncelemeleri

Termal çevrim uygulanan numunelerin Rockwell sertlik değerleri incelendiğinde, 1 çevrim uygulamasında en iyi değer gözlemlenmiştir. Ancak sertlik değerinin standart sapmasına bakıldığında bu değer 4 çevrim uygulamasına göre bir miktar yüksektir. Öte yandan 3 çevrimde düşen sertlik değeri ile standart sapma değeri de artış göstermektedir. En iyi standart sapma değerine ve nispeten yüksek sertlik değeri ile en iyi parametre olarak 4 çevrim olduğu kabul edilebilir (Şekil 70).

Tablo 11. Sertlik değerleri ve standart sapmaları

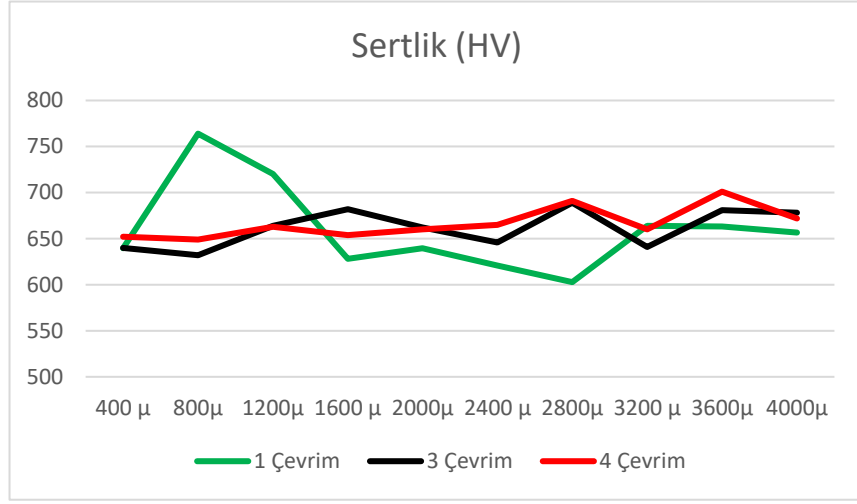
	Sertlik (HRC)	Standart sapma değeri
1 Çevrim	61	1,07
3 Çevrim	57	1,2
4 Çevrim	58	0,98



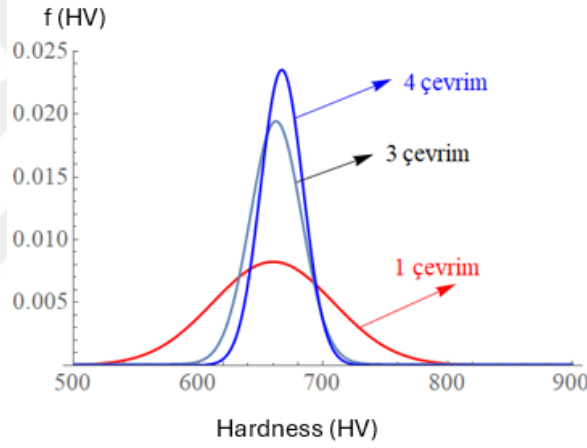
Şekil 70. Termal çevrim uygulamaları ile değişen HRC sertlik değerleri

6.2.5. Mikro sertlik İncelemeleri

Elde edilen mikro sertlik değerleri analiz edildiğinde, yöntem bölümünde de bahsedildiği gibi çevrim uygulamaları sonucunda sertlik dağılım standart sapmasında düşüş meydana gelmektedir. Sonuçların incelendiğinde literatüre yapılan benzer çalışmada olduğu gibi normal dağılıma uygun olduğu elde edilen verilerde de görülmüştür (Schneider vd., 1999). Elde edilen sertlik grafikleri ve dağılımın olasılık fonksiyonu Şekil 71'de verilmiştir.



Şekil 71. Termal çevrim uygulamaları ile değişen mikro sertlik değerleri

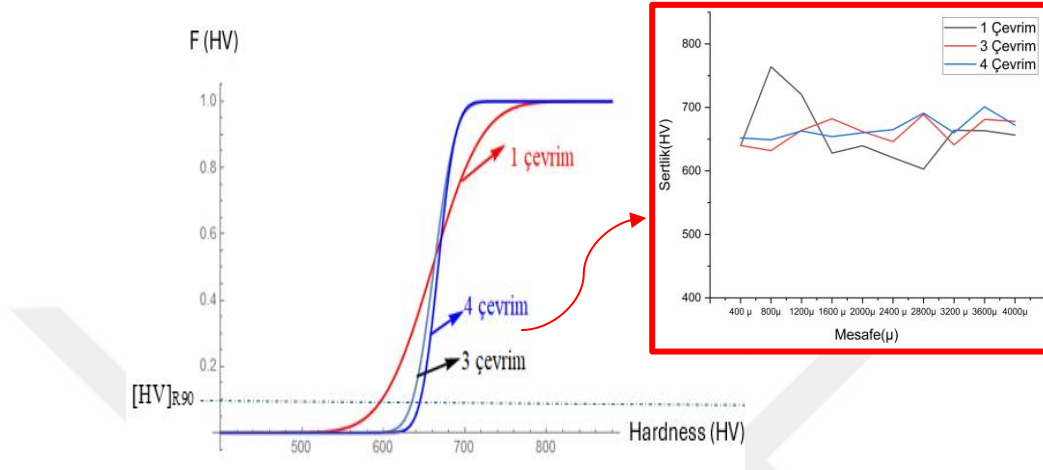


Şekil 72. Sertlik grafikleri ve dağılımın olasılık fonksiyonu

Şekilden 72'den 1 çevrim numunelerde sertlik dağılımının geniş bir aralıkta olduğu görülebilir. Ancak ısıtma işlemi uygulandığında sertlik değerlerindeki düşüşün yanı sıra mikroyapının daha kararlı bir yapıya sahip olduğu görülmektedir. Ayrıca çevrim sayısı arttıkça sertlikteki düşüşün telafi edildiği gözlemlenmiştir. Tablo 11'de bu verilerin bir yansıması olarak %90 güvenilirliğe sahip mikro sertlik değerleri gösterilmektedir. Tablo 12'ye ayrıntı olarak güvenilirlik grafiği ve mikro sertlik dağılım grafikleri ayrıntılı şekilde gösterilmiştir.

Tablo 12. Çevrim uygulamalarının %90 güvenilirlikli HV değerleri

	Tek Çevrim	3 Çevrim	4 Çevrim
[HV] _{R90} ([HV]F ₁₀)	646,31	655,72	661,94

**Şekil 73.** Termal çevrim uygulanmış numunelerin mikro sertlik dağılımı

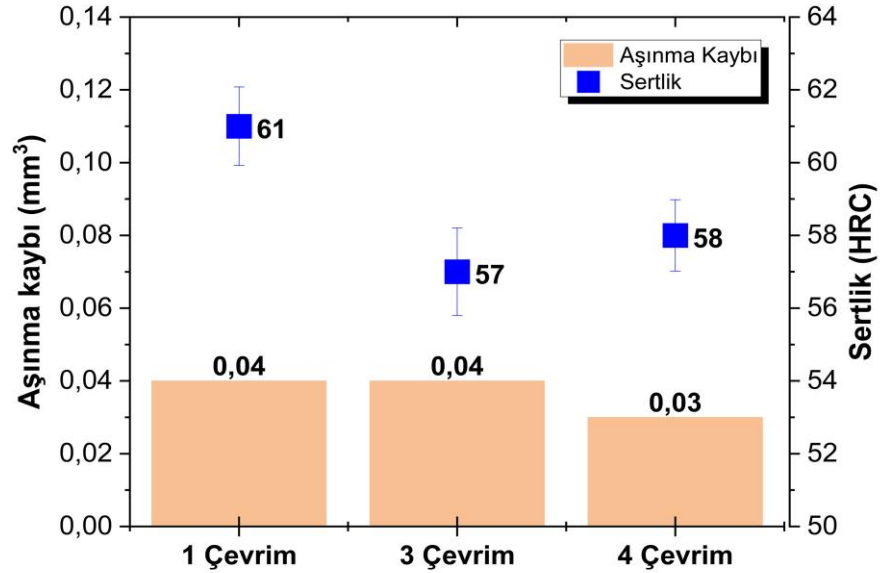
6.2.6. Aşınma Testi Analizleri

İndüksiyon yoluyla sertleştirme işlemleri, ince kesitler ve orta frekanslı indüksiyon cihazları ile gerçekleştirilebilir. Şekil 74' de görülebileceği gibi malzemenin tamamı için çok yüksek bir sertlik değeri elde edilmiştir. Termal çevrim uygulamaları ile sertlik değeri önce azalmış daha sonra artarak bir önceki değere çok yaklaşmıştır. Honda ve arkadaşları tarafından yapılan çalışmada 13Cr-2Ni-2Mo paslanmaz çelik alaşımının sertleştirilmesi için indüksiyonla ısıtmanın etkili bir yöntem olarak kullanılabileceği elde edilen sonuçlardan ortaya çıkmıştır (Honda vd., 2012).

Hacimsel malzeme kaybı ile sertlik arasındaki ilişkiyi gösteren grafik Şekil 74'te verilmiştir. Genel olarak malzemelerin abrasif aşınma direnci sertlikleri ile ilişkilidir. Puli ve Janaki Ram AISI 410 martenzitik paslanmaz çelik malzemeye uygulanan kaplama, sertleştirme ve temperleme sonrası sertlik ve aşınma performanslarının, aynı sertlikteki AISI 410 martenzitik paslanmaz çelik malzemenin işlem görmemiş haliyle

benzer olduğunu bildirmiştir (Puli & Janaki Ram, 2012) . Yani, malzeme sertliği aşınma direncinde en önemli parametredir.

Aşınma mekanizmaları karbür boyutu, dağılımı ve oranından da etkilenir. Yılmaz'ın araştırmasına göre, daha küçük karbür boyutlarına sahip kompozitler, farklı karbür fraksiyon boyutlarında aynı karbür içeriği için daha düşük bir direnç göstermiştir (Yılmaz, 2001). Yumuşak bir matris boyunca dağılmış daha küçük karbür boyutlarına sahip malzemeler, farklı boyutlardaki karbürlerden oluşan malzemelere göre sertliği artırır ve aşınma oranını düşürür (K. H. Zum Gahr, 1988). Bu açıdan bakıldığında karbürler gibi yüksek sertlikte fazlar içeren metalik malzemelerde, sertlik değeri aşınma direnci için tek belirleyici parametre değildir.



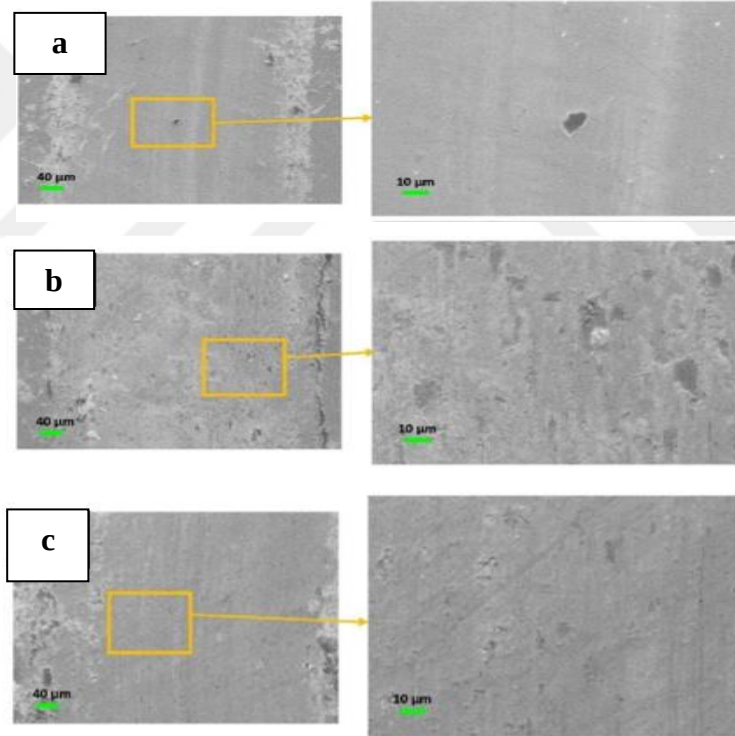
Şekil 74. Sertlik ve aşınma kaybı arasındaki ilişki

a) 1 çevrim, b) 3 çevrim, c) 4 çevrim
b)

Sütun grafiğinden de görülebileceği gibi en yüksek sertlik 1 çevrim numunesinde elde edilmiştir. Numunelerde çevrim sayısı ile sertlikte bir düşüş ve ardından sertlikte bir artış gözlenmiştir. Bu sonuçlar mikroyapı ve XRD sonuçları ile uyumludur. Çevrim sayısının artmasının malzemenin iç yapısını homojenleştirdiği ve bunun da aşınma direncinde artışa yol açtığı düşünülmektedir. Homojen bir iç yapı

perspektifinden bakıldığında, bu düşünce tekrarlanan ölçümlerle güvenilirlik ölçümleri ile desteklenmiştir (Şekil 72-73).

1çevrim uygulamasında aşınma izi profili incelendiğinde parçacık şeklinde aşınma deformasyonu gözlemlenmiştir. 3 ve 4 kez termal çevrim uygulanan malzemeler incelendiğinde malzemede daha yüzeysel aşındırıcı etkiler gözlenmektedir. Ancak aşınma kaybı verileri incelendiğinde 3 kez ısıl çevrim uygulamasının 1 kez ısıl çevrim uygulamasına göre aynı değeri verdiği, 4 kez ısıl çevrim uygulaması yapılan malzemede ise aşınma kaybında bir miktar azalma olduğu görülmektedir. Bu bilgilere göre termal çevrim uygulamalarının aşınma açısından malzemenin homojen ve dengeli ısıl işlem görmesinden dolayı aşınma kaybını iyileştirdiği düşünülmektedir (Şekil 75).



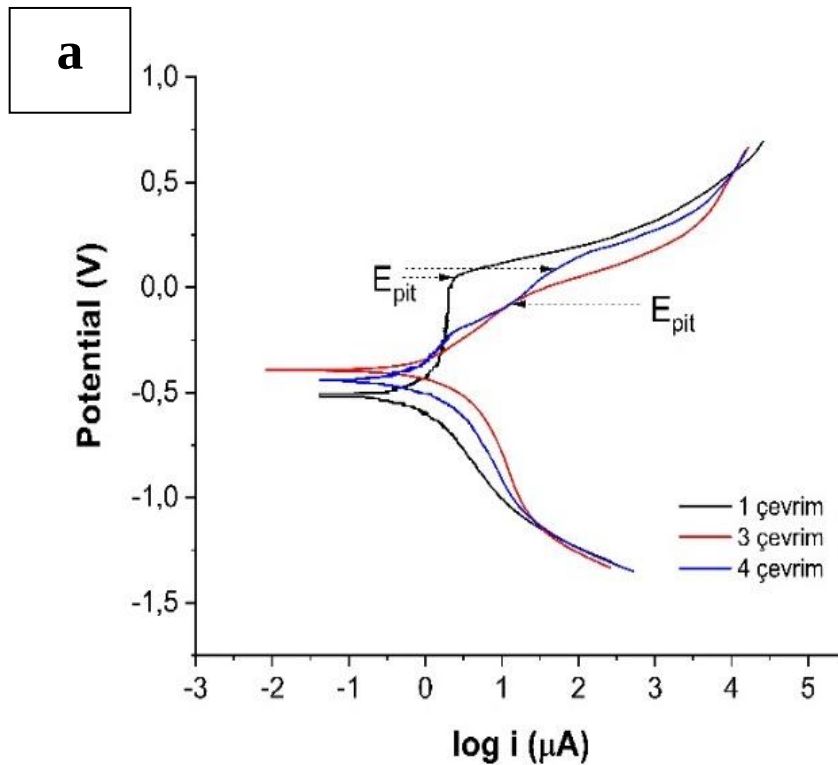
Şekil 75. Isıl işlem görmüş numunelerin aşınma yüzeyleri

a)1 çevrim, b) 3 çevrim, c) 4 çevrim

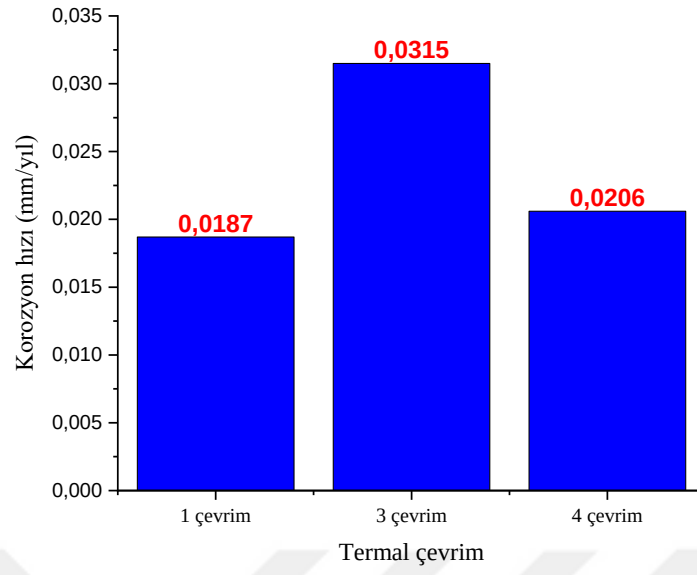
6.2.7. Korozyon Testi Analizleri

Isıl işlem görmüş 440B martenzitik paslanmaz çeliğin Tafel eğrileri ve korozyon hızı grafiği Şekil 76'da verilmiştir.

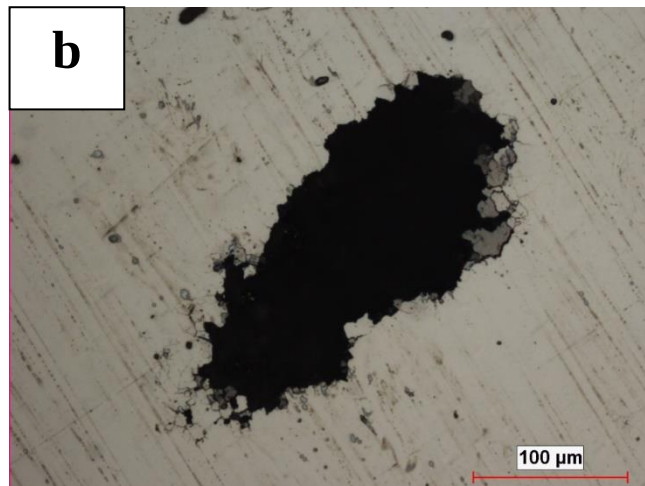
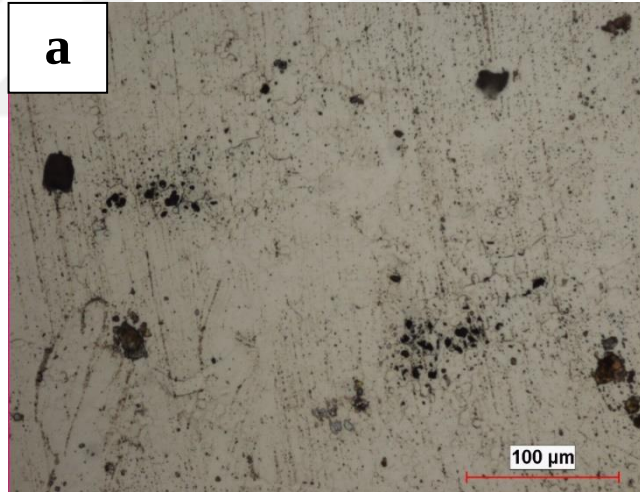
Çevrim uygulamaları karşılaştırıldığında, 1 kez termal çevrim uygulamalarında da bir miktar taneler arası korozyon gözlenmiştir. Mikroyapı fotoğraflarından da görülebileceği gibi (Şekil 67-68) tane sınırı sürekli karbür ağıyla ilgili olduğu söylenebilir. Buna karşılık, 3 ve 4 çevrim numunelerinde tane sınırı karbürü süresiz hale gelmiştir. $M_{23}C_6$, karbürün bitişiğindeki matrisin krom içermeyen bir bölge oluşturmaktadır. Cr bakımından zengin karbür çökmesi ile ilişkili kromdan yoksun bölgelerin, paslanmaz çeliklerin klorür çözeltilerindeki çukurlaşma ve taneler arası korozyon eğilimlerini etkilediği iyi bilinmektedir (Rosemann vd., 2015). Korozyon açısından pasif özellik gösteren $M_{23}C_6$ karbürler ile yüksek enerji seviyelerine sahip tane sınırlarının etrafında Cr bakımından fakir bölgelerin oluşması, taneler arası korozyonun meydana gelmesine neden olmuştur (Şekil 77).

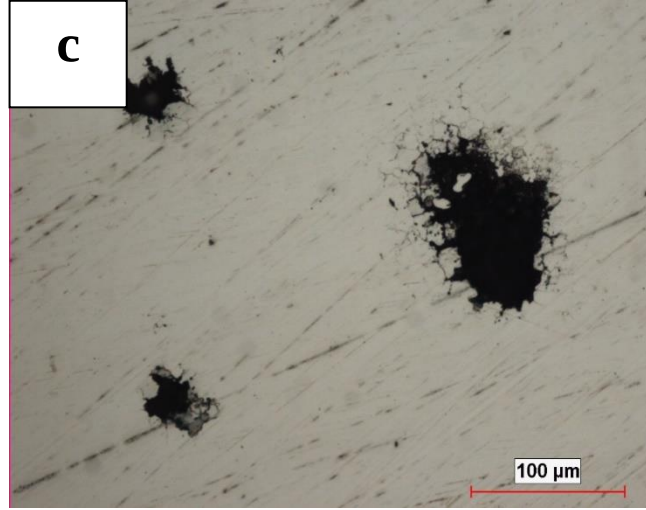


b



Şekil 76. a) Isıl işlem görmüş 440B çelik numunelerin Tafel eğrileri, b) korozyon hızı





Şekil 77. Korozyon testinden sonra numunelerin optik mikroskop görüntüsü;

a) 1 çevrim, b) 3 çevrim, c) 4 çevrim

Korozyon testlerinden elde edilen polarizasyon eğrileri Şekil 76a'da verilmiştir. Polarizasyon eğrilerinden, bir metalin korozyon hızını gösteren korozyon akımı (i_{corr}) değeri belirlenir, daha yüksek korozyon akımı (i_{corr}) değeri hızlandırılmış korozyonu gösterir (Wang & Turner, 2004). 1 ve 4 çevrim numuneler birbirine yakın ve en düşük i_{corr} değerlerini göstermiştir. i_{corr} , anot/katot Tafel eğimlerinden (β_a , β_c) ve polarizasyon direncinden (R_p) elde edilir. Bu sonuçlar Tablo 13'te verilmiştir.

Tablo 13. Korozyon test sonuçları

Numune	i_{corr}	β_a (V/dec)	β_c (V/dec)	Pol.dir. ($K\Omega$)	E_{corr} (V)	E_{pit} (V)
1 Çevrim	0.401	0.21230	0.25388	125.1	-0.52	0.05
3 Çevrim	0.675	0.18514	0.21259	63.6	-0.40	-0.07
4 Çevrim	0.441	0.18151	0.26333	105.8	-0.44	0.08

Polarizasyon direnci (R_p), elektrot yüzeyinin aşırı potansiyel altındaki direncidir. Elektrot potansiyelinin denge potansiyelinden ne kadar saptığını gösterir. Yüksek bir R_p değeri, elektrot yüzeyinin korozyona karşı daha dirençli olduğunu gösterir. R_p değerinin düşmesi de korozyon direnci azaldığını göstermektedir.

Çukurlaşma potansiyeli (Epit), kararlı çukurların çekirdeklendiği ve büyüdüğü potansiyeldir. Bu çalışmada, korozyon testi sonuçları (korozyon hızı ve icorr), çok çevrimli ısıt işlem uygulamasının önemli bir fark yaratmadığını, ancak Epit değerinin önemli bir fark gösterdiğini göstermiştir. 4 çevrimli numunede Epit değeri 1 çevrimli numuneye göre %60 azalmıştır. Çok çevrimli ısıt işlem, çukurlaşma direncini artıran homojen bir mikroyapı sağlamıştır.



YEDİNCİ BÖLÜM

7. SONUÇ VE ÖNERİLER

Yapılan tüm testler ve sonuçları ayrıntılı bir şekilde incelendiğinde aşağıda maddeler halinde açıklanarak raporlanmıştır;

- XRD analizleri indüksiyon ısıtma işlem uygulandığında artan östenitleme sıcaklığı ile kalıntı östenit oluştuğu tespit edilmiştir. Aynı zamanda kriyojenik işlem uygulanması ile kalıntı östenit pikleri kaybolduğu görülmüştür. Bu durum, kriyojenik işlemin kalıntı östeniti giderdiğini göstermektedir. Bu durum optik mikroskop ve SEM doğrulanmıştır.
- XRD analizleri ile hesaplanan kristal boyutu ve dislokasyon yoğunluğu sonuçları kriyojenik işlemlerin kristal boyutunu düşürdüğü ve dislokasyon yoğunluğunu attırdığı görülmüştür.
- Isıl işlem uygulanmış numunelerde kesit boyunca yapılan sertlik taramasında tüm ısıtma işlem parametrelerinde kesitin tamamen sertleştirildiği gözlemlenmiştir. Bununla birlikte mikro sertlik değerlerinin güvenilirlik analizi gerçekleştirilmiştir. %90 güvenilirlik değerlerine bakıldığında artan östenitleme sıcaklık ve süre ile dağılım eğrisinin daraldığı ve güvenilirlik sapmasının azaldığı gözlemlenmiştir.
- Yapılan aşınma testleri sonucunda 1050°C 2 dakika ısıtma işlem uygulaması daha az aşınma kaybı göstermiştir. 2 dakika ısıtma işlem gerçekleştirilen numunelerde her iki östenitleme sıcaklığında kriyojenik işlem üzeri 1 kez temperlenmiş numunelerde meydana gelen sertlik artışı aşınma kaybını azaltmıştır. Öte yandan iki östenitleme sıcaklığında ve süresinde de gerçekleştirilen kriyojenik işlem ve temperleme uygulamaları literatüre uygun şekilde aşınma kaybını azaltmada olumlu sonuçlar vermiştir.
- Yapılan korozyon testleri sonucunda belirlenen 1110°C’de 2 dakikada östenitlenen numunelerde östenitleme sıcaklığının görece yüksek olması sebebiyle östenit matriste daha fazla karbürün çözüldüğü ve böylece östenit matriste krom ve karbür zenginleşmesi meydana gelmiştir. Bu durumun paslanmaz çeliğin pasivasyonuna ve pitting direncine olumlu etki yarattığı gözlemlenmiştir. Aynı zamanda en düşük korozyon hızı da bu ısıtma işlem koşulunda meydana gelmiştir.

Yapılan tüm testlerde her ne kadar aşınma dayanımı 1050°C-2 dakika kriyojenik işlem ve 1 kez temperleme uygulanmış numune en iyi sonuç verse de endüstriyel kesici bıçak uygulamalarında korozyon dayanımı daha öncelikli olduğundan en iyi korozyon dayanımı ve en iyi 2. aşınma dayanımı gösteren 1110°C-2 dakika kriyojenik işlem ve 1 kez temperleme ısıtma işlem süreçleri bu çalışmanın en iyi ısıtma işlem koşulu olarak seçilmiştir.

Aşınma ve korozyon dayanımı için en iyi kombinasyon olarak belirlenen 1110°C 2 dakika parametresinin ile gerçekleştirilen ve 3. ve 4. termal çevrimleri 950°C-30 saniye olarak uygulanan çevrimsel ısıtma uygulamaları analiz edildiğinde;

- Optik mikroskop ve SEM analizi sonuçları indüksiyon ısıtma işleminde çoklu termal çevrim uygulamasının mikroyapıyı daha homojen hale getirdiği, martenzit boyutlarında incelmeye meydana geldiği ve tane sınırlarındaki karbür mikroyapısının ağ yapıdan daha kesintili yapıya dönüşerek olumlu şekilde etkilediği gözlemlenmiştir.
- XRD sonuçları üzerinde hesaplanan kristal boyutu ile indüksiyon ısıtma işleminde çoklu termal çevrim uygulamasının mikroyapıyı daha homojen hale getirdiği tekrarlı testler ile ortaya konmuştur.
- Mikro sertlik ölçüm verilerinin dağılımının çevrim sayısı artması ile daha kararlı hale geldiği gözlemlenmiştir. Böylece indüksiyon ısıtma işlem için düşünülen kararsız mikroyapı olgusu en aza indirildiği düşünülmektedir. Elde edilen sonuçlar ışığında çevrim sayısı artışı ile kesitte %90 güvenilirlikte yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir.
- Termal çevrim uygulamaları ile Rockwell sertliğinde hafifçe düşüş görülse de aşınma dayanımının arttığı görülmektedir. Her ne kadar yüzey sertliği ile aşınma dayanımı doğru orantılı olsa da burada malzemede gerçekleştirilen termal çevrim uygulamaları ile homojen mikroyapı dengesi aşınma kaybında azalma eğilimi göstermesini sağlamıştır.
- Korozyon testi sonuçları incelendiğinde, İcorr ve Rp değerlerinin birbirini doğruladığı görülmektedir. Bu sonuçla kullanılan bıçağın kullanıldığı endüstriyel ıslak mendil sıvısı içerisinde korozyon direncine dayanıklı şekilde işlevini gerçekleştirebileceği anlaşılmaktadır.

Tüm deneysel veriler birlikte analiz edildiğinde, indüksiyon ısıtma işleminde çevrim uygulamasının %90 güvenilirlikte yüksek sertlikte mikro sertlik ölçüm verilerinin dağılımının daha kararlı hale getirdiği, aşınma kaybını azalttığı, tane arası korozyonda olumlu etkiler gösterdiği ve korozyon dayancında kabul edilebilir düzeyde düşüş gösterdiği görülmüştür. Burada daha homojen ve kararlı bir mikroyapı oluşumuna ve mekanik özellikleri de olumlu hizmet ettiği gözlemlenmiştir.

Çalışma sonuçları göz önünde bulundurularak aşağıdaki öneriler sunulmaktadır.

- Gerçekleştirilen ısıtma işlem prosedürleri indüksiyon ile ısıtma işlem uygulamalarına özel yazılımlar ile de gerçekleştirilerek deneysel prosedürlerin karşılaştırılması gerçekleştirilebilir.
- Martenzitik paslanmaz çeliklerin kullanım alanlarına özgü korozif ortam şartları gerçekleştirilerek (farklı sıvı ve koşullar) aşınma ve korozyon testleri gerçekleştirilebilir.
- Termal çevrim uygulamalarının daha iyi açıklanabilmesi için östenit tane yapısının ölçülebileceği bir alt yapı (kamu veya özel kuruluş hizmet alımı) bulunarak testlerin detayı gerçekleştirilebilir.

KAYNAKLAR

1. Ahn, S. T., Kim, D. S., & Nam, W. J. (2005). Microstructural evolution and mechanical properties of low alloy steel tempered by induction heating. *Journal of Materials Processing Technology*, 160(1), 54-58. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.03.019>
2. Akkaya, R., Ali ANADOL, M., Üniversitesi, S., & Elektronik Programı Kampus, T. (2012). *Akım Beslemeli Paralel Rezonans İnverterli Bir İndüksiyonlu Isıtma Uygulaması*.
3. Ali ÖZÇELİK, M., Aycan, A., Üniversitesi, G., Bilimler Meslek Yüksekokulu, T., ve Enerji Bölümü, E., Yazar, S., & Author, C. (2017). Manyetik Olarak Etkileşen Bobinlerin Alternatif ve Doğru Akımda İncelenmesi Analysisof Magnetic Interactive Coils under The Alternative and Direct Currents. İçinde KSU. *Journal of Engineering Sciences* (C. 20, Sayı 4).
4. Amini, K., Akhbarizadeh, A., & Javadpour, S. (2012). Investigating the effect of holding duration on the microstructure of 1.2080 tool steel during the deep cryogenic heat treatment. *Vacuum*, 86(10), 1534-1540. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2012.02.013>
5. An, F. C., Zhang, Y., Wang, J. J., Zhao, S. X., Yuan, G., & Liu, C. M. (2020). Precipitation process of vanadium carbide in M23C6 by atomic-scale configuration analysis. *Journal of Materials Science*, 55(2), 762-773. <https://doi.org/10.1007/s10853-019-03965-z>
6. Ashby Michael F., H. J. D. R. (2006). *Engineering Materials 2 An Introduction to Microstructures, Processing and Design*.
7. ASTM- E407-99. (2015). *Standard Practice for Microetching Metals and Alloy*. www.astm.org
8. Atlas Steels. (1977). *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*.
9. Atlas Steels. (2013). *The Atlas Steels Technical Handbook of Stainless Steels Atlas Steels Technical Department*. www.atlassteels.com.au.
10. Atlas Steels. (2021). *Atlas Quality Management Scope: National Doc: Information Notice Atlas Steels Technical Handbook of Stainless Steels Atlas Steels Grade Data Sheets*.
11. Azis, R. S., Hashim, M., Saiden, N. M., Daud, N., & Shahrani, N. M. M. (2015). Study the Iron Environments of the Steel Waste Product and its Possible Potential Applications in Ferrites. *Advanced Materials Research*, 1109, 295-299. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.1109.295>
12. Baldissera, P. (2009). Fatigue scatter reduction through deep cryogenic treatment on the 18NiCrMo5 carburized steel. *Materials and Design*, 30(9), 3636-3642. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.02.019>
13. Bergmann, C. P., Ignacio, J., González, V., Fernández-González, D., & Felipe, L. (2017). *Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering Series Editor: Physical Metallurgy and Heat Treatment of Steel*.

14. Bhadeshia, H., & Honeycombe, R. (2017). *Stainless Steel. İçinde Steels: Microstructure and Properties* (ss. 343-376). Elsevier.
<https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100270-4.00012-3>
15. Biju, N., Ganesan, N., Krishnamurthy, C. V., & Balasubramaniam, K. (2009). Frequency optimization for eddy current thermography. *NDT and E International*, 42(5), 415-420. <https://doi.org/10.1016/j.ndteint.2009.01.011>
16. Birolini, A. (2017). *Reliability Engineering*. Springer Berlin Heidelberg.
<https://doi.org/10.1007/978-3-662-54209-5>
17. Bonagani, S. K., Bathula, V., & Kain, V. (2018). Influence of tempering treatment on microstructure and pitting corrosion of 13 wt.% Cr martensitic stainless steel. *Corrosion Science*, 131(December 2017), 340-354.
<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.12.012>
18. Bowles, J. S., & Wayman, C. M. (1972). *The Bain Strain, Lattice Correspondences, and Deformations Related to Martensitic Transformations*.
19. Cashell, K. A., & Baddoo, N. R. (2014). Ferritic stainless steels in structural applications. *Thin-Walled Structures*, 83, 169-181.
<https://doi.org/10.1016/j.tws.2014.03.014>
20. Chang, Y. P., Wang, H. Y., & Chou, H. M. (2021). A novel application on the drive elements of using electrical contact resistance and friction coefficient for evaluating induction heat treatment. *Materials*, 14(4), 1-15.
<https://doi.org/10.3390/ma14040865>
21. Chapman, B. H., Cooke, M. A., & Thompson, S. W. (1992). *Austenite Grain Size Refinement By Thermal Cycling Of A Low-Carbon, Copper-Containing Martensitic Steel* (C. 26).
22. Chemisky, Y., Duval, A., Patoor, E., & Ben Zineb, T. (2011). Constitutive model for shape memory alloys including phase transformation, martensitic reorientation and twins accommodation. *Mechanics of Materials*, 43(7), 361-376.
<https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2011.04.003>
23. Cheraghali, R., & Dehaghi, S. M. (2011). Etching of 316L Stainless Steel by Different Chemical Etchant Solutions for the Growth of Carbon Nanotubes by Thermal Chemical Vapour Deposition. İçinde *Article in Asian Journal of Chemistry*.
<https://www.researchgate.net/publication/289228273>
24. Civi, C., Yurddaskal, M., Atik, E., & Celik, E. (2018). Quenching and tempering of 51CrV4 (SAE-AISI 6150) steel via medium and low frequency induction. *Materialpruefung/Materials Testing*, 60(6), 614-618.
<https://doi.org/10.3139/120.111196>
25. Cortéz, V. H. L., Valdés, F. A. R., & Treviño, L. T. (2009). Weldability of martensitic steel by resistance spot welding a neural network optimization in the automotive industry. *Materials and Manufacturing Processes*, 24(12), 1412-1417.
<https://doi.org/10.1080/10426910903343916>
26. Cui, P., Zhu, W., Ji, H., Chen, H., Hang, C., & Li, M. (2022). Analysis and optimization of induction heating processes by focusing the inner magnetism of the coil. *Applied Energy*, 321(May), 119316.
<https://doi.org/10.1016/j.apenergy.2022.119316>

27. Çivi C. (2016). *Toz Metal Parçaların Orta ve Düşük Frekanslı İndüksiyon ile Sinterlenmesinde Sinterleme Parametrelerinin Mekanik Özelliklere Etkisinin İncelenmesi* [Doktora Tezi]. Fen Bilimleri Enstitüsü.
28. Dalmau, A., Richard, C., & Igual – Muñoz, A. (2018). Degradation mechanisms in martensitic stainless steels: Wear, corrosion and tribocorrosion appraisal. *Tribology International*, 121(December 2017), 167-179. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.01.036>
29. Das, D., Dutta, A. K., & Ray, K. K. (2009). Influence of varied cryotreatment on the wear behavior of AISI D2 steel. *Wear*, 266(1-2), 297-309. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2008.07.001>
30. De Andrés, C. G., Caruana, G., & Alvarez, L. F. (1998). Control of M23C6 carbides in 0.45C-13Cr martensitic stainless steel by means of three representative heat treatment parameters. *Materials Science and Engineering A*, 241(1-2), 211-215. [https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(97\)00491-7](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(97)00491-7)
31. DEMİRÖREN, H., & ÖZEL, S. (2021). CoMoCrSi ile Kaplanmış Ferritik Paslanmaz Çeliğin Korozyon Davranışı. *Bitlis Eren Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi*, 10(4), 1366-1372. <https://doi.org/10.17798/bitlisfen.951272>
32. Deng, B., Yang, D., Wang, G., Hou, Z., & Yi, H. (2021). Effects of austenitizing temperature on tensile and impact properties of a martensitic stainless steel containing metastable retained austenite. *Materials*, 14(4), 1-20. <https://doi.org/10.3390/ma14041000>
33. DERECİ, S. (2010). *İndüksiyonla Isıtma Sistemlerinin İncelenmesi ve Bir Uygulama Devresinin Gerçekleştirilmesi* [Yüksek Lisans Tezi]. Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü.
34. Dhokey, N. B., & Nirbhavne, S. (2009). Dry sliding wear of cryotreated multiple tempered D-3 tool steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(3), 1484-1490. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.03.069>
35. Farrar, J. C. M. (2004). The alloy tree. İçinde *The alloy tree*. <https://doi.org/10.1533/9781855739925>
36. Francis, R., & Byrne, G. (2021). Duplex stainless steels—alloys for the 21st century. İçinde *Metals* (C. 11, Sayı 5). MDPI AG. <https://doi.org/10.3390/met11050836>
37. Gahr, K. H. Zum. (1988). Modelling of two-body abrasive wear. İçinde *Wear* (C. 124).
38. García De Andrés, C., Álvarez, L. F., López, V., & Jiménez, J. A. (1998). Effects of carbide-forming elements on the response to thermal treatment of the X45Cr13 martensitic stainless steel. *Journal of Materials Science*, 33(16), 4095-4100. <https://doi.org/10.1023/A:1004424329556>
39. Garrison, W. M., & Amuda, M. O. H. (2017). Stainless Steels: Martensitic. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*, November 2015, 1-9. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-803581-8.02527-3>
40. George, G., & Shaikh, H. (2002). Introduction to Austenitic Stainless Steels. İçinde *Corrosion of Austenitic Stainless Steels* (ss. 1-36). Elsevier. <https://doi.org/10.1533/9780857094018.37>

41. German, R. M. (1996). *Sintering Theory And Practice* (ss. 404-408). A Wiley-Interscience Publication.
42. Godec, M., & Balantič, D. A. S. (2016). Coarsening behaviour of M₂₃C₆ carbides in creep-resistant steel exposed to high temperatures. *Scientific Reports*, 6. <https://doi.org/10.1038/srep29734>
43. Grange, R. A. (1971). The rapid heat treatment of steel. *Metallurgical Transactions*, 2(1), 65-78. <https://doi.org/10.1007/BF02662639>
44. Guimarães, J. R. C., & Rios, P. R. (2015). Microstructural path analysis of martensite dimensions in FeNiC and FeC alloys. *Materials Research*, 18(3), 595-601. <https://doi.org/10.1590/1516-1439.000215>
45. Ha, H. Y., & Kwon, H. S. (2007). Effects of Cr₂N on the pitting corrosion of high nitrogen stainless steels. *Electrochimica Acta*, 52(5), 2175-2180. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2006.08.034>
46. Haimbaugh, R. E. (2001). *Practical induction heat treating*. ASM International.
47. Haimbaugh, R. E. (2015). *Practical induction heat treating* (Second Edition). ASM International.
48. Haimbaugh, R. E. (2020). Induction Heat Treating Process Analysis. İçinde *Practical Induction Heat Treating*. <https://doi.org/10.31399/asm.tb.piht2.t55050215>
49. Hidalgo, J., & Santofimia, M. J. (2016). Effect of Prior Austenite Grain Size Refinement by Thermal Cycling on the Microstructural Features of As-Quenched Lath Martensite. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 47(11), 5288-5301. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3525-4>
50. Honda, T., Santos, E. C., Kida, K., & Shibukawa, T. (2012). Microstructural evaluation of 13Cr-2Ni-2Mo stainless steel quenched by induction heating. *Advanced Materials Research*, 457-458, 525-530. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.457-458.525>
51. Huttunen-Saarivirta, E., Kilpi, L., Hakala, T. J., Carpen, L., & Ronkainen, H. (2016). Tribocorrosion study of martensitic and austenitic stainless steels in 0.01 M NaCl solution. *Tribology International*, 95, 358-371. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2015.11.046>
52. Inoue, A., & Masumoto, T. (1980). *Carbide Reactions (M₃C->M₇O₃->M₂₃O₆->M₆C) During Tempering of Rapidly Solidified High Carbon Cr-W and Cr-Mo Steels*.
53. International, A. (1992). *ASM INTERNATIONAL® The Materials Information Company*.
54. Ireson, W. Grant., Coombs, C. F. ., & Moss, R. Y. . (1996). *Handbook of reliability engineering and management*. McGraw Hill.
55. Isfahany, A. N., Saghafian, H., & Borhani, G. (2011). The effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion behavior of AISI420 martensitic stainless steel. *Journal of Alloys and Compounds*, 509(9), 3931-3936. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.12.174>

56. Jafarian, H. R., Sabzi, M., Mousavi Anijdan, S. H., Eivani, A. R., & Park, N. (2021). The influence of austenitization temperature on microstructural developments, mechanical properties, fracture mode and wear mechanism of Hadfield high manganese steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 10, 819-831. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.003>
57. Jurči, P., Dománková, M., Hudáková, M., Ptačinová, J., Pašák, M., & Palček, P. (2017). Characterization of microstructure and tempering response of conventionally quenched, short- and long-time sub-zero treated PM Vanadis 6 ledeburitic tool steel. *Materials Characterization*, 134, 398-415. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.10.029>
58. Kalsi, N. S., Sehgal, R., & Sharma, V. S. (2010). Cryogenic treatment of tool materials: A review. İçinde *Materials and Manufacturing Processes* (C. 25, Sayı 10, ss. 1077-1100). <https://doi.org/10.1080/10426911003720862>
59. Kashchenko, M. P., & Chashchina, V. G. (2017). Crystal Dynamics of Forming ϵ -Martensite with Habit Planes $\{443\}\alpha$ in Titanium. *Russian Physics Journal*, 59(10), 1575-1580. <https://doi.org/10.1007/s11182-017-0946-5>
60. Kazerooni, N. A., Bahrololoom, M. E., Shariat, M. H., Mahzoon, F., & Jozaghi, T. (2011). Effect of ringer's solution on wear and friction of stainless steel 316L after plasma electrolytic nitrocarburising at low voltages. *Journal of Materials Science and Technology*, 27(10), 906-912. [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(11\)60163-1](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(11)60163-1)
61. Khaligh, H. H., Xu, L., Khosropour, A., Madeira, A., Romano, M., Pradère, C., Tréguer-Delapierre, M., Servant, L., Pope, M. A., & Goldthorpe, I. A. (2017). The Joule heating problem in silver nanowire transparent electrodes. *Nanotechnology*, 28(42). <https://doi.org/10.1088/1361-6528/aa7f34>
62. Khan, R., Scholar, P. D., Pathak, A. K., & Tiwari, D. (2016). Study of Microstructure and Mechanical Properties of Ferritic Stainless Steel (AISI 430) Weldment using ER309L and ER430 electrodes by MIG welding process. *International Journal of Engineering Research & Technology*, 5, 312-318. <http://www.ijert.org>
63. Khanlari, K., Ramezani, M., Kelly, P., Cao, P., & Neitzert, T. (2019). An Investigation on Reasons Causing Inferiority in Unlubricated Sliding Wear Performance of 60NiTi as Compared to 440C Steel. *Tribology Transactions*, 62(1), 96-109. <https://doi.org/10.1080/10402004.2018.1516326>
64. Kida, K., Okamoto, K., Ishida, M., Mizobe, K., & Shibukawa, T. (2014). Observation of corrosion resistance of 13Cr-2Ni-2Mo stainless steel quenched by induction heating. *Applied Mechanics and Materials*, 597, 140-143. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.597.140>
65. Krauss, G. (1999). Martensite in steel: strength and structure. İçinde *Materials Science and Engineering*. www.elsevier.com/locate/msea
66. Krauss, G., Marder, A. R., & Krauss Is Associateprofessor, G. (1971). *The Morphology of Martensite in Iron Alloys*.
67. Kurose, H., Miyagi, D., Takahashi, N., Uchida, N., & Kawanaka, K. (2009). 3-D Eddy current analysis of induction heating apparatus considering heat emission,

- heat conduction, and temperature dependence of magnetic characteristics. *IEEE Transactions on Magnetics*, 45(3), 1847-1850. <https://doi.org/10.1109/TMAG.2009.2012829>
68. Kutz, Myer. (2006). *Mechanical engineers' handbook*. Wiley.
69. Lee, J. B., Kang, N., Park, J. T., Ahn, S. T., Park, Y. Do, Choi, I. D., Kim, K. R., & Cho, K. M. (2011). Kinetics of carbide formation for quenching and tempering steels during high-frequency induction heat treatment. *Materials Chemistry and Physics*, 129(1-2), 365-370. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.04.026>
70. Lee, Y. S., Kondo, Y., & Okayasu, M. (2020). Friction-induced martensitic transformation and wear properties of stainless steel under dry and wet conditions. *Metals*, 10(6), 1-10. <https://doi.org/10.3390/met10060743>
71. Li, S., Xie, Y., & Wu, X. (2010). Hardness and toughness investigations of deep cryogenic treated cold work die steel. *Cryogenics*, 50(2), 89-92. <https://doi.org/10.1016/j.cryogenics.2009.12.005>
72. Liu, W., Wang, X., Guo, F., & Shang, C. (2022). Carbides Dissolution in 5Cr15MoV Martensitic Stainless Steel and New Insights into Its Effect on Microstructure and Hardness. *Materials*, 15(24). <https://doi.org/10.3390/ma15248742>
73. Lo, K. H., Shek, C. H., & Lai, J. K. L. (2009). Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 65(4-6), 39-104. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001>
74. Ma, T., Fu, B., Guan, W., Guo, Y., Fu, L., & Shan, A. (2024). Dissolution Behavior of Carbide in 4Cr13 Martensitic Stainless Steel during Austenitizing. *Journal of Materials Engineering and Performance*. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-09509-0>
75. Mamodia, T. (2014). *Cryogenic Treatment of Tool Steel*. 7-11. <https://doi.org/10.13140/RG.2.1.3925.8082>
76. Mayis, O., Malzeme, V. E., Tezi, L., Alaybeyo, Y., & Dan, L. U. (2022). *İndüksiyon fırınlarında sertleştirme parametrelerinin belirlenmesi ve indüksiyon proses kontrolü için metot geliştirilmesi*.
77. McGuire, M. F. (2008). *Stainless steels for design engineers*. ASM International.
78. Michler, T. (2016). Austenitic Stainless Steels. *Çinde Reference Module in Materials Science and Materials Engineering*. Elsevier. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-803581-8.02509-1>
79. Mühlbauer, A. (2008). *History of induction heating & melting heat processing edition*.
80. Naravade, R. H., Belkar, S. B., & Kharde, R. R. (2013). *Effects of Cryogenic Treatment, Hardening and Multiple Tempering On Wear Behavior of D6 Tool Steel*. www.theijes.com
81. Nowik, K., Zybała, R., Sztorch, B., & Oksiuta, Z. (2024). Corrosion Behavior of Ferritic 12Cr ODS and Martensitic X46Cr13 Steels in Nitric Acid and Sodium Chloride Solutions. *Materials*, 17(14). <https://doi.org/10.3390/ma17143466>

82. Oanh, N. T. H., & Viet, N. H. (2020). Precipitation of M₂₃C₆ secondary carbide particles in Fe-Cr-Mn-C alloy during heat treatment process. *Metals*, 10(2). <https://doi.org/10.3390/met10020157>
83. Ouyang, J. H., Yang, Z. L., Liu, Z. G., & Liang, X. S. (2011). Friction and wear properties of reactive hot-pressed TiB₂-TiN composites in sliding against Al₂O₃ ball at elevated temperatures. *Wear*, 271(9-10), 1966-1973. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.11.057>
84. Park, J. H., & Kang, Y. (2017). Inclusions in Stainless Steels – A Review. *Içinde Steel Research International* (C. 88, Sayı 12). Wiley-VCH Verlag. <https://doi.org/10.1002/srin.201700130>
85. PARK Joo Hyun, T. H. (2010). Control of MgO·Al₂O₃ Spinel Inclusions in Stainless Steels. *ISIJ International*, 50, 1333-1346.
86. PDT O'Connor. (1990). System Reliability: Concepts and Applications. *Içinde Courses in Quality and Reliability* (ss. 69-70). Wiley online library.
87. Pezzato, L., & Calliari, I. (2022). Advances in Duplex Stainless Steels. *Içinde Materials* (C. 15, Sayı 20). MDPI. <https://doi.org/10.3390/ma15207132>
88. Porter David A., E. K. E. ,Sherif M. Y. (2009). *Phase Transformations in Metals and Alloys THIRD EDITION*.
89. Praniket, M. R., Kotambe, M., Vaishali, M., Tembhurne, I., Kamble, S., Gavinda, M. R., Rambhad, H., Sandip, M. R., & Chahande, D. (2023). *International Scientific Journal of Engineering and Management INDUCTION HEATING*. <https://doi.org/10.55041/ISJEM00617>
90. Prieto, G., Ipiña, J. E. P., & Tuckart, W. R. (2014). Cryogenic treatments on AISI 420 stainless steel: Microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 605, 236-243. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.03.059>
91. Puli, R., & Janaki Ram, G. D. (2012). Wear and corrosion performance of AISI 410 martensitic stainless steel coatings produced using friction surfacing and manual metal arc welding. *Surface and Coatings Technology*, 209, 1-7. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.06.075>
92. Rajasekhar, A., Madhusudhan Reddy, G., Mohandas, T., & Murti, V. S. R. (2009). Influence of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of AISI 431 martensitic stainless steel electron beam welds. *Materials and Design*, 30(5), 1612-1624. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.07.042>
93. Ranaware, P. G. (2022). Thermal Cycling Treatment with Pre-Precipitation to Improve Aging Kinetics of Maraging Steel C-250. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31(8), 6626-6636. <https://doi.org/10.1007/s11665-022-06698-4>
94. Rapoport E, P. Y. (2010). *Optimal Control of Induction Heating Processes - Edgar Rapoport , Yulia Pleshivtseva.pdf*. 1-5.
95. Rosemann, P., Kauss, N., Müller, C., & Halle, T. (2015). Influence of solution annealing temperature and cooling medium on microstructure, hardness and corrosion resistance of martensitic stainless steel X46Cr13. *Materials and Corrosion*, 66(10), 1068-1076. <https://doi.org/10.1002/maco.201408081>

96. Rudnev, V. I., Loveless, D., Cook, R., & Black, M. (2003). *Handbook of induction heating (Manufacturing engineering and materials processing)* (s. 777).
97. Salleh, S. H., Omar, M. Z., Syarif, J., Ghazali, M. J., Abdullah, S., & Sajuri, Z. (2009). Investigation Of Microstructures And Properties Of 440C Martensitic Stainless Steel. İçinde *International Journal of Mechanical and Materials Engineering (IJMME)* (C. 4, Sayı 2).
98. Schneider, J.-M., Bigerelle, M., & Iost, A. (1999). Statistical analysis of the Vickers hardness. İçinde *Materials Science and Engineering* (C. 262).
99. Shajari, Y., Razavi, S. H., & Seyedraoufi, Z. S. (2022). Comparative Study of Solution Heat Treatment of IN738LC Superalloy in Conventional Conditions and Salt Bath. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 31(3), 2525-2541. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06344-5>
100. Sims, I. (2013). Book review: The History of Stainless Steel. İçinde *Proceedings of the Institution of Civil Engineers - Construction Materials* (C. 166, Sayı 1). <https://doi.org/10.1680/coma.11.00066>
101. Singh, M., Wwww, W. :, & Singh, M. K. (2008). Application of Steel in Automotive Industry International Journal of Emerging Technology and Advanced Engineering Application of Steel in Automotive Industry. İçinde *Certified Journal* (C. 9001, Sayı 7). www.ijetae.com
102. Speer, J. G., Rizzo Assunção, F. C., Matlock, D. K., & Edmonds, D. V. (2005). The “quenching and partitioning” process: Background and recent progress. İçinde *Materials Research* (C. 8, Sayı 4, ss. 417-423). Universidade Federal de Sao Carlos. <https://doi.org/10.1590/S1516-14392005000400010>
103. Stefanov, G. (2010). *Estimation of the Parameters of Electromagnetic Field at Induction Device by the Aid of Computer Simulation*. <https://www.researchgate.net/publication/232769111>
104. Subedi, U., Poudel, S., Gyanwali, K., Amorim Coutinho, Y., Matula, G., & Kunwar, A. (2022). State-of-the-Art Review on the Aspects of Martensitic Alloys Studied via Machine Learning. İçinde *Metals* (C. 12, Sayı 11). MDPI. <https://doi.org/10.3390/met12111884>
105. Takau, L. (2015). *Improved Modelling of Induction and Transduction Heaters*.
106. Thamizhmanii, S., & Hasan, S. (2012a). Performance of Cryogenically Treated CBN Inserts on Difficult to Cut Materials during Turning. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 55(2), 829-834.
107. Thamizhmanii, S., & Hasan, S. (2012b). *Performance of cryogenically treated CBN inserts on difficult to cut materials during turning Manufacturing and processing*.
108. Thorvaldsson, T., & Dun Lop, G. L. (1983). Grain boundary Cr-depleted zones in Ti and Nb stabilized austenitic stainless steels. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*, 18(1), 793-803.
109. Valery Rudnev, D. L. R. L. C. (2017). *Handbook of Induction Heating Second Edition*. <http://taylorandfrancis.com>

110. VAROL, T., AKÇAY, S., & GÜLER, O. (2021). Akımsız kaplama yöntemi ile Cu-Ag bimetal parçacıkların üretimi ve karakterizasyonu. *Gümüşhane Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Dergisi*. <https://doi.org/10.17714/gumusfenbil.770725>
111. Venske, A. F., de Castro, V. V., da Costa, E. M., & dos Santos, C. A. (2018). Sliding Wear Behavior of an AISI 440B Martensitic Stainless Steel Lubricated with Biodiesel and Diesel–Biodiesel Blends. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(10), 5427-5437. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3626-x>
112. Vishnuram, P., Ramachandiran, G., Babu, T. S., & Nastasi, B. (2021). Induction heating in domestic cooking and industrial melting applications: A systematic review on modelling, converter topologies and control schemes. *İçinde Energies* (C. 14, Sayı 20). MDPI. <https://doi.org/10.3390/en14206634>
113. Wang, H., & Turner, J. A. (2004). Ferritic stainless steels as bipolar plate material for polymer electrolyte membrane fuel cells. *Journal of Power Sources*, 128(2), 193-200. <https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2003.09.075>
114. William D. Callister, Jr. , D. G. R. (2018). *Materials Science and Engineering An Introduction* (10. Edition). Wiley.
115. Worasaen, K., Stark, A., Tuchinda, K., & Suwanpinij, P. (2021). *Performance of a Matrix Type High Speed Steel after Deep Cryogenic and Low Tempering Temperature The Sirindhorn International Thai-German Graduate School of Engineering* (.
116. Worasaen, K., Wannapaiboon, S., Tuchinda, K., & Suwanpinij, P. (2019). Characterization of secondary carbide in martensitic stainless steel after deep-cryogenic treatment processes. *METAL 2019 - 28th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings*, 1, 575-580. <https://doi.org/10.37904/metal.2019.715>
117. Xu, S. S., Li, J. P., Cui, Y., Zhang, Y., Sun, L. X., Li, J., Luan, J. H., Jiao, Z. B., Wang, X. L., Liu, C. T., & Zhang, Z. W. (2020). Mechanical properties and deformation mechanisms of a novel austenite-martensite dual phase steel. *International Journal of Plasticity*, 128. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2020.102677>
118. Yeddu, H. K., Shaw, B. A., & Somers, M. A. J. (2017). Effect of thermal cycling on martensitic transformation and mechanical strengthening of stainless steels – A phase-field study. *Materials Science and Engineering: A*, 690, 1-5. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.02.085>
119. Yilmaz, O. (2001). Abrasive wear of FeCr (M7C3-M23C6) reinforced iron based metal matrix composites. *İçinde Materials Science and Technology* (C. 17, Sayı 10, ss. 1285-1292). IOM Communications Ltd. <https://doi.org/10.1179/026708301101509214>
120. Zhang, A. F., Xing, J. D., Fang, L., & Su, J. Y. (2004). Inter-phase corrosion of chromium white cast irons in dynamic state. *Wear*, 257(1-2), 198-204. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2003.12.002>
121. Zhirafar, S., Rezaeian, A., & Pugh, M. (2007). Effect of cryogenic treatment on the mechanical properties of 4340 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 186(1-3), 298-303. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.12.046>

122. Zhou, H., Li, J., Zhang, P., Qin, S., Song, T., Wei, W., Zhang, H., Liu, J., & Chen, S. (2024). Effect of Induction Heating Temperature on the Microstructures and Properties of GH4169 Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. <https://doi.org/10.1007/s11665-024-10036-1>
123. Zinn, Stanley., & Semiatin, Lee. (1988). Elements of Induction Heating: Design, Control, and Applications. *ASM International*, 335. https://www.asminternational.org/search/-/journal_content/56/10192/06522G/PUBLICATION
124. Zum Gahr, K.-Heinz. (1987). *Microstructure and wear of materials*. Elsevier.

