

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

YÜZEY İŞLEMLERİ UYGULANMIŞ W350 KALİTE SICAK İŞ
TAKIM ÇELİĞİNİN TRIBOLOJİK KARAKTERİZASYONU

ALİ KEREM TİMUR

KOCAELİ 2024

KOCAELİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

METALURJİ VE MALZEME MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**YÜZEY İŞLEMLERİ UYGULANMIŞ W350 KALİTE SICAK İŞ
TAKIM ÇELİĞİNİN TRIBOLOJİK KARAKTERİZASYONU**

ALİ KEREM TİMUR

Prof. Dr. Şaban Hakan ATAPEK
Danışman, Kocaeli Üniversitesi

Dr. Öğr. Üyesi Gülşah AKTAŞ ÇELİK
Jüri Üyesi, Kocaeli Üniversitesi

Dr. Öğr. Üyesi Ayşenur KELEŞ DAYAUÇ
Jüri Üyesi, Hitit Üniversitesi

Tezin Savunulduğu Tarih: 12.06.2024

ETİK BEYAN VE ARAŞTIRMA FONU DESTEĞİ

Kocaeli Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü tez yazım kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez/proje çalışmada,

- Bu tezin/projenin bana ait, özgün bir çalışma olduğunu,
- Çalışmamın hazırlık, veri toplama, analiz ve bilgilerin sunumu olmak üzere tüm aşamalarında bilimsel etik ilke ve kurallara uygun davrandığımı,
- Bu çalışma kapsamında elde edilen tüm veri ve bilgiler için kaynak gösterdiğimi ve bu kaynaklara kaynakçada yer verdiğimi,
- Bu çalışmanın Kocaeli Üniversitesi'nin abone olduğu intihal yazılım programı kullanılarak Fen Bilimleri Enstitüsü'nün belirlemiş olduğu ölçütlere uygun olduğunu,
- Kullanılan verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı,
- Tezin/Projenin herhangi bir bölümünü bu üniversite veya başka bir üniversitede başka bir tez/proje çalışması olarak sunmadığımı,

beyan ederim.

☐ Bu tez çalışmasının herhangi bir aşaması hiçbir kurum/kuruluş tarafından maddi/alt yapı desteği ile desteklenmemiştir.

☒ Bu tez çalışması kapsamında üretilen veri ve bilgiler FYL-2023-3228 no'lu proje kapsamında maddi/alt yapı desteği alınarak gerçekleştirilmiştir.

Herhangi bir zamanda, çalışmamla ilgili yaptığım bu beyana aykırı bir durumun saptanması durumunda, ortaya çıkacak tüm ahlaki ve hukuki sonuçları kabul ettiğimi bildiririm.

Ali Kerem TİMUR

YAYIMLAMA VE FİKRİ MÜLKİYET HAKLARI

Fen Bilimleri Enstitüsü tarafından onaylanan lisansüstü tezimin/projemin tamamını veya herhangi bir kısmını, basılı ve elektronik formatta arşivleme ve aşağıda belirtilen koşullarla kullanıma açma izninin Kocaeli Üniversitesi'ne verdiğimi beyan ederim. Bu izinle Üniversiteye verilen kullanım hakları dışındaki tüm fikri mülkiyet hakları bende kalacak, tezimin/projemin tamamının ya da bir bölümünün gelecekteki makale, kitap, tebliğ, lisans, patent gibi çalışmalarda kullanımı, danışmanımın isim hakkı saklı kalmak koşuluyla ve her iki tarafın bilgisi dâhilinde bana ait olacaktır.

Tezin/projenin kendi özgün çalışmam olduğunu, başkalarının haklarını ihlal etmediğimi ve tezimin/projenin tek yetkili sahibi olduğumu beyan ve taahhüt ederim. Tezimde yer alan telif hakkı bulunan ve sahiplerinden yazılı izin alınarak kullanılması zorunlu metinlerin yazılı izin alarak kullandığımı ve istenildiğinde suretlerini Üniversiteye teslim etmeyi taahhüt ederim.

Yükseköğretim kurulu tarafından yayınlanan ***“Lisanüstü Tezlerin Elektronik Ortamda Toplanması, Düzenlenmesi ve Erişime Açılmasına İlişkin Yönerge”*** kapsamında tezim aşağıda belirtilen koşullar haricinde YÖK Ulusal Tez Merkezi/ Kocaeli Üniversitesi Kütüphaneleri Açık Erişim Sisteminde erişime açılır.

- ☐ Enstitü yönetim kurulu kararı ile tezimin/projemin erişimine açılması mezuniyet tarihinden itibaren 2 yıl ertelenmiştir.
- ☒ Enstitü yönetim kurulu gerekçeli kararı ile tezimin/projemin erişimine açılması mezuniyet tarihinden itibaren 6 ay ertelenmiştir.
- ☐ Tezim/projem ile ilgili gizlilik kararı verilmemiştir.

Ali Kerem TİMUR

ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR

Yüksek lisans tez çalışmalarım süresince, bilgi ve tecrübesiyle bana yol gösteren ve bu yolda desteğini esirgemeyen değerli danışman hocam Prof. Dr. Ş. Hakan ATAPEK'e en derin saygılarımla teşekkür ederim. Yürütülen deneysel çalışmaların tüm evrelerinde desteklerini esirgemeyen Dr. Öğr. Üyesi Gülşah AKTAŞ ÇELİK'e teşekkürlerimi sunuyorum.

Laboratuvar çalışmalarında desteklerini esirgemeyen Kocaeli Üniversite Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Yüksek Sıcaklık Malzemeleri Laboratuvarı çalışma grubuna ve meslektaşım Ahmet YILDIZ'a teşekkürlerimi sunarım.

Hayatımın her anında ve yüksek lisans tez sürecim boyunca bana sürekli destek olan, annem Nurdan TİMUR'a, babam Siyami TİMUR'a ve kardeşim Fatih Samet TİMUR'a sonsuz teşekkür ederim.

Tez çalışması kapsamında malzeme temini ve prosesleme süreçlerinde çalışmama katkı veren ve yardımlarını sunan Voestalpine High Performance Metal A.Ş.'e teşekkürlerimi sunarım. Son olarak tez çalışmam Kocaeli Üniversitesi Bilimsel Araştırma Projeleri Birimi tarafından FYL-2023-3228 no'lu proje ile desteklenmiştir. Bu çalışmaya olan katkı ve desteklerinden dolayı ilgili birime teşekkür ederim.

Ağustos-2024

Ali Kerem TİMUR

İÇİNDEKİLER

ETİK BEYAN VE ARAŞTIRMA FONU DESTEĞİ.....	i
YAYIMLAMA VE FİKRİ MÜLKİYET HAKLARI	ii
ÖNSÖZ VE TEŞEKKÜR.....	iii
İÇİNDEKİLER.....	iv
ŞEKİLLER DİZİNİ	vi
TABLolar DİZİNİ.....	x
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xi
ÖZET	xii
ABSTRACT	xiii
1. GİRİŞ.....	1
2. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ, ÜRETİMİ VE METALURJİSİ	3
2.1. Sıcak İş Takım Çeliklerinin Kullanım Alanları ve Özellikleri.....	3
2.2. Sıcak İş Takım Çeliklerinin Sınıflandırılması	5
2.2.1. % 5 Cr İçeren Sıcak İş Takım Çelikleri	5
2.2.2. Düşük Alaşımli Sıcak İş Takım Çelikleri	7
2.2.3. Düşük Krom İçeren Modifiyeli Sıcak İş Takım Çelikleri	7
2.2.4. Yüksek Molibden ve Tungsten İçeren Sıcak İş Takım Çelikleri.....	8
2.3. Sıcak İş Takım Çeliklerinin Konvansiyonel Üretimi	9
2.4. Sıcak İş Takım Çeliklerinin Fiziksel Metalurjisi	13
2.4.1. Alaşım Elementlerinin Etkisi.....	13
2.4.2. Isıl İşlemler ve Mikroyapısal Bileşenler.....	15
3. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNE UYGULANAN YÜZEY İŞLEMLERİ	26
3.1. Konvansiyonel Termo-Kimyasal İşlemler ve Yapısal İncelemeler	26
3.2. Biriktirme Yöntemleriyle Yüzeylerin Kaplanması ve Karakteristik Özellikler ..	40
4. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN TRİBOLOJİSİ	44
4.1. Malzemelerde Aşınma	44
4.2. Yüzey İşlemlerinin Takım Çeliğinin Aşınması Üzerine Etkileri.....	47
5. MALZEME VE YÖNTEM.....	56
5.1. Malzeme Tanıtımı.....	56
5.2. Isıl İşlem ve Yüzey İşlem Uygulamaları	56
5.3. Mikroyapısal ve Mekanik Karakterizasyon	57
5.4. Tribolojik Testler	58
6. BULGULAR VE TARTIŞMA.....	60
6.1. Yüzeyde ve Kesitte Metalurjik Bulgular	60

6.2. Kesitte Sertlik Değişimi.....	64
6.3. Tribolojik Testlerin Değerlendirilmesi	66
6.3.1. Oda Sıcaklığı Aşınma Testleri ve Yüzey İncelemeleri.....	66
6.3.2. Sıcak Aşınma Testleri ve Yüzey İncelemeleri.....	74
7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	79
KAYNAKLAR.....	81
KİşİSEL YAYIN VE ESERLER.....	85
ÖZGEÇMİş.....	86



ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 2.1.	Sıcak iş takım çeliklerinin kullanıldığı uygulamalar; (a) metal enjeksiyon kalıbı, (b) ekstrüzyon kalıbı ve (c) sıcak dövme kalıbı	4
Şekil 2.2.	Farklı sıcak iş takım çeliklerinde sıcaklığa bağlı sertlik değişimi	5
Şekil 2.3.	Takım çeliklerinin döküm prosesi şematik görseli; (a) üstten döküm ve (b) dipten döküm	11
Şekil 2.4	Toz metalurji yöntemi ile takım çeliği üretiminin şematik gösterimi	12
Şekil 2.5.	(a) Toz metalurji yöntemiyle üretilmiş çelik mikroyapısı ve (b) geleneksel üretim yöntemiyle üretilmiş çelik mikroyapısı	13
Şekil 2.6.	Sıcak iş takım çelikleri için tipik ısıtma işlem prosesi	16
Şekil 2.7.	Farklı sıcaklıklarda östenitleştirilmiş ve çift temperlenmiş sıcak iş takım çeliklerine ait mikroyapılar; (a ve d) 1150 °C, (b ve e) 1030 °C (c ve f) 950 °C	18
Şekil 2.8.	Takım çeliklerinde su verme Grossman H-faktörü	19
Şekil 2.9.	Su verilmiş AISI D2 takım çeliğinin mikroyapısı	20
Şekil 2.10.	Su verme ve temperleme basamaklarının şematik gösterimi	21
Şekil 2.11.	Östenitleştirilen ve su verilen H11 takım çeliğinde temperleme sıcaklığının çelik matriksine olan etkisini gösteren mikrograflar; (a) 550 °C ve (b) 630 °C sıcaklıkta temperlenmiş	22
Şekil 2.12.	Sıcak iş takım çeliklerinde bulunabilen alaşımlı karbürlerin, sementitin ve martenzitin sertlikleri	24
Şekil 2.13.	(a) H13 çeliğinde temperleme sıcaklığının sertliğe etkisi ve (b) zamanın bir fonksiyonu olarak seçilen temperleme sıcaklıklarında sertlik değişimi	25
Şekil 2.14.	Vanadyum-krom faz diyagramı	25
Şekil 3.1.	Farklı sürelerde gaz karbürleme uygulanan sıcak iş takım çeliğinin optik mikrografları; (a) 1, (b) 2, (c) 3 ve (d) 4 saat	27
Şekil 3.2.	Farklı sürelerde gaz karbürleme uygulanan sıcak iş takım çeliğinde yüzeyden mesafeye bağlı sertlik değişim profilleri	28
Şekil 3.3.	Lehrer diyagramı	30
Şekil 3.4.	Fe-N yarı kararlı faz diyagramı	31
Şekil 3.5.	Nitrasyon işlemi sonrası H13 sıcak iş takım çeliği yüzeyinde oluşan tabakaları gösteren mikrograflar	32
Şekil 3.6.	Farklı sıcaklık ve atmosfer basınçta 5 saat nitrülenmiş takım çeliklerine ait kesit mikroyapıları; (a) 450 °C-5 mbar, (b) 550 °C-5 mbar, (c) 650 °C-5 mbar ve (d) 550 °C – 6 mbar	33
Şekil 3.7.	Farklı sıcaklıklarda plazma nitrülenmiş H13 takım çeliklerine ait yüzeyden merkeze doğru sertlik değişim profilleri	33
Şekil 3.8.	X37CrMoV5-1 sıcak iş takım çeliğinin nitrokarbürleme sonrası kesit mikroyapısı; (a) 4 saat ve (b) 8 saat nitrokarbürleme uygulanmış	36
Şekil 3.9.	Nitrokarbürleme işleminden sonra X37CrMoV5-1 çeliğinin enine kesitinde HV0.2 sertlik profili	36
Şekil 3.10.	Karbonitrasyon yüzey işlemi sonrası çeliğin kesitine ait mikroyapıları; (a) ışık mikroskop ve (b) taramalı elektron mikroskop görüntüsü	37

Şekil 3.11.	Karbonitrasyon yüzey işlemi sonrası sıcak iş takım çeliğinin kesiti boyunca sertlik değişimi.....	38
Şekil 3.12.	Isıl işlem sonrasında 700 °C sıcaklıkta oksidasyon uygulanmış H11 sıcak iş takım çeliğinde oluşan oksit katmanları.....	39
Şekil 3.13.	950 °C’de 3 saat borlama işlemi uygulanan H13 sıcak iş takım çeliğinin kesit görüntüsü.....	39
Şekil 3.14.	CVD prosesi şematik gösterimi	41
Şekil 3.15.	Takım çeliği üzerinde oluşturulan değişken katmanlı CVD kaplamalar; (a) TiN tek katmanlı, (b) TiC tek katmanlı, (c) iki katmanlı ve (d) dört katmanlı kaplama	41
Şekil 3.16.	PVD işlemi sonrası CrN ve AlTiN kaplamanın kesit boyunca mikroyapısı	43
Şekil 4.1.	Adhezif aşınma sürecini gösteren şematik bir çizim	45
Şekil 4.2.	Abrazif aşınma sürecini gösteren şematik bir çizim	45
Şekil 4.3.	Korozif aşınma sürecini gösteren şematik bir çizim.....	46
Şekil 4.4.	Yorulma aşınma sürecini gösteren şematik bir çizim	46
Şekil 4.5.	Değişken proses parametreleri kullanılarak plazma nitrürlenmiş H11 takım çeliği için yüzey sertlik ve aşınma oranı değişimi	48
Şekil 4.6.	Değişken proses şartlarında nitrürlenmiş H11 takım çeliklerinin tribolojik etkileşimi için toplam kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramları; (a) S2: 500 °C-7 saat ve (b) S6: 580 °C-7 saat.....	49
Şekil 4.7.	Değişken proses şartlarında nitrürlenmiş H11 takım çeliklerinin tribolojik etkileşimi sonrası aşınma yüzeyleri; (a) S2: 500 °C-7 saat ve (b) S6: 580 °C-7 saat.....	50
Şekil 4.8.	Farklı proseslenmiş ve farklı sıcaklıklarda test edilmiş H13 takım çeliklerine ait kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramları; (a) oda sıcaklığı ve (b) 250 °C.....	51
Şekil 4.9.	Farklı proseslenmiş ve oda sıcaklığı kuru sürtünme koşullarında test edilmiş H13 takım çeliklerinin aşınma yüzeylerine ait mikrograflar; (a) QT, (b) QCT, (c) SBN ve (d) GN-O	52
Şekil 4.10.	Farklı proseslenmiş ve yüksek sıcaklıkta test edilmiş H13 takım çeliklerinin aşınma yüzeylerine ait mikrograflar; (a) SBN ve (b) GN-O.....	52
Şekil 4.11.	Yüzeyi modifiye edilmiş ve oda sıcaklığında test edilmiş H13 takım çelikleri için kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişimi.....	54
Şekil 4.12.	Yüzeyi modifiye edilmiş ve oda sıcaklığında test edilmiş H13 takım çelikleri için hacim kaybı ve aşınma oranı değişimi.....	55
Şekil 4.13.	Yüzeyi modifiye edilmiş ve oda sıcaklığında test edilmiş H13 takım çeliklerinin aşınma yüzeylerine ait mikrograflar; (a ve b) konvansiyonel ısıl işlem uygulanmış, (c ve d) plazma nitrürlenmiş, (e ve f) 30 dakika boyunca okside edilmiş ve (g ve h) 60 dakika boyunca okside edilmiş.....	55
Şekil 6.1.	Nitrokarbürizasyon uygulanmış çeliğin yüzeyine ait SEM görüntüleri; (a) yüzey genel görünümü ve (b) daha yüksek büyütmede yüzey görünümü.....	60

Şekil 6.2.	Nitrasyon ve oksidasyon uygulanmış çeliğin yüzeyine ait SEM görüntüleri; (a) yüzey genel görünümü ve (b) daha yüksek büyütmede yüzey görünümü.....	60
Şekil 6.3.	Farklı yüzey işlemi uygulanmış çeliklere ait XRD datası	61
Şekil 6.4.	Nitrokarbürizasyon uygulanmış takım çeliğinin kesit mikroyapıları; (a) IM ve (b) SEM.....	62
Şekil 6.5.	Nitrokarbürizasyon sonrası kesitte elementel değişim profilleri	62
Şekil 6.6.	Nitrasyon ve oksidasyon uygulanmış takım çeliğinin kesit mikroyapıları; (a) IM ve (b) SEM.....	64
Şekil 6.7.	Nitrasyon ve oksidasyon sonrası kesitte elementel değişim profilleri	64
Şekil 6.8.	Nitrokarbürizasyon sonrası kesitte sertlik değişim profili	65
Şekil 6.9.	Nitrasyon ve oksidasyon sonrası kesitte sertlik değişim profilleri	66
Şekil 6.10.	Kuru sürtünme testleri sonrası elde edilen kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramı.....	68
Şekil 6.11.	(a) Isıl işlem uygulanmış takım çeliğinin kuru sürtünme sonrası 3D projeksiyonu, (b ve c) aşınma izi üzerinde işaretlenen çizgi ve iz derinlik/genişlik profili	69
Şekil 6.12.	(a) Nitrokarbürizasyon ve (d) nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin kuru sürtünme sonrası 3D projeksiyonu, (b ve e) aşınma izleri üzerinde işaretlenen çizgiler boyunca izlerin derinlik/genişlik profili (c ve f)	70
Şekil 6.13.	Kuru kayma koşulları altında test edilen malzemeler için hesaplanan aşınma oranları	71
Şekil 6.14.	Isıl işlem uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri.....	72
Şekil 6.15.	Isıl işlem uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri.....	72
Şekil 6.16.	Nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri	73
Şekil 6.17.	Nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri	73
Şekil 6.18.	Nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri	74
Şekil 6.19.	Nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri.....	74
Şekil 6.20.	350 °C sıcaklıkta yapılan testler sonrası elde edilen tribolojik data; (a) mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimi, (b) test edilen malzemelerin spesifik aşınma oranlarının değişimi, (c) nitrokarbürize ve (d) nitrasyon sonrası okside edilmiş çeliklerin aşınma izlerine ait 3D projeksiyonlar	75
Şekil 6.21.	Aluminyum karşıt malzeme ile gerçekleştirilen yüksek sıcaklık aşınma testleri için mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimi.....	76
Şekil 6.22.	Nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin sıcak aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri	77
Şekil 6.23.	Nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin sıcak aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri.....	77

Şekil 6.24.	Nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin sıcak aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri	78
Şekil 6.25.	Nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin sıcak aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri.....	78



TABLÖLAR DİZİNİ

Tablo 5.1.	W350 ISOBLOC sıcak iş takım çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağ. %)	56
------------	--	----



SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

Atm	: Basınç, (Pa)
H	: AISI sıcak iş takım çeliği grubu
p	: Kısmi basınç
φ	: Amorf
γ	: Östenit fazı
α	: Ferrit fazı
A ₃	: Ferrit-östenit arası faz geçiş sıcaklığı
A _{c1}	: Östenit fazına geçiş sıcaklığı
K _N	: Nitrürleme potansiyeli
p _{NH₃}	: Amonyakın kısmi basıncı
p _{H₂}	: Hidrojenin kısmi basıncı
M _s	: Martenzit başlangıç sıcaklığı
M _f	: Martenzit başlangıç sıcaklığı

Kısaltmalar

ASTM	: American Society for Testing Materials (Amerikan Test Etme ve Malzeme Topluluğu)
CAPVD	: Cathodic Arc Physical Vapor Deposition (Katodik Ark Fiziksel Buhar Biriktirme)
COF	: Coefficient of Friction (Sürtünme Katsayısı)
CVD	: Chemical Vapor Deposition (Kimyasal Buhar Biriktirme)
DIN	: Deutsches Institut für Normung (Alman Standartlar Topluluğu)
EDS	: Energy Dispersive Spectrometer (Enerji Dağılımlı X-Işını Spektrometresi)
HRC	: Hardness of Rockwell C (Rockwell C Sertliği)
HV	: Hardness of Vickers (Vickers Sertliği)
IM	: Işık Mikroskobu
NC	: Nitrokarbürizasyon
NO	: Nitrasyon ve Oksidasyon
OT	: Oksit Tabakası
PVD	: Physical Vapor Deposition (Fiziksel Buhar Biriktirme)
SEM	: Scanning Electron Microscope (Taramalı Elektron Mikroskobu)

YÜZEY İŞLEMLERİ UYGULANMIŞ W350 KALİTE SICAK İŞ TAKIM ÇELİĞİNİN TRIBOLOJİK KARAKTERİZASYONU

ÖZET

Bu çalışmada, W350 ISOBLOC sıcak iş takım çeliği üzerine çoklu yüzey işlemleri uygulanmış olup, yüzeyde ve kesitte yapısal karakterizasyon çalışmaları yapılmıştır. Konvansiyonel olarak 1010°C sıcaklıkta 20 dakika östenitleştirilen takım çeliği havada soğutulmuş ve 580°C sıcaklıkta üç kez 2 saat boyunca temperlenmiştir. Isıl işlemi takiben 6-8 bar basınçta önce alumina ve sonrasında çelik bilya ile yüzeyleri dövülen çelik yüzeyinde nitrokarbürizasyon, oksidasyon ve nitrasyon + oksidasyon içeren çeşitli yüzey işlemleri uygulanmıştır. Temper martenzitik matrikse sahip takım çeliğinin yüzeylerinde ve kesitlerinde yapılan metalurjik incelemeler; (i) yüzeylerde homojen bir kaplamanın var olduğunu, (ii) nitrokarbürizasyon işlemi sonrası yüzeyden merkeze $\sim 8 \mu\text{m}$ kalınlığında bir azot ve karbonca zengin tabakanın oluştuğunu ve difüzyon tabaka derinliğinin $\sim 120 \mu\text{m}$ derinlikte olduğunu, (iii) oksidasyon ile yüzeyde $\sim 2 \mu\text{m}$ kalınlığında demir oksit fazına ulaşıldığını ve (iv) nitrasyon işlemi ile beyaz tabaka oluşturulmaksızın $\sim 20 \mu\text{m}$ derinliğinde bir difüzyon tabakasının var olduğunu ve bu tabaka üzerinde oksidasyon ile $\sim 2 \mu\text{m}$ kalınlığında demirce zengin bir oksit tabakasının oluştuğunu göstermiştir. Nitrokarbürizasyon işlemi ve nitrasyon+oksidasyon işlemleri ile çelik yüzeyinde sırası ile 1125 ve 805 HV sertlik değerlerine ulaşılmış olup, elde edilen sertlik değerleri ısıl işlem uygulanmış çeliğin matriks sertlik değerinden (560 HV) nispeten daha yüksektir. Oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıkta (350 ve 450 °C) yapılan aşınma testleri, yüzey işlemleri ile konvansiyonel ısıl işlem uygulanmış çeliğin aşınma direncinin önemli ölçüde arttırılabildiğini ortaya koymuştur. Yüksek yük taşıma kapasitesine sahip bir difüzyon tabakasının varlığı ile nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış çelikte en yüksek aşınma direnci sağlanmıştır.

Anahtar Kelimeler: Karakterizasyon, W350 Takım Çeliği, Yüzey Mühendisliği.

TRIBOLOGICAL CHARACTERIZATION OF SURFACE TREATED W350 GRADE HOT WORK TOOL STEEL

ABSTRACT

In this study, multiple surface treatments are applied on W350 ISOBLOC hot work tool steel, and structural characterization studies are carried out on the surfaces and cross-sections. Tool steel, which is conventionally austenitized at 1010°C for 20 min, is quenched in air and tempered three times at 580°C for 2 h. Following the heat treatment, the surfaces are shot peened first with alumina and then with steel ball at 6-8 bar pressure, and then various surface treatments including carbonitriding, oxidation and nitriding + oxidation are applied on the steel surfaces. Metallurgical investigations on the tool steel having a tempered martensitic matrix reveal that (i) there are homogeneous coatings on the surfaces, (ii) a nitrogen and carbon-rich layer ($\sim 8 \mu\text{m}$) is formed from the surface to the center due to nitrocarburizing, and the depth of diffusion layer is $\sim 120 \mu\text{m}$, (iii) an Fe-rich oxide with a thickness of $\sim 2 \mu\text{m}$ is formed by oxidation (iv) no white layer is observed, a diffusion layer ($\sim 20 \mu\text{m}$) exists, and an Fe-rich oxide layer ($\sim 2 \mu\text{m}$) is formed on the cross-section of nitrided and oxidized tool steel. By the nitrocarburizing process and nitriding+oxidation processes, 1125 and 805 HV hardness values are obtained on the steel surface, respectively, and the hardness values obtained are relatively higher than the matrix hardness value of the heat-treated steel (560 HV). Wear tests performed at room temperature and high temperature (350 and 450 °C) reveal that the wear resistance of conventionally heat-treated steel can be significantly increased by surface treatments. The highest wear resistance is achieved in steel with nitrocarburizing treatment due to the presence of a diffusion layer with high load-carrying capacity.

Keywords: Characterization, W350 Tool Steel, Surface Engineering.

1. GİRİŞ

Takım çelikleri, diğer mühendislik malzemelerinin şekillendirilmesinde kullanılan çeliklerdir. Kullanım yerine uygun olarak, yüksek sertlik ve aşınma dayanımı, iyi kesme kabiliyeti, yüksek sıcaklıkta sertlik, mekanik özelliklerin yüksek sıcaklıkta korunabilmesi gibi özellikler istenir. Takım çeliklerinin alt sınıflarından biri de sıcak iş takım çelikleridir. Sıcak iş takım çelikleri dövme, ekstrüzyon ve enjeksiyon gibi yüksek sıcaklık ve basınç içeren uygulamalarda kullanılmaktadır (Mesquita, 2017).

Takım çeliklerine sahip olduğu özellikleri kazandıran, içerdiği alaşım elementleridir. Bu çelikler orta derecede karbon miktarının yanında krom, molibden, vanadyum, tungsten gibi karbür yapıcı alaşım elementleri içerirler. Temperleme kademelerinden oluşan ısıtma işlemlerinin ardından hasarlara karşı yüksek sertlik ve yeterli tokluk kazandırılmış olur. Ancak çoğu zaman ısıtma işlemi ile elde edilen bu nihai sertlik değerleri yeterli olmamaktadır. Bu da malzemeyi istenilen şekillendirme yöntemlerinden kullanılamamasına veya kullanıldığı durumlarda kullanım ömrünün kısa olmasına sebep olmaktadır. Yüzey sertleştirme ya da kaplama işlemleri sayesinde takım çeliklerinin aşınma dirençleri arttırılmakta ve hem yüksek sıcaklığa karşı yumuşama eğilimi indirgenmekte hem de malzeme ısıtma yorulmaya karşı daha dayanıklı bir hale gelmektedir. Böylece takım çeliğinin kullanım alanı genişletilir ve kullanım ömrü uzatılmış olur (Robert ve diğ., 1998). Sıcak iş takım çelikleri kesiti boyunca yüksek mukavemet değerlerine sahip bir çelik grubu olsa da kullanım alanı bulunduğu yüksek sıcaklık uygulamalarında özellikle yüzey bölgesi çok fazla ısı ve gerilmelere maruz kalmaktadır. Bu etkenlere uzun süre maruz kalan çeliklerin yüzeylerinde kılcal çatlaklar ve aşınma hasarları meydana gelmektedir. Hasarlanmanın önüne geçebilmek için sıcak iş takım çeliklerinin yüzeylerine termokimyasal ısıtma işlemleri ya da kaplama işlemleri uygulanmaktadır (Davis, 2002).

Bu tez çalışması kapsamında W350 ISOBLOC (0.38C-0.20Si-0.55Mn-5.00Cr-1.80Mo-0.55V, ağırlık %) sıcak iş takım çeliğine ısıtma işlemi takiben öncelikle ticari pratiklikte bilyalı dövme işlemi uygulanmış ve sonrasında termokimyasal işlemler uygulanmıştır. Birincil termokimyasal işlem nitrokarbürizasyon işlemi olup, bu işlem ile malzeme yüzeyinde bir bileşim tabakası (beyaz tabaka) ve bir difüzyon tabakası oluşturulmuştur. İkincil termokimyasal işlem olarak önce nitrasyon ve sonrasında oksidasyon işlemi

uygulanmıştır. Böylece yüzeyde bir oksit film tabakası ve herhangi bir bileşim tabakası oluşturulmaksızın bir difüzyon tabakası elde edilmiştir. Oda sıcaklığı ve yüksek sıcaklıklarda (350 ve 450°C) yapılan aşınma testleri ile farklı termokimyasal işlem uygulanmış yüzeylerin tribolojik karakterizasyonları gerçekleştirilmiştir.



2. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİ, ÜRETİMİ VE METALURJİSİ

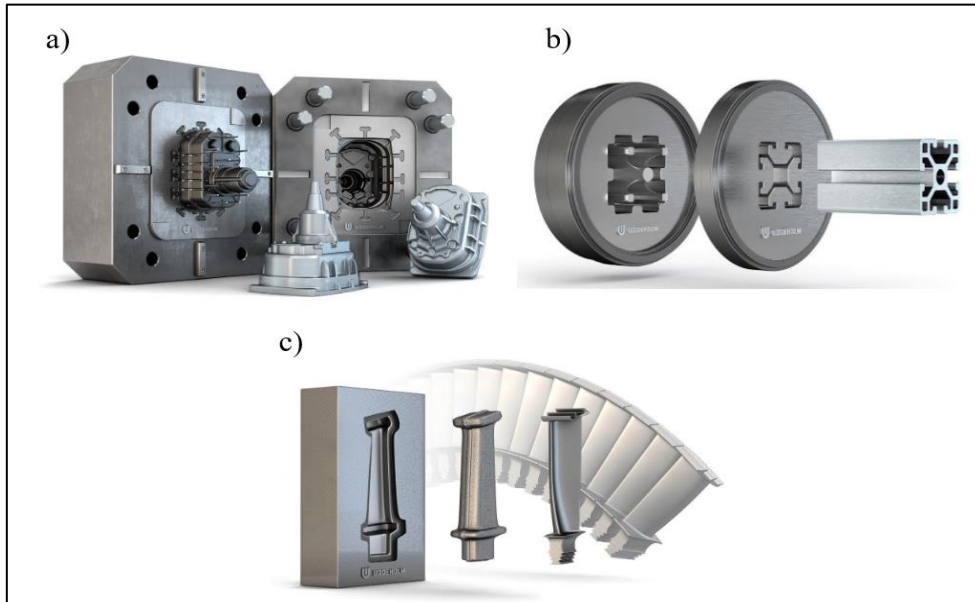
2.1. Sıcak İş Takım Çeliklerinin Kullanım Alanları ve Özellikleri

Metaller çeşitli şekil ve formlarda şekillendirilebilme özelliklerine sahip malzemelerdir. Ancak plastik olarak şekillendirilebilme yetenekleri oda sıcaklığında sınırlıdır. Bir yük uygulandığında, iç yapısında bulunan dislokasyonların yoğunluğu artarak gerinme sertleşmesine ve sünekliğin azalmasına sebep olur ve sürekli uygulanan yük ile birlikte bu durum malzeme de çatlaklara sebep olur. Sünekliği arttırmanın bir yolu da şekillendirme işleminin yüksek sıcaklıkta yapılarak mikroyapıda biriken dislokasyon yoğunluğunu azaltma ve gerinme sertleşmesini engellemektir. Yüksek sıcaklıkta şekillendirilen malzemede toparlanma veya rekristalizasyona bağlı olarak bir yumuşama söz konusudur. Her iki mekanizma sayesinde şekillendirilen malzeme de süneklik artar ve metal çok daha yüksek oranda deforme edilebilir. Bu amaçla özellikle çelik ve alüminyum alaşımları başta olmak üzere metallerin kompleks şekillerde üretilebilmesi ve yüksek verimde endüstriyel şekillendirilebilmesi için sıcak şekillendirme prosesleri geliştirilmiştir. Günümüzde yüksek sıcaklıkta form verilmesi için enjeksiyon, ekstrüzyon ve dövme gibi plastik şekillendirme verme yöntemleri kullanılmaktadır (Mesquita, 2017).

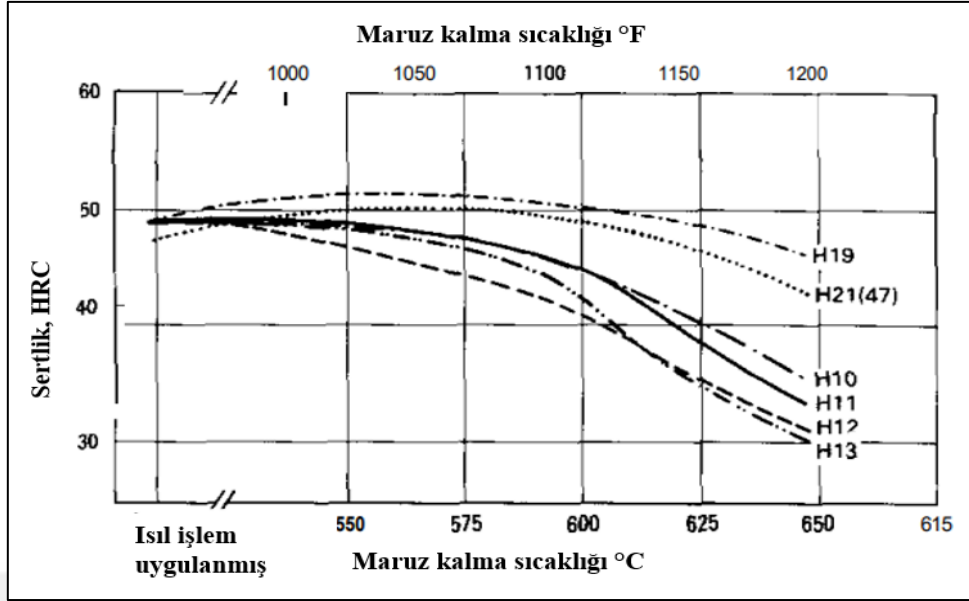
Tüm bu yüksek sıcaklıkta gerçekleştirilen plastik şekillendirme işlemlerinde gerekli özellikleri ve performansı elde etmek için kullanılan kalıplarda ASTM'nin H serisi olarak gösterilen sıcak iş takım çelikleri tercih edilmektedir. Döküm, ekstrüzyon ve dövme uygulamalarında kullanıma dair örnek görseller Şekil 2.1'de verilmiştir (URL-1). Sıcak iş takım çelikleri 200 °C sıcaklığın üzerinde ısı, mekanik ve tribolojik gerilmelerin oluşturduğu kombinasyona dayanabilecek özellikte tasarlanmışlardır. Sıcak iş takım çelikleri ağırlıkça % 0.35-0.45 arasında orta düzeyde karbon içeriği ile birlikte ağırlıkça % 6-25 oranında krom, tungsten, molibden ve vanadyum gibi karbür yapıcı elementler içermektedir (Robert, 1998). Sıcak işlem uygulamalarında kullanılan takım çelikleri yüksek sıcaklık mukavemetine sahip olmalı ve bu mukavemeti yükseltilmiş sıcaklıklarda uzun süre maruz kaldığında koruyabilmelidir. Şekil 2.2'de 10 saatlik bir maruziyet sonrasında yüksek sıcaklarda farklı kalite sıcak iş takım çeliklerinin yumuşamaya karşı direnci gösterilmektedir. Grafikte yer alan çeliklerin, ısı işlem sonrasında sertliklerinin yaklaşık aynı olduğu görülmektedir. 540 °C altındaki sıcaklarda yumuşamaya karşı direnç pek değişmemiş olup, yüksek sıcaklıklarda uzun süreli maruziyetlerde sertliğin

düştüğü görülmektedir (Davis, 1995). Bu durum uygulanan temperleme işlemi ile karbonun martenzit fazından ayrılıp karbür olarak çökelmesi ile ilişkilendirilebilir. Demir karbürler (sementit) oluştuğunda sertlikte sürekli bir azalma gerçekleşir. H19, H21 ve H10 gibi daha yüksek alaşım içeren çelikler, H10, H12 ve H13 gibi orta alaşımlı çeliklere göre sertliği daha fazla koruyabilmektedir (Mesquita, 2017).

Sıcak iş takım çeliklerinin performansını belirleyen temel özelliklerden biri de tokluktur. Sıcak iş takım çeliklerinin yüksek sıcaklıktaki malzemelerle temas etmesiyle takım yüzeyi ile iç kısım arasında sıcaklık farkı oluşmaktadır. Isıl döngüler halinde oluşan bu sıcaklık farkları, soğutma ile birlikte gerilme farklılıkları oluşturarak ısıl çatlaklara sebep olmaktadır. Bu çeliklerin yüksek sıcaklık koşullarında toklukları, ani çatlakların oluşumunun önlenmesi ve oluşabilecek çatlakların yayılmasının kontrol edilebilmesi açısından önemlidir (Mesquita, 2017; Sjöström ve Bergström, 2004). Sıcak iş takım çelikleri kullanıldıkları uygulamalarda, basınç altında yüksek sıcaklıktaki metaller ile olan temasının sonucu olarak tribolojik aşınmalara maruz kalmaktadır. Takım yüzeyinde oluşan aşınma mekanizması malzeme kaybına ve erken ömürde hasarlanmalara sebep olmaktadır. Bu nedenle takım malzemesinin yüksek aşınma direncine sahip olması beklenmektedir (Roberts, 1998).



Şekil 2.1. Sıcak iş takım çeliklerinin kullanıldığı uygulamalar; (a) metal enjeksiyon kalıbı, (b) ekstrüzyon kalıbı ve (c) sıcak dövme kalıbı (URL-1)



Şekil 2.2. Farklı sıcak iş takım çeliklerinde sıcaklığa bağlı sertlik değişimi (Davis, 1995)

2.2. Sıcak İş Takım Çeliklerinin Sınıflandırılması

Sıcak iş takım çeliklerinin özellikleri ve sağlaması gereken gereksinimleri göz önüne alındığında belirli bir uygulama için doğru malzemeyi seçmek önemlidir. Bu bağlamda sıcak iş takım çelikleri içerdiği alaşım elementlerine göre; (i) ağırlıkça % 5 Cr içeren, (ii) düşük alaşımlı, (iii) düşük alaşımlı krom içeren modifiyeli ve (iv) yüksek molibden ve tungsten içeren olmak üzere dört grupta sınıflandırılmaktadır. Her sınıfa ait takım çelikleri sıcak mukavemet, tokluk ve aşınma direnci farklı davranışlar sergileyebilmektedir (Mesquita, 2017). Bu bölümde sıcak iş takım çeliklerinin sınıflandırılması incelenecek olup, uygulama alanları örneklendirilecektir.

2.2.1. % 5 Cr İçeren Sıcak İş Takım Çelikleri

Ağırlıkça % 5 Cr içeren sıcak iş takım çelikleri, sıcak iş takım çelikleri sınıfı içerisinde sahip olduğu özellikler sayesinde en yaygın kullanım alanı bulan seridir. H10-H19 arasındaki kaliteler bu seri içerisinde yer almaktadır. İlk olarak alüminyum alaşımlarının basınçlı döküm uygulamaları için geliştirilmiştir (Mesquita, 2017, Ognianov ve diğ., 2017). Bununla birlikte günümüzde basınçlı döküm uygulamalarında çinko ve magnezyum alaşımlarının döküm kalıbı olarak, plastik şekillendirme uygulamalarında ise dövme ve ekstrüzyon kalıbı, sıcak kesme makası olarak da kullanılmaktadır (Robert, 1998).

% 5 Cr içeren sıcak iş takım çelikleri, maliyet ve performans arasında iyi bir denge sağlayan kimyasal kompozisyon içermektedir. Alaşım tasarımı, nispeten düşük östenitleştirme sıcaklıklarında (~1020 °C) yüksek sertleşebilirlik, minimum oksidasyon eğilimi, yüksek temperleme direnci, sıvı metalin oluşturduğu erozyona karşı direnç, ısı işlemlerde düşük distorsiyon ve yüksek ısıl yorulma direnci sağlamaktadır (Mesquita, 2017). İçerdiği krom ile birlikte, molibden, tungsten ve vanadyum gibi karbür yapıcı elementlerin de eklenmesiyle ısıl yumuşamaya karşı iyi bir direnç gösterir. Yüksek oran da tungsten ve molibden içeriği sıcak mukavemeti artırırken, tokluğu bir miktar azaltmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda aşınmaya karşı vanadyum eklenmektedir (ASM Handbook, 1993). Örneğin, H13 kalite sıcak iş takım çeliğinin H11 kalite sıcak iş takım çeliğinden temel farkı ağırlıkça % 0.5 daha fazla vanadyum içermesidir (Mesquita, 2017). Silisyum içeriğindeki artış 800 °C sıcaklığa kadar malzemenin oksidasyon direncini arttırmaktadır (ASM Handbook, 1993).

Krom içeriğinin yanında alaşım kompozisyonunda bulunan molibden, östenitin difüzyon kontrollü dönüşümlerini geciktirir. Bununla birlikte, nispeten düşük karbon içeriği nedeniyle, perlitik dönüşüm ürünlerinin sertliği düşük olma eğilimindedir ve martenzit başlangıç (M_s) sıcaklıkları göreceli olarak yüksektir. Bu özellik, soğutma hızlarının perlit ve beynit oluşumunu önlemek için yeterli olduğu durumlarda, sertleşmiş mikroyapılarda çoğunlukla kalıntı östenit olmaksızın martenzitin oluşabildiğini göstermektedir (ASM Handbook, 1993).

H10 ve H11 kalite sıcak iş takım çelikleri yumuşamaya karşı yüksek dirence sahiptirler. H11 kalite çelikler H10 kalite çeliklere göre daha gelişmiş bir tokluk sağlamaktadır. Bunun yanında yüksek temperleme sıcaklığı ile kalıntı geriliminin en az indirgenmesi sağlanır. Böylece çelikte optimal bir dayanıklılık ve sertlik kombinasyonu sağlanır. H12 kalite çeliklere, H11'in üzerinde tokluk, sıcak sertlik ve ısıl çatlama direnci sağlanması için tungsten ilavesi yapılır. Ancak ilave edilen tungsten termal şoklara direnci azaltmaktadır; bu nedenle H12 kalite çeliklere su verme işlemi kısıtlıdır. H13 kalite çelikleri 650 °C sıcaklığın altında yüksek vanadyum içeriği sayesinde aşınmaya karşı yüksek direnç gösterir. Bunun yanında termal şoklara direnci su ile soğutmaya olanak sağlanmaktadır. H19 kalite çeliklerde ise yüksek düzeyde tungsten ve kobalt, orta düzeyde vanadyum katkısı ile yüksek sıcaklık sertliği ve aşınmaya karşı direnç

sağlanabilmektedir. Ancak H12 kalitesinde olduğu gibi yapıdaki tungsten varlığı sebebi ile su ile soğutmaya uygun değildir. Yüksek maliyeti ve orta düzeyde tokluk özelliğinden dolayı, H19 genellikle dövme kalıplarında sadece takviyeler için kullanılmaktadır (Davis, 1995).

2.2.2. Düşük Alaşım Sıcak İş Takım Çelikleri

ASTM 6F3 veya DIN 1.2714 ve benzer kalite çelikler, ağırlıkça % 5'ten daha az alaşım elementi içeren düşük alaşım sıcak iş takım çelikleri olarak kabul edilmektedir. Yüksek darbe dayanımı, sünekliği ve sertleştirilebilme özellikleri nedeniyle otomotiv, havacılık ve dövme kalıp imalatları gibi farklı endüstrilerde geniş bir uygulama alanına sahiptir (Mesquita, 2017; Hajideh ve Farahani, 2023). Temel olarak düşük Mo, V içeriği nedeniyle ikincil sertliği ve tavlama direnci, H serisinin yüksek alaşım çeliklerinden daha düşüktür. Yaklaşık 600 °C sıcaklıkta tavlama işlemi uygulanan düşük alaşım çeliklerde 37-40 HRC bir sertlik elde edilmektedir. Bazı uygulamalar için daha düşük temperleme sıcaklıkları kullanılarak daha yüksek sertliklere ulaşılabilmektedir. Ancak temperlemeye karşı düşük dirençleri nedeniyle, bu uygulama yüksek sıcaklık mukavemeti açısından önemli bir fayda sağlamaz. Bu durum ergiyik metal ile doğrudan temas halinde olan basınçlı döküm kalıplarında kullanımını kısıtlayan bir etmendir (Mesquita, 2017).

Düşük alaşım içeriğine sahip bu çeliklerin, özellikle büyük tonajlı takımlar, kalıplar ile kalıp tutucuları ve tabanları için kullanımı ekonomik olarak avantajlıdır. DIN 1.2714 ve modifiye edilmiş çelikler büyük sertleştirilmiş ve temperlenmiş bloklarda yüksek tokluk sunmaya eğilimlidir, çünkü daha düşük çalışma sertliği ve büyük kalıplarda sertleştirme kırılabilirliği eğilimi gösteren mikroyapıya sahiptir. Bu nedenle, büyük dövme kalıplarında kullanılan ana çeliklerdir (Mesquita, 2017). İçerdiği düşük alaşım içeriği sayesinde sertleştirilmiş kalıp bloklarında yeterli işlenebilirlik özelliği de sağlamaktadır (Davis, 1995)

2.2.3. Düşük Krom İçeren Modifiyeli Sıcak İş Takım Çelikleri

Takım çeliklerinin ısı yorulma ve ısı şoklarına direnci temel olarak üç faktöre bağlıdır. Bunlar yüzey katmanlarının yüksek sıcaklık mukavemeti, tokluğu ve termal

iletkenliğıdir. Sertlik ve tokluk özellikleri, ağırlıkça % 5 Cr içeren takım çeliklerinde mevcuttur. Ancak yüksek Cr içeriğı, bu kaliteler için ısıl iletkenlikte bir azalmaya yol açmaktadır. Örneğın, ağırlıkça % 5 Cr ile H11 veya H13 için termal iletkenlik yaklaşık 26 W/m·K iken, % 3 Cr ile H10 için ~32 W/m·K seviyesindedir. Bu nedenle, ASTM H10, DIN 1.2365, DIN 1.2885 ve benzer kimyasal kompozisyona sahip çelikler, yüksek termal iletkenliğın gerekli olduğı uygulamalarda yaygın olarak kullanılmaktadır (Mesquita, 2017).

Sıcak iş takım çeliklerinde düşük krom içeriğı çökelme sertleşmesi potansiyelini arttırırsa da sertleşebilirlik ve oluşturulabilecek martenzit miktarını olumsuz etkilemektedir. Alaşım kompozisyonuna katılan yüksek molibden içeriğı sertleşebilirliğı arttırma da katkısı olsa da düşük krom ve yüksek alaşım içeriğı nedeniyle genellikle ağırlıkça % 3'ten az krom içeren takım çeliklerinde istenilen mekanik özellikler sağlanamamaktadır. Bu nedenle, düşük kromlu sıcak iş çeliğının kullanımı hala sınırlıdır (Mesquita, 2017).

Düşük krom içeren modifiyeli sıcak iş takım çelikleri, ısıl şok direnci ve yüksek sıcaklıklara dayanıklılığı gibi faydaları nedeniyle genellikle yüksek sıcaklıklarda ve termal şoka maruz kalan kalıplarda kullanılmaktadır. Yüksek hızlı pres kalıpları örnek olarak gösterilebilir. Bugün artan öneme sahip diğeri bir uygulama ağırlıklı olarak otomotiv parçalarının üretiminde kullanılan sıcak şekillendirme (hot stamping) işlemidir. Sıcak şekillendirme işlemi, geleneksel sıcak dövme işlemi ile soğuk pres işlemini bir araya getiren bir ısıl işlem prosesidir. Oda sıcaklığında ferrit ve perlit karışımı bir mikroyapıya sahip MnB alaşımlı çelik, fırında ısıtılması sonrası tamamen östenit fazına dönüştürülür. Ardından kalıpta presleme ve su verme işlemiyle martenzit dönüşümü gerçekleştirilir. Böylece şekillendirilen parçalar, 1500 MPa değerine kadar çekme dayanımına sahip martenzitik çelik elde edilir. Bu proses sırasında takım çeliğı kullanılan araçlar, basınç ve aşınmayı karşılamalarının yanı sıra ısı çekimi için yüksek termal iletkenliğe sahip olmalıdır (Mesquita, 2017; Hu ve Ying, 2017).

2.2.4. Yüksek Molibden ve Tungsten İçeren Sıcak İş Takım Çelikleri

Yüksek sıcaklık mukavemeti, çökelme sertleşmesine bağılı olan temperleme direnci ile açıklanmaktadır. Molibden, vanadyum ve tungsten elementleri ince ve kararlı çökeltilerin oluşumunda etken elementler olup, bu karbürlerin oluşumu çökelme sertleşmesi ile

alaşımın mukavemetlendirilmesini sağlamaktadır. Vanadyum elementinin çözünürlük limiti, yaklaşık ağırlıkça % 0.4 karbon içeriği için ağırlıkça % 0.5 değerindedir. Bu nedenle tungsten miktarı sınırlıdır. Bazı takım çeliklerinde, çökeltme sertleşmesini artırmak için ağırlıkça % 0.5 vanadyuma ek olarak kompozisyonda yüksek miktarda molibden, tungsten veya her ikisini de bulunabilmektedir. Ayrıca, yüksek alaşımlı sıcak iş çeliklerinde yeteri kadar karbürün önce çözünmesi ve sonrasında yeniden çökelebilmelerini sağlamak için sertleştirme sıcaklıklarının yükseltilmesi gerekebilir. AISI H19, H20, H21 ve H42 gibi çelikler bu sınıfta yer almaktadır.

Yüksek sıcaklık dayanımına sahip olan yüksek alaşımlı sıcak iş takım çelikleri, ekstrüzyon gibi yüksek sıcaklıklara uzun süreli maruz kalan uygulamalarda kullanılmaktadır. Nispeten düşük toklukları ve yüksek maliyetleri endüstriyel anlamda kullanımlarını sınırlamaktadır. Diğer kalite sıcak iş takım çeliklerine göre daha az krom içeriğine de sahiptir (Mesquita, 2017; Davis, 1995).

2.3. Sıcak İş Takım Çeliklerinin Konvansiyonel Üretimi

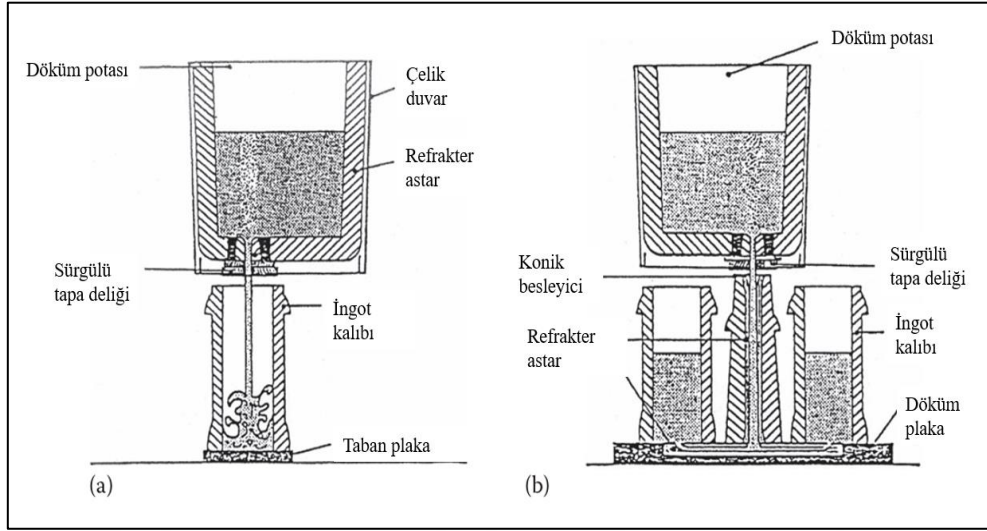
Sıcak iş takım çelikleri yüksek nitelikli çelikler sınıfında yer alıp, üretim süreçleri de son derece özel ve ileri teknolojik süreçlerden oluşmaktadır. Takım çeliklerinin üretiminde hammadde girdisi olarak temiz hurdalar kullanılmaktadır. Hurda malzemelerinin ark ocaklarında ergitme işlemini tamamlanmasını takiben çeliğin kalitesini arttırmak amacıyla alaşımlama, gaz alma ve kalsiyum enjeksiyonu işlemlerinin gerçekleştirildiği pota metalurjisi işlemleri gerçekleştirilir (İlter, 2008). Yüksek kaliteli bir takım çeliği elde edilebilmesi için takım çeliklerinin üretiminde dipten döküm tekniği tercih edilmektedir. Dipten döküm tekniği ile üretilen ingotlarda curuf altı ergitme işlemi ile tekrar ergitme yapılarak homojen bir iç yapının elde edilmesi sağlanır. Ardından çeliklere dövme işlemi uygulanarak ince taneli bir yapının elde edilmesi amaçlanır. Dövme işlemi ile elde edilen mikroyapı takım çeliğinden beklenen sertlik ve tokluk gibi mekanik özelliklerinin optimize edilmesi için önemlidir. Bu işlemden sonra takım çelikleri ısıtma maruz bırakılır. Dövme ve ısıtma işlemlerden sonra ingotların yüzeyinde tufal yapıları oluşmaktadır. Bozunmuş yüzeyi giderilmesi için ingot haldeki takım çeliği talaşlı işleme alınır. Tufallerden arındırılan ingotlar ultrasonik çatlak kontrolünden geçirilerek hazır hale getirilir (Pöhl ve diğ., 2015; İlter, 2008; Yeşilçubuk, 2010).

Takım eliklerinin üretiminde hammadde girdisi olarak ağırlıklı olarak takım çeliğinin üretim içi geri dönen hurdaları ile birlikte paslanmaz elik hurdaları da kullanılmaktadır. Hurdalar elektrik ark ocağında ergitilir ve rafinasyon işleminin gerekleştireleceğİ potaya sevk edilir. Rafinasyon işleminde daldırma tyere enjeksiyonu ile gerçekleştirilmektedir. Bu proseste elik içerisinde oksijen, argon veya azot gazları enjekte edilerek eliğın kimyasal kompozisyonu kontrol altına alınır. Ergiyik elik içerisinde karbon, kükürt ve fosfor gibi elementlerin varlığının düşük seviyelere indirilmesi sağlanır. elik içerisindeki yüksek karbon oranı oksijen enjeksiyonu ile azaltılır. Argon ve azot enjeksiyonu ile sağlanan inert atmosfer sayesinde oksijenin ergiyik elik içerisinde kalması önlenmekte ve böylece oksitlemenin önüne geçilir. Alaşım elementlerinin ilavesi argon oksijen dekarburizasyon fırınlarında ferroalaşım formunda gerçekleştirilir (Pöhl ve diğ., 2015; İter, 2008; Yeşilçubuk, 2010).

Kimyasal olarak hazır hale getirilen ergiyik metal döküm işleminde alınır. İngotlar stten ya da dipten olmak üzere iki farklı metot ile dökülebilmektedir. Döküm sırasında oluşıabilecek segregasyonu minimum seviye tutulabilmek için genellikle dipten döküm tekniğİ kullanılmaktadır. Bu sayede ısıl işlemin takiben uygulanacak sıcak şekillendirme adımlarından önce homojen bir mikroyapının oluşturulması sağlanır. stten ve dipten döküm prosesine ait şematik görsel Şekil 2.3'te verilmiştir (Mesquita, 2017; Robert, 1998).

Döküm işleminin ardından elik içerisinde istenmeyen elementlerin uzaklaştırılması için curuf altı ergitme işleminde uygulanır. Metal damlacıkları reaktif curufların içerisinden süzülmekte ve bu süreçte oksit inklüzyonları metalden uzaklaştırılmaktadır. Bu işlem ile kükürt miktarı %70 oranında azaltılabilmektedir. Curuf altı ergitme işleminde üretilen takım eliğında yüksek aşınma direncine, tokluk, korozyon direncine ulaşılabilmektedir (Yeşilçubuk, 2010; Robert, 1998).

Benzer zelliklerin sağlanması için vakum ark ergitme prosesi de kullanılabilmektedir. Bu proseste ise ısı kaynağı olarak rezistans görevi gören ergimiş curufun yerini yüksek vakumda gerçekleşen ark almaktadır. Cüruf altı ergitme işleminde göre daha masraflı bir proses olmakla beraber oksijen, azot, mangan, kurşun ve bizmut gibi elementlerin daha yüksek oranda uzaklaştırmasını sağlamasından dolayı avantajlı bir prostir (Yeşilçubuk, 2010; Robert, 1998).



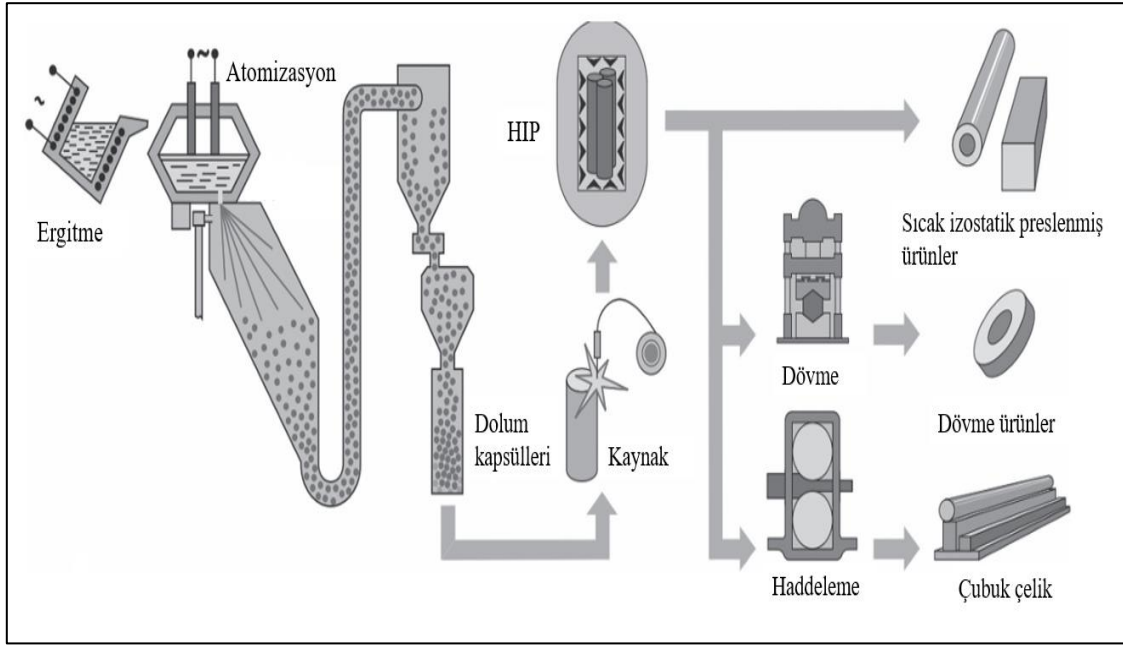
Şekil 2.3. Takım çeliklerinin döküm prosesi şematik görseli; (a) üstten döküm ve (b) dipten döküm (Mesquita, 2017)

Takım çelikleri yüksek oran da krom, vanadyum, molibden ve tungsten gibi karbür yapıcı alaşım elementi içermektedir. Katılaşma yapısında bu elementler kaba karbürler oluşturarak takım çeliğinin tokluğunu düşürürken, kırılganlığını arttırmaktadır. Kaba karbürlerin olabildiğince küçültülerek yapı içerisinde dağıtılması amaçlanır. Bu amaçla takım çelikleri dövme işlemi ile şekillendirilir. Dövme işlemi ile kaba karbür yapıları parçalanırken, mikroyapıda da ince taneli bir yapı elde edilir. Taneler ne kadar küçük ve biçimleri küreye yakınsa takım çeliğinin mekanik dayanımı o kadar yüksek olmaktadır (Yeşilçubuk, 2010; Robert, 1998).

Şekillendirme işleminin ardından, takım çelikleri homojenizasyon ısı işlemine tabi tutulur. Isıl işlem ile yapı içerisinde biriken iç gerilmeler ile döküm yapısındaki mikrosegregasyonun bu aşamada giderilmesi amaçlanır. Son olarak dövme ve ısıl işlemlerinin ardından yüzeyde oluşan çatlaklar ve tufallerin giderilmesi ile tipik bir sıcak iş takım çelik üretimi tamamlanır (Yeşilçubuk, 2010; Robert, 1998).

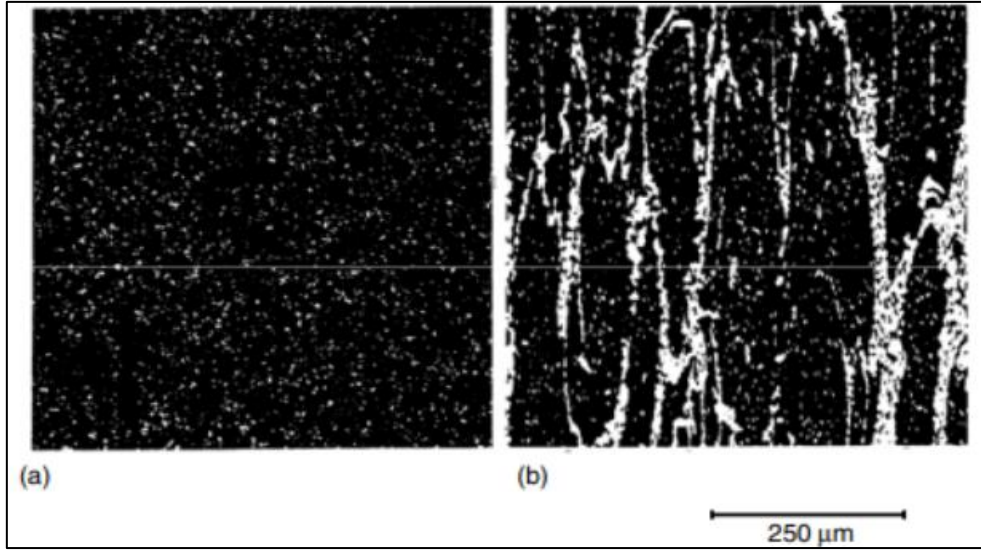
Sıcak iş takım çeliklerinin bir diğer üretim metodu ise toz metalurjik yöntemlerin kullanımını içermektedir. Bu üretim yöntemi, şekillendirme veya presleme ve daha sonra toz partiküllerinin (parçacıklarının) sinterleme yolu ile bağlanması basamaklarını içerir. Ergimiş çelik, oksidasyonu önleyecek şekilde, bir inert gaz içerisinde (argon veya azot) atomize edilir. Atomizasyon esnasında küçük metal damlacıkları soğur ve katılaşır. Bu

şekilde ince tozların üretimi sağlanır. Daha sonra tozlar 4000 atm bir basınç altında preslenir. Bu şekilde oluşturulan blok daha sonra istenilen boyutlara dövülür. Sinterlenmiş çeliklerde karbür dağılımı ve boyutları ideale yakındır. Şekil 2.4'te toz metalurjisi yöntemi ile takım çeliklerinin üretim basamaklarının şematik gösterimi verilmiştir. Sıcak izostatik basınçtan sonra ürünler olduğu gibi kullanılabilmekte ve sonrasında dövme/haddeleme işlemi de uygulanabilmektedir (Rosso ve diğ., 2006).



Şekil 2.4 Toz metalurji yöntemi ile takım çeliği üretiminin şematik gösterimi (Mesquita, 2017)

Toz metalurjisi yönetimi ile karbür segregasyonu ve bunun zararlı etkileri, ürünlerin boyutuna bakılmaksızın ortadan kaldırılır. Toz metalurjik takım çeliğindeki karbür dağılımı ve tane boyutu daha ince ve homojendir. Geleneksel olarak üretilen takım çeliklerindeki ortalama karbür boyutu yaklaşık yaklaşık 35 μm iken, toz metalurjisi ile üretilen bir takım çeliğindeki karbür boyutları 3 μm 'den daha düşüktür. Bu sayede aşınma direnci daha yüksek, kullanım ömrü daha uzun bir malzeme elde edilir (Rosso, 2006). Karşılaştırılmalı bir mikroyapı örneği Şekil 2.5'te verilmiştir. Şekil 2.5a'dan da görüleceği üzere ince karbür dağılımı içeren bir takım çeliği matriksi toz metalurjisi yöntemi ile elde edilebilmiştir. Şekil 2.5b'd verilen geleneksel yöntemi ile üretilmiş takım çeliği mikroyapısında ise matriks içerisinde bantsı karbür yapıları dikkat çekmektedir (Robert, 1998).



Şekil 2.5. (a) Toz metalurji yöntemiyle üretilmiş çelik mikroyapısı ve (b) geleneksel üretim yöntemiyle üretilmiş çelik mikroyapısı (Robert, 1998)

2.4. Sıcak İş Takım Çeliklerinin Fiziksel Metalurjisi

Sıcak iş takım çelikleri, yüksek sıcaklık uygulamalarında yüksek mukavemet, yumuşamaya karşı direnç (temperleme direnci), darbe altında çatlamalara karşı direnç ve ısıl yorulmaya karşı direnç gösterebilen malzemeler olup, malzemenin sahip olduğu özellikleri kimyasal kompozisyonunda bulunan elementler ve özellikle ısıl işlem koşulları belirleyici olabilmektedir (Robert, 1998). Bu bölümde, sıcak iş takım çelikleri üzerine temel fiziksel metalurjik unsurlar üzerinde durulacak olup, takım çeliğinin özellikleri üzerine alaşım elementlerinin ve ısıl işlemlerin mikroyapısal bileşenler üzerine etkisi vurgulanacaktır.

2.4.1. Alaşım Elementlerinin Etkisi

Takım çeliklerinin sahip olduğu yüksek sertlik ve mukavemet kimyasal kompozisyonunda bulunan alaşım elementleri ile sağlanmaktadır. Takım çeliklerinde yapılan alaşımlandırma ile mikroyapısında karbürlerin bulunduğu martenzit bir matriks eldesi sağlanır. Alaşım elementlerinin demir esaslı malzemeye olan etkisini iki tür gruplandırma altında irdelemek mümkündür. Kompozisyonda bulunabilen Cu, Ni, C, N, Co ve Mn gibi elementler östenit yapıcı elementlerdir. Öte yandan B, Si, Cr, Nb, Mo, W, P, Al, Sn, Sb, As, Zr, S ve Ce gibi elementler de ferrit yapıcı elementlerdir. Takım çeliklerinde karbürler alaşım elementlerinin karbon ile etkileşimi (reaksiyonu) sonucu

oluşmaktadır. Kompozisyonda yer alan Mn, Cr, Mo, W, V, Nb ve Ti gibi elementler karbür oluşumunu desteklemektedir. Birçok çeliğin kompozisyonunda bulunan Ni, Co, Cu, Si, P ve Al gibi elementler ise herhangi bir karbür oluşumuna katkı vermemektedir. (Højerslev, 2001; Aktaş, 2014).

Karbon, takım çeliklerinin temel alaşım elementidir. Karbon miktarı, matriks gereksinimini ve ikincil sertlik oluşumunu sağlayacak seviye olmalıdır. Karbon matriks içerisinde çökelti sertleşmesini oluşturarak hem sert karbürlerin oluşmasını hem de matriksin sertleşmesini sağlar. Karbon miktarındaki artış ile sertlikte ve akma dayanımında bir artışa karşılık çeliğin kaynak kabiliyetinde, %-uzama oranında ve tokluğunda bir azalma gerçekleşir. İçerdiği karbon miktarına göre matrikste lata ve plaka tipi martenzit oluşmaktadır. Ağırlıkça % 0.6 karbon içeriğinin altında çelik matriksinde çoğunlukla lata tipi martenzit elde edilir. Lata tipi martenzit daha yüksek tokluk gerektiren uygulamalarda tercih edilmektedir. Ağırlıkça % 0.6 karbon seviyesinin üzerinde ise matrikste plaka tipi martenzit eldesi sağlanır. Plaka tipi martenzit yapısı yüksek sertlik ve aşınma direnci gerektiren uygulamalarda tercih edilmektedir (Højerslev, 2001; Saad, 2012).

Kompozisyonda bulunan krom birincil karbürlerin kristal kafeslerinde yer alır. Krom katılımı, karbür fazlarının kafes sabitlerini azaltarak daha düşük bir gerinme enerjisi ve dolayısıyla daha düşük bir çekirdeklenme aktivasyon enerjisi sağlar. Bu durum dislokasyon ve ikiz sınırlarında çökmeyi kolaylaştırır ve çelikte sertlik artışına neden olur. Molibden, sıcak iş takım çeliklerinin kimyasal kompozisyonunda bulunma yüzdesine bağlı olarak M_2C ve M_6C tipi çökeltileri (karbürleri) oluşturmaktadır. Molibdenin oluşturduğu birincil karbürler çeliğin aşınma direncini önemli ölçüde artırır. Matriks içerisinde çözünmesi ile M_2C tipi ikincil sertlik karbürlerin oluşmasını sağlar ve böylece ikincil sertliğin kazanılmasında önemli bir rol oynar. Çelikte temper direncinin artırılmasında ve tokluğunun iyileştirmesine de katkı verir (Højerslev, 2001; Aktaş, 2014).

Tungsten karbür yapıcı bir alaşım elementi olup, menevişleme (temperleme) işlemi sonucunda ikincil sertlik oluşumunu sağlar. Bu şekilde oluşan karbürler sert ve aşınmaya karşı oldukça dayanımlıdır. Bilindiği üzere, ikincil karbürler ile çeliğin sıcak sertliği artırılır. Tungsten içeren bir alaşım karbürün yüksek sıcaklıklarda tane büyümesini engellemesi de kaçınılmazdır. Çelik kompozisyonunda mikro alaşım elementi olarak

bulunabilen vanadyum sıcaklığa karşın yüksek kararlılık gösteren MC karbürlerinin oluşumuna neden olmaktadır. Matriks içerisinde bu karbürlerin var olması sonucu çeliğin aşınma direnci geliştirilir. Vanadyum karbürler matrikste çok sınırlı çözünür. Her ne kadar vanadyumun eklenmesi ile östenitin difüzyonel kompozisyon (ayrışma) hızını geciktirmese de karbona olan yüksek afinitisinden dolayı bileşim oluşturması sonucu M_s ve M_f sıcaklıkları yükselmekte ve böylece sertleşebilirlik artmaktadır. Vanadyum katkısı ile matriksin tane boyutunun inceltilmesini de sağlar. Bu tür bir elementin katkısı ile ince taneli yüksek sertlikte bir matriks sağlandığından sıcak iş takım çeliğinin işlenebilirliği zorlaşmaktadır. Bundan dolayı ağırlıkça %2'den fazla vanadyum içeren çeliklerin kullanımı sınırlıdır (Højerslev, 2001; Kısasöz, 2010, Aktaş, 2014).

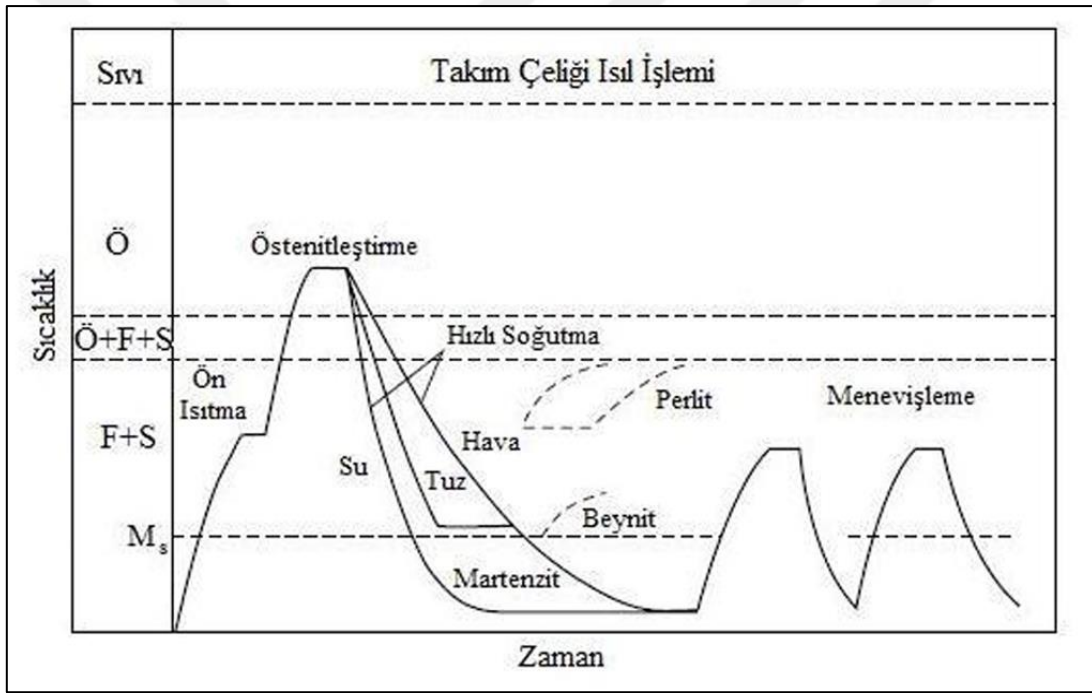
Silisyum, karbonun matrikste çözünürlüğünü arttırarak çelikte sertliğin arttırılmasını sağlar. Bu element her ne kadar çelik matriksinde doğrudan karbür oluşturmaya da kompozisyonda mangan ve molibdeninde bulunması halinde M_6C tipi karbürlerin oluşumunu teşviklendirir. Bilindiği üzere, silisyum çelik metalurjisinde önemli bir oksit giderici elementtir. Aynı zamanda kompozisyona ağırlıkça % 0.2'den fazla silisyum eklenirse çeliğe derin sertleşme karakteristiği kazandırılır. Ağırlıkça %1'e kadar katılması halinde ise hem malzeme sertliği hem de temper direnci artmaktadır. Ancak bu durumda sünekliğin azalması kaçınılmazdır. Öte yandan silisyumun yüksek konsantrasyonlarda çelikte kırılmalığa neden olduğu da bilinmektedir (Højerslev, 2001; Kısasöz, 2010).

Çelik kompozisyonundan bulunan nikel östenit faz alanını genişletme ve östenit fazını önemli ölçüde kararlı kılabilmektedir. Kompozisyonda yeterli miktarlarda bulunduğunda östenit-ferrit ($\gamma-\alpha$) dönüşüm sıcaklığı 0 °C sıcaklığın altında bir değere kadar azalabilmektedir. Nikel çelik matriksi içerisinde herhangi bir karbürün oluşumuna katkı vermez. Çeliğin önemli bir mekanik özelliği olan darbe tokluğunun iyileştirilmesinde nikelin önemli bir yeri olup, çeliğin yorulma direncini de arttırabilmektedir. Bu element kompozisyonda buluna Cr ve Mo ile birlikte çeliğin sertleşebilirliği arttırabilmektedir (Højerslev, 2001; Kısasöz, 2010).

2.4.2. Isıl İşlemler ve Mikroyapısal Bileşenler

Takım çeliklerinin nihai özelliklerini kimyasal bileşimleri kadar uygulanan ısıt işlemler de etkilemektedir. Konvansiyonel olarak sıcak iş takım çeliklerinin ısıt işlem süreci

östenitleştirme, su verme ve temperleme adımlarını içerir. Döküm veya toz imalatı ile üretilen takım çeliğinin son şekillendirmeleri ısıtma işlemde uygulanacak sertleştirme işleminden önce yapılır. Bunun sebebi ısıtma işlem sonrası elde edilen yüksek sertlik takım çeliklerinin şekillendirilebilme yeteneklerini büyük ölçüde kısıtlamaktadır. Isıtma işlemleri ile takım çeliğinde homojen ve ince taneli bir yapı oluşturulması hedeflenir. Bilindiği üzere, tavlama işlemi boyunca difüzyon mekanizmaları işletilir ve böylece homojen bir yapının eldesi sağlanır (Totten, 2006). Takım çeliklerine uygulanan konvansiyonel ısıtma işlemi prosesi basamakları Şekil 2.6’da verilmiş olup, şekilden de görüleceği üzere tüm süreç seçilen sıcaklık ve zaman parametreleri eşliğinde tamamlanmaktadır (Kıyasöz, 2010).



Şekil 2.6. Sıcak iş takım çelikleri için tipik ısıtma işlem prosesi (Kıyasöz, 2010)

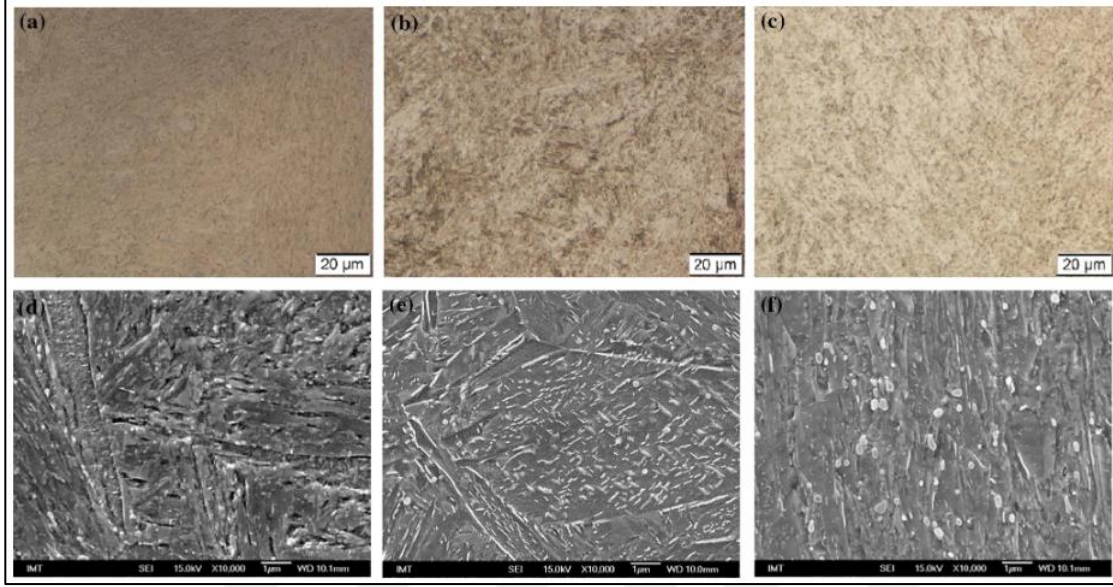
Takım çeliklerinde uygulanan termo-mekanik prosesler, talaşlı imalat ve taşlama işlemleri sırasında/sonrasında kalıntı gerilmeler oluşabilmektedir. Bu gerilmeler malzemede uygulanacak diğer işlemler sırasında çatlak oluşumuna veya malzemenin kullanım (servis) ömrü içerisinde kırılmaya karşı direncinde azalmaya neden olmaktadır. Bundan dolayı nihai sertleştirme aşamasından önce gerilim giderme tavlama çoğunlukla tercih edilir. Gerilim giderme tavlama A_{c1} sıcaklığının altındaki sıcaklıklarda kesit kalınlığına bağlı olarak 1-2 saat aralığında uygulanmaktadır. Her ne kadar bu işlem için

ısıtma ve soğutma hızları kritik bir rol oynamasa da soğutma sırasında yeni kalıcı gerilimlerin oluşmasını önlemek amacıyla yavaş bir soğutma hızı tercih edilir (Totten, 2006).

Östenitleştirme işlemi, takım çeliklerinin ısıtma sürecindeki en kritik adım olup, bu süreçte çelik ötektoid sıcaklığının üzerine ısıtılarak homojen bir östenit faz yapısının eldesi hedeflenir. Bu adımda, hedeflenen sıcaklığa ısıtma kontrollü olmalıdır. Hızlı bir soğutma çelik yüzeyi ile merkezi arasında bir sıcaklık farkına sebep olmakta ve bu durumda malzeme bünyesinde önemli ölçüde çarpılma ve çatlak oluşumu gözlenmektedir. Östenitleştirme işlemi takım çelikleri için çoğunlukla A_3 sıcaklığının $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ üzerindeki sıcaklıklarda gerçekleştirilir. Böylece hem ferritin hem de demir karbürlerin çözünmesi sağlanarak mikroyapıda tamamen östenit oluşumu sağlanır (Totten, 2006).

Östenitleştirme sıcaklığının H11 sıcak iş takım çeliğinin mekanik özelliklerine etkisinin incelendiği bir çalışmada takım çeliği $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklığa ön ısıtılmış ve sonrasında $12\text{ }^{\circ}\text{C/dak}$ ısıtma hızı ile 950 , 1030 ve $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda 15 dakika boyunca östenitleştirilmiştir. Östenitleştirmeyi takiben $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ hızında gaz ortamında hızlı soğutulan çelikler ilk temperleme adımında $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta ve sonrasında ikinci temperleme adımında sırasıyla 520 , 580 ve $610\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda 2 saat boyunca temperlenmiştir. Takım çeliklerinin Şekil 2.7’de verilen mikroyapıları incelendiğinde, $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta östenitleştirilen çelik için tane boyutu $36.9\text{ }\mu\text{m}$ olarak belirlenmiştir. Daha yüksek östenitleştirme sıcaklıklarının seçilmesi halinde ise tane boyutlarında belirgin bir artış tespit edilmiş olup, 1030 ve $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda yapılan östenitleştirme işlemleri ile sırası ile $74.9\text{ }\mu\text{m}$ $199.7\text{ }\mu\text{m}$ tane boyutlarına ulaşılmıştır. Yüksek östenitleştirme sıcaklıklarda V-ca zengin MC karbürler elde edilirken, düşük östenitleştirme sıcaklıklarında Cr/Mo-ca zengin $M_{23}C_6$ tipi karbürler elde edilmiştir. Gerçekleştirilen mekanik testlerde ise $1030\text{ }^{\circ}\text{C}$ sıcaklıkta yapılan östenitleştirme işlemi ile 51 HRC sertlik değerine ulaşılmıştır. Proseslenen bu çelikte en yüksek darbe tokluk (17 J), akma mukavemet (1500 MPa), çekme mukavemet (1800 MPa) ve %-uzama ($\%12$) değerleri elde edilmiştir. Düşük sıcaklıkta yapılan östenitleştirme işlemi ile malzemenin mekanik direnci azalırken yüksek sıcaklık östenitleştirmeler ile düşük toklukta ve daha kırılgan karakteristikte çelik elde edilmiştir. Çalışma kapsamında

yapılan aşınma testleri en düşük dirence en düşük sıcaklıkta östenitleştirilen çelik matriksinin sergilediğini ortaya koymuştur. Elde edilen tüm bu veriler östenitleştirme sıcaklığının elde edilecek mekanik özellikler açısından ne kadar kritik bir rol oynadığına işaret etmektedir (Skela, 2020).

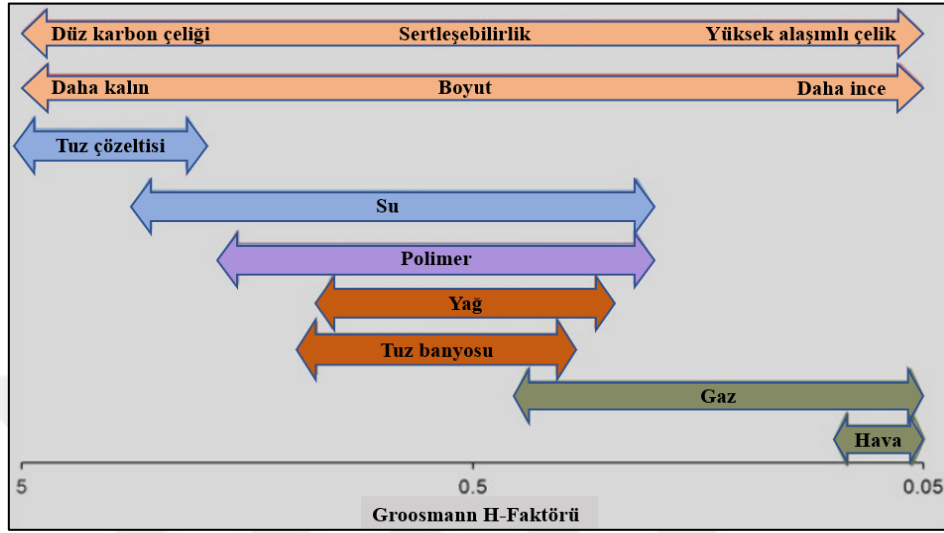


Şekil 2.7. Farklı sıcaklıklarda östenitleştirilmiş ve çift temperlenmiş sıcak iş takım çeliklerine ait mikroyapılar; (a ve d) 1150 °C, (b ve e) 1030 °C (c ve f) 950 °C (Skela, 2020)

Östenitleştirme işleminin ardından takım çeliğinde martenzitik bir mikroyapı elde edilmek amacıyla su verme işlemi gerçekleştirilir. Su verme ile takım çeliklerinde ilk sertlik elde edilir. Su vermede işleminin martenzit dönüşümü sağlayacak hızda olması önemlidir. Hızlı su verme ile birlikte yüzey merkezli kübik kristal yapısına sahip olan östenitin deformasyona uğrayarak hacim merkezli tetragonal kristal kafese sahip martenzite dönüşümü sağlanır. Takım çeliklerinde yavaş soğutma hızlarında perlit ve beynit oluşumu görülebilirken yapıda kalıntı östenit bulunabilmektedir (Totten, 2006).

Takım çeliklerinde su verme işleminin gerçekleştirileceği ortam kimyasal kompozisyona ve kesit kalınlığına göre değişebilmektedir. Su verme işlemi su, su buharı, tuz banyosu, yağ, inert gaz ya da hava ortamında yapılabilir. Şekil 2.8’de parça boyutlarına da bağlı olarak su verme ortamlarının sertleşebilirliğe olan etkisi verilmiştir. Grossman H faktörü olarak tanımlanan bu tablo farklı su verme ortamlarının soğutma kapasitesini ifade etmektedir. Çelik esaslı malzemelerde yüzeydeki ısı transfer katsayısı çeliğin ısı

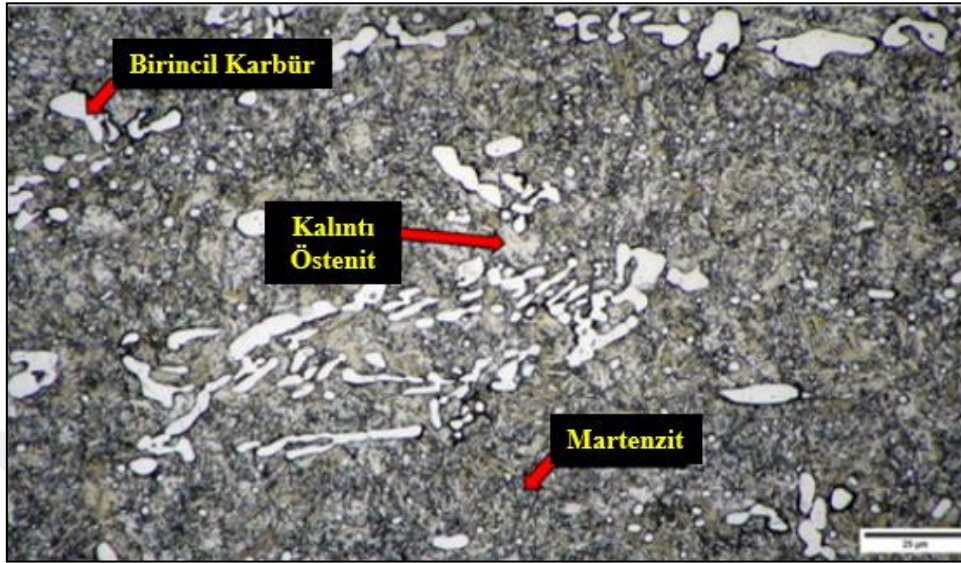
iletkenliğinin iki katına bölünmesiyle hesaplanır. Yüksek alaşım içeriğinden dolayı sıcak iş takım çelikleri için gaz ya da hava ortamında su vermenin daha uygun olduğu görülmektedir (Troell, 2014).



Şekil 2.8. Takım çeliklerinde su verme Grossman H-faktörü (Troell, 2014)

Sertleştirme işleminden sonra takım çeliklerinin mikroyapısında martenzit ve kalıntı östenit bulunur. Kalıntı östenit çeliğin sertliğini azaltmakta ve çeliğin kullanım özelliklerini etkilemektedir. Kalıntı östenit miktarı karbon ve diğer alaşım elementlerinin artmasına bağlı olarak artar. Bilindiği üzere, karbon ve diğer karbür yapıcı elementler M_s sıcaklığını azaltır. Alaşım içeriği ne kadar yüksek olursa M_s sıcaklığı da o kadar düşük olur ve oda sıcaklığında kalıntı östenit miktarı da o kadar fazla olur. Mochtar ve diğ., (2023) tarafından bir çalışmada AISI D2 takım çeliğine konvansiyonel ısı işlemler uygulanmış olup, sertleştirilmiş çelikte kalıntı östenit takip edilmiştir. Şekil 2.9’da verilen mikroyapı dikkate alındığında, su verme sonrası martenzit ve birincil karbürler içeren mikroyapıda kayda değer kalıntı östenit bulunabilmektedir (Mochtar ve diğ., 2023). Kalıntı östenitin matriks içerisinde indirgenmesinde soğutma koşulları önem arz etmektedir. Amini ve diğ., (2013) tarafından yapılan bir çalışmada 1.2080 (2.2C-0.6Si-0.6Mn-12Cr-0.5V-0.4W, ağırlık-%) takım çeligi için değişken su verme ortamlarında (hava, su, yağ, etanol ve sıvı azot) soğutma sonrası hem kalıntı östenit miktarı hem de bu fazın bazı mekanik özelliklere etkisi detaylıca incelenmiştir. Su verme etkinliği arttıkça kalıntı östenit miktarı önemli ölçüde indirgenmiş olup, en yüksek kalıntı östenit seviyesine (% 17) hava ortamında soğutma ile ulaşılmıştır. Özellikle etonal ortamına (-30 °C) etkin bir

soğuma ile birlikte %1'in altında bir kalıntı östenite ve en yüksek sertliğe (992 HV) ulaşılmıştır (Amini ve diğ., 2013).

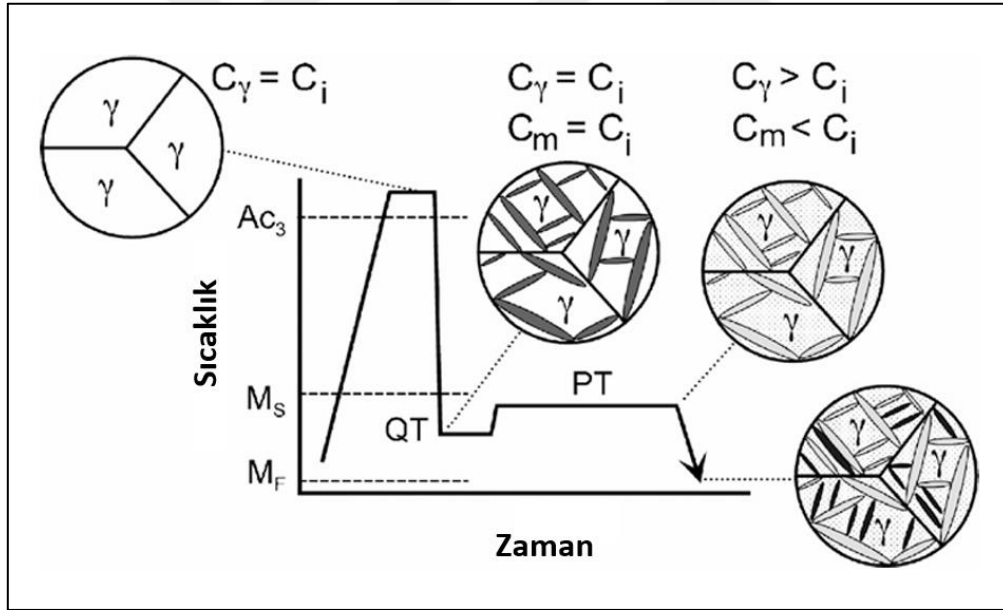


Şekil 2.9. Su verilmiş AISI D2 takım çeliğinin mikroyapısı (Mochtar ve diğ., 2023)

Su verme işleminden sonra çeliğe temperleme işlemi uygulanır. Temperleme işlemi su verme ile elde edilen martenzitin A_1 dönüşüm sıcaklığının altındaki sıcaklıklara ısıtılmasını içerir. Su verme işlemi ile edilen martenzitik yapı aşırı karbon konsantrasyonuna, kafes distorsiyonuna ve kalıntı gerilmelere sahiptir ve bundan dolayı oldukça gevrek bir karakteristiğe sahiptir. Temperleme işlemi ile martenzitik yapı ferritik matriks içerisinde küresel karbürlerin çökeldiği temper martenzitik yapısına dönüşmektedir. İşlem sonrasında tokluğu iyileştirilmiş kullanım ömrü uzatılmış bir çelik matriksi elde edilir (Totten, 2006).

Temperleme işleminin ilk aşamasında çelik 50-200 °C sıcaklık aralığına ısıtılır ve bu süreçte su verilmiş yapının yumuşamasını geciktiren epsilon (ϵ) karbürlerin çökmesi ile sağlanır. Bu çökme sırasında hacimsel bir büzülme meydana gelir. Temperleme sıcaklığının 200-350 °C arasındaki bir sıcaklığa yükselmesi ile epsilon karbürlerin çözünmesi ve sementitin çökmesi ile sertlikte bir miktar azalma meydana gelir. Alaşımli çeliklerde östenitin kararlılığı 450 °C sıcaklığa kadar korunabilmektedir. Ancak kararsızlık arttıkça karbür çökmesi gerçekleşmektedir. Bunun sonucu olarak hem östenitin içerisinde çözünmüş alaşım elementleri azalmakta hem de M_s sıcaklığı artmaktadır. Kalıntı östenitin martenzite dönüşmesi ile birlikte hacimde artış meydana

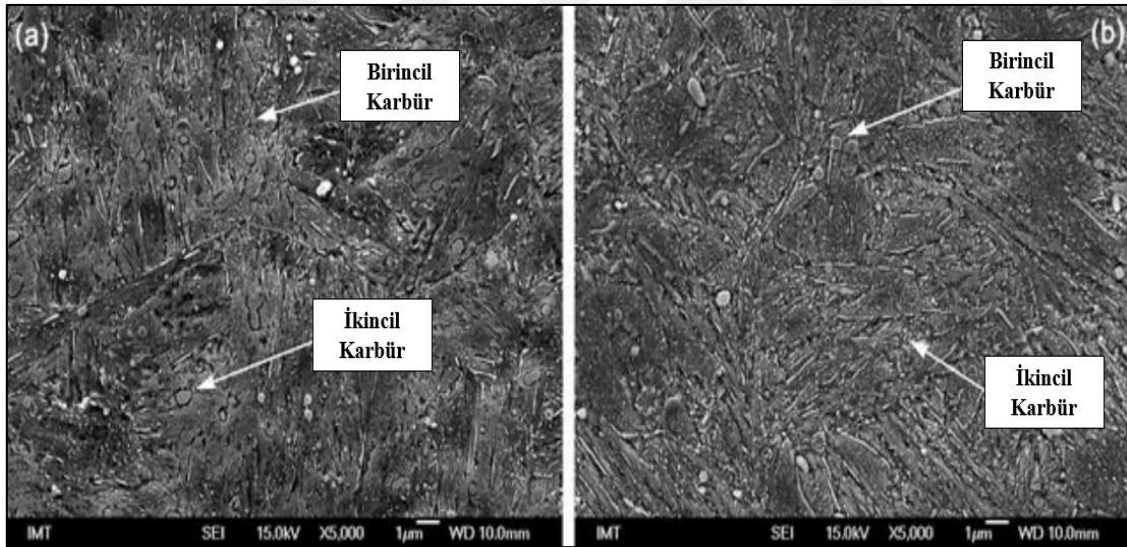
gelmektedir. Tavlamanın 500 °C sıcaklığın üzerinde gerçekleştirilmesi halinde alaşım karbürlerinin çökmesi sağlanarak ikincil sertleşme sağlanır. Molibden, tungsten, krom ve vanadyum gibi elementler ikincil karbürlerin oluşumunda yer alıp, genellikle tane sınırlarında birikirler. Temperleme işlemi ile tane sınırında biriken karbürlerin mikroyapıda daha ince ve homojen bir şekilde dağılımı sağlanır. Homojen dağılım gösteren temper karbürler, malzemeye yüksek sertlik kazandırır. Bu proses içerisinde dikkat edilmesi gereken temperleme sıcaklığı ve süresidir. Temperleme sıcaklığının ve süresinin fazla olması mikroyapıda tane kabalaşması ile sonuçlanır ve bu durum malzemenin mekanik özelliklerinde dayanımı düşürür. Yapıda bulunan sementitin küresel hale gelmesi ve böylece takım çeliklerinde tokluğun sağlanması da mümkündür (Totten, 2006). Takım çeliklerinde östenitleştirme ve su vermeyi takiben gerçekleştirilen temperleme ile elde edilen mikroyapısal değişimler şematik olarak Şekil 2.10'da gösterilmiştir (Edmonds, 2006).



Şekil 2.10. Su verme ve temperleme basamaklarının şematik gösterimi (Edmonds, 2006)

Podgorik ve diğ., (2017) tarafından yapılan bir çalışmada H11 (0.36C-0.22Si-0.25Mn-5.02Cr-1.25Mo-0.43V, ağ-%) sıcak iş takım çeliğinde proses-yapı-özellik kurgusu üzerinde durulmuştur. Çalışma kapsamında, H11 sıcak iş takım çeliği 850 °C sıcaklığa kadar ön ısıtılmış ve sonrasında 10 °C/dakika hız ile 990 °C sıcaklığa ısıtılarak bu sıcaklıkta 20 dakika ile tutma ile östenitleştirme işlemi gerçekleştirilmiştir. Sonrasında 3 °C/s su verme hızında N₂ gazında soğutma işlemi yapılmıştır. Su vermeyi takiben çelikler

2 saat boyunca ilki 540 °C sıcaklıkta ve ikincisi ise 550 °C ve 630 °C sıcaklıklarda olmak üzere çift temperlenmiştir. Şekil 2.11’de temperleme sonrası elde edilen mikroyapılara ait taramalı elektron mikroskop görüntüleri verilmiştir. Mikroyapı da çözünmemiş bir miktar MC, M₆C ve M₂₃C₆ tipi birincil karbürler ile birlikte çok ince Cr-ca zengin M₇C₃ ikincil karbürlerin varlığı gözlenmiştir. Bu ince karbürler temperlenmiş martenzit matrisinde homojen bir şekilde dağılmıştır. Temperleme sıcaklıkları sonra mekanik özellikler karşılaştırıldığında 630 °C sıcaklıkta yapılan temperleme ile 40 HRC sertlik kazanımı sağlanmıştır. Ancak daha düşük sıcaklıkta (550 °C) temperleme ile sertlik 49 HRC seviyesine artmıştır. Çalışmada akma mukavemetleri üzerine temper sıcaklığının etkisi de izlenmiş olup, düşük sıcaklık temperleme işlemi (2600 MPa) yüksek sıcaklık temperlemeye (1860 MPa) kıyasla daha yüksek mukavemet kazanımına işaret etmektedir. Temperleme sıcaklığı arttıkça ikincil karbür miktarı artsa da katı ergiyikteki alaşım element içeriğinin azalması ile malzemede sertlik ve mukavemet azalmasına neden olmuştur (Podgorik ve diğ., 2017).

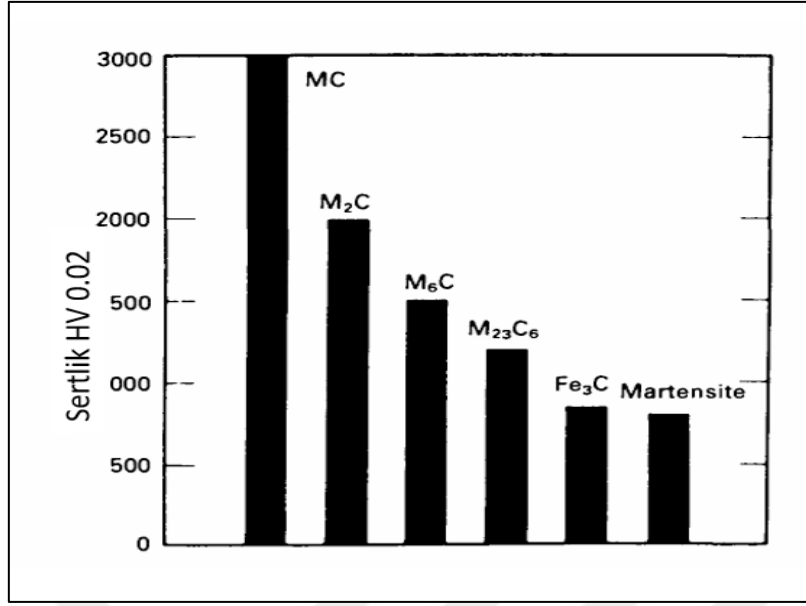


Şekil 2.11. Östenitleştirilen ve su verilen H11 takım çeliğinde temperleme sıcaklığının çelik matrisine olan etkisini gösteren mikrograflar; (a) 550 °C ve (b) 630 °C sıcaklıkta temperlenmiş (Podgorik ve diğ., 2017)

Takım çeliklerinin en önemli matriks bileşenlerinden biri de temper martenzitik matriks içerisinde dağılan alaşım karbürleridir. Esasen oluşan karbür yapıları çeliğin kimyasal kompozisyonuna bağlıdır. Alaşım karbürlerini oluşturan elementler Mn, Cr, W, V, Zr, Nb ve Ti olarak örneklenebilir. Metal karbürler çok yüksek sertlikte ve ergime derecesine

sahiptir. Kafes yapılarını ve özelliklerini belirtmek amacıyla karbürlerin belli formülleri bulunmaktadır. Bu formülde gösteriminde “M” metali temsil ederken yanına karbon atomu sayısal ifade olarak eklenir. Metal karbürler kararlı yapılardır ve karbür yapısında metal ve karbon atomlarının sayısı birbirine ne kadar yakın ise kararlılıkta o kadar yüksektir. Bu nedenle formülünde “MC” olarak ifade edilen karbürler kararlılığı ve sertliği en yüksek olan yapılardır. Bu karbür tipini oluşturan alaşım elementleri periyodik tablonun 4B ve 5B gruplarında yer alan Ti, Zr, Hf, V, W ve Ta elementleridir (Davis, 1995).

Takım çeliklerinin matriksinde çoklu karbürler (M_3C , M_7C_3 , M_6C , M_2C , MC) bulunabilmektedir. M_3C karbürü ortorombik bir yapıya sahiptir ve bu karbür için en iyi örnek sementite karbür (Fe_3C) verilebilir. Bu karbürde metal olarak başta demir, mangan ve krom olmak üzere düşük miktarda tungsten, kobalt ve vanadyum bulunabilir. M_7C_3 türü karbür hekzagonal yapıya sahip karbür olup, çoğunlukla kromlu takım çeliklerinde sıklıkla gözlenir. Çözünme sıcaklığı oldukça yüksek olan bu karbür matriksin hem sertliğini hem de aşınma direncini önemli ölçüde geliştirir. Kromlu çeliklerde ve hız takım çeliklerinde gözlenen bir diğer karbür $M_{23}C_6$ karbürü olup, bu karbür yüzey merkezli kübik yapıda kristallenir. Bu karbürün metal olarak krom ve demir yanı sıra tungsten ve molibden de bulunur. Sıcak iş takım çeliklerinde sıklıkla gözlenen bir diğer karbür ise M_6C türü karbürdür. Bu karbür yüzey merkezli kübik yapıya sahiptir ve esasen hem tungstence hem de molibdence zengin karbürdür. Kristal yapısında krom, vanadyum ve kobalt da içeren bu karbür ile matrikse yüksek aşınma dayanımı sağlanır. M_2C karbürü hekzagonal yapıya sahip bir karbürdür ve en genel yapısı W_2C karbür olarak bilinir. Bu karbürün kimyasal kompozisyonunda yüksek miktarda tungsten ve molibden bulunmaktadır. MC türü karbür yüzey merkezli kübik bir kristal yapıya sahiptir ve çoğunlukla yüksek miktarda vanadyum içerir. Bu karbürün en dikkat çekici özelliği ise nispeten çok yüksek sıcaklıklarda çözünebilmesidir. Östenitleştirme işlemi sırasında çözünen az miktardaki VC karbür temperleme sırasında yeniden çökelebilmektedir. Bu karbürün kimyasal kompozisyonunda titanyum ve tungsten gibi elementlerde bulunabilir ve çoğunlukla TiC ve WC gibi kararlı karbürlerin oluşumuna katkı verirler. Bu karbürlerin yer aldığı matriksler yüksek sıcaklık uygulamalarında sıklıkla tercih edilir. Bahsi geçen tüm bu karbürlerin sertlik değerlerinin karşılaştırılması Şekil 2.12’te gösterilmiştir (Aktaş, 2014).

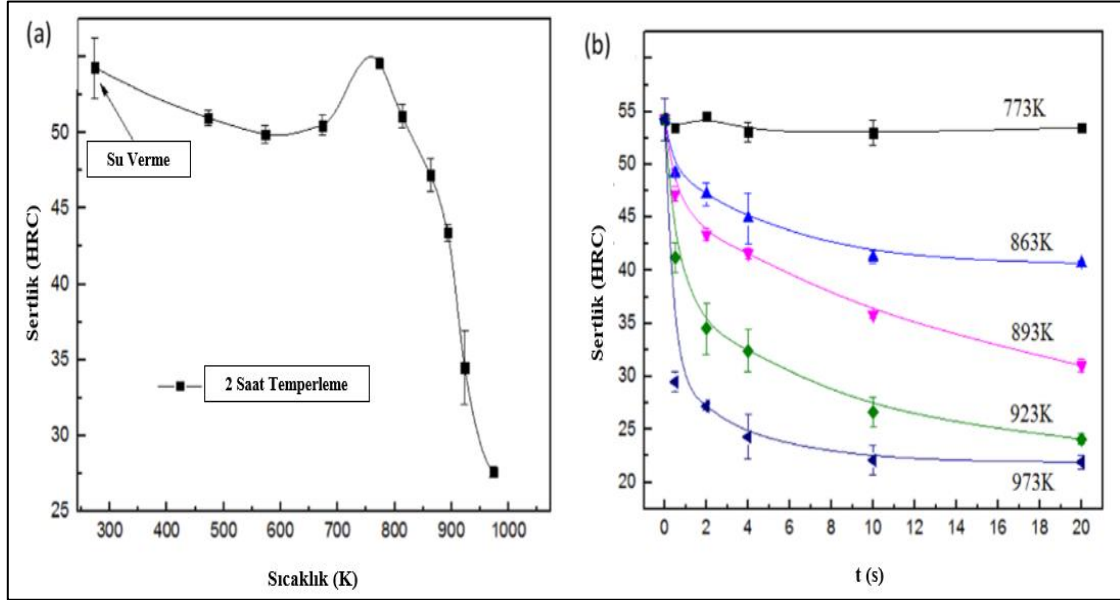


Şekil 2.12. Sıcak iş takım çeliklerinde bulunabilen alaşımlı karbürlerin, sementitin ve martenzitin sertlikleri (Totten, 2006)

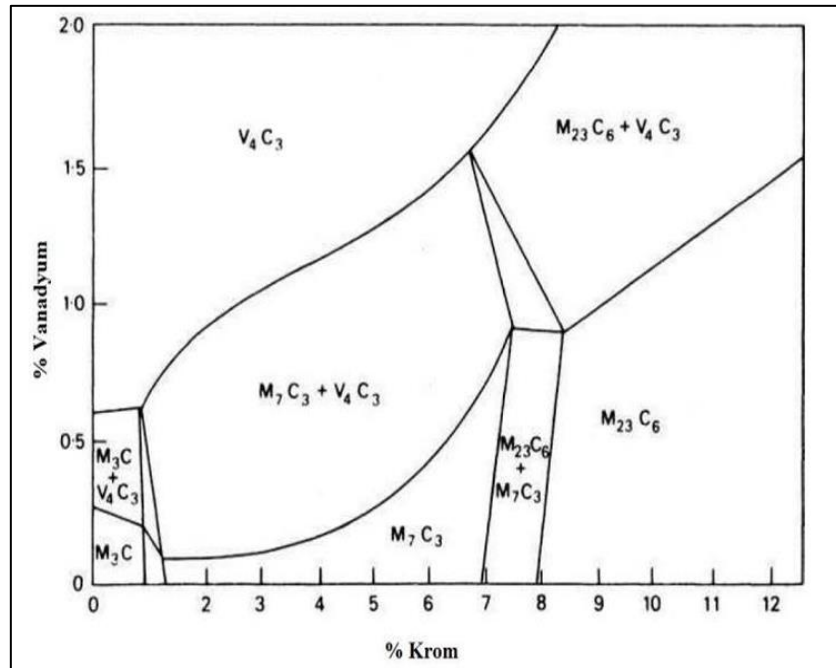
Krom, molibden, mangan ve tungsten gibi elementlerin oluşturduğu karbürler östenitleştirme sırasında çözünabilmektedir. Temperleme ile oluşturulan ikincil karbürler ile ikincil sertlik elde edilerek malzemenin sertliği ve yüksek sıcaklık dayanımı artırılmış olur. İkincil sertleşme sıcak iş takım çeliklerinin nihai mukavemeti için oldukça önemlidir. Ning ve diğ., (2021) tarafından yapılan bir çalışmada östenitleştirilen ve sonrasında hızlı soğutulan H13 takım çeliğinde temperleme sıcaklığının ikincil sertlik kazanımı üzerine etkisi incelenmiştir. Şekil 2.13a'dan da görüleceği üzere, 2 saatlik temperleme boyunca artan temper sıcaklığı ile sertlik başlangıçta azalsa da sonrasında özellikle 700-800 K sıcaklık aralığında bir ikincil sertleşme süreci izlenmiştir. Seçili temper sıcaklıklarında uzun sürelerde ikincil sertleşme etkisi zamanla azalmaktadır (Şekil 2.13b). Matriks içerisinde MC ve M₂₃C₆ karbürlerinin oluşumu ile birlikte sertlik kazanımı sağlanmaktadır. Ancak yüksek sıcaklıkta ve uzun sürelerde yapılan temperleme işlemleri ile bir taraftan martenzitin ayrışması ve bir taraftan da çökelen karbürlerin kabalaşmasına bağlı olarak sertlik azalması gerçekleşmektedir (Ning ve diğ., 2021).

Yüksek sıcaklık uygulamalarında genellikle krom ve vanadyum elementleri tercih edilir. Kromun ve vanadyumun birlikte kullanıldığı alaşım kompozisyonlarında bileşim kompozisyonuna göre oluşan karbür yapılarını gösteren örnek bir faz diyagram Şekil 2.14'te verilmiştir. Silisyum, bakır, kobalt, alüminyum ve nikel gibi elementler

karbürlerin kabalaşması engellemektedir. Ancak bu alaşım elementlerinin miktarı ağırlıkça % 0.4 gibi bir değerin üzerine çıktığında karbür yapısının büyüme kinetiğinde hızlı bir artış gözlemlenir (Kısasöz, 2010).



Şekil 2.13. (a) H13 çeliğinde temperleme sıcaklığının sertliğe etkisi ve (b) zamanın bir fonksiyonu olarak seçilen temperleme sıcaklıklarında sertlik değişimi (Ning ve diğ., 2021)



Şekil 2.14. Vanadyum-krom faz diyagramı (Kısasöz, 2010)

3. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNE UYGULANAN YÜZEY İŞLEMLERİ

Bu bölümde, çoğunlukla sıcak iş takım çeliklerinin yüzey mühendisliğinde sıklıkla kullanılan yüzey işlemleri üzerinde durulacaktır. Başlangıçta karbürizasyon, nitrasyon, nitrokarburizasyon, karbonitrasyon, oksidasyon ve borlama gibi çeşitli termo-kimyasal işlemler yöntem ve ilgili reaksiyonlar eşliğinde tanıtılacaktır. Aynı zamanda özellikle kimyasal/fiziksel biriktirme esasına dayanan bazı kaplamalar da işlenecek olup, yüzey mühendisliği uygulamaları ile takım çeliklerinin yüzey özelliklerinin ne denli iyileştirilebileceği özetlenecektir.

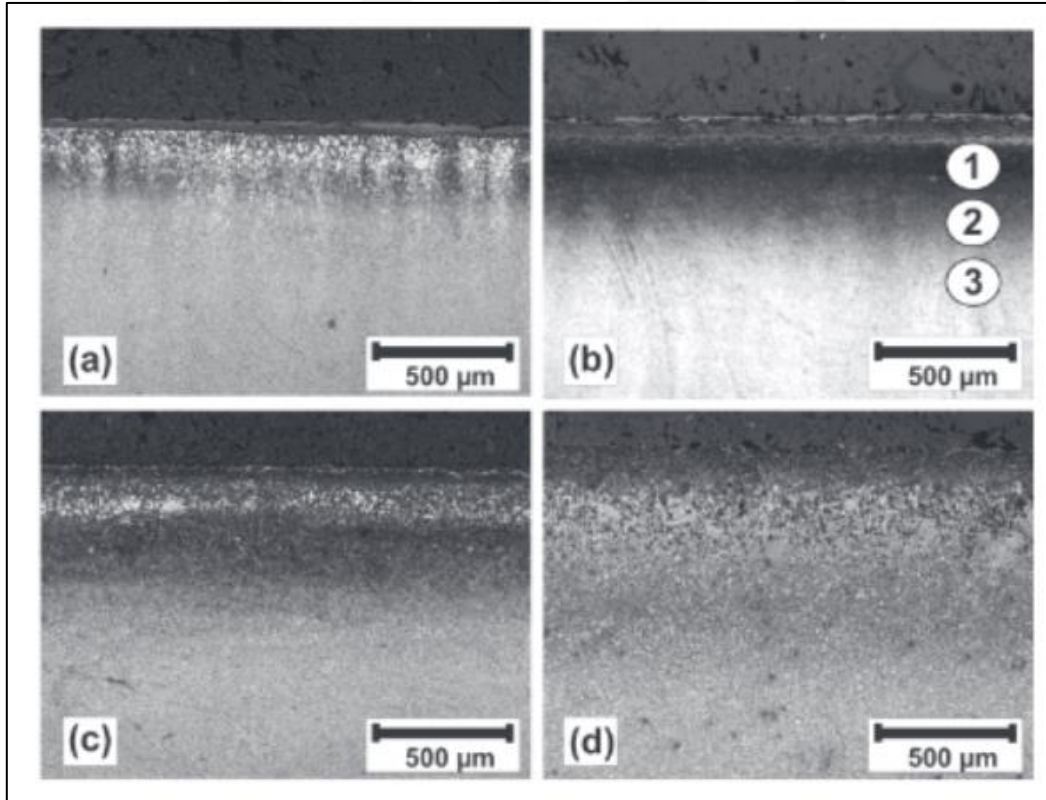
3.1. Konvansiyonel Termo-Kimyasal İşlemler ve Yapısal İncelemeler

Karbürizasyon endüstriyel pratiklikte sıklıkla uygulanan termo-kimyasal bir işlem olup, bu proses ile çeliğin yüzeyinde karbonca zengin bir yapı oluşturulur. Yüzeyde karbon çözünürlüğünü arttırmak ve karbonun difüzyonunu sağlayarak yeterli nüfuz derinliğinin elde etmek için karbürizasyon işlemi 900-950 °C sıcaklıkları arasında diğer termokimyasal yüzey işlemlerinden nispeten daha yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilir. Ulaşılan bu sıcaklık aralığında karbonun yeteri difüzyonunun sağlanmasının hemen ardından önce su verme ve sonrasında temperleme işlemleri uygulanır. Proseslemede esasen yüzeyde sert bir tabaka eldesi hedeflenir. Yüksek karbon içeren yüzey katmanının martenzit oluşturmasını ve sertleştirme sağlamak için su verme işlemi etkin bir şekilde yapılmalıdır. Böylece tok bir altlık malzemenin yüzeyinde aşınmaya ve yorulmaya karşı dirençli bir tabaka elde edilir (Czerwinski, 2012).

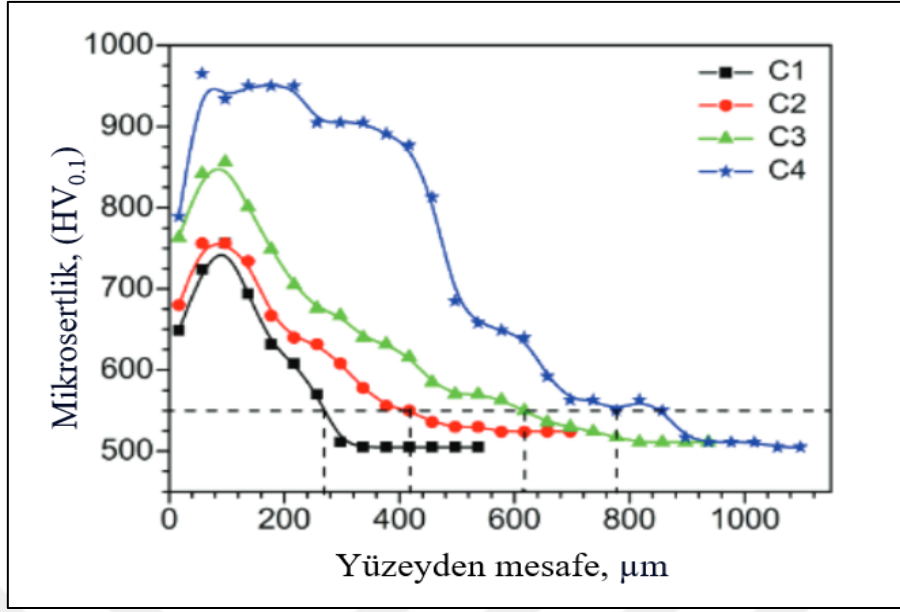
Endotermik karbürizasyon atmosferi, CO ve CH₄ gibi karbürizasyon bileşimi ile CO₂ ve H₂O gibi dekarbürizasyon bileşenlerden oluşmaktadır. Karbürizasyonun itici gücü, fırın atmosferindeki karbon potansiyeli ile çelik yüzeyindeki karbon potansiyeli arasındaki gradyant tarafından belirlenir. Karbürizasyon için temel reaksiyonlar denklem 3.1-3.3'te verilmiştir (Czerwinski, 2012).



Karbürizasyon işlemi difüzyona dayalı bir süreç olup, proses sıcaklığı kadar proses süresi de yüzeyden merkeze doğru hedeflenen metalurjik yapı tasarısını belirleyebilmektedir. Şekil 3.1’de 930 °C sıcaklıkta farklı sürelerde (1-4 saat, C1-C4) karbürize edilmiş bir sıcak iş takım çeliğinin (0.52C-0.55Si 0.42Mn-5.20Cr-1.10Mo-0.34V, ağırlık-%) kesitlerine ait mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Karbürize edilmiş ve sonrasında yağda su verilerek ve 200 °C sıcaklıkta 2 saat temperlenen çeliklerin kesitleri dikkate alındığında; (i) yüzeyde ince bir oksit tabakasının var olduğu, (ii) 1 saat karbürleme işlemi uygulanan malzemede kalıntı östenit miktarının % 29 seviyesinde olduğu, (iii) artan karbürleme süresine de bağlı bu miktarın en aza indirgendiği ve en uzun sürede (4 saat) karbürleme ile kalıntı östenit miktarının % 3 seviyesinde olduğu, (iv) uzun süreli karbürleme işleminin de bir sonucu olarak takım çeliği matriksinde Fe_3C , Cr_7C_3 ve $Cr_{23}C_6$ gibi karbürlerin oluşabildiği, (v) Şekil 3.2’den görüleceği üzere 4 saatlik bir karbürizasyon işlemi ile en sert (950 HV_{0.1}) yüzey tabakasına ulaşılabildiği raporlanmıştır (Fares ve diğ., 2011a).



Şekil 3.1. Farklı sürelerde gaz karbürleme uygulanan sıcak iş takım çeliğinin optik mikrografları; (a) 1, (b) 2, (c) 3 ve (d) 4 saat (Fares ve diğ., 2011a)



Şekil 3.2. Farklı sürelerde gaz karbürleme uygulanan sıcak iş takım çeliğinde yüzeyden mesafeye bağlı sertlik değişim profilleri (Fares ve diğ., 2011a)

Termo-kimyasal işlemlerden biri olan nitrasyon işlemi başta demir esaslı malzemeler olmak üzere alüminyum ve titanyum gibi demir dışı malzemelere de uygulanabilen bir yüzey işlemidir. Özellikle sıcak iş takım çeliklerinde yorulma, aşınma ve korozyon dayanımını arttırmak ve yüksek yüzey sertliği sağlamak için uygulanır. Nitrasyon işleminde esasen malzeme yüzeyine azot difüzyonu sağlanır. Arayer atomu olarak azotun malzeme yüzeyinden belirli bir derinliğe kadar yayılımı ile birçok metal nitrür yapısı elde etmek mümkündür. Demir esaslı malzemelerin nitasyonu söz konusu iken prosesin uygulandığı sıcaklıklar malzemede herhangi bir şekilde östenit faz yapısını kararlı kılmamaktadır. Proses sürecinde herhangi bir faz dönüşümünün gerçekleşmemesi nedeni ile malzemede distorsiyon (çarpılma) etkisi minimum seviyeye indirgenmekte ve herhangi bir kayda değer boyutsal değişim gözlenmemektedir. Ancak azotun arayer atomu olarak ferrit kafesi içine katılması hacimsel bir değişime sebep olmaktadır. Nitrasyon ile yüzeyde sert bir tabak oluşturulmakta ve endüstriyel uygulamalarda çelik yüzeyinde 200-300 µm kalınlıkta bir nitasyon tabakası oluşturulabilmektedir (Pye, 2003).

Nitrasyon işlemi uygulanacak malzeme ilk başta düşük bir sıcaklığa ısıtılmakta ve ulaşılan ön ısıtma sıcaklığında belirli bir süre tutularak malzemede var olabilen iç gerilmeler azaltılmaktadır. Daha sonra malzeme nitasyon sıcaklığında bekletilerek

yüzeye azotun difüzyonu sağlanır. Son olarak ise oda sıcaklığına kontrollü bir şekilde soğutma işlemi ile proses tamamlanır. Nitrasyon işlemi kontrollü atmosfer fırınlarında, kutu fırınlarda veya sıvılaştırılmış yataklarda azot içerikli amonyak (NH₃) gazına iş parçasının maruz bırakılmasıyla gerçekleştirilir. 450 °C sıcaklığın üzerine çıkılmasıyla birlikte amonyak gazının ayrışma reaksiyonu gerçekleşmekte ve böylece N₂ ve H₂ gazları açığa çıkmaktadır. İlgili reaksiyon Denklem 3.4'te verilmiştir. Serbest kalan azot (N₂) malzeme yüzeyine difüze olurken ayrışma reaksiyonu ile açığa çıkan hidrojen gazı sistemden uzaklaştırılır. Azot atom yarıçapı 0.142 nm boyutundadır ve kolay difüze olabilen bir elementtir. Ancak iş parçası yüzeyinde oluşan nitrür tabakası nedeniyle difüzyon tabakası çoğunlukla 1 mm seviyesini geçememektedir. Endüstriyel olarak nitrasyon işlemi 490-580 °C sıcaklık aralığında gerçekleştirilmektedir. Daha düşük sıcaklıklarda yapılması durumunda azotun çelik yüzeyinde difüze olması zorlaşmakta ve proses süresi daha uzun sürelerle ötelenmektedir (Pye, 2003).

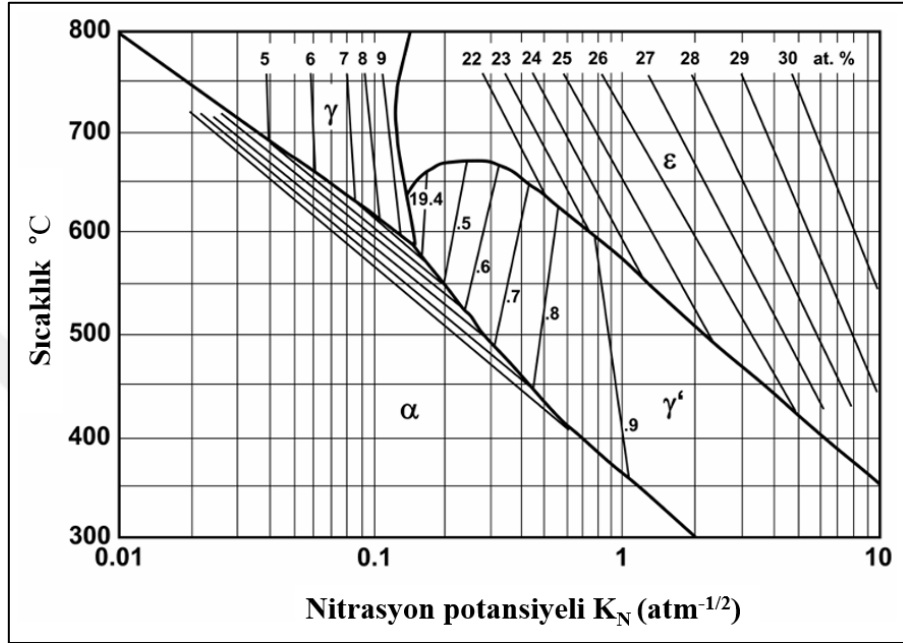


Nitrasyon prosesinin kontrolünde sıcaklık, zaman ve nitrasyon atmosferi olmak üzere üç önemli unsur bulunmaktadır. Denklem 3.4'te amonyak gazının ayrışma hızı çözülmüş azotun aktivitesini kontrol eden nitrürleme potansiyeline (K_N) bağlı olup, Denklem 3.5'te bu potansiyel ifade edilmiştir. Verilen eşitlikte p_{NH₃} ifadesi amonyağın kısmi basıncına ve p_{H₂} ifadesi de hidrojenin kısmi basıncına karşılık gelmektedir. Bu eşitlik aynı zamanda nitrasyon işlemi ile malzeme yüzeyinde elde edilecek mikroyapıların ve difüzyon derinliğinin kontrol edilmesine olanak vermektedir (Pye, 2003).

$$K_N = p_{\text{NH}_3} / p_{\text{H}_2}^{3/2} \quad (3.5)$$

Çelik yüzeyinin nitrürlenmesi sürecinde sıcaklığa ve nitrürleme potansiyeline bağlı olarak yüzeyde farklı demir-azot fazlarının oluşması mümkündür. Faz kontrollü nitrasyon işlemi K_N eşitliğinin de yer aldığı Şekil 3.3'te verilen Lehrer diyagramı ile sağlanmaktadır. Demir-azot faz diyagramının aksine, bu diyagramda yalnızca tek fazlı alanlar izlenmektedir. Bunun nedeni, belirli bir sıcaklıkta birbirleriyle denge halinde olan iki komşu demir-nitrojen fazı ve nitrürleme atmosferi için nitrojen aktivitelerinin aynı olmasıdır. Böylece Fe-N faz diyagramındaki ikili faz alanları, potansiyel diyagramdaki çizgilere indirgenir. Lehrer diyagramında gösterilen demir-azot fazları farklı homojenlik

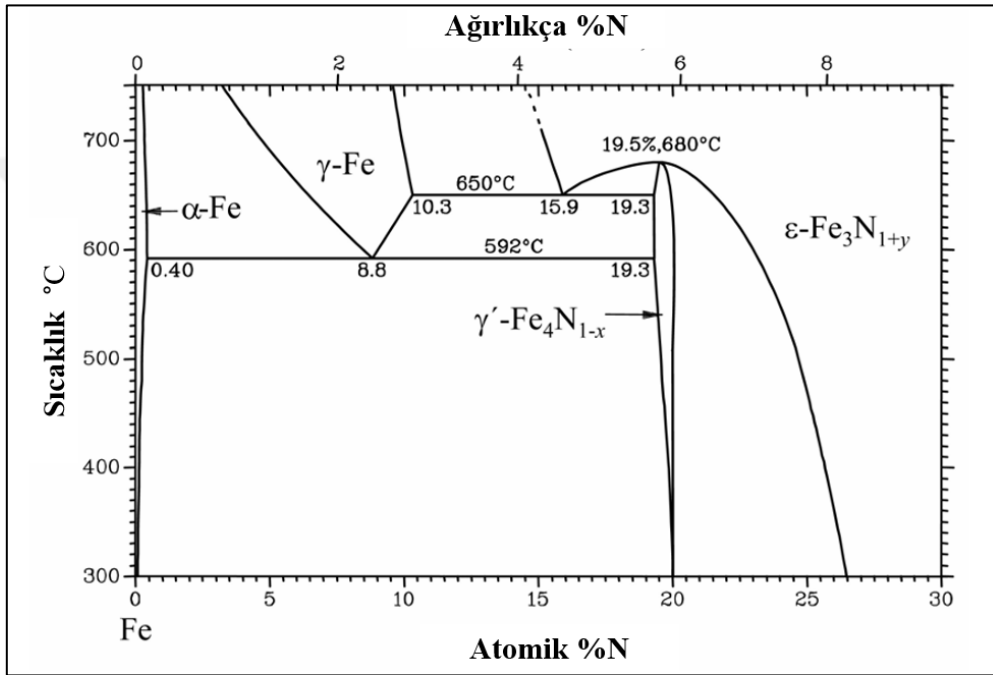
aralıkları sergiler. Faz sınırlarının yanı sıra Lehrer diyagramı sabit azot konsantrasyon çizgilerini de içermektedir. Bu şekilde yalnızca belirli bir fazın ayarlanmasını sağlamakla kalmaz, aynı zamanda çelik yüzeyinde belirli bir azot konsantrasyonunun ayarlanmasını da sağlar (Clauß, 2008).



Şekil 3.3. Lehrer diyagramı (Clauß, 2008)

Şekil 3.4’te verilen Fe-N denge diyagramında azotun α -ferrit içerisinde çözünürlüğü 810 °C sıcaklıkta ağırlıkça %0.005 seviyesinde iken γ -Fe fazında ağırlıkça % 0.035 seviyesindedir. Atmosfer içerisindeki N_2 ’nin kısmı basıncının arttırılması ile difüzyonun gerçekleşmesi için gerekli olan çözünürlükte önemli bir artış sağlanır. Ferrit içerisinde azot yaklaşık ağırlıkça % 6 seviyesinde çözünerek yüzey merkezli kübik Fe_4N ile gösterilen “ γ ” yapısını oluşturur. Ağırlıkça % 8 ve üzerindeki değerlerde ise hegzagonal Fe_3N ile gösterilen “ ϵ ” yapısı oluşturulur. Çözünürlükteki artış, azotun malzeme içerisinde bulunan Fe, Cr, Mo ve V gibi elementler ile bağ kurma yönelimi özelliği sayesinde sert nitrür fazların oluşumunu sağlar. Çelik yüzeyinde ilk olarak “ γ ” fazı çekirdeklenir. Bu çekirdeklenme ardından “ ϵ ” fazı ile devam eder. Çeliğin içerdiği karbon miktarı arttıkça “ ϵ ” fazı artarken karbon oranındaki azalış “ γ ” fazının oluşmasını destekler. Azot atomlarının çelik yüzeyine difüzyonu ile yüzeyde biriken “ ϵ ” ve “ γ ” fazları, “beyaz tabaka (bileşim tabakası)” olarak adlandırılan sert ve kırılgan yapıyı oluşturur. Yüzeyde oluşan bu tabakanın kalınlığı zaman, sıcaklık ve gaz bileşim

parametrelerine bağlıdır. Beyaz tabakanın altında çelik yüzeyinden difüze olan azot ile çelik kompozisyonunda bulunan karbon etkileşimi gözlenir. Bu etkileşim sonucu oluşan kararlı nitrür yapılarının gözlemlendiği bölge “difüzyon tabakası” olarak adlandırılır. Difüzyon tabakasının altında kalan alan altlık malzemenin kendisini oluşturmaktadır. Endüstriyel nitrasyon işlemi sonrasında çelik yüzeylerinde çoğunlukla yüzeyden merkeze doğru oksit tabakası (1-2 μm), beyaz tabaka (5-20 μm) ve difüzyon tabakası (10-1000 μm) oluşturulur (Pye, 2003).

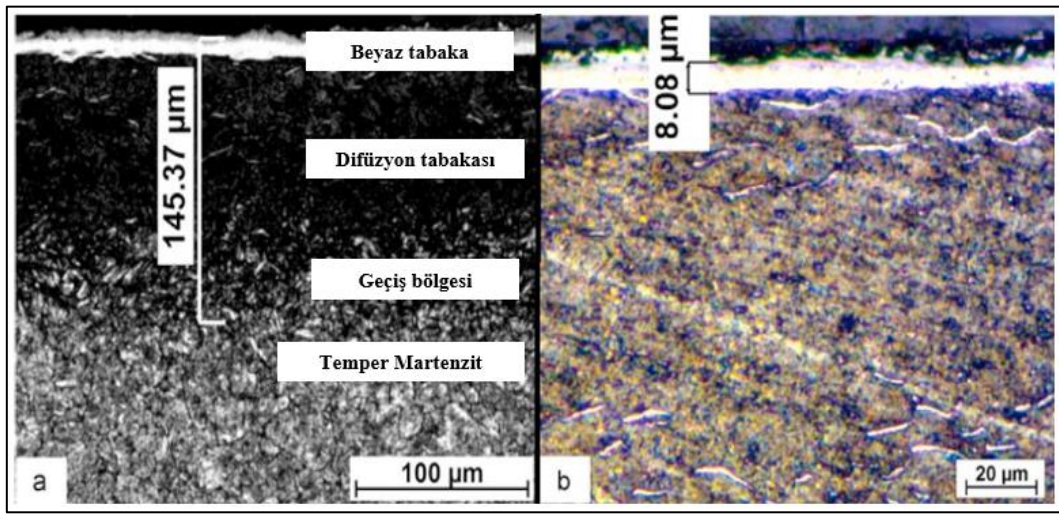


Şekil 3.4. Fe-N yarı kararlı faz diyagramı (Clauß, 2008)

Beyaz tabaka ve difüzyon tabakasının yüzey boyunca oluşturulan kalınlığı/derinliği malzemelerin yüzey fiziksel/kimyasal/mechanik özelliklerinin korunabilmesi için önemlidir. Aşırı kalın bir beyaz tabaka malzemenin yüzey tokluğunu azaltmakta ve tabakanın çok derin olması da yüzeyde aşırı gevrek bir yapının oluşmasına neden olmaktadır. Gevrek bir yüzey elde edilmesi sıcak iş takım çeliklerinde erken ömürde hasarlanmalara sebep olmaktadır. Bu yüzden nitrasyon tabakasının genellikle toplam kalınlığının 0.25 mm olması ve beyaz tabakanın toplam kalınlığın %10'unu oluşturması hedeflenir (Aktaş, 2014).

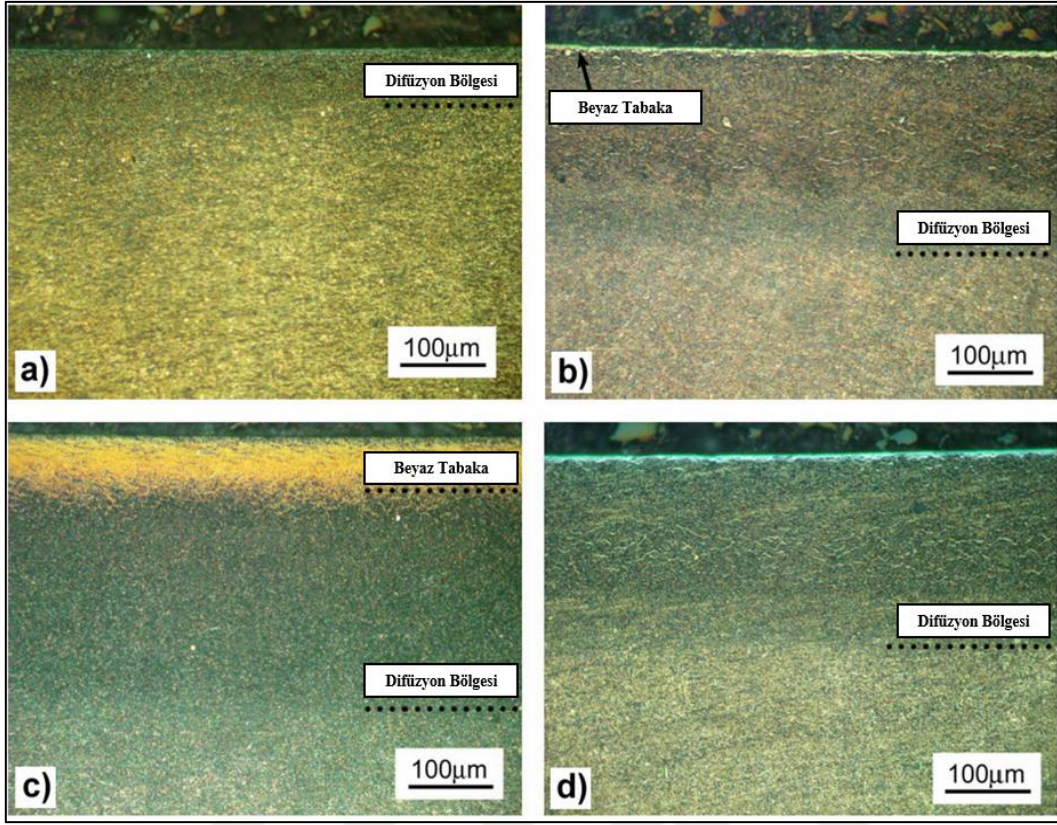
Sıcak iş takım çeliklerinde nitrasyon işlemi sonrasında oluşan kesitte oluşan yapıları ve bu yapıların yüzeyde sağladığı sertlik değerlerinin araştırılması için yapılan bir çalışmada

altlık malzeme olarak H13 (0.39C-1.15Si-0.26Mn-5.22Cr-1.16Mo-1.1V, ağırlık %) seçilmiştir. Takım çeliklerine uygulanan konvansiyonel ısıtma işlemleri ile temper martenitik bir yapı oluşturulmuştur. Nitrasyon işlemi iki basamakta yapılmış olup, 1. Basamakta %70 NH₃ gaz ortamında 520 °C sıcaklıkta 2 saat, 2. Basamakta %50 NH₃ gaz ortamında 560 °C sıcaklıkta 6 saat uygulanmıştır. Nitrürleme sonrası elde edilen numune yüzeyinin kesit görselleri Şekil 3.5'te verilmiştir. Kesit yüzeyinde oluşan beyaz tabaka sayesinde 1200 HV sertliğinde ve aşınmaya dirençli bir yüzey elde edilmiştir (Kulkandar ve diğ., 2016).

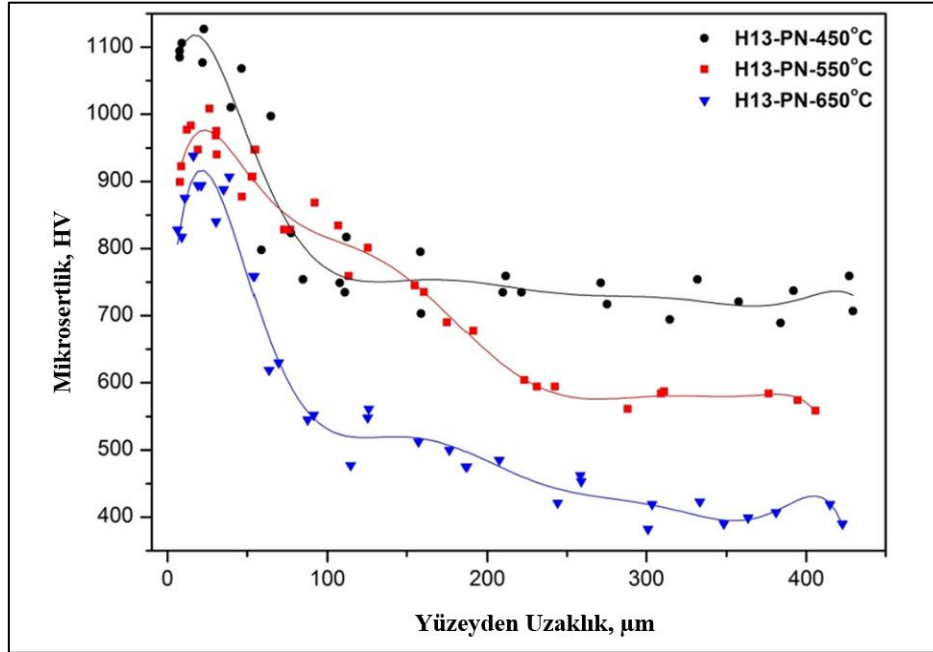


Şekil 3.5. Nitrasyon işlemi sonrası H13 sıcak iş takım çeliği yüzeyinde oluşan tabakaları gösteren mikroyraflar (Kulkandar vd.,2016)

Nitrasyon prosesinde seçilen sıcaklık kesitte oluşan tabakaların derinliklerini etkileyebilmektedir. Fernandes ve diğ., (2020) tarafından yapılan bir çalışmada bu tür bir etki incelenmiş olup, öncelikle H13 sıcak iş takım çeliği % 80 H₂ ve %20 N₂ içeren bir gaz atmosferinde 5 mbar basınç altında 450, 550 ve 650 °C sıcaklıklarda plazma nitrürlenmiştir. Şekil 3.6'da nitrasyon işlemi sonrası elde edilen kesit görüntüleri verilmiştir. 450 °C sıcaklıkta nitrasyon, bir difüzyon bölgesi sağlarken, 550 veya 650 °C'de yüzeyde beyaz tabaka oluşumu gözlenmiştir. Aynı zamanda nitrasyon sıcaklığı arttıkça hem yüzey hem de kütsel malzeme sertliğinde bir azalma gerçekleşebilir. Şekil 3.7'de farklı sıcaklıklarda uygulanan nitrasyon işlemi için yüzeyden merkeze doğru sertlik değişim profilleri verilmiştir. Proses sıcaklığı arttıkça sertlikte bir azalma tespit edilmiştir. İşlem sıcaklığının artırılmasıyla ε-nitrür miktarında bir azalma görülürken, γ'-nitrür miktarında bir artış olabilir (Fernandes ve diğ., 2020).



Şekil 3.6. Farklı sıcaklık ve atmosfer basıncıta 5 saat nitrülenmiş takım çeliklerine ait kesit mikroyapıları; (a) 450 °C-5 mbar, (b) 550 °C-5 mbar, (c) 650 °C-5 mbar ve (d) 550 °C – 6 mbar (Fernandes ve diğ., 2020)



Şekil 3.7. Farklı sıcaklıklarda plazma nitrülenmiş H13 takım çeliklerine ait yüzeyden merkeze doğru sertlik değişim profilleri (Fernandes ve diğ., 2020)

Termo-kimyasal yüzey işlemlerden biri de nitrokarbürizasyon işlemi olup, ferritik çelik yüzeyine genellikle 500-580 °C arasındaki sıcaklıklarda azot ve karbon difüzyonunun eşzamanlı sağlanması ile proses gerçekleştirilir. Yüksek aşınma ve yorulma direncinin istendiği uygulamalarda çelik esaslı malzemeler için çoğunlukla bu tür bir proses tercih edilir. Kalıp malzemesi olarak kullanılan sıcak iş takım çeliklerinde kalıp ömrünü uzatmak için uygulanmaktadır. Nitrokarbürleme işleminde bir bileşim katman ile birlikte bir difüzyon tabakası oluşturmak için çelik yüzeyine amonyak ve hidrokarbon veya CO₂ ve CO gibi karbon taşıyan gazların etkileşimi sağlanır. Nitrasyon işleminde olduğu gibi amonyak gazının ayrışma reaksiyonu ile birlikte N₂ ve H₂ gazları açığa çıkmaktadır. İlgili reaksiyon denklem 3.6'da verilmiştir. Serbest kalan azot (N₂) malzeme yüzeyine difüze olurken ayrışma reaksiyonu ile açığa çıkan hidrojen gazı sistemden uzaklaştırılır. (Czerwinski, 2012).



Nitrokarbürizasyon işleminin uygulandığı gaz atmosferi ortamında difüzyonun gerçekleşmesi için itici gücün temel ölçüsü denklem 3.7'de denge sabiti K₍₁₎ ifadesinden türetilen nitrojen aktivitesi (α_N)'dir (Czerwinski, 2012).

$$A_N = K_{(1)} [p_{\text{NH}_3} / (p_{\text{H}_2})^{1/2}] \quad (3.7)$$

Karbon taşıyan gaz olarak proseste denklem 3.8'de verildiği üzere CO₂ kullanıldığında, amonyakın ayrışmasından elde edilen H₂ ile reaksiyona girerek karbon monoksit (CO) elde edilir. Denklem 3.9'da elde edilen karbon monoksit H₂ katılımı ile karbon (C) elde edilir. Karbon iş parçası yüzeyine gönderilir (Czerwinski, 2012).



Karbon aktivitesi de denklem 3.10'un denge sabiti K₍₄₎ ifadesinden türetilen (α_C)'dir (Czerwinski, 2012).

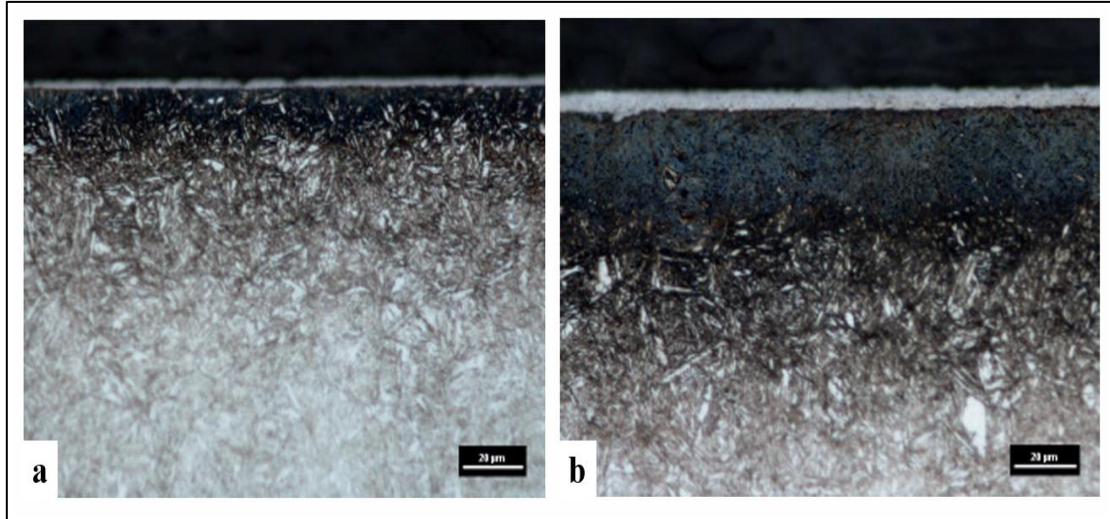
$$A_C = K_{(4)} [p_{\text{CO}} p_{\text{H}_2} / (p_{\text{H}_2})^{1/2}] \quad (3.10)$$

Karbon taşıyan gaz olarak proseste metan (CH₄) kullanılır ise denklem 3.11’de görüleceği üzere karbon doğrudan ayrışma ile elde edilir ve malzeme yüzeyine difüzyon olmak üzere gönderilir (Czerwinski, 2012).

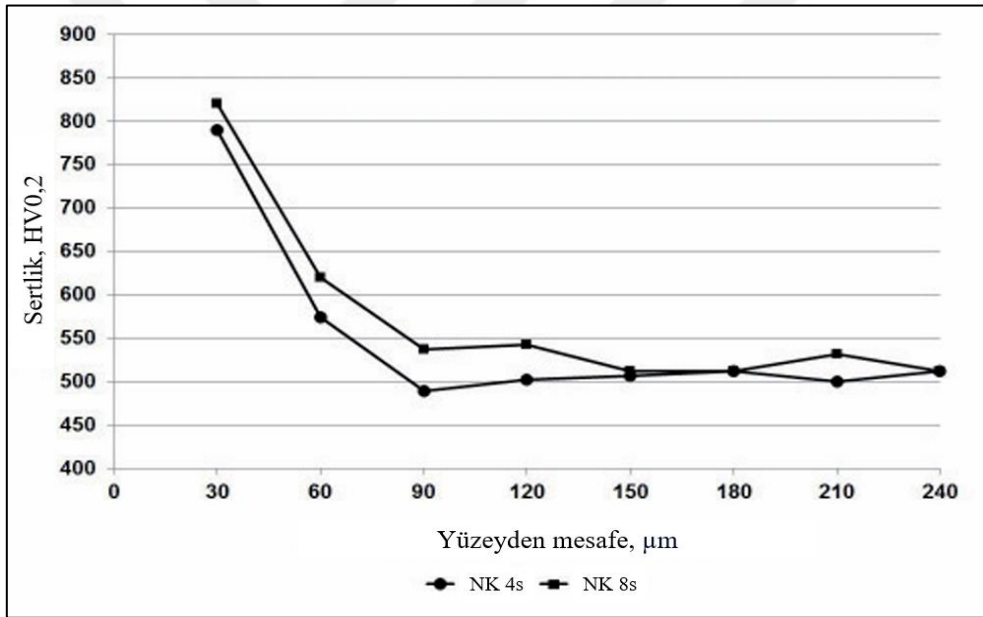


Çeliğin nitrokarbürizasyon işlemi sırasında oluşturduğu bileşim katmanını, karbon bakımından zengin sementit fazının oluşmasıyla başlar ve azot açısından zengin, karbonca fakir “ε” ve “γ” fazlarının oluşumuyla devam eder. Her iki aşamada azotun α-Fe içerisinde karbondan daha yüksek çözünürlüğünün olması ve gazdan katı faza daha düşük bir azot transfer hızının bir sonucudur. Yüzeyde bulunan bileşim katman ε-Fe₃(N,C) ve γ-Fe₄(N,C) karbonitrürler ile θ-Fe₃C sementitten oluşmaktadır. Genellikle 20 µm seviyelerinde olan bileşim katmanını yüzeyde sertliğin sağlanmasında ve aşınma ile korozyon direncinin kazandırılmasında etkindir. Bileşim tabakasının altında ferritik matriksin içinde karbon ve azotun çözünmesiyle bir difüzyon bölgesi mutlaka oluşturulur (King ve diğ., 2005).

Sıcak iş takım çeliğine nitrokarbürizasyon sonrası yüzeyaltı oluşan tabakaların incelenmesi ve kesit boyunca sertlik değerlerinin incelenmesi üzerine bir çalışma gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmada X37CrMoV5-1 sıcak iş takım çeliğini öncelikle 1030 °C sıcaklıkta östentileştirip su vererek ve sonrasında 525 °C sıcaklıkta 2 saat hemen ardından 580 °C sıcaklıkta 2 saat çift temperleme yaparak temper martenzitik matriks (550 HV_{0.2}) elde etmiştir. Takım çeliğine 560 °C sıcaklıkta 4 ve 8 saat olmak üzere iki farklı sürede nitrokarbürizasyon işlemi uygulayarak Şekil 3.8’den de gösterildiği üzere, çelikte yüzey modifikasyonu gerçekleştirmiştir. 4 ve 8 saatlik prosesleme ile sırasıyla 2.5 µm ve 5 µm derinliğinde demir karbonitrürlerin yüzey altı katmanları oluşturulmuştur. Beyaz tabakanın altında bulunan koyu renkli kısımda γ-Fe₄N nitrürleri ve çeşitli karbonitrürlerin yoğun bir şekilde biriktiği gözlenmiştir. Yüzey sertliği de proses süresinden etkilenmiş olup, 4 saat işlem ile 790 HV_{0.5} yüzey sertliğine karşılık 8 saatlik bir işlem ile 820 HV_{0.5} değerlerine ulaşılmıştır. Kesitlerde yüzeyden merkeze doğru sertlik taraması yapılarak elde edilen profiller Şekil 3.9’da verilmiştir. Profiller yüzeyden merkeze doğru metalurjik yapının bir gereği olarak azalan bir sertlik trendine işaret etmektedir (Ciski ve diğ., 2014).



Şekil 3.8. X37CrMoV5-1 sıcak iş takım çeliğinin nitrokarbürleme sonrası kesit mikroyapısı; (a) 4 saat ve (b) 8 saat nitrokarbürleme uygulanmış (Ciski ve diğ., 2014)

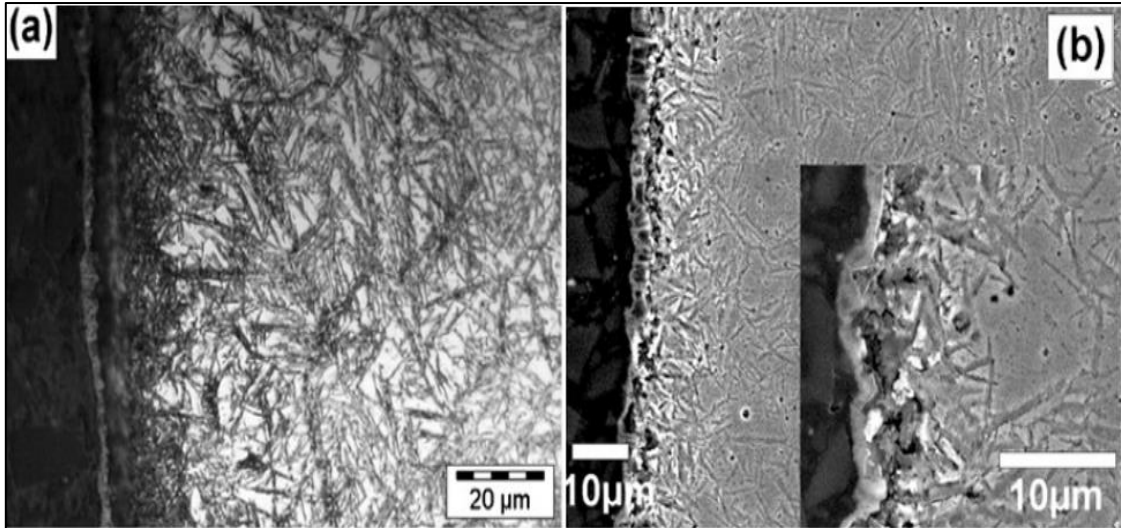


Şekil 3.9. Nitrokarbürleme işleminden sonra X37CrMoV5-1 çeliğinin enine kesitinde HV0.2 sertlik profili (Ciski ve diğ., 2014)

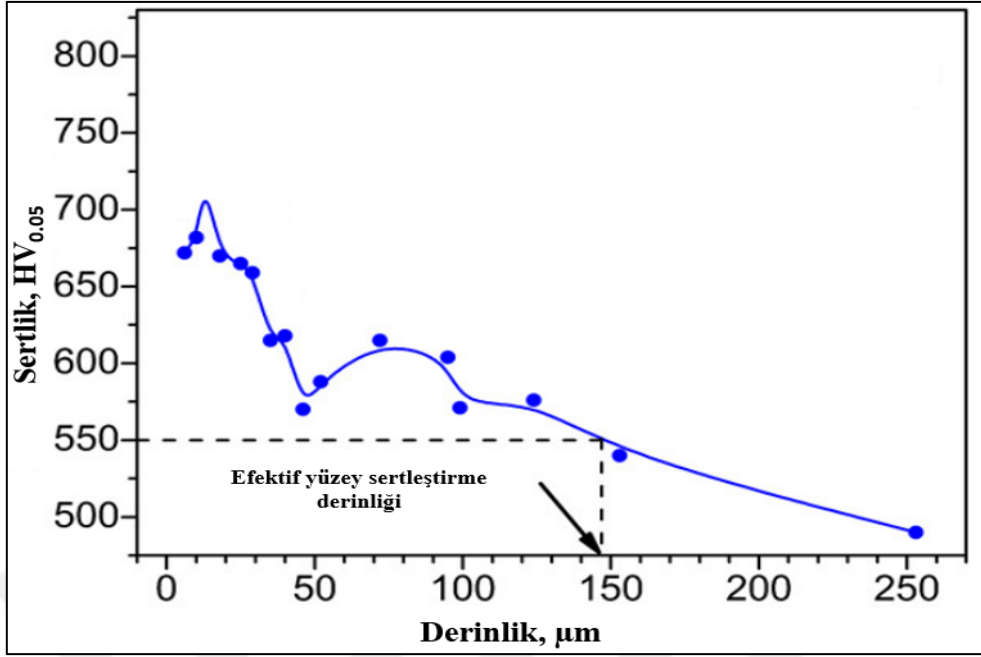
Karbonitrasyon, karbürizasyon işleminin gerçekleştirildiği atmosferin içerine azot kaynağı eklenmesi ile çelik yüzeyine karbon ve azotun aynı anda dahil edilmesiyle sonuçlanan bir termo-kimyasal yüzey işlemidir. Bu yüzey işlemi iki aşamalı bir prosesten oluşmaktadır. İlk olarak 800-940 °C sıcaklık aralığında malzeme yüzeyine karbon ve azotun difüzyonu sağlanır ve ardından ikinci aşamada su verme işlemi gerçekleştirilir. Karbonitrasyonun işleminin gerçekleştirildiği sıcaklık aralığının yüksek olması nedeniyle

yüzey işleminin uygulandığı süreçte çelik östenitik bir faz yapısına sahiptir. Bu sıcaklık aralığı nitrokarbürizasyon ve nitrasyon işlemlerinin uygulandığı sıcaklık aralığından önemli ölçüde fazladır. Tokluğun artırılması için su verme işleminden sonra düşük sıcaklıklarda temperleme ya da gerilim giderme işlemlerinin uygulanması tercih edilmektedir. İşlem sırasında azot, karbon difüzyonunu engeller ve ince bir tabaka oluşumunu sağlar. Ayrıca bu prosesleme ile nitrürler oluşturulmakta ve böylece yüzey sertliğinin yanı sıra aşınma direnci önemli ölçüde artırılır (Czerwinski, 2012).

Fares ve diğ., (2011b) tarafından yapılan bir çalışmada gaz karbonitrasyon işleminin sıcak iş takım çeliklerinde yüzey özelliklerine etkisi incelenmiş olup, takım çeliği (0.52C-0.42Mn-0.55Si-0.03Al-5.20Cr-0.34V-1.10Mo) 870 °C sıcaklıkta 1 saat boyunca karbonitrülenmiş ve sonrasında yağda su verilmiştir. Nihai olarak çelik 200 °C sıcaklıkta 2 saat boyunca temperlenmiştir. Karbonitrasyon işlemi sonucunda malzeme yüzeyinde yaklaşık 4 µm kalınlıkta bir beyaz tabaka elde edilmiştir. Bu tabakanın hemen altında yaklaşık 10 µm derinlikte bir difüzyon tabakası da başarılı bir şekilde oluşturulmuştur. Karbonitrasyon sonrası çelik kesitine ait mikroyapılar Şekil 3.10'da verilmiştir. Oluşturulan metalurjik yapı gereği yüzeyden merkeze doğru sertlik değişimi de sağlanmıştır (Şekil 3.11). 490 HV çekirdek sertliğine sahip takım çeliğinde uygulanan bu tür bir yüzey işlemi ile yüzeyde 720 HV sertlik değerine ulaşılmıştır. (Fares ve diğ., 2011b).



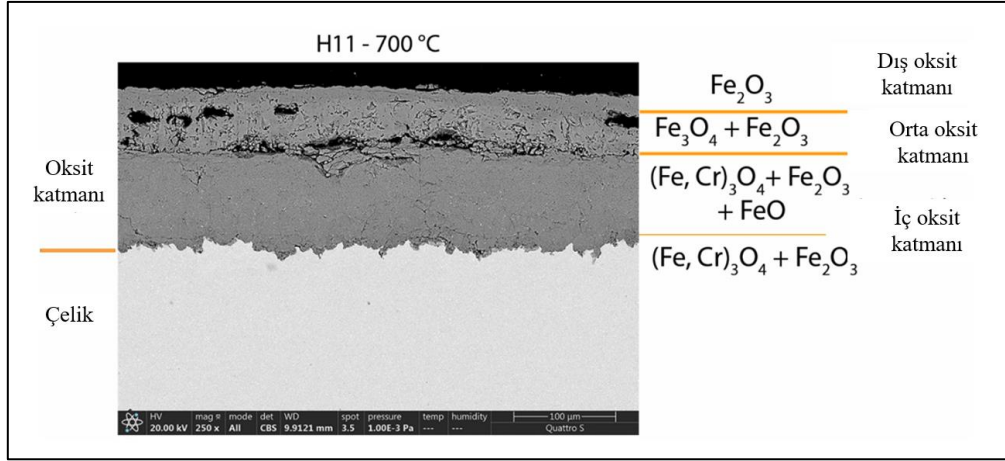
Şekil 3.10. Karbonitrasyon yüzey işlemi sonrası çeliğin kesitine ait mikroyapıları; (a) ışık mikroskop ve (b) taramalı elektron mikroskop görüntüsü (Fares ve diğ., 2011b)



Şekil 3.11. Karbonitrasyon yüzey işlemi sonrası sıcak iş takım çeliğinin kesiti boyunca sertlik değişimi (Fares ve diğ., 2011b)

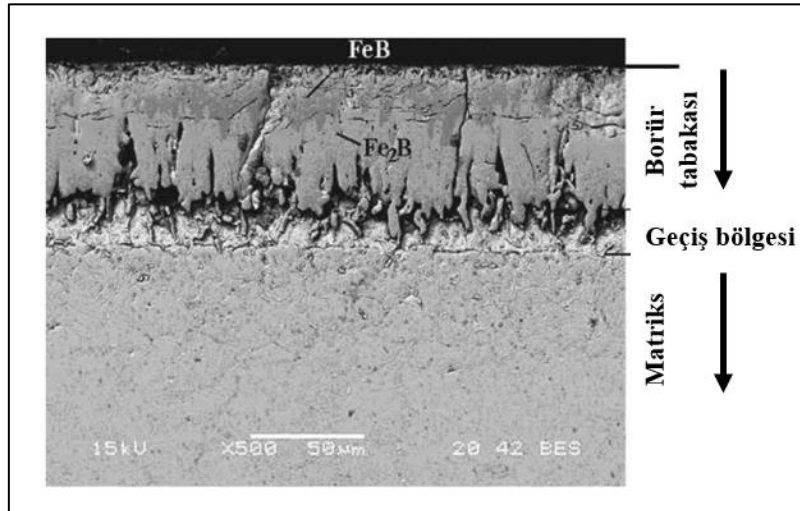
Oksidasyon işlemi, kullanılan metalin korozyon dayanımını artıran bir uygulamadır. Oksidasyon kimyasal maddelerin yardımıyla düşük sıcaklıktaki bir banyoda çelik malzemelerin üzerinde siyah ve parlak bir görüntü meydana getiren oksitleme işlemi olarak tanımlanır. 140-150 °C'de bir kimyasal çözeltide, 350°C civarında bir tuz banyosunda veya 530-550 °C'de su buharında yapılır. Oksidasyon yapışma ve buna bağlı adhezif aşınmanın yaşandığı metal enjeksiyon uygulamalarında kalıp yüzeyinde yağlayıcı özelliği bulunan oksit film oluşturma işlemidir. İşlemin ardından yüzeyde meydana gelen 2-5 µm kalınlığındaki Fe_2O_3 ve Fe_3O_4 demir oksit filmi kalıp ile ergimiş metal arasında bir bariyer meydana getirmektedir. Mekanik ve intermetalik faz meydana gelmesine bağlı yapışmayı engelleyici özelliktedir (Czerwinski, 2012).

Oksidasyon işlemi özellikle sıcak iş takım çeliklerinde yapışmanın önüne geçmek ve aşınma dayanımını artırmak için uygulanır. Sıklıkla nitrasyon ve nitrokarbürizasyon sonrası uygulanarak malzemeye korozyon direnci kazandırılır. Şekil 3.12'de 700 °C sıcaklıkta oksidasyondan sonra yumuşak tavlanmış durumdaki H11 çeliğinin oksit tabakası ve yüzeyde oluşan yapılar verilmiştir (Czerwinski, 2012; Balasko ve diğ., 2021).



Şekil 3.12. Isıl işlem sonrasında 700 °C sıcaklıkta oksidasyon uygulanmış H11 sıcak iş takım çeliğinde oluşan oksit katmanları (Balasko ve diğ., 2021)

Borlama, takım çelikleri, karbon ve alaşımlı çeliklere aşınma dayanımı kazandırmak için uygulanan termomekanik bir işlemdir. Borlama işlemi 850- 950°C gerçekleşir. İşlem sonunda yüzeyde Fe_2B ve FeB yapıları oluşmaktadır (Czerwinski, 2012). Şekil 3.13'te 950 °C' de 3 saat borlama işlemi uygulanan H13 sıcak iş takım çeliğinin kesit görüntüsü verilmiştir. FeB , tabakalar halinde dökülme eğiliminden dolayı tercih edilen bir yapı değildir. Borür tabaka kalınlığının 300 µm'un üzerine çıktığı durumlarda, FeB ve Fe_2B fazları arasında çatlakların oluştuğu da yapılan gözlemler arasındadır. Fe_2B fazının kırılma tokluğu, FeB fazının dört katıdır (Genel, 2006).



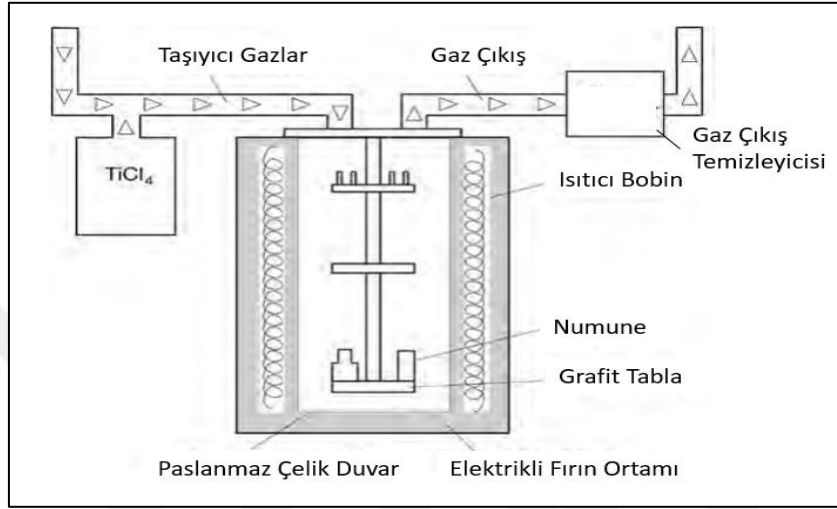
Şekil 3.13. 950 °C'de 3 saat borlama işlemi uygulanan H13 sıcak iş takım çeliğinin kesit görüntüsü (Genel, 2006)

3.2. Biriktirme Yöntemleriyle Yüzeylerin Kaplanması ve Karakteristik Özellikler

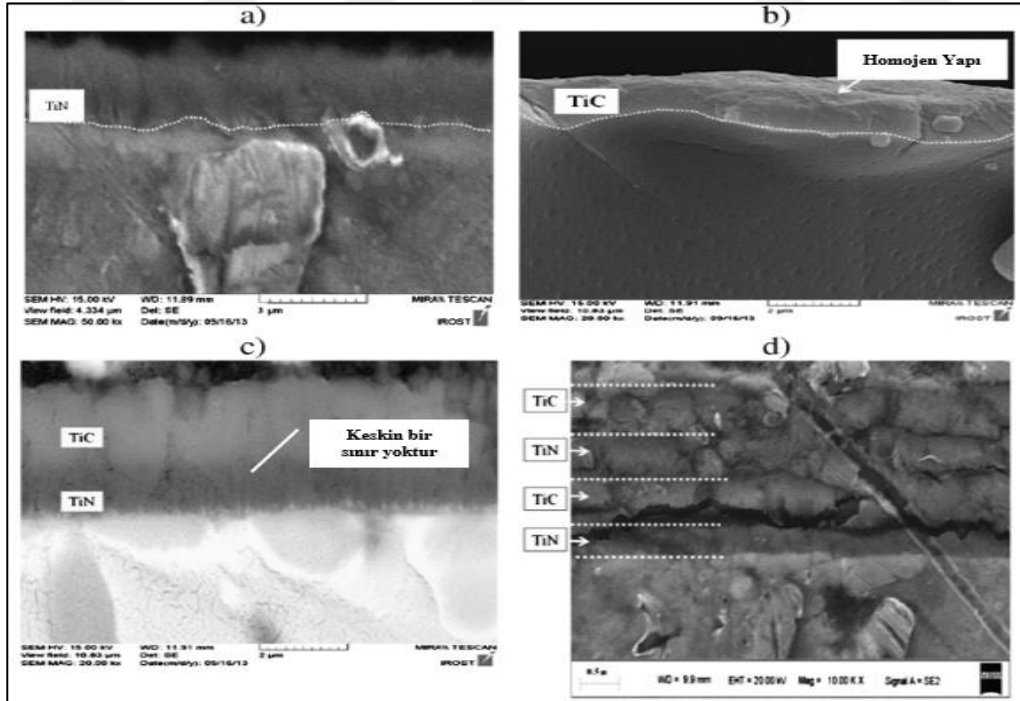
Takım çeliklerine yönelik en yaygın olarak kullanılan kaplamalar arasında kimyasal buhar biriktirme (Chemical Vapor Deposition, CVD) ve fiziksel buhar biriktirme (Physical Vapor Deposition, PVD) yöntemleri gelmektedir. Her iki yöntemde de amaç gaz veya buhar fazından yüzeye biriktirme yaparak yüzey aşınma dayanımı arttırmaktır. CVD yönteminde kaplama kaynağı olarak en az bir katının buharlaştırılması veya atomize edilmesi sağlanır. PVD yönteminde ise kaplama kaynağı için gaz halindeki reaktifler kullanılır (Holmberg ve Matthews, 2009). CVD işleminin şematik gösterimi Şekil 3.14'te verilmiş olup, bu yöntemde yüzeye biriktirme yapılacak malzemeyi içeren gazlar reaksiyon odasında toplanarak hedef malzemenin üzerinde bir kaplama oluşturmak üzere yüzeye yoğunlaştırılır. Genellikle bu işlem 800-1200 °C sıcaklık aralığında gerçekleştirilir. Sıcaklık aralığı çok yüksek olup, lazer veya elektron ışınları ile iyon bombardımanı gibi yöntemlerle bu sıcaklık değerleri azaltılabilir. Aşınma, erozyon ve korozyon direnci beklenen uygulamalarda sıklıkla tercih edilir. Bu yöntem kullanılarak demir esaslı malzemelerin yüzeyleri titanyum diborür, titanyum karbür ve silisyum karbür kaplanabilmekte ve böylece yüzeyler için düşük aşınma oranları sağlanabilmektedir. Plazma kullanılarak uygulanan kaplama prosesine ise plazma destekli kimyasal biriktirme yöntemi (PACVD) denir. Bu yöntemde plazma reaktif gazları iyonize hale getirerek kimyasal reaksiyonların daha hızlı gerçekleşmesine ve daha düşük sıcaklıklarda kaplamanın yapılması olanak sağlar (Holmberg ve Matthews, 2009).

Azadi ve diğ., (2014) tarafından yapılan bir çalışmada sıcak iş takım çeliğinde CVD kaplamalar yapılarak takım çeliğinin yüzey özellikleri incelenmiştir. Çalışmada konvansiyonel ısıtma işlemi uygulanmış H13 sıcak iş takım çeliği altlık malzeme olarak kullanılmış olup, kaplama öncesinde yüzey plazma nitrasyon ile modifiye edilmiştir. Plazma ark kimyasal buhar biriktirme yöntemi kullanılarak çelik yüzeyinde TiN/TiC esaslı kaplamalar elde edilmiştir. Kaplama yöntemi olarak PACVD kullanılarak TiN/TiC kaplaması uygulanmıştır. Çalışmada esasen çok katmanlı TiN ve TiC kaplamalar yapılmış olup, kaplama tasarısında her kaplamanın kalınlığı 2-3 µm olarak seçilmiştir. Şekil 3.15'te çok katmanlı kaplamalara ait kesit görüntüleri verilmiştir için alınan kesit mikroyapılarına ait görseller verilmiştir. Yüzeyde başarılı bir şekilde biriktirilen TiN kaplama 20.0 ± 1 GPa sertlik değerine sahip iken TiC kaplama sertliği 27.0 ± 1 GPa

olarak belirlenmiştir. İki katmanlı kaplama ile bu sertlik değerlerinin üzerinde bir sertlik değerine (27.4 ± 1 GPa) ulaşılmış olup, en çok katman (dört katman) içeren kaplama tasarısında ise yüzey sertliği 27.9 ± 1 GPa olarak belirlenmiştir. Çalışma öz olarak kaplama katmanları arttıkça yüzeyde daha sert ve dayanıklı bir yapının CVD yöntemi ile elde edilebileceğine işaret etmektedir (Azadi ve diğ., 2014).



Şekil 3.14. CVD prosesi şematik gösterimi (Holmberg, 2009)



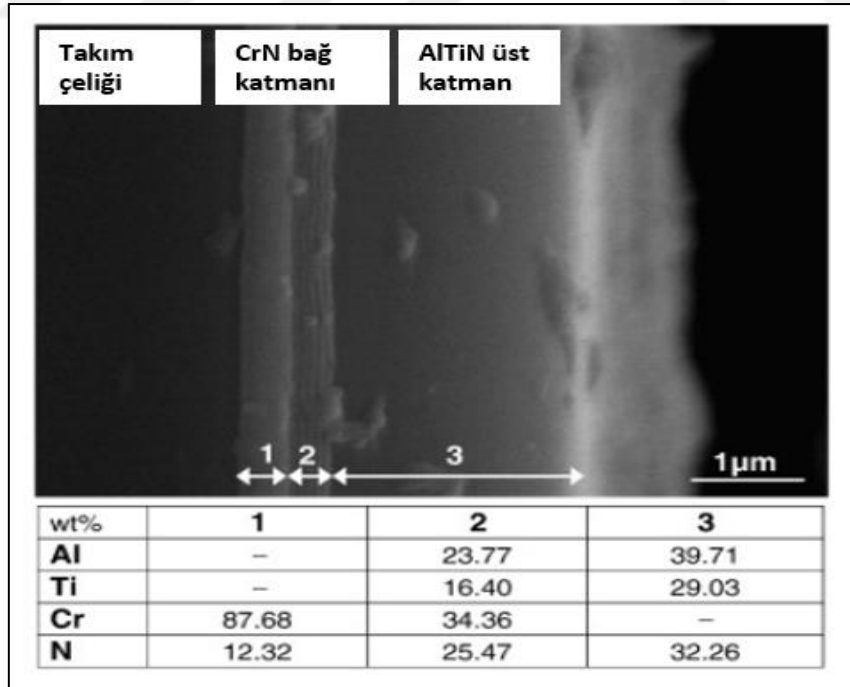
Şekil 3.15. Takım çeliği üzerinde oluşturulan değişken katmanlı CVD kaplamalar; (a) TiN tek katmanlı, (b) TiC tek katmanlı, (c) iki katmanlı ve (d) dört katmanlı kaplama (Azadi ve diğ., 2014)

Fiziksel buhar biriktirme (PVD) atomların, iyonların veya moleküllerin fiziksel olarak bir yüzey üzerine biriktirilmesi ile oluşturulur. PVD kaplama yöntemi termal buharlaştırma, püskürtme ve iyon kaplama olmak üzere 3 farklı teknik ile gerçekleştirilebilmektedir. Termal buharlaştırma tekniğinde malzemenin buhar oluşturuncaya kadar ısıtılması ve ardından elde edilen buharın malzeme yüzeyine yoğunlaşarak bir kaplama oluşturulması sağlanır. Püskürtme tekniğinde kaplama malzemesi ile malzeme yüzeyi arasında elektrik enerji ile bir plazma oluşturarak kaplama yapılır. İyon kaplama ise bu iki yöntemin kombinasyonu olarak tanımlanabilir. PVD işlemi prosesi kaplama malzemesinin buhar fazına dönüştürüldüğü kaynak hazırlanması adımıyla başlar. Ardından buharın vakum odasından yüzeye taşınması ve buharın yüzeyde yoğunlaşarak kaplama oluşturması ile devam eder. Son olarak yoğunlaşan kaplama malzemesi yüzeyde atom ve molekül katmanları halinde biriktirilerek kaplama oluşturulur (Holmberg, 2009).

Fiziksel buhar biriktirme atomların, iyonların veya moleküllerin fiziksel olarak bir yüzey üzerine biriktirilmesi esasına dayanır. PVD kaplama yöntemi termal buharlaştırma, püskürtme ve iyon kaplama olmak üzere üç farklı teknik ile gerçekleştirilebilir. Termal buharlaştırma tekniğinde malzemenin buhar oluşturuncaya kadar ısıtılması ve ardından elde edilen buharın malzeme yüzeyine yoğunlaştırılması ile kaplama yapısının oluşumu sağlanır. Buharlaştırma işlemi 0.1-10 mPa seviyesinde bir vakumda meydana gelmektedir. Bu yöntem karmaşık şekilli parçaların yüzey kaplaması için uygun değildir. Püskürtme tekniğinde kaplama malzemesi ile malzeme yüzeyi arasında elektrik enerji ile bir plazma oluşturarak kaplama yapılır. Plazma, yüzeyinde kaplama oluşturulacak malzeme ile kaplama malzemesi arasında doğru akım veya alternatif potansiyel ile oluşturulur. Püskürtme metodu ile saf metaller, alaşımlar, inorganik bileşikler ve polimerik malzemeler gibi çok çeşitli malzemeler kullanılabilmektedir. Ancak bu noktada en önemli kısıtlama işlem sırasında 260 ile 540 °C aralığında değişebilen proses sıcaklığıdır. Püskürtme metodu ile kaplama, termal buharlaştırma tekniği ile kaplamanın zor olması halinde yüzeylere tatbik edilir. İyon kaplama ise bu iki yöntemin kombinasyonunu içerir. Bu kaplamada, kaplama malzemesinin bir kısmının hedef malzeme yüzeyine iyonik formda çarptırılması esastır. İyonik kaplamada buharlaşma hızı alt tabakadan püskürtülen atomlardan daha yüksek bir hızda tutulur. Buharlaşan atomların bir kısmı oluşan plazmadan atomik halde geçerken, diğer bir kısmı kaplama malzemesinden elektronlarla çarpışarak iyon formunu alır. Yüzeye iyonik formda

ulaşırlar. Daha sonra atomik duruma geri dönerek kaplamayı meydana getirirler (Holmberg ve Matthews, 2009).

PVD yüzey işleminin sıcak iş takım çeliklerinde uygulaması üzerine yapılan bir çalışmada H13 sıcak iş takım çeliği yüzeyine ilk başta 530 °C sıcaklıkta amonyak gaz ortamında nitrürleme işlemi uygulanmış ve 200 µm seviyesinde bir difüzyon derinliği elde edilmiştir. Ardından PVD ile ince ve sert AlTiN kaplama yapısına ulaşılmış olup, kaplama kesitine ait bir mikrogram Şekil 3.16’da verilmiştir. Yüzey kaplama yönteminde plazma yüksek iyonizasyon seviyeleri sunduğu için yoğun bir kaplama elde edilir. AlTiN kaplamasının CrN katmanının üzerine biriktirilebilmesi için % 99,99 saflıktaki Cr ve % 67/33 atomik oranında Al-Ti katotlar kullanılmıştır. Çok katmanlı bir yapıda yüzeyde var olan kaplama herhangi bir yapısal kusur bulunmamıştır. Yüzeyin en dışında $Al_{0.34}Ti_{0.14}N_{0.52}$ yapısında 3 mikron kalınlığında bir yapı elde edilmiş olup bu yüzeyde 3286 HV sertliği elde edilmiştir. Elde edilen veriler PVD yöntemi ile yüzeyde oldukça sert bir tabaka elde edildiğini ve PVD kaplamanın termokimyasal yüzey işlemleri ile uyumlu olacak şekilde yüzeyde tabaka elde edilebilirliğini kanıtlamıştır (Birol ve diğ., 2012).



Şekil 3.16. PVD işlemi sonrası CrN ve AlTiN kaplamanın kesit boyunca mikroyapısı (Birol ve diğ., 2012)

4. SICAK İŞ TAKIM ÇELİKLERİNİN TRIBOLOJİSİ

Bu bölümde, öncelikle malzemelerin servis koşullarında maruz kaldıkları aşınma süreçleri üzerinde durulacak olup, literatürden raporlanmış veriler eşliğinde yüzey işlemlerinin takım çeliklerinin aşınma direncine olan etkileri örnekleneyecektir. Örneklemeler çoğunlukla tribolojik karakterizasyon çıktılarını içermektedir.

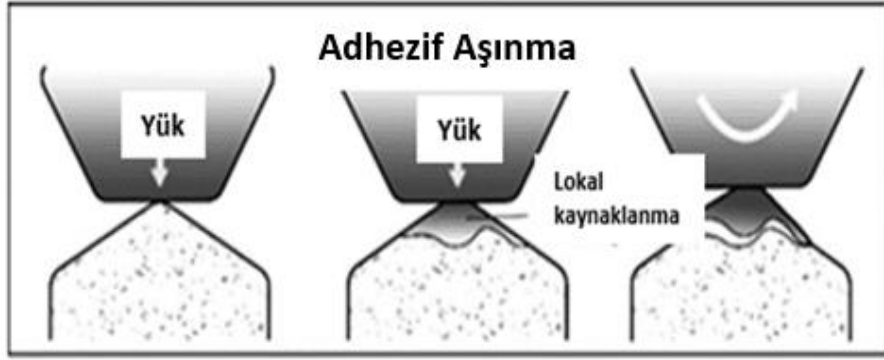
4.1. Malzemelerde Aşınma

Aşınma bir katı yüzeye temas eden bir katı, sıvı veya gazın mekanik etkisiyle malzemenin yüzeyinden parça kopması veya yer değiştirmesi sonucu katı yüzeyde meydana gelen hasar olarak tanımlanmaktadır. Aşınma tamamen mekanik olmamakla birlikte kimyasal korozyon da bir aşınma olarak değerlendirilmektedir. Aşınma sürecinde sürekli bir sürtünme ve sürtünme nedeni ile ısı açığa çıkabilmektedir. Açığa çıkan bu ısı ile yüzeyde mekanik ve kimyasal bozunum hızlanabilmektedir. Sürtünen yüzeylerden katı malzemenin ayrılması/ayrışması genellikle dört farklı aşınma mekanizması gerçekleşmektedir. Bu mekanizmalar; (i) adhezif aşınma, (ii) abrazif aşınma, (iii) korozif aşınma ve (iv) yorulma aşınmasıdır. Bu aşınma mekanizmalarından biri veya birden fazlası eş zamanda devreye girerek kütleli malzemede aşınma nedeni hasarlanmaya neden olabilir. Genellikle aşınma bir mekanizma tarafından başlatılır ve diğer aşınma mekanizmalar tarafından da süreç ilerler (Davis, 2002).

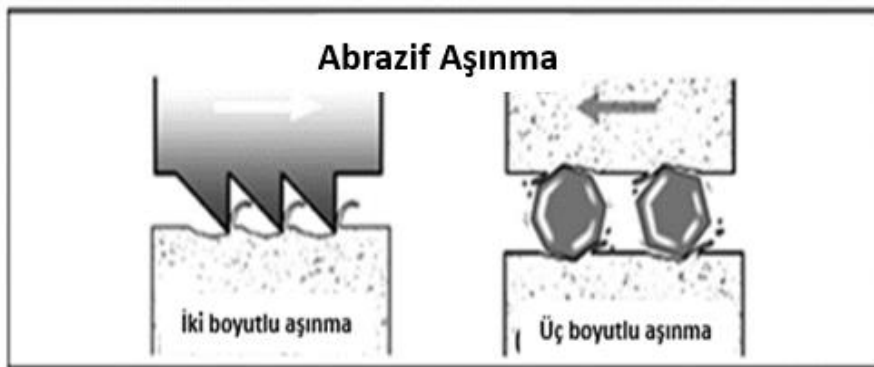
Adhezif aşınma, Şekil 4.1'den de görüldüğü üzere nominal yük altında iki katı cismin kayma temasında meydana gelir (Tsujimoto ve diğ., 2018). Adhezyon, bu iki katı cismin ara yüzeyindeki pürüzlü temas noktalarında yapışma ile meydana gelir ve deformasyon oluşur. Bu deformasyon bir parçanın yüzeyden ayrılıp diğer yüzeye bağlanması (yapışması) ile de sonuçlanabilir. Kayma devam ettikçe aktarılan parçalar aktarıldıkları malzeme yüzeyine geri dönebilir veya gevrek aşınma parçacıkları oluşturabilmektedir. Yapışma tabakası esasen soğuk kaynaklanmış bir tabaka olup, süreçle delaminasyon etkisi ile tabaka ayrışması ve serbest parçacık oluşumu söz konusudur (Davis, 2002).

Abrazif aşınma, sert bir yüzeydeki pürüzlerin veya sert parçacıkların daha yumuşak bir yüzey üzerinde kayması sonucunda plastik deformasyon veya kırılma nedeniyle yüzeye zarar vermesi durumunda meydana gelmektedir. Şekil 4.2'de temas halinde bulunan malzemelerde meydana gelen abrazif aşınma süreci şematik bir çizim ile örneklenmiştir

(Tsujimoto ve diğ., 2018). Karşıt yüzeylerden sert olan yumuşak olanı aşındırma etkisinde bulunur. Abrazif aşınma esasen kesme, kırma, sürtünme ve parça kopması gibi değişken mekanizmalar ile açığa çıkmaktadır. Bu mekanizmaların açığa çıkması temas halinde oldukları malzemenin özelliklerine şiddetlice bağlıdır. Malzeme sünek bir yapıda ise kesme veya sürtünme mekanizması etkindir. Gevrek bir malzemede ise kırılma veya parça kopması ile malzemede abrazif aşınmanın gerçekleşmesi kaçınılmazdır. Abrazif aşınma temas çeşidine göre ise iki boyutlu (2D) ve üç boyutlu (3D) olarak da sınıflandırılır. İki boyutlu aşınmada aşındırıcı partiküller (parçacıklar) bir çizgi boyunca yumuşak karşıt yüzey boyunca hareket eder. Üç boyutlu aşınmada ise aşındırıcı partiküller bir arayüzey gibi davranır ve yüzey üzerinde serbestçe hareket ederler (Davis, 2002).



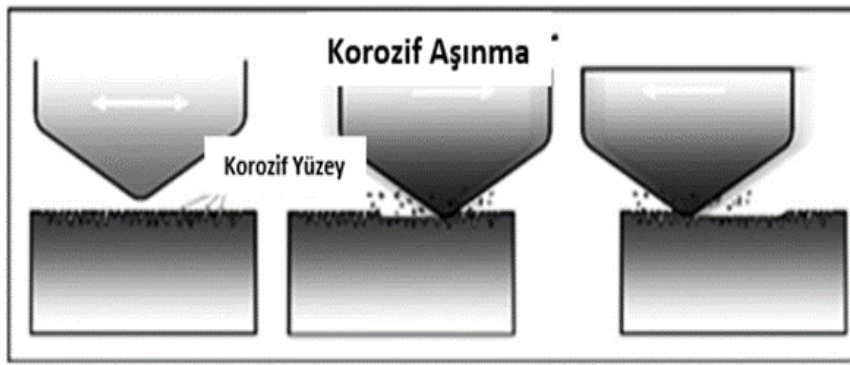
Şekil 4.1. Adhezif aşınma sürecini gösteren şematik bir çizim (Tsujimoto ve diğ., 2018)



Şekil 4.2. Abrazif aşınma sürecini gösteren şematik bir çizim (Tsujimoto ve diğ., 2018)

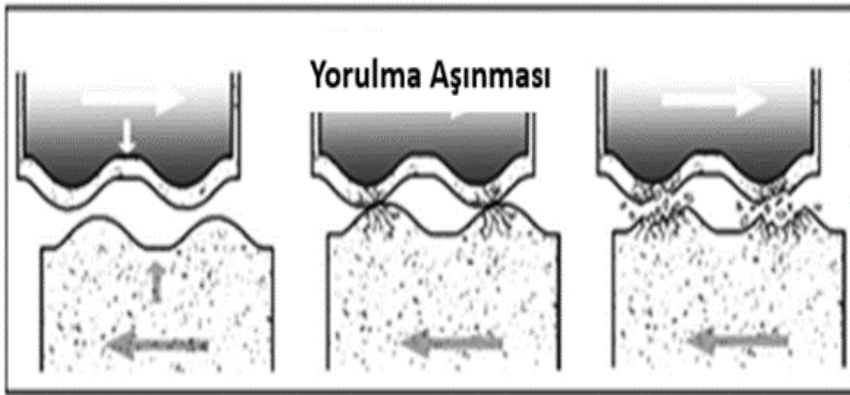
Korozif aşınmada yüzeyde sürtünme ve mekanik etkileşime ek olarak korozyon reaksiyonlarının gerçekleşmesi ve reaksiyonlar nedeni ile oluşan korozyon ürünlerinin ana malzeme yüzeyinde hareket ederek aşınmaya neden olması esastır (Şekil 4.3).

Korozyon reaksiyonları ile malzeme yüzeyinde yağlayıcı bir film tabakasının oluşumu da söz konusudur. Malzeme yüzeyinde oluşturulabilecek bir yağlama tabakası ile korozif aşınma önemli bir ölçüde engellenebilmektedir. Yağlayıcı tabakanın yeterli kararlılığı gösterememesi halinde yüzeyde meydana gelen sürtünme kuvvetleri nedeni ile parçalanarak yüzeyden uzaklaşması da muhtemeldir (Tsujimoto ve diğ., 2018). Koruyucu ince filmin tamamen aşınması ile yüzeyde çukurcuk benzeri oluşumlar gözlenebilmektedir. Bu çukurlaşmalar nedeniyle yüzeyde anodik çözünme oluşur ve tüm etkileşim sürecinde ortamda yoğun bir korozyon oluşumu söz konusudur (Davis, 2002).



Şekil 4.3. Korozif aşınma sürecini gösteren şematik bir çizim (Tsujimoto ve diğ., 2018)

Yorulma aşınması, malzemenin tekrarlı gerilme çevrimleri sonucunda zamanla yüzeyde ve yüzey altında mikro çatlakların oluşması ile gerçekleşen bir olgudur (Şekil 4.4). Yüzeyde/yüzey altında oluşan çatlaklar zamanla birleşerek malzeme yüzeyinden parça kopmasına neden olabilir (Tsujimoto ve diğ., 2018). Bu tür bir aşınma çoğunlukla tekrarlı yüklenmelere ve aşınmalara maruz kalan yüzeylerde sıklıkla gözlenir (Davis, 2002).



Şekil 4.4. Yorulma aşınma sürecini gösteren şematik bir çizim (Tsujimoto ve diğ., 2018)

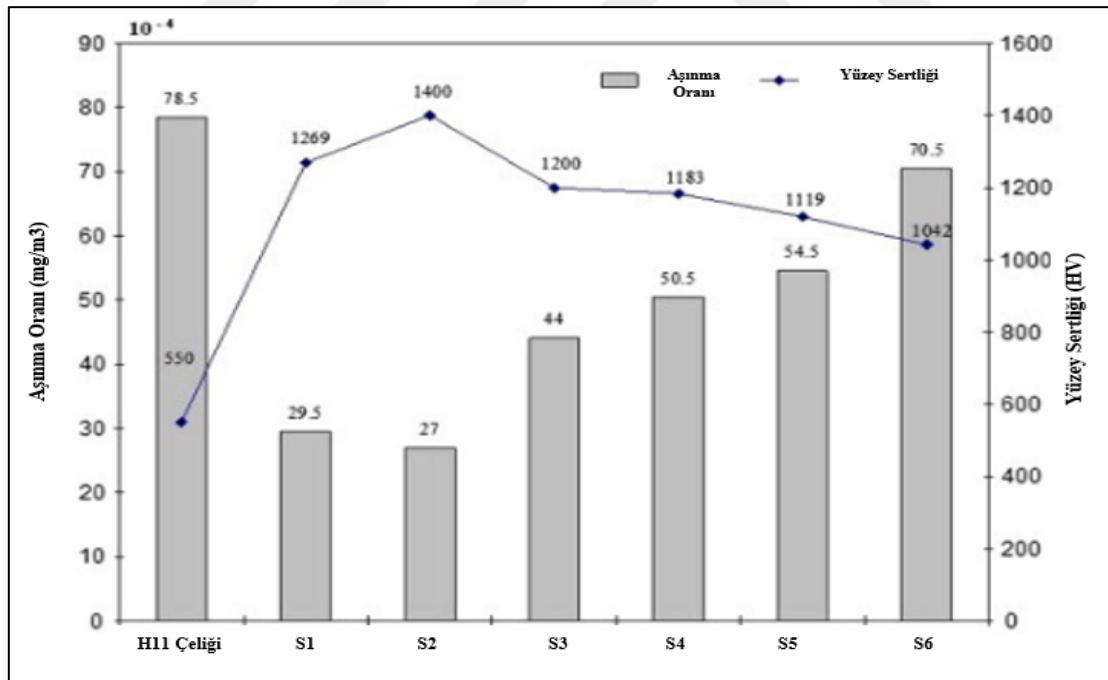
4.2. Yüzey İşlemlerinin Takım Çeliğinin Aşınması Üzerine Etkileri

Yüzeylerin termo-kimyasal işlemler ile modifiye edilmesi veya sürekli homojen bir kaplamanın yüzeyde oluşturulması ile kütleli malzemelerin yüzey özellikleri önemli ölçüde geliştirilmektedir. Özellikle termo-kimyasal işlemler ile endüstriyel birçok iş parçasının yüzeyi modifiye edilmekte ve aşınma dirençli yüzeylere ticari pratiklikte elde edilmektedir.

Nitrasyon sıcak iş takım çeliklerinde aşınma dayanımını önemli ölçüde arttıran ve sıklıkla tercih edilen termo-kimyasal bir işlemdir. Çelik yüzeyinden merkezine doğru değişken nitrür bileşenlerinin oluşturulması aşınma direncinin artırılmasını sağlamaktadır. Yüksek aşınma direncinin sağlanması açısından termo-kimyasal işlemler ile yüzeyde porozite veya çatlak içermeyen bir nitrür tabakasını oluşturmak önemlidir. Yüzey işlemi sonrası kaplama yapısında gözenekliliğin fazla olması aşınma direncinde önemli bir azalmaya neden olur. Nitrasyon işlemi uygulanmış çeliklerde difüzyon tabaka derinliği de önemli bir etken olup, derinlik boyunca var olan nitrürler ile aşınma direnci sağlanabilmektedir. Bilindiği üzere, difüzyon tabakası boyunca aşınma direnci yüzeyden uzaklaştıkça çekirdek malzemenin değerine yaklaşır. Bu açıdan bakıldığında difüzyon tabakası hem bileşim tabakası için bir yük taşıyıcı karakteristiğine hem de bu tabakanın yüzeyden uzaklaşması halinde çekirdek malzeme yapısına kıyasla aşınma direnci sağlayıcı bir karakteristiğe sahiptir. Nitrasyon tabakası adhezif, abrazif, yorulma ve korozyon aşınmalarına karşı yüzeyde önemli ölçüde aşınma direnci sağlayabilmektedir. Yüzeydeki bileşim tabakasının kimyasal içeriği de aşınma direncini etkileyen bir faktördür. Yüzeyde ϵ karbürlerin içeriği arttıkça aşınma direnci artmaktadır. Bilindiği üzere, nitrür türleri ve nitrürlerin difüzyon bölgesindeki dağılımı nitrürleme sonrası yaşlandırma işlemi ile değiştirilebilmektedir. Bu durumda, çeliklerin aşınma dirençleri için proses-yapı-özellik kurgusu oldukça önemlidir (Pye, 2003).

Literatürde takım çeliklerinin termo-kimyasal işlemler ile aşınma dirençlerinin geliştirilebildiğine işaret eden çoklu çalışmalar mevcuttur. Rad ve diğ., (2011), farklı plazma nitrasyon işlemleri sonrası AISI H11 sıcak iş takım çeliklerinin tribolojik davranışlarını karakterize etmiş olup, yaptıkları çalışmada önemli bazı bulgulara ulaşmıştır. Yaptıkları çalışma kapsamında özellikle değişken süre (5-7 saat) ve sıcaklıkta (500-580 °C) plazma nitrasyonu ile yüzeyde değişken bir bileşim tabakasına ek olarak

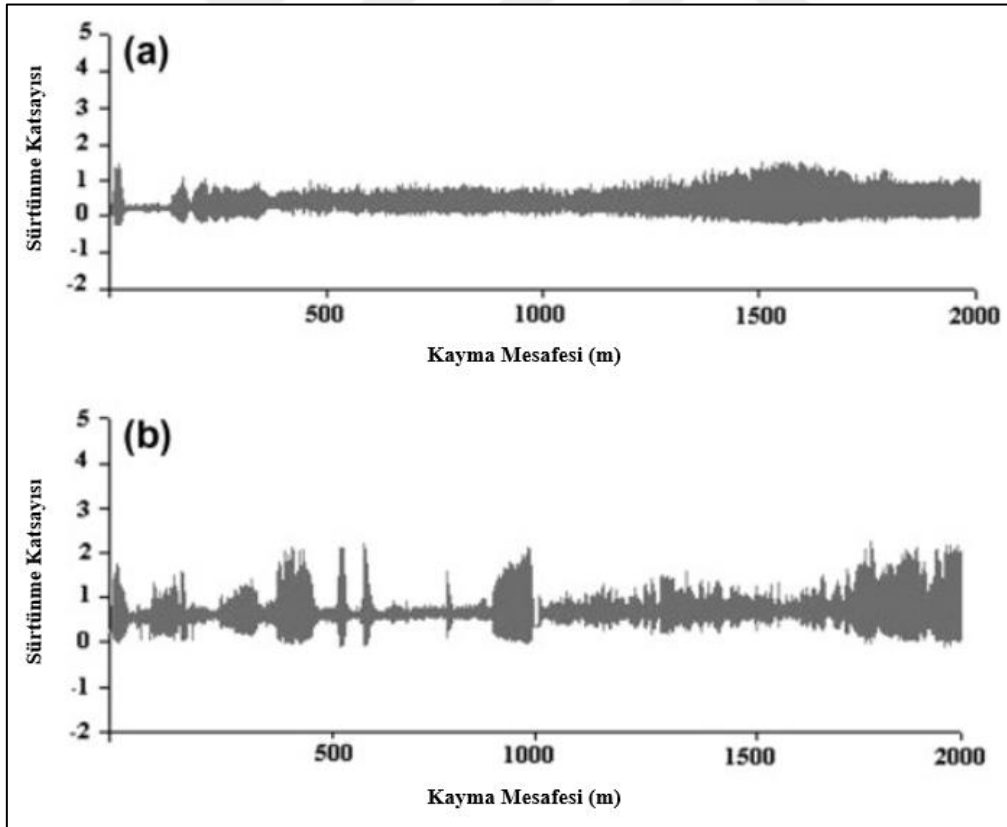
farklı derinlikte difüzyon tabakasının oluşturulabileceğini tespit etmiştir. Proses şartlarına bağlı olarak 3-14 μm kalınlıkta bir bileşim tabakası ile 71-95 μm derinlikte difüzyon tabakalarına ulaşılmıştır. Çalışma kapsamında, bileşim tabakasının içeriğinin hem ϵ ve hem de γ' fazlarından oluştuğu ve süre/ sıcaklığın artmasıyla ϵ faz miktarının azalmasına karşılık γ' faz miktarının arttığı izlenmiştir. Değişken proses koşullarında yüzey/yüzey altı metalurjik yapı değişebildiğinden çeliğin yüzey sertliği de değişebilmektedir (Şekil 4.5). Sıcaklık arttıkça sertlikte meydana gelen azalma ϵ fazına kıyasla daha yumuşak γ' fazındaki artış ile ilişkilendirilmektedir. SiC karşıt malzeme kullanılarak yapılan 2000 metrelik tribolojik testler sonrası özellikle yüzey/yüzey altı mikroyapısal bileşenlere ve malzeme sertliğine bağlı olarak çeliklerin aşınma oranları da izlenmiş olup, nitrasyon işleminin aşınma oranının indirgenmesinde ne denli etkili olduğu ortaya konulmuştur (Şekil 4.5). Çalışma çıktıları aynı zamanda artan nitrasyon sıcaklığı ile aşınma oranında bir artışın da olabileceğine işaret etmektedir. Bu ise ince bir bileşim tabakasının kolaylıkla kırılması ve kırılan parçacıkların serbest cisim olarak hareket ederek yüzeyi abrazyif aşındırması ile ilişkilendirilmiştir (Rad ve diğ., 2011).



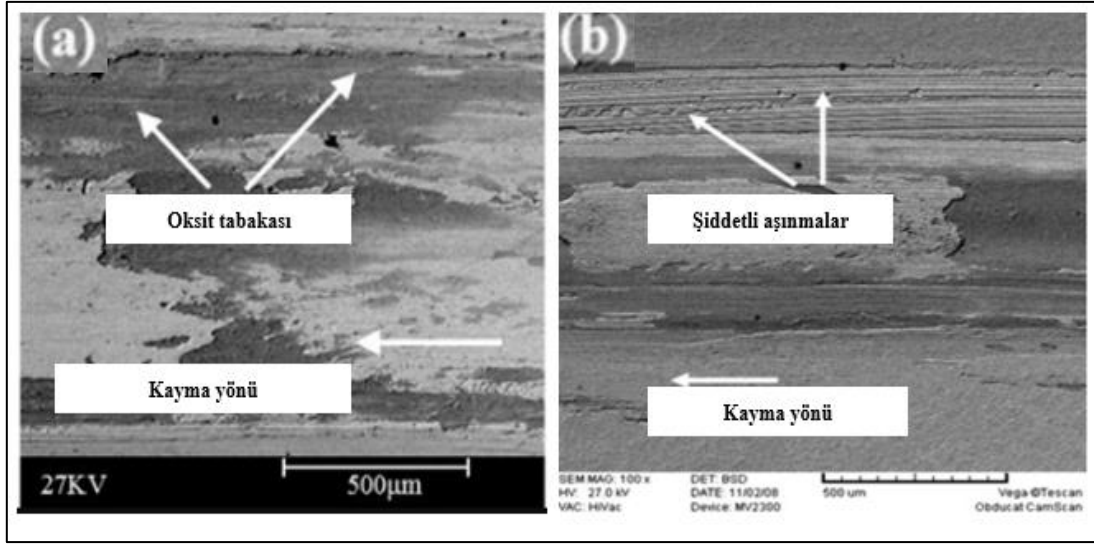
Şekil 4.5. Değişken proses parametreleri kullanılarak plazma nitrürlenmiş H11 takım çeliği için yüzey sertlik ve aşınma oranı değişimi (Rad ve diğ., 2011)

Şekil 4.6’da değişken proses şartlarında nitrürlenmiş H11 takım çeliklerinin SiC esaslı sert karşıt malzeme ile 2000 m etkileşimi sonrası elde edilen toplam kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramları verilmiştir. Nispeten daha düşük sıcaklıkta proseslenmiş malzemenin (S2) sürtünme katsayısı ilk 50 metrelik etkileşim sonrası sabit bir değer (~ 0.39) olarak izlenmiştir. Yaklaşık 28 μm kalınlıkta bir bileşim tabakasının varlığı bu tür davranışına katkı verebilmektedir. Ancak daha ince (3 μm) bir bileşim tabakasına sahip olan malzemede (S6) sürtünme katsayısı (0.78) daha yüksek tespit edilmiştir. Aynı zamanda daha yüksek sıcaklıkta nitrürlenmiş malzemede aşınma daha yüksek seviyede gerçekleşmiştir (Rad ve diğ., 2011).

Şekil 4.7’de verilen yüzey aşınma görüntüleri de dikkate alındığında; (i) kalın bileşim tabakasının var olduğu malzeme yüzeyinde adhezif ve abrazif aşınma izleri ve (ii) ince bileşim tabakasının kırılarak (parçalanarak) yüzeyde olukların oluştuğu gözlenmektedir (Rad ve diğ., 2011).



Şekil 4.6. Değişken proses şartlarında nitrürlenmiş H11 takım çeliklerinin tribolojik etkileşimi için toplam kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramları; (a) S2: 500 °C-7 saat ve (b) S6: 580 °C-7 saat (Rad ve diğ., 2011)

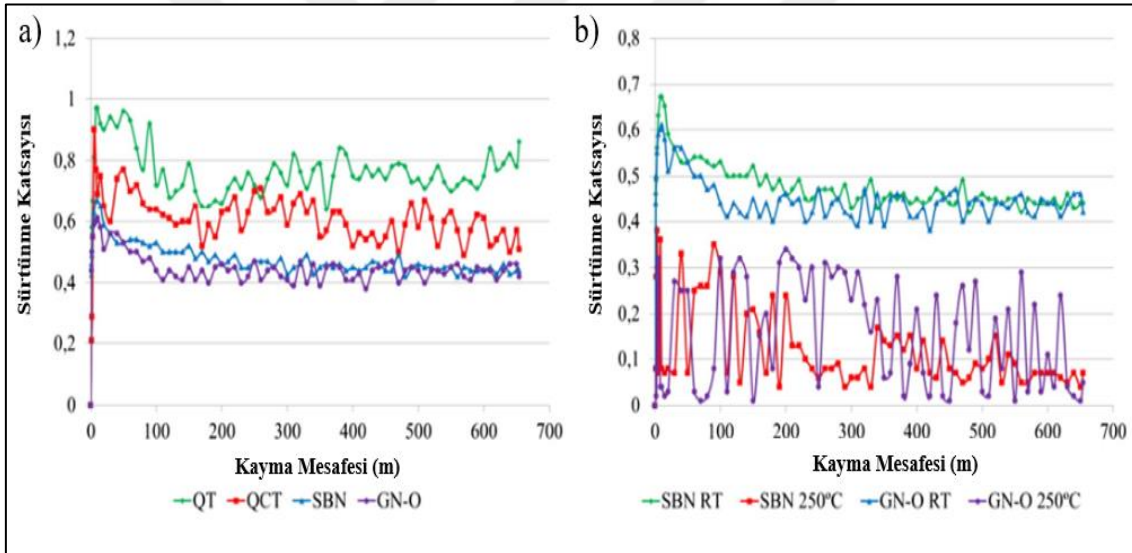


Şekil 4.7. Değişken proses şartlarında nitrürlenmiş H11 takım çeliklerinin tribolojik etkileşimi sonrası aşınma yüzeyleri; (a) S2: 500 °C-7 saat ve (b) S6: 580 °C-7 saat (Rad ve diğ., 2011)

Bir diğer termo-kimyasal yüzey işlemi olan nitrokarbürizasyon işlemi ile çeliklerin yüzeyini belirli bir derinlikte sertleştirmek mümkündür. Böylece yüzeyde edilen yüksek sertlikler ile aşınmaya dirençli endüstriyel parçaların üretimi sağlanır. Nitrokarbürizasyon aşınma direncinin yanı sıra yüzeyde oluşturduğu yoğun tabaka sayesinde korozyon direncini de arttırmaktadır. Öte yandan nitrasyonu takiben yapılan bir post oksidasyon işlemi ile yüzeyde hem aşınmaya hem de korozyona dayanım sağlayan koruyucu tabakalar oluşturmak da mümkündür (King ve diğ., 2005).

Literatürde bahsi geçen bu yüzey işlemlerinin özellikle sıcak iş takım çeliklerinin karşıt bir malzeme olan etkileşimi sürecinde yüzeylere sağladığı fiziksel, kimyasal ve mekanik iyileştirmeler detaylıca incelenmiştir. Perez ve diğ., (2016) tarafından yapılan bir çalışmada konvansiyonel ısıtma işlemi uygulanmış (QT), kriyojenik işlem uygulanmış (QTC), tuz banyosunda nitrokarbürülenmiş (SBN) ve nitrasyonu takiben oksitlenmiş (GN-O) H13 sıcak iş takım çeliklerinin sertleştirilmiş AISI 52100 çelik ile 30 N yük altında oda sıcaklığında ve yüksek sıcaklıkta (250 °C) tribolojik etkileşimi incelenmiştir. Çalışma kapsamında yapılan kesit incelemeleri; (i) nitrokarburizasyon işlemi ile düzensiz ε-nitrürden oluşan bir beyaz tabakaya karşılık 180 µm derinliğinde bir difüzyon tabakasının elde edildiğini, (ii) nitrasyon ve sonrasında yapılan oksidasyon ile 6 µm kalınlığında bir oksit tabakasının ve bu tabakanın hemen altından başlayarak içeri doğru kararlı 180 µm derinliğinde bir difüzyon tabakasının oluşturulduğunu ortaya koymuştur. Prosesler

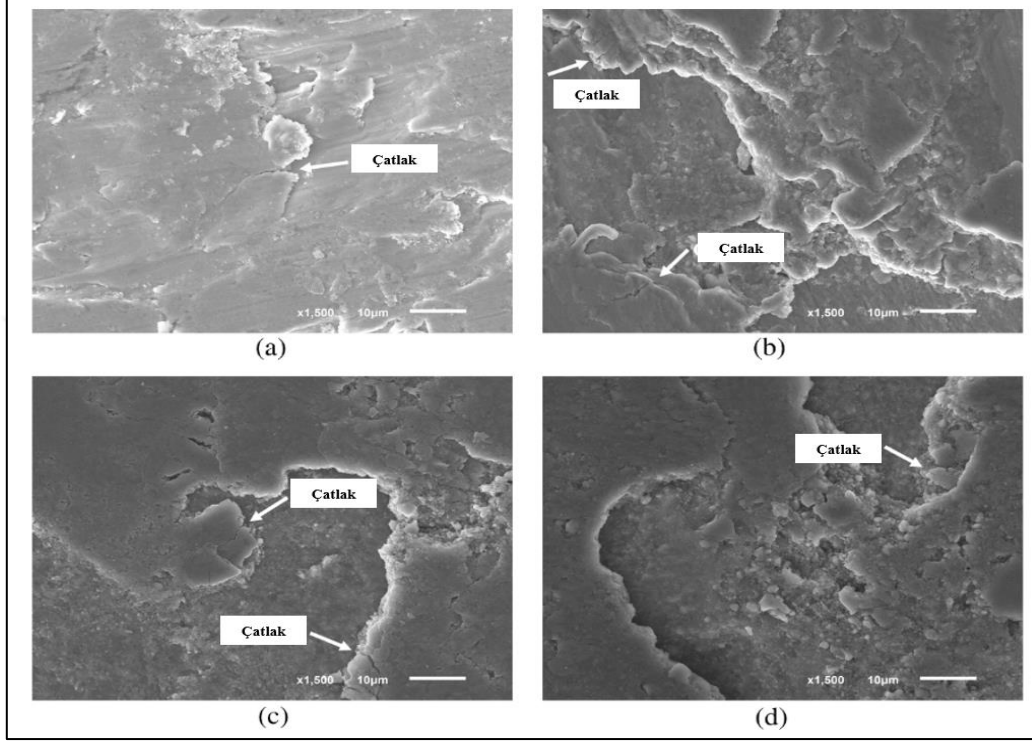
sonrası elde edilen bu tür mikroyapısal unsurlar birbirine rağbet edebilen bir sertlik profiline neden olmuştur ve nitrokarbürizasyon ile nispeten daha yüksek sertlik değerlerine ulaşılmıştır. Söz konusu proseslenmiş çeliklerin farklı sıcaklıklarda yapılan aşınma testlerinde birbirine rağbet eden sürtünme katsayısı ve aşınma kayıp değişimleri de izlenmiştir. Şekil 4.8’de verilen kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim grafikleri yüzey işlemleri ile konvansiyonel ısıtılmış çeliğe kıyasla daha düşük sürtünme katsayılarına ulaşıldığını açıkça göstermektedir. Özellikle artan test sıcaklığı ile birlikte yüzey işlemi uygulanmış çeliklerde en düşük sürtünme katsayıları izlenmiştir. Testler sonrası hesaplanan spesifik aşınma oranları da kriyojenik işlem ile her ne kadar konvansiyonel ısıtılmış çelikten daha düşük H13 çeliğinde aşınma oranının azaltılabildiğini ortaya koysa da yüzey işlemleri ile aşınma oranları önemli ölçüde indirgenmiştir (Perez vd., 2016).



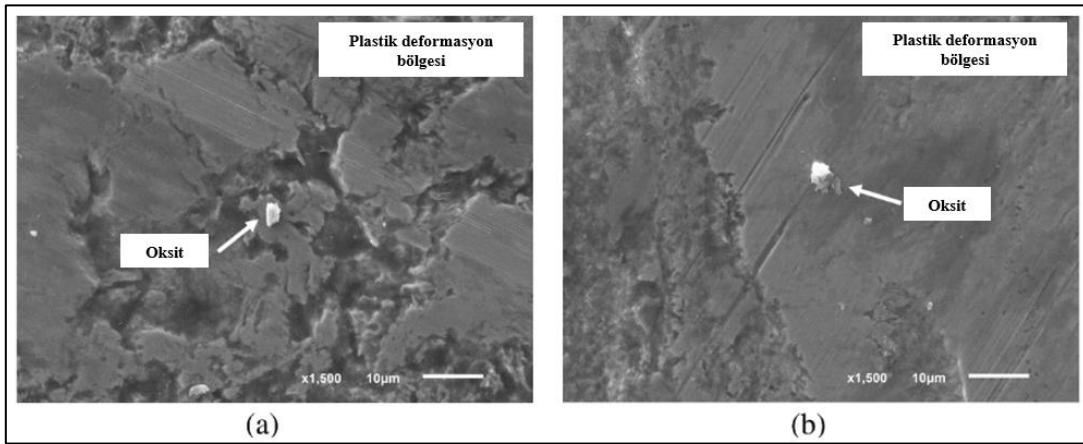
Şekil 4.8. Farklı proseslenmiş ve farklı sıcaklıklarda test edilmiş H13 takım çeliklerine ait kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramları; (a) oda sıcaklığı ve (b) 250 °C (Perez ve diğ., 2016)

Aşınma yüzeyleri üzerine yapılan mikroskobik incelemeler özellikle konvansiyonel ısıtılmış işlem uygulanmış çeliklerde çevrimsel yükler altında oluşan plastik deformasyon test sırasında büyüyen ve sonrasında malzeme kopmasına (ayrışmasına) neden olabilen çoklu çatlak oluşumlarına işaret etmektedir (Şekil 4.9 a ve b). Termo-kimyasal işlem uygulanmış çeliklerde ise bu tür çatlakların oluşum/izlenme sıklığı ise nispeten daha düşüktür (Şekil 4.9c ve d). Yüksek sıcaklık aşınma testleri sonrası yüzey incelemeleri ise

krom esaslı oksitlerin serbest cisim olarak yüzeyde bulunabildiğine ve karşıt malzemeden aşınma yüzeyine önemli ölçüde yapışmanın (sıvanmanın) olabildiğine işaret etmektedir (Şekil 4.10). Bu durumda malzeme malzemede ağırlık kaybı yerine bir artışın tespiti de kaçınılmazdır (Perez ve diğ., 2016).



Şekil 4.9. Farklı proseslenmiş ve oda sıcaklığı kuru sürtünme koşullarında test edilmiş H13 takım çeliklerinin aşınma yüzeylerine ait mikrograflar; (a) QT, (b) QCT, (c) SBN ve (d) GN-O (Perez ve diğ., 2016)



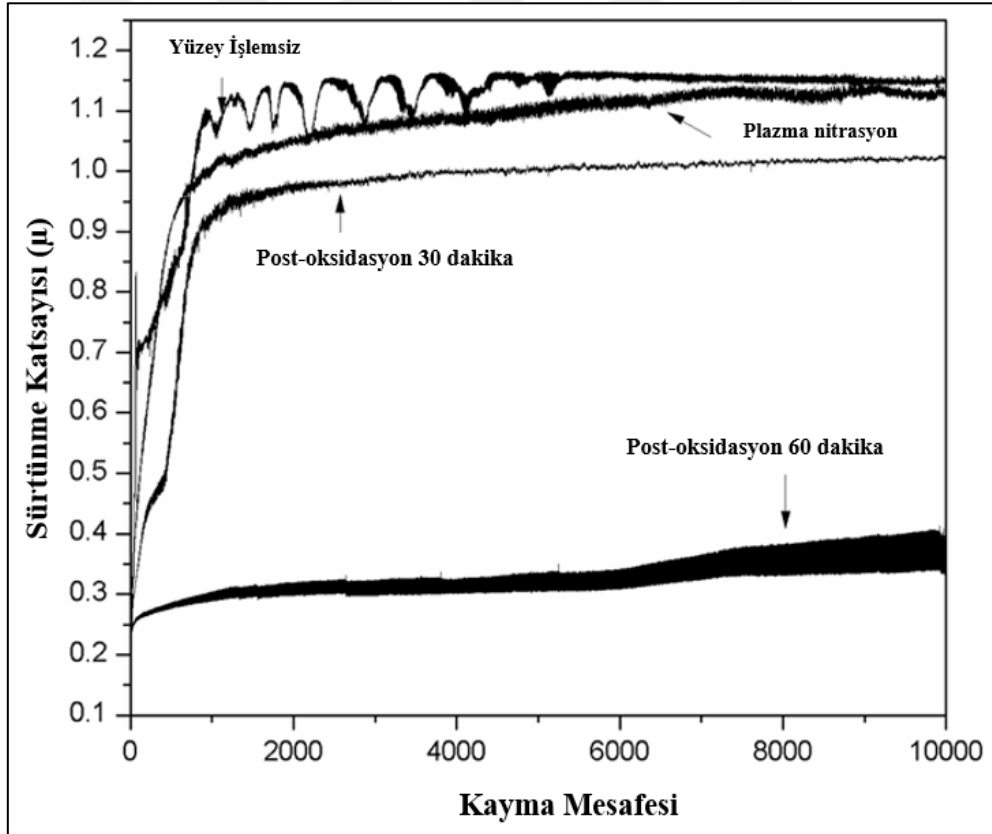
Şekil 4.10. Farklı proseslenmiş ve yüksek sıcaklıkta test edilmiş H13 takım çeliklerinin aşınma yüzeylerine ait mikrograflar; (a) SBN ve (b) GN-O (Perez ve diğ., 2016)

Oksidasyon yüzey işlemi ise takım çeliklerinde yapışma ve buna bağlı olarak adhezif aşınmanın yaşandığı endüstriyel tüm uygulamalarda kalıplar için önemli bir yağlayıcı görevi görmektedir. Bu yağlayıcılık özelliği ile aşınma önemli bir şekilde azaltılmaktadır. Aşınma direncinin yanı sıra yüzeyde bir oksit tabakasının oluşturulması yüzeye korozyon dayanımına da sağlamaktadır. Post oksidasyon işlemi ile yüzey daha pürüzsüz hale getirilmekte ve böylece sürtünme katsayısı azaltılabilmektedir. Yüzeye sağlanan bu özellikler ile servis koşullarında hem enerji korunabilmekte hem de aşınma kayıpları azaltılmaktadır (Chang ve diğ., 2010).

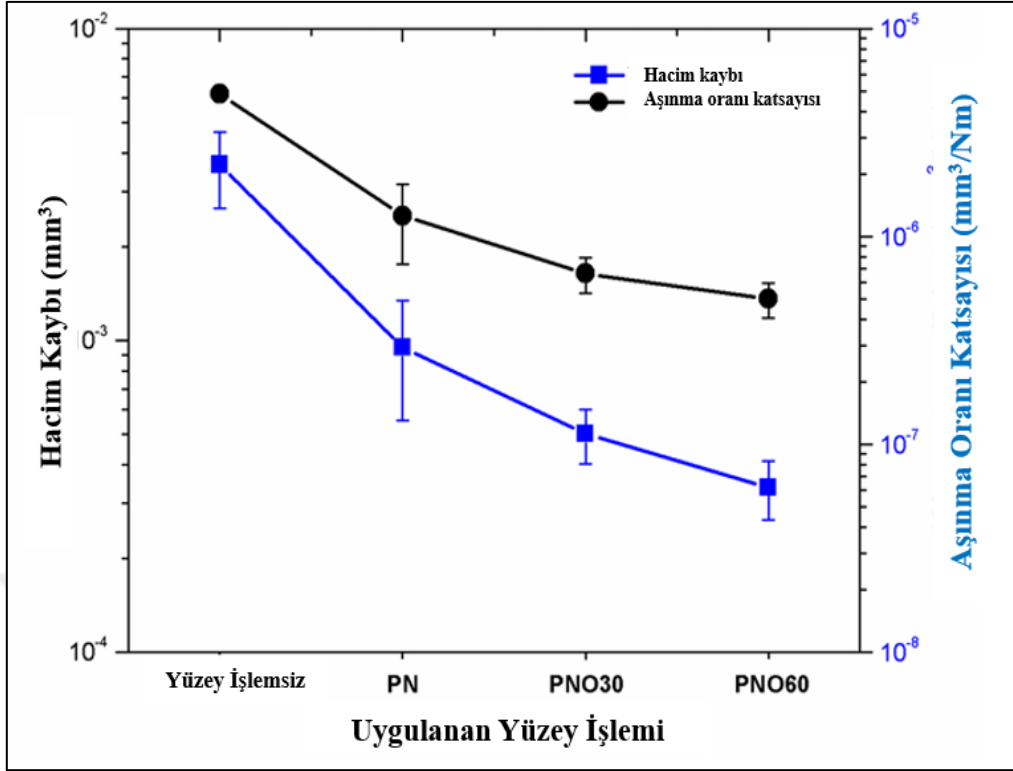
Guillen ve diğ., (2018) tarafından bir çalışmada H13 sıcak takım çeliğinin (~ 600 HV) yüzeyine önce plazma nitrasyon (PN) ve sonrasında da farklı sürelerde (30 ve 60 dakika) oksidasyon işlemi (P30 ve P60) gerçekleştirilmiştir. Plazma nitrasyon ile yüzeyden merkeze yaklaşık 80 µm derinliğinde bir difüzyon tabakası oluşturulmuştur. Bu tür bir işlem ile malzemenin yüzey sertliği ~ 1200 HV sertliğe artmıştır. Nitrasyonu takiben yapılan farklı sürelerde yapılan oksidasyon işlemleri ile yüzeyde farklı demir oksit tabakaları oluşturulmuştur. Kısa süreli (30 dakika) bir oksidasyon ile yüzeyde 2 µm kalınlığında bir manyetit tabakası (1200 HV) oluşturulurken, daha uzun süreli oksidasyon işlemi ile 4 µm kalınlığında hem manyetit hem de hematit içeren bir tabakalı oksit yapısı (1190 HV) başarılı bir şekilde oluşturulmuştur. Yüzeyde var olan kaplama yapıları farklı pürüzlülük değerlerine de sahip olup, plazma nitrasyon ile ortalama pürüzlülük değeri yaklaşık 0.55 µm seviyesinde iken oksidasyon işlemi sonrası bu pürüzlülük değeri daha artmıştır. Ancak uzun sürelerde yapılan bir oksidasyon ile elde edilen pürüzlülük değeri kısa süreli oksidasyona (0.8 µm) kıyasla daha düşük bir değere (0.7 µm) indirgenmiştir. Alumina bilyanın karşıt malzeme olarak kullanıldığı bir aşınma testinde nominal yük altında (2 N) yüzey işlemi uygulanmış çeliklerin karşıt malzeme ile 10000 turluk etkileşimi sağlanmıştır. Yüzeyi modifiye edilmiş ve oda sıcaklığında test edilmiş H13 takım çelikleri için kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişimi Şekil 4.11’de verilmiş olup, herhangi bir yüzey işlemi uygulanmamış çeliğe kıyasla tüm yüzey işlemleri sonrası daha düşük sürtünme katsayılarına ulaşılmıştır. Nitrasyon işleminin ardından oksidasyon işlemi ile yüzeydeki sürtünme katsayılarında % 40 azalma sağlanmıştır. Nispeten en düşük pürüzlülüğü yansıtan uzun süreli oksidasyon uygulanmış çelikte en düşük sürtünme katsayısı aralığı (0.25-0.35) izlenmiştir. Bu durumda aşınma nedenli hacimsel kayıpların önemli ölçüde indirgenmesi de kaçınılmazdır. Test edilen yüzeyler

arasında uzun süreli okside edilen takım çeliği en düşük hacimsel kayıp ve aşınma oranı sergilemiştir (Şekil 4.12). Yüzeyde oluşturulan tabakalı demir oksit formu düşük aşınma oranının eldesi için oldukça etkindir (Guillen ve diğ., 2018).

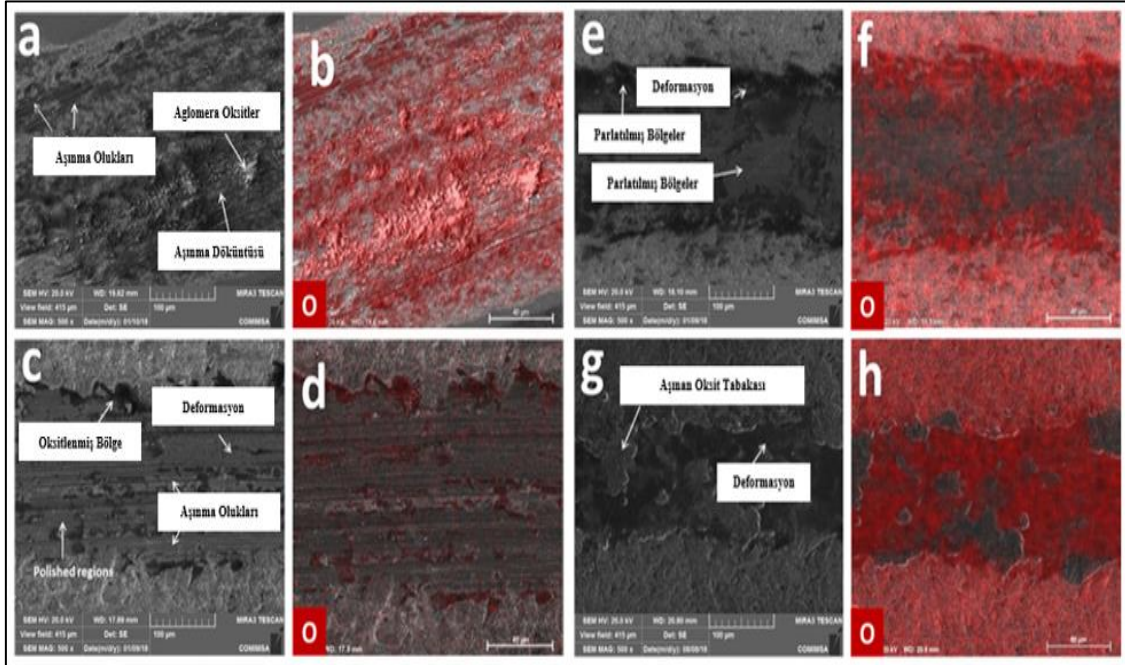
Aşınma yüzeyleri üzerine yapılan mikroskobik ve elementel analizler; (i) konvansiyonel ısıtıl işlem uygulanmış ve sadece nitrürlenmiş çelik yüzeylerinde yoğun deformasyonun oluştuğunu ve çoklu parçacık kopmalarının bulunduğunu, (ii) oksidasyon işlemi uygulanmış çelik yüzeylerinde tüm bu oluşumların nispeten indirgendiğini ve (iii) uzun süreli oksidasyon ile yüzeyde var olan demir oksit formun nominal yük ile olan etkileşime rağmen yüzeyde kararlılığını koruyabildiğini ortaya koymuştur (Şekil 4.13). Tüm bu verilen H13 sıcak iş takım çeliğinin yüzey işlemleri ile aşınma direncinin önemli ölçüde artabileceğini önemli ölçüde kanıtlamaktadır (Guillen ve diğ., 2018).



Şekil 4.11. Yüzeyi modifiye edilmiş ve oda sıcaklığında test edilmiş H13 takım çelikleri için kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişimi (Guillen ve diğ., 2018)



Şekil 4.12. Yüzeyi modifiye edilmiş ve oda sıcaklığında test edilmiş H13 takım çelikleri için hacim kaybı ve aşınma oranı değişimi (Guillen ve diğ., 2018)



Şekil 4.13. Yüzeyi modifiye edilmiş ve oda sıcaklığında test edilmiş H13 takım çeliklerinin aşınma yüzeylerine ait mikrograflar; (a ve b) konvansiyonel ısıt işlem uygulanmış, (c ve d) plazma nitrürlenmiş, (e ve f) 30 dakika boyunca okside edilmiş ve (g ve h) 60 dakika boyunca okside edilmiş (Guillen ve diğ., 2018)

5. MALZEME VE YÖNTEM

5.1. Malzeme Tanıtımı

Tez çalışmasında kullanılan altlık malzeme Voestalpine High Performance Metal A.Ş firmasından tedarik edilmiş olup, malzeme W350 ISOBLOC sıcak iş takım çeliğidir. Bu çelik esasen H11 sıcak iş takım çeliğine (DIN 1.2343, X37CrMoV5-1) bileşimsel olarak yakın bir çeliktir ve malzemeye ait tedarikçi tarafından beyan edilen kimyasal kompozisyon Tablo 5.1’de verilmiştir (URL-2). Çelik elektro cüruf yeniden ergitme prosesiyle üretilmiş olup, yüksek tokluk ve yüksek ısı yorulma direnci sergileyebilmektedir. Malzemenin bir diğer önemli özelliği ise yüksek aşınma direncine sahip olmasıdır. Malzeme aynı zamanda yüksek sıcaklıkta sertliğini koruyabildiğinden yüksek sıcaklık uygulamalarında da tercihen kullanılmaktadır. Ekstrüzyon, dövme ve döküm kalıplarında kullanımı yaygındır (Mesquita, 2017).

Tablo 5.1. W350 ISOBLOC sıcak iş takım çeliğinin kimyasal kompozisyonu (ağ. %) (URL-2)

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0.38	0.20	0.55	5.00	1.80	0.55

5.2. Isıl İşlem ve Yüzey İşlem Uygulamaları

Blok halinde temin edilen sıcak iş takım çeliğinden hassas kesme ile 15x15x15 mm boyutlarında numuneler alınarak yüzeyleri metalografik işlemler ile hazırlanmıştır. Yüzeyleri hazırlanan numunelere öncelikle konvansiyonel ısıl işlem (HT) uygulanmıştır. Numuneler öncelikle 650-850 °C sıcaklık aralığına ön ısıtılmış ve östenitleştirme işlemi 1010 °C sıcaklıkta 20 dakika tutma ile gerçekleştirilmiştir. Östenitleştirilmiş çelikler havada soğutulmuş ve 580 °C sıcaklıkta üç kez 2 saat boyunca temperlenmiştir. Bunu takiben mekanik yüzey işlem prosesi olan bilyalı dövme işlemi uygulanmıştır. Bilyalı dövme işlemi, esasen iki kademedede gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada, 10 inç karbür nozülünden 6-8 bar basınç ile 30 cm mesafeden 90-125 µm boyutta alumina (9 Mohs) esaslı bilyaların çelik yüzeyi ile 3 dakika boyunca etkileşimi sağlanmıştır. Daha sonrasında ise

yüzeyler 1.0-1.4 mm boyutlarında paslanmaz çelik (S100, 30-45 HRC) bilyaların 1 dakika püskürtülmesi ile dövülmüştür. Bilyalı dövme işlemi sonrası takım çeliği yüzeyinde iki farklı termo-kimyasal işlem yapılmıştır. Termo-kimyasal işlemlerden biri nitrokarbürizasyon (NC) işlemi olup, bu proses kendi içerisinde çoklu işlem aşamaları içermektedir. Nitrokarbürizasyonun başlangıç aşamasında bir ön oksidasyon işlemi uygulanır ve bu işlemde takım çeliği 380 °C sıcaklıkta 1 saat tutulmuştur. Ön oksidasyon 4 m³/h sabit hava debisinde gerçekleştirilmiştir. Ön oksidasyon işlemi sonrasında takım çeliği ticari pratiklikte hali hazırda kullanılan bir fırın içerisinde KN 1.5 koşulunda 570 °C sıcaklıkta 5 saat süre boyunca proseslenmiştir. Bu aşamada atmosfer % 95 NH₃ ve %5 CO₂ gaz karışımı içermektedir. Nitrokarbürizasyon işlemi sonrası takım çelikleri 450 °C sıcaklığa kadar 6 m³/h amonyak debisi ve 3 m³/h azot debisi atmosferinde soğutulmuştur. Bu işlemi sonrası 80 °C sıcaklığa kadar azot ortamında soğutma yapılmıştır. Tüm bu işlemler sonrasında yüzeyden içeri doğru 8-10 µm beyaz tabaka kalınlığına ve 150 µm nitrasyon derinliğine ulaşması hedeflenmiştir. Ayrıca bu prosesleme ile yüzeyde 1000 - 1200 HV1 sertlik değerine ulaşılması kaçınılmazdır.

Takım çeliğine uygulanan diğer yüzey işlemi ise nitrasyon ve sonrasında bir oksidasyon (NO) aşamasını içermektedir. Nitrasyon sürecinde gereksinim duyulan ön oksidasyon işlemi için 400 °C sıcaklık seçilmiş olup, takım çeliğini bu sıcaklıkta 1 saat bekletilmiştir. Ön oksidasyon işlemi 4 m³ sabit hava debisinde gerçekleştirilmiştir. Bu işlem sonrasında takım çeliği KN 2 koşulunda 520 °C sıcaklıkta 30 dakika boyunca parçalanmış amonyağın sağlamış olduğu azot atmosferine maruz bırakılmıştır. Uygulanan nitrasyon işlemi ile yüzeyde bir beyaz tabaka oluşmaksızın 20 µm derinliğinde bir difüzyon tabakasının oluşturulması hedeflenmiştir. Nitrasyon prosesi sonrasında yapılan oksidasyon işlemi bir post oksidasyon işlemi olup, bu işlem 520 °C sıcaklıkta takım çeliğinin 90 dakika boyunca 3 m³/h saf su debisi ile etkileşimini içermektedir. Bu işlem ile yüzeyde 2-3 µm kalınlığında Fe₂O₃ ve Fe₃O₄ bileşiminde demirce zengin oksit tabakasının (~ 2 µm) oluşumu hedeflenir. Uygulanan post oksidasyon işlemi sonrası takım çelikleri 80 °C sıcaklığa kadar azot ortamında soğutulmuştur.

5.3. Mikroyapısal ve Mekanik Karakterizasyon

Yüzey işlemleri sonrası kaplama yüzeyleri alkol ile temizlenmiş ve taramalı elektron mikroskobu (SEM, Zeiss Evo 5) ile incelenmiştir. Yüzeyde faz analizi x-ışın difraksiyon

(XRD, Rigaku Ultima +) ölçümleri ile yapılmıştır. XRD analizlerde Cu-K α radyasyonu kullanılarak 25-100 ° açı aralığında 1°/dak.'lık bir hızla tarama yapılmıştır. Kesit incelemeleri için numuneler sıcak kalıplanmıştır. Kalıplama 180 °C sıcaklıkta 20 kN basınç altında 5 dakika tutma süreci içerisinde gerçekleştirilmiştir. Metalografik işlem kademesinde ise 320, 600, 1000 ve 2500 mesh'lik SiC aşındırıcı içeren zımpara kağıtları ile yüzeyler zımparalanmıştır. Nihai parlatma ise 3 µm'luk elmas pasta kullanılarak yapılmıştır. Fazların kesitte belirgin bir şekilde açığa çıkarılması için %3 Nital çözeltisi kullanılarak dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Mikroyapısal bileşenler ise ışık mikroskobu (IM, Olympus BX41M-LED) ve SEM (Jeol JSM 6060) kullanılarak karakterize edilmiştir. Fazlara ait elementel analizlerin gerçekleştirilmesinde enerji dağılımlı x-ışın spektrometresi (EDS, IXRF) kullanılmıştır.

Mekanik karakterizasyon aşamasında hem yüzeyden hem de kesitten sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Sertlik ölçümlerinde ENCOTEST DURDURASCAN-70 sertlik ölçeri kullanılmış olup, yüzey sertlik ölçümlerinde 50 g ve kesit sertlik taramasında 10 g yük kullanılmıştır. Yüzeyde ve kesitte çoklu ölçümler yapılmış olup, ölçümler sonrası aritmetik ortalama ve standart sapma değerleri belirlenmiştir.

5.4. Tribolojik Testler

Tribolojik testler üç aşamada gerçekleştirilmiştir. Birinci aşamada yüzeylerin kuru sürtünme test koşullarında aşınma davranışları incelenmiştir. Bu aşamada, “ball-on-disc” tipi tribometre düzeneği kullanılarak oda sıcaklığı aşınma testleri yapılmıştır. Testlerde karşıt malzeme olarak 3.5 mm çapına sahip alumina bilya kullanılmıştır. Testlerde uygulanan nominal yük 10N olup, yük altında bilyanın toplam 150 metre boyunca yüzeyler ile teması sağlanmıştır. Tüm testler 0.08 m/s hızla gerçekleştirilmiştir. İkinci aşamada, benzer bir düzenek (Turkyus POD&HT&WT) kullanılarak benzer parametreler eşliğinde 350 °C yüksek sıcaklık testleri gerçekleştirilmiştir. Bilindiği üzere yüzeylerin aşınma performansının değerlendirilmesinde malzeme de meydana gelen ağırlık değişimi (ΔW), hacimsel kayıp (V) ve aşınma oranı (W_r) belirleyicidir. Testler sonrası yüzeyde oluşan aşınma izleri IM ve SEM ile incelenmiş ve IM çalışmalarında izlerin ortalama genişlik değerleri belirlenebilmiştir. Ortalama iz genişliği ve test parametreleri de dikkate alındığında eşitlik 4.1’de verilen yaklaşım ile hacimsel kaybın belirlenmesi mümkündür. Hacimsel kaybın, uygulanan nominal yük (N) ve toplam sürtünme mesafesi (m)

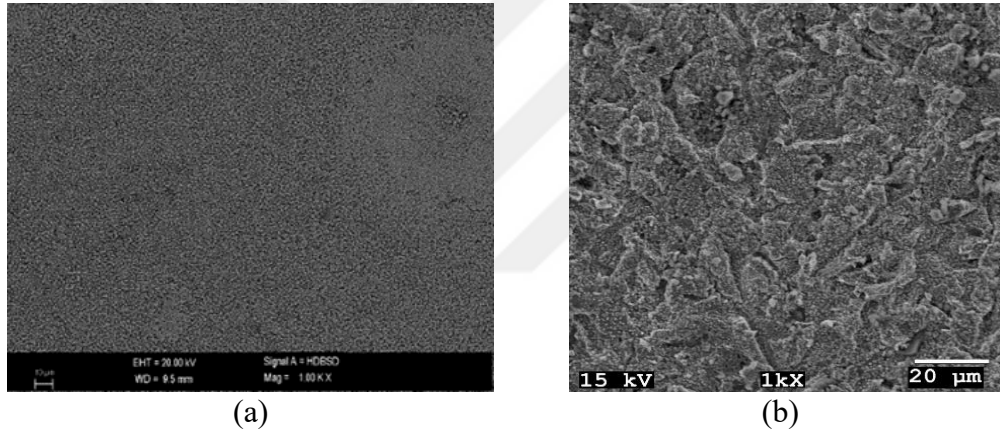
arpımına bölünmesiyle aşınma oranı hesaplanabilmektedir (Aktaş, 2014) IM ve SEM incelemelerinin yanı sıra yüzeydeki aşınma izleri 3D profilometre (Nanovea PS50) kullanımı ile de karakterize edilmiştir. 3D profilometrik ölçümler seçilmiş iz genişliklerinde hacimsel kayıpların belirlenmesinde fayda sağlamıştır. Böylece profilometrik ölçümler sonrasında da aşınma oranı hesaplanabilmiştir.

Yüksek sıcaklık testlerinde aynı zamanda “block-on-cylinder” olarak bilinen bir tribometre düzenegi de kullanılmıştır. Bu tür bir düzenekten elde edilen veriler esasen yüzeyleri modifiye edilmiş sıcak iş takım çeliklerinin endüstriyel uygulamalarda maruz kaldığı yüksek sıcaklıklarda (350 ve 450  C) oluşabilecek hasarlanma ve yüzey problemlerinin yorumlanmasını sağlamaktadır. Uygulanan testte karşıt malzeme olarak 30 mm kalınlıkta 100 mm çapında AA6080 alüminyum diski kullanılmıştır. Aşınma testlerinde karşıt malzeme test edilecek malzemelere 80 rpm dönme hızında 20 N yük ile toplam 500 toplam kayma mesafesinde temas ettirilmiştir. Testler sonrasında yüzeyde oluşan aşınma izleri IM ve SEM ile incelenmiştir.

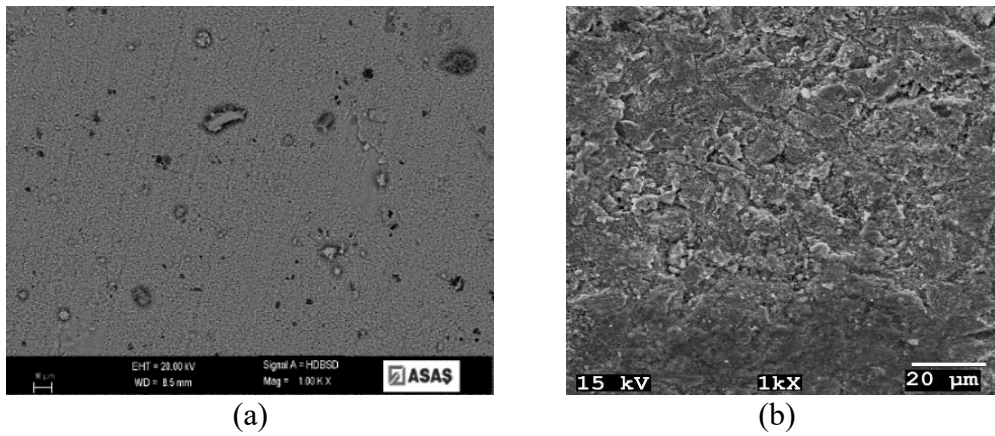
6. BULGULAR VE TARTIŞMA

6.1. Yüzeyde ve Kesitte Metalurjik Bulgular

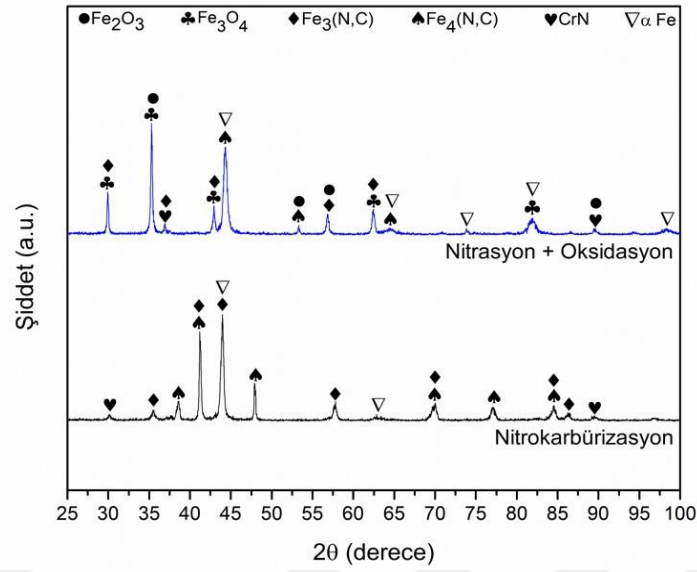
Farklı yüzey işlemi uygulanmış numunelerin yüzey SEM incelemelerine ait görüntüler Şekil 6.1 ve Şekil 6.2’de verilmiştir. SEM incelemeleri yüzeylerde homojen ve sürekli bir faz yapısının oluşturulduğuna işaret etmektedir. Yüzeyde bulunan fazların tanımlanmasında XRD analizleri kullanılmış olup, elde edilen data Şekil 6.3’te verilmiştir. XRD datası nitrokarbürizasyon işlemi sonrası çelik yüzeyinde $\text{Fe}_3(\text{N,C})$, $\text{Fe}_4(\text{N,C})$ gibi karbonitrürler ve CrN fazlarının var olduğunu ortaya koymuştur. Aynı zamanda XRD datası nitrasyon ve sonrasında oksidasyon uygulanmış çelik yüzeyinde kararlı Fe_2O_3 ve Fe_3O_4 gibi demir oksit fazlarının başarılı bir şekilde oluşturulduğunu da göstermiştir.



Şekil 6.1. Nitrokarbürizasyon uygulanmış çeliğin yüzeyine ait SEM görüntüleri; (a) yüzey genel görünümü ve (b) daha yüksek büyütmede yüzey görünümü



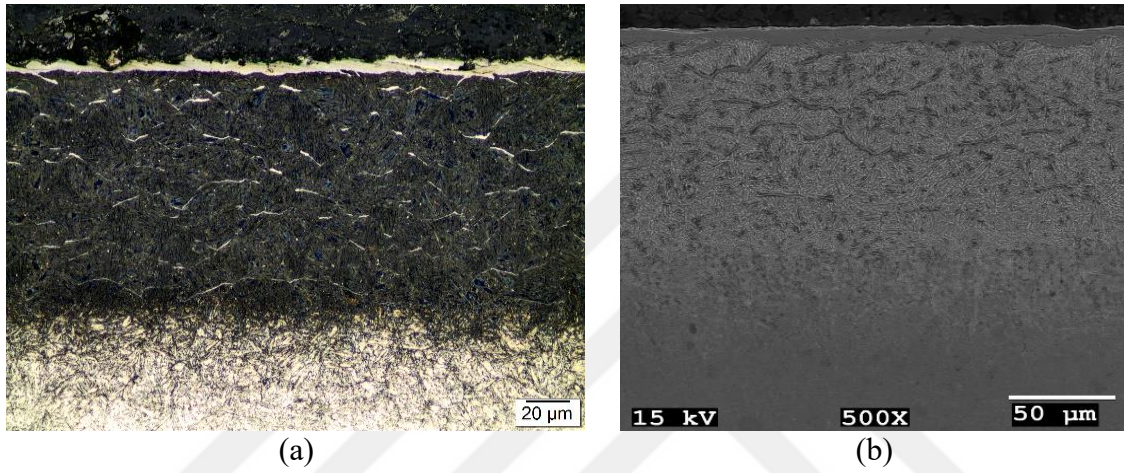
Şekil 6.2. Nitrasyon ve oksidasyon uygulanmış çeliğin yüzeyine ait SEM görüntüleri; (a) yüzey genel görünümü ve (b) daha yüksek büyütmede yüzey görünümü



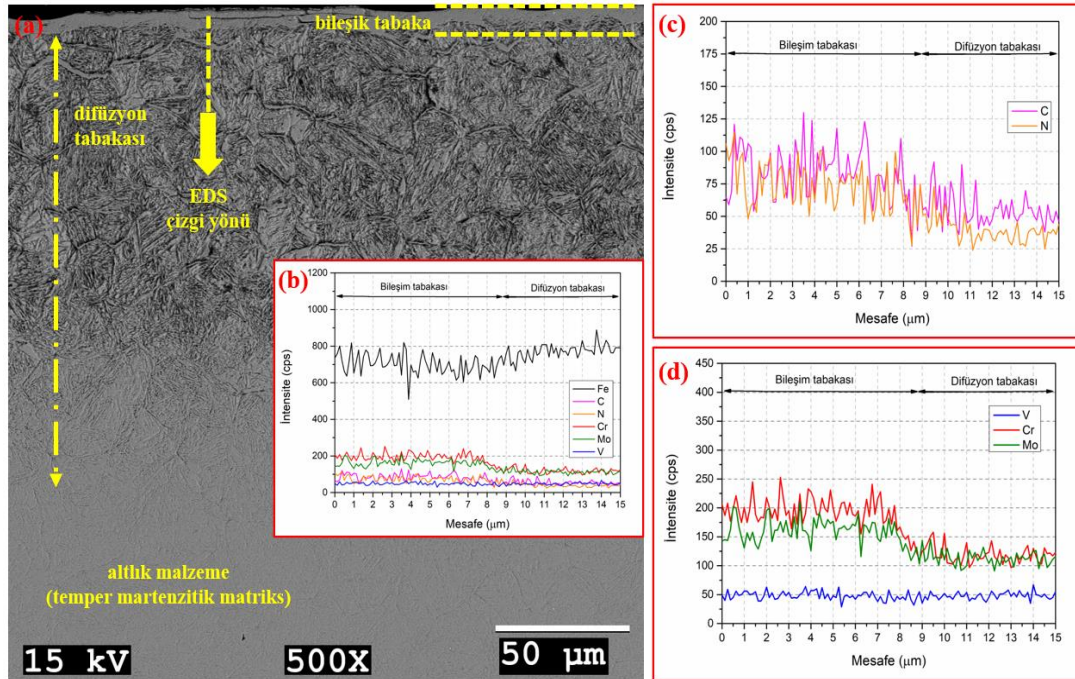
Şekil 6.3. Farklı yüzey işlemi uygulanmış çeliklere ait XRD datası

Şekil 6.4'te nitrokarbürizasyon uygulanmış takım çeliğinin dağlanmış konumunda kesitine ait IM ve SEM görüntüleri verilmiştir. Takım çeliğine başlangıçta östenitleştirme, su verme ve temperleme aşamalarını içeren konvansiyonel ısı işlemleri uygulanmış olup, IM görüntüsünden de görüleceği üzere çelikte temperlenmiş martenzit yapısı oluşturulmuştur. Bilindiği üzere, nitrokarbürizasyon işlemi ile takım çeliği yüzeyine karbon ve azot difüzyonu sağlanır ve böylece matrikse kıyasla kesitte belirli bir derinlikte daha yüksek azot ve karbon konsantrasyonuna sahip bir metalurjik yapı oluşturulur. Şekil 6.4'te verilen kesit görüntüleri dikkate alındığında, nitrokarbürizasyon işlemi ile yüzeyde $\sim 8 \mu\text{m}$ kalınlığında bir bileşim tabakası (BT) ve hemen altında $\sim 120 \mu\text{m}$ derinliğinde bir difüzyon tabakası oluşturulmuştur. Kesitte var olan bu bileşenlerin içerdiği element değişkenliği EDS çalışmaları ile belirlenmiştir. Bu aşamada yüzeyden içeri doğru belirli bir derinlikte bazı elementlerin (C, N, Fe, Cr, Mo ve V) konsantrasyon değişimi ile izlenmiştir. Şekil 6.5'a da verilen SEM görüntüsü üzerinde EDS çizgi doğrultusu verilmiş olup, Şekil 6.5b'de tüm elementlere ait profiller verilmiştir. Şekil 6.5b'de hem bileşim tabakası hem de difüzyon tabakası kırımları ile işaretlenmiş olup, bu tabakalarda demir içeriğinin değişken olduğu gözlemlenmiştir. Difüzyon tabakası bileşim tabakasına göre nispeten daha yüksek demir içeriğine sahiptir. Nitrokarbürizasyon ile azotun ve karbonun demir esaslı malzeme de içeri doğru difüzyonu sağlanabilmektedir. Yüzeyden içeri doğru azalan bir karbon ve azot profili Şekil 6.5c'de görülmektedir. Öte yandan altlık malzeme kompozisyonunda bulunan bazı

elementler (Cr ve Mo) yüzeye doğru difüze olabilmektedir. Şekil 6.5d’den de görüleceği üzere, krom ve molibden aynı zaman da bileşim tabakasında bulunabilmektedir. Görüleceği üzere yüzeyden içeri doğru alaşım elementlerinin değişken konsantrasyonu ve buna bağlı olarak değişken bir faz dağılımı bulunmaktadır. Bu durumda değişken sertlik değerlerine ulaşmak mümkündür. Yüzeyden alınan setlik ölçümleri var olan sert seramik tabakasına ($1165 \pm 56 \text{ HV}_{0.01}$) bağlı olarak matriks yapısından ($560 \pm 20.2 \text{ HV}_{10}$) daha yüksek bir sertlik değerine ulaşılabilirdiğini göstermiştir.



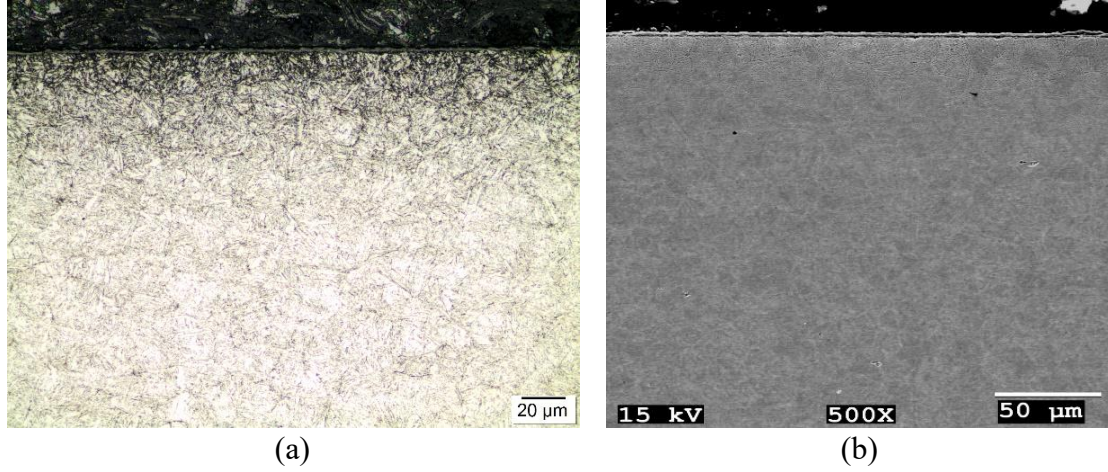
Şekil 6.4. Nitrokarbürizasyon uygulanmış takım çeliğinin kesit mikroyapıları; (a) IM ve (b) SEM



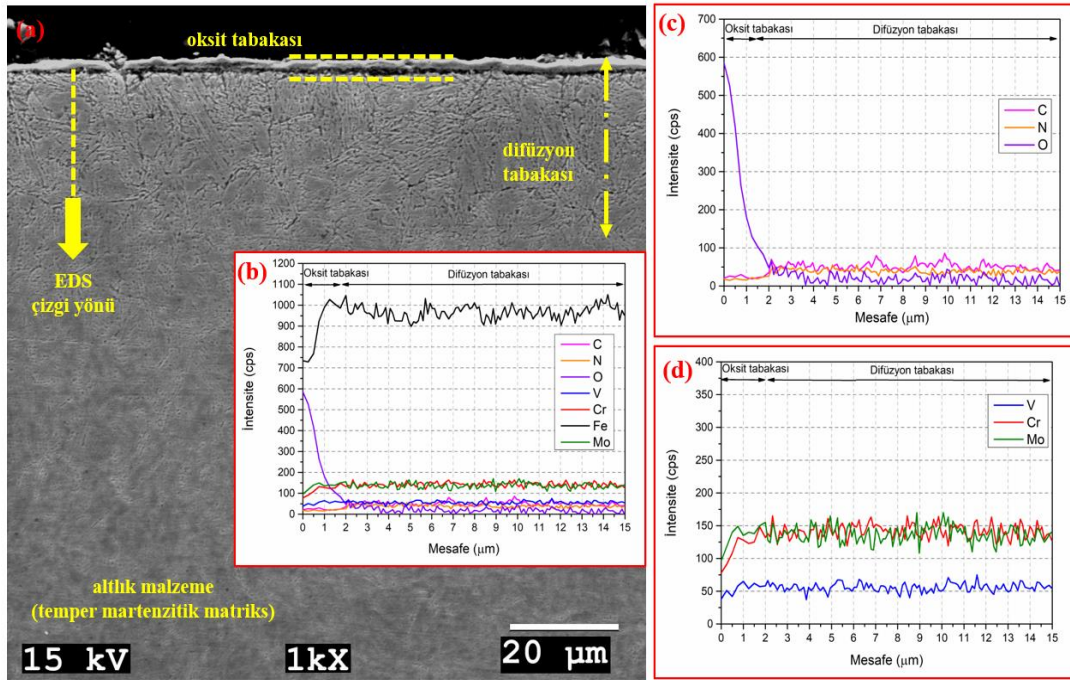
Şekil 6.5. Nitrokarbürizasyon sonrası kesitte elementel değişim profilleri

Nitrasyonu işlemi sonrası bir post oksidasyon işlemi gerçekleştirilmiş olup, prosesler sonrası sıcak iş takım çeliğinin kesitine ait mikroyapılar Şekil 6.6'da verilmiştir. Şekil 6.6'a da verilen IM görüntüsü post oksidasyon işlemi ile yüzeyde gri kontrastlı $\sim 2 \mu\text{m}$ kalınlığında bir oksit tabakasının (OT) oluştuğunu ortaya koymaktadır. Yüzeyde yapılan XRD çalışmaları bu oksit yapısının esasen hematit (Fe_2O_3) ve magnetit (Fe_3O_4) olabileceğini ortaya koymuştur. Tabakalı bir formda yüzeye tutunabilen bu oksit formları yüzey özelliklerini olumlu ve olumsuz bir süreçte etkileyebilmektedir. En dış yüzeyde bulunabilen manyetit tabakası ile yüzeylerin korozyon direnci arttırabilmekte ve tribolojik etkileşim sürecinde daha düşük bir sürtünme katsayısına ulaşılabilir (Perez, 2016). Ancak post oksidasyon parametrelerine (sıcaklık ve zaman) bağlı olarak oksit formlarının yoğun bir gözenekte oluşması kaçınılmazdır. Bu durumda yüzey özellikleri nispeten zayıflamaktadır (Balasko ve diğ., 2021). Oksidasyon ile yüzeyde elde edilen demir oksit formlarının yüzey sertliğini arttırması beklenmektedir. Yüzeyde yapılan çoklu sertlik ölçümleri bu tür bir prosesleme ile $762 \pm 32 \text{ HV}_{0.01}$ seviyesinde bir yüzey sertliğine ulaşıldığını ortaya koymuştur.

Şekil 6.6b'de verilen SEM görüntüsünden de görüleceği üzere oksit tabakasının hemen altından başlayarak kesitte $20 \mu\text{m}$ derinliğe kadar bir difüzyon tabakasına da mevcuttur. Bu tabaka sonrası ince bir geçiş bölgesi dahilinde altlık bir malzeme yapısı olan temper martenzit bir matriks baskındır. Kesitte elementlerin konsantrasyon değişimleri de EDS çizgi analizleri ile izlenmiş olup, Şekil 6.7a'da verilem SEM görüntüsü üzerinde analiz doğrultusu işaretlenmiştir. Şekil 6.7b'de seçili elementlerin (O, C, N, Fe, Cr, Mo ve V) hem oksit tabakası içerisinde hem de difüzyon tabakası içerisindeki değişim profili verilmiştir. Profillerden de görüleceği üzere ilk $2 \mu\text{m}$ tabaka Fe-O bileşimindedir. Şekil 6.7c'de özellikle oksijen, karbon ve azot profili incelendiğinde oksit ve difüzyon tabakaları içerisinde bu elementlerin ne denli kararlı bir faz oluşturabileceği izlenebilmektedir. Altlık malzemenin kimyasal kompozisyonunda bulunan krom ve molibden oksit tabakası içerisinde de bulunabilmektedir (Şekil 6.7d).



Şekil 6.6. Nitrasyon ve oksidasyon uygulanmış takım çeliğinin kesit mikroyapıları; (a) IM ve (b) SEM

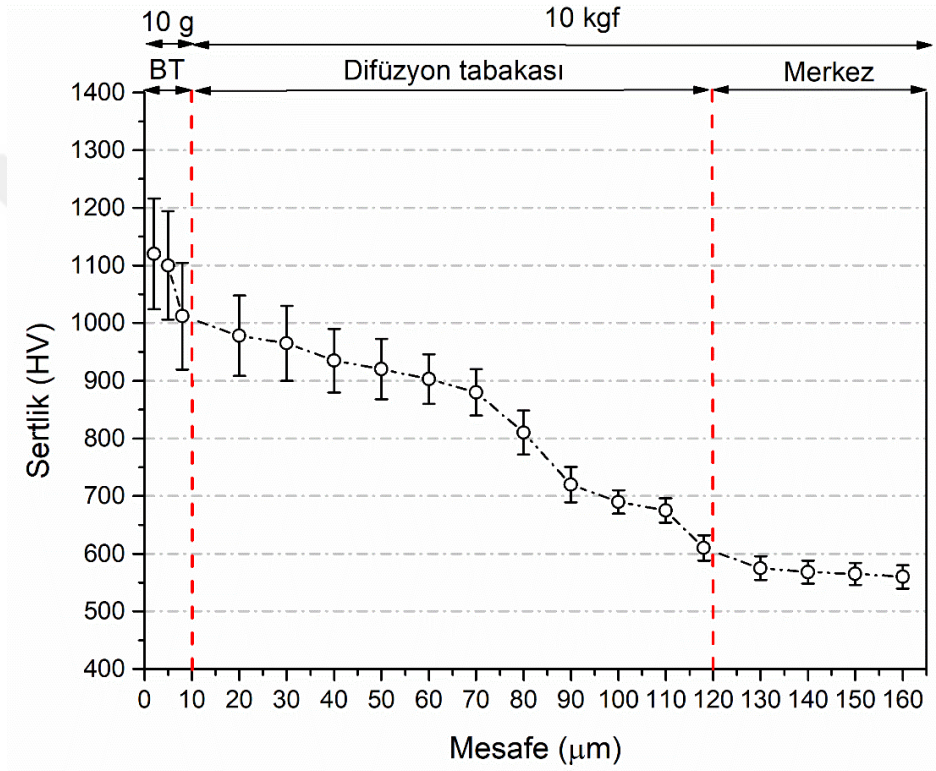


Şekil 6.7. Nitrasyon ve oksidasyon sonrası kesitte elementel değişim profilleri

6.2. Kesitte Sertlik Değişimi

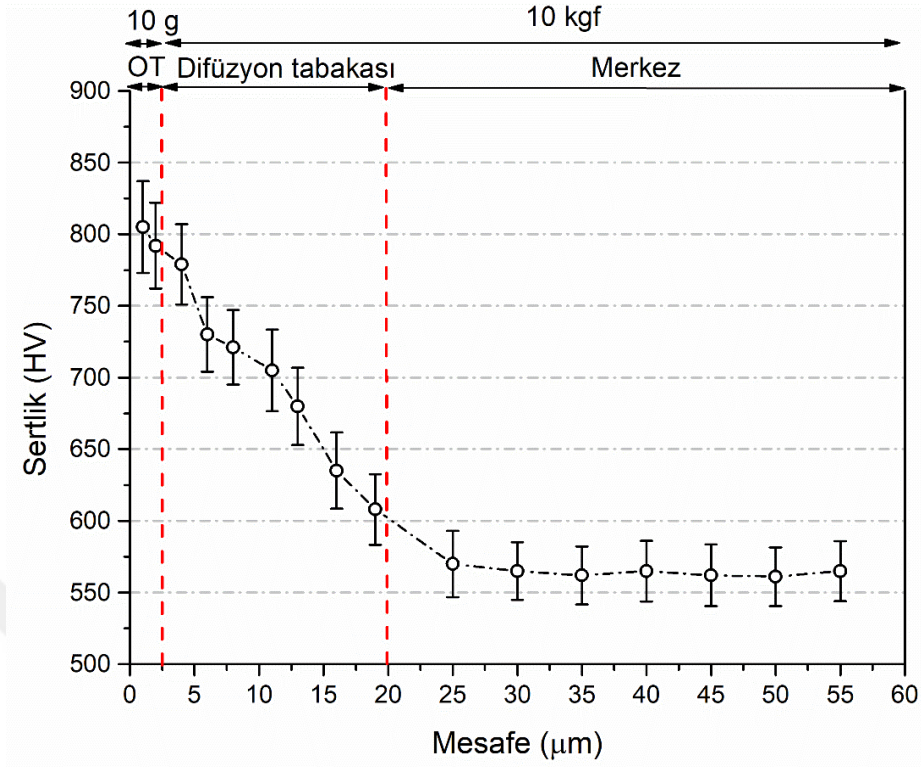
Nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış sıcak iş takım çeliğinin kesitinde yapılan mikrosertlik taraması ile elde edilen sertlik değişim profili Şekil 6.8’de verilmiştir. İlgili şekilde kesitte varolan bileşim tabakasına, difüzyon tabakasına ve ana matriks yapısına ait sertlik değişkenlikleri belirli kırımlar ile izlenebilmektedir. Bileşim tabaka sertliği $1125 \pm 122 \text{ HV}_{10}$ değerinde bir sert seramik tabakadır. Difüzyon tabakası ise yaklaşık 120

μm derinliğinde olup, matrikste bulunan azot ve karbon kontrasyonuna bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Bilindiği üzere nitrokarbürizasyon ile yüzeyden merkeze azot ve karbon konsantrasyonunda bir azalma eğilimi vardır. Bu durum da proses sonrası difüzyon tabakasında 1008-600 HV₁₀ sertlik aralığına ulaşmak kaçınılmazdır (Karamboiki ve diğ., 2013). Difüzyon tabakası sonrası altlık malzeme matrisk yapısı olan temper martenzit yapı için yaklaşık 560 ± 20.2 HV₁₀ seviyesinde bir sertlik değeri izlenmiştir.



Şekil 6.8. Nitrokarbürizasyon sonrası kesitte sertlik değişim profili

Şekil 6.9'da nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin kesitine ait sertlik profili verilmiştir. Profilde yüzeyden içeri doğru ilk 2 μm tabaka bir oksit formu olup, yaklaşık 805 ± 22 HV₁₀ sertliğindedir. Bu tabaka sonrası 20 μm derinliğinde bir difüzyon tabakası varolup, tabakaya ait sertlik aralığı 779-608 HV₁₀ sertlik değerindedir. Nihai olarak proses sonrası altlık malzeme sertlik değeride kesitte tekrar ölçülmüş olup, elde edilen değer (562 ± 20.4 HV₁₀) tipi temper martenzit sertlik değeri olarak değerlendirilmiştir.



Şekil 6.9. Nitrasyon ve oksiasyon sonrası kesitte sertlik değişim profilleri

6.3. Tribolojik Testlerin Değerlendirilmesi

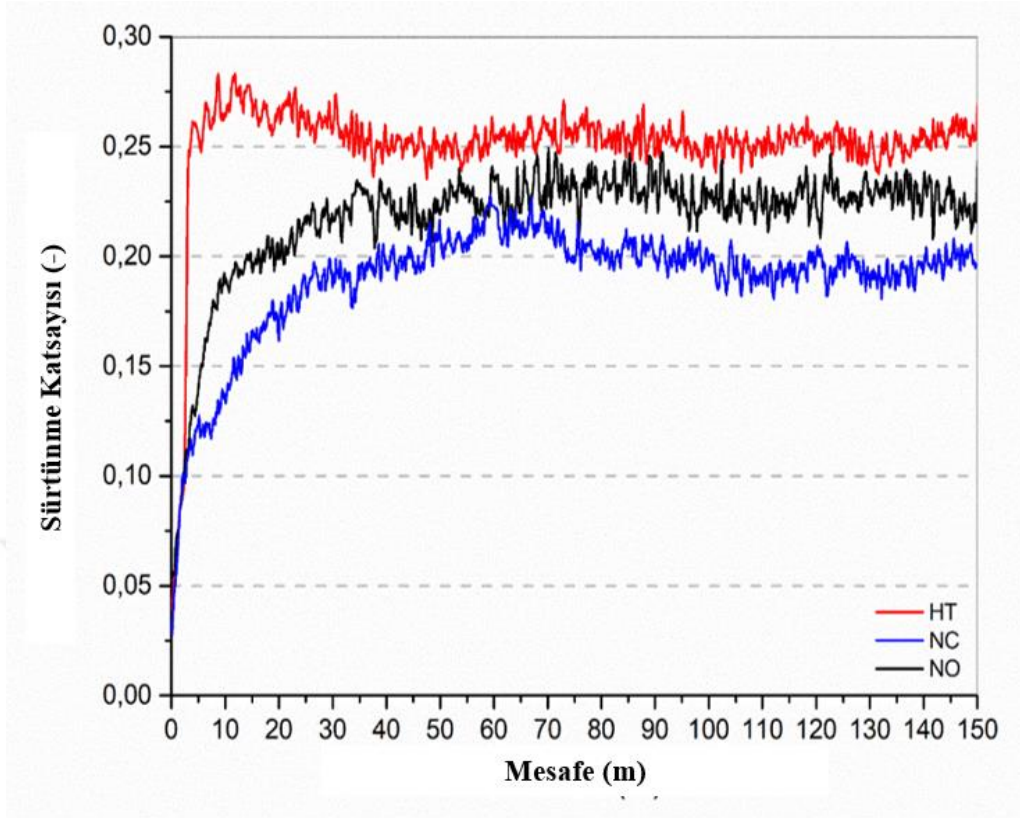
6.3.1. Oda Sıcaklığı Aşınma Testleri ve Yüzey İncelemeleri

Şekil 6.10'da toplam sürtünme mesafesinin bir fonksiyonu olarak test edilen tüm yüzeylerin sürtünme katsayısı (COF) değişim diyagramları verilmiştir. Diyagramlar incelendiğinde tüm malzemeler için tipik mesafeye bağlı COF değişim eğrileri elde edilmiştir. Bu değişim eğrileri rodaj, geçiş ve kararlı hal aşınmasını içermektedir. Bilindiği üzere, rodaj aşamasında yüzeylerin birbirine teması söz konusudur. Bu aşamada sürtünme katsayısı sabit olmayıp belirli bir mesafe kat edilinceye kadar sürtünme katsayısı lineer bir artış eğilimindedir. Bu aşamanın öncül zamanlarında yüzeydeki pürüzlülüğün deformasyonu ve giderilmesi gerçekleşir. Sonrasında parlatılmış yüzeylerde bir taraftan kayma yüzeyleri arasında sıkışan partiküllerin sayısal artış ve çizme eğilimine ve bir taraftan da adhezyonunda devreye girmesine bağlı olarak sürtünme katsayısında artış gözlenir. Geçiş aşamasında, oluşan yeni yüzeylerin yüzey pürüzlülüğünün azalması ve yapışma kabiliyetinin yüksek olması nedeniyle COF değerlerinin en yüksek değere ulaşması mümkündür. Kararlı hal aşamasında, aşınmış parçacıkların parlatılmış yüzeye yapışması azalmaktadır. Dolayısıyla sürtünme

kuvvetleri de azalmaktadır. Bu aşamada, pürüzlülüklerin deformasyonu önemli ölçüde devam etmektedir ve sürtünmenin de etkisi ile COF değerlerinde bir dalgalanma (değişkenlik) oluşabilir. Tüm bu aşamalar, test edilen yüzeyler için belirli bir mesafe ve bir COF değer aralığında izlenebilmektedir.

Şekil 6.10'dan da görüldüğü üzere, test edilen malzemeler arasında en düşük sertlik değerine sahip olan ısıtılmış işlem görmüş çelikte (HT) rodaj aşaması toplam kayma mesafesinin ilk 5 metresine kadar sürmekte ve COF değerinde sürekli artış eğilimi izlenmektedir. HT malzeme için rodaj aşamasında belirlenen COF değeri ~0.26 olup, geçiş aşamasında bu değer toplam kayma mesafesinin ilk 40 metresine ulaşana kadar maksimum 0.28 değerine ulaşabilmektedir. Bu mesafeden sonra kararlı hal aşaması gözlenmekte ve testin tamamlandığı 150 m boyunca COF değeri 0.23-0.27 olarak kaydedilmiştir. Isıtılmış işlem görmüş malzemenin oda sıcaklığındaki tribolojik etkileşimi ile karşılaştırıldığında, eşdeğer koşullar altında yapılan testler, yüzey işlemleriyle nispeten daha düşük COF değerlerine ulaşılabilceğini ortaya çıkarmıştır. Yüzeyde daha sert bir tabakanın bulunmasıyla, termo-kimyasal işlem uygulanmış malzemelerde nominal yük altında rodaj aşaması ötelenebilmekte ve bu süreç toplam mesafenin ilk 10 metresine kadar devam edebilmektedir.

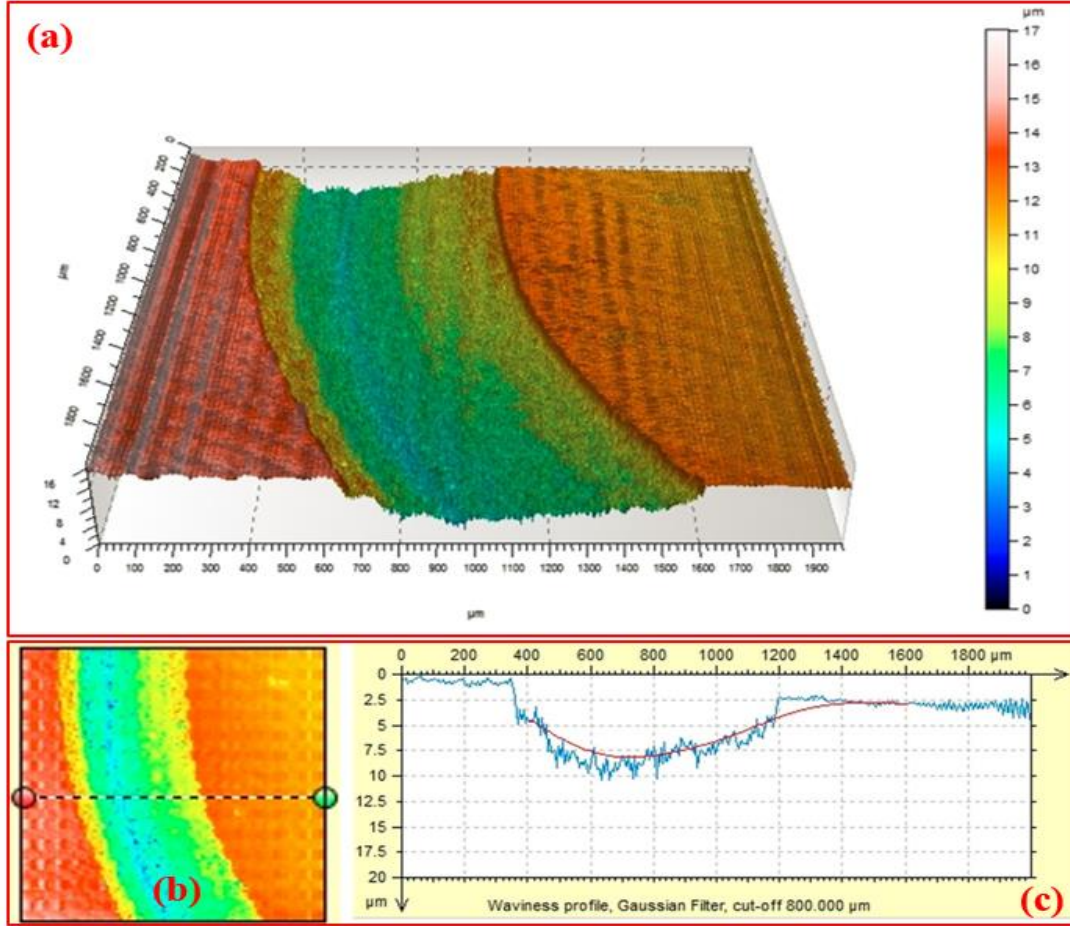
Bileşim/demir oksit katmanlarının yüzey tarafından sağlanan temas direncine tepki olarak yük altında başarısız olması, yüzeyde serbest bir cisim olarak hareket etmesi ve yüzeyi sürekli olarak çizmesi nedeniyle uzatılmış bir geçiş aşaması gözlemlenir. Bu açıdan bakıldığında, geçiş aşaması hem NO hem de NC malzemeler için tribolojik etkileşimde toplam kayma mesafesinin ilk 70 metresine kadar ötelenebilir. Kararlı hal aşamasında sürtünme sırasındaki daha düşük COF değerlerine ulaşılması yüzey işlemleri ile mekanik bir avantajın sağlanabildiğini ortaya koymaktadır. Kararlı hal aşamasında COF değeri aralığı NO ve NC malzemeler için sırasıyla 0.22-0.25 ve 0.19-0.21'dir. En yüksek yüzey sertliğine ve geniş difüzyon katmanına sahip olan NC malzemesinde, tribolojik etkileşim sırasında azalan temas alanı ve artan kayma gerilimi nedeniyle daha düşük COF değerleri izlenmektedir.



Şekil 6.10. Kuru sürtünme testleri sonrası elde edilen kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim diyagramı

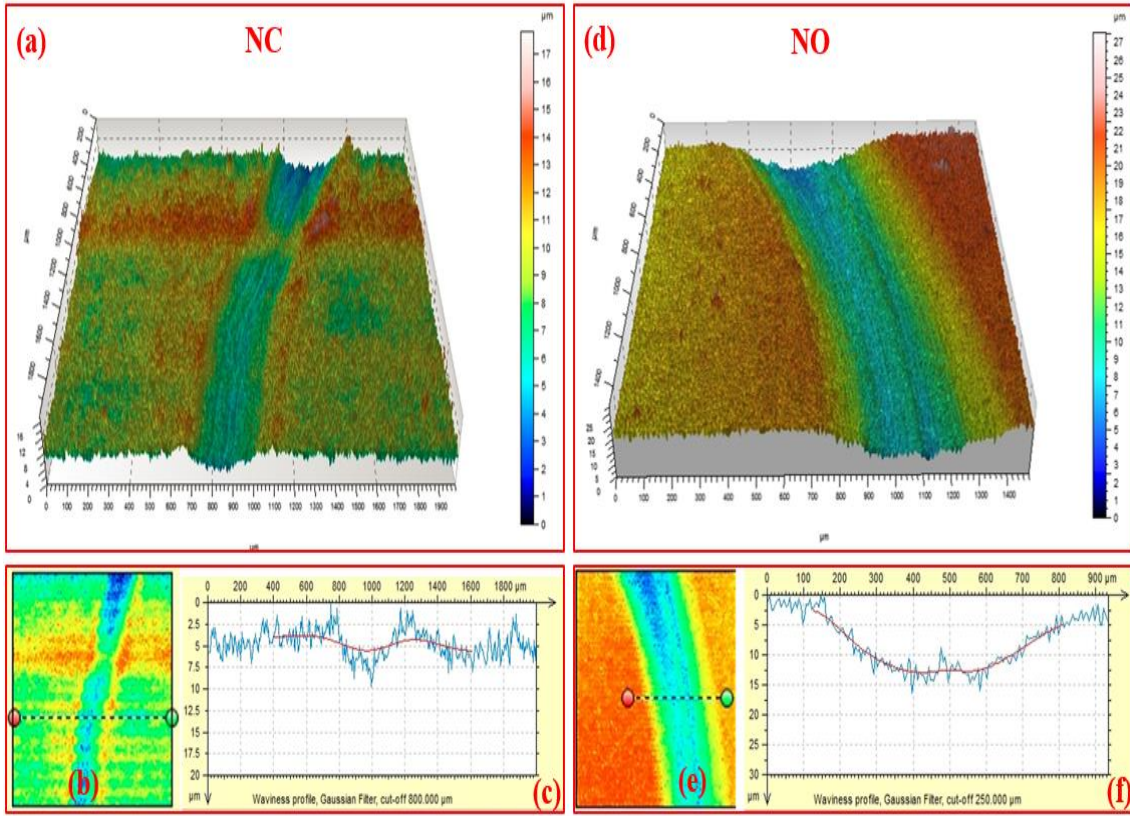
3D profilometrik karakterizasyon aşınma testi sonrasında karşıt malzemenin çelik yüzeyi ile temas alanları görmek ve aşınma izinin derinliği ve genişliğine bağlı olarak hacim kayıplarını karşılaştırmada belirleyici rol oynamaktadır. Şekil 6.11'de ısıtılmış numune için aşınma testi sonrasında yüzeyde oluşan aşınma izinin iz ölçümü verilmiştir. Aşınma izinin en derin noktası seçilerek bu noktadan genişlik ölçümü alınmıştır. İz genişliği yaklaşık 880 μm olup, karşıt malzemenin hareketine paralel çok ince çizikler gözlenmiştir. Alümina bilyanın toplam kayma mesafesi sonucunda ortalama 7.5 μm 'luk bir iz derinliğine ulaşılmıştır. Şekil 6.11'de yüzey işlemi uygulanmış numunelerin oda sıcaklığında yapılan aşınma testi sonrası aşınma genişlikleri ve derinlikleri 2D profilleri ile takip edilebilmektedir. Şekil 6.11a'da verilen görselde yüzeyde mevcut olan birleşik pürüzlülük, nitrokarbürizasyon (NC) uygulanmış malzeme üzerinde homojen ve sürekli bir bileşik tabaka oluşturduğunu ve aşınma sırasında oluşan izin temas alanının azaldığı ortaya koymaktadır. Şekil 6.11b'de aşınma izi profilinde genişlik 400 μm ve derinlik 6 μm elde edilmiş olup bu değerler ısıtılmış numune

numuneye göre çok daha düşük hacim kayıplarının olduğu göstermektedir. Şekil 6.11c’de verilen iz genişliği 6 μm ortalama derinliğin üstünde olmasına rağmen nitrokarbürizasyon uygulanmış yüzeyde 8 μm kalınlığa sahip bileşik katman varlığını korumaktadır.



Şekil 6.11. (a) Isıl işlem uygulanmış takım çeliğinin kuru sürtünme sonrası 3D projeksiyonu, (b ve c) aşınma izi üzerinde işaretlenen çizgi ve iz derinlik/genişlik profili

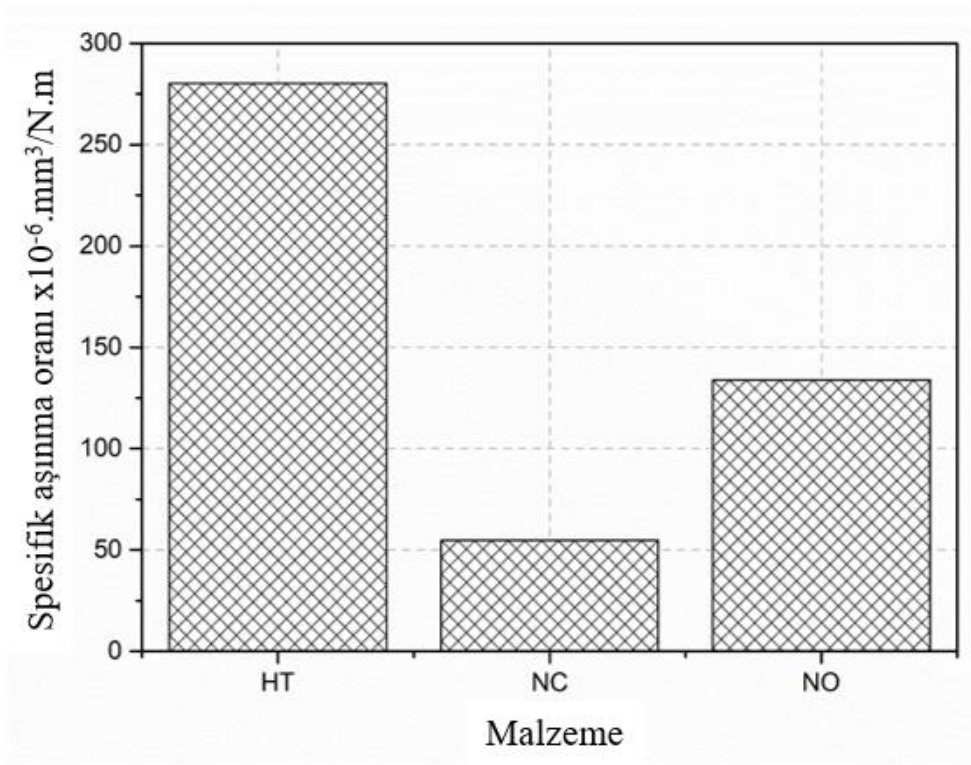
Şekil 6.12’de ise nitrasyon ve oksidasyon (NO) uygulanmış malzemeye baktığımız da ise yüzeyde homojen ve sürekli bir oksit tabakası elde edilmiş edilmiştir. Yüzeyde elde edilen aşınma iz derinliği 13 μm , genişliği 650 μm ‘dur. Şekil 6.12’de çizgi boyunca iz derinliği takip edildiği zaman yüzeydeki oksit tabakasının tribolojik etkileşimler sırasında tamamen kalktığı ve karşıt malzemenin yüzeydeki difüzyon tabakası ile etkileşimde olduğu görülmektedir.



Şekil 6.12. (a) Nitrokarbürizasyon ve (d) nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin kuru sürtünme sonrası 3D projeksiyonu, (b ve e) aşınma izleri üzerinde işaretlenen çizgiler boyunca izlerin derinlik/genişlik profili (c ve f)

Şekil 6.13'te aşınma testi sonrasında her bir numune için hesaplanan spesifik aşınma oranları verilmiştir. Çıkan sonuçlara bakıldığında termokimyasal yüzey işlemleri ile sadece ısıl işlem uygulanmış malzemeye göre aşınma oranları önemli bir ölçüde azaltılabilmektedir. Yüzeyde oluşan sert bileşik tabakasının ve yüksek yük taşıma kapasitesine sahip difüzyon tabakasının varlığı önemli bir aşınma direnci sağlamıştır.

Aşınmaya karşı direnç en yüksek nitrokarbürizasyon sonrası elde edilen yüzeyde sağlanmıştır. Nitrasyon ve oksidasyon uygulanan yüzeyde ise oksit tabakasının erkenden hasarlanıp yüzeyden ayrılmasından dolayı nispeten daha düşük bir aşınma direnci sağlanabilmiştir. Bu durum nitrokarbürizasyon işlemi ile nitrür ve karbür yapılarının aşındırıcı etkilere karşı daha iyi direnç sağladığını göstermektedir. Nitrasyon ve oksidasyon yüzey işleminin yüzeyle oluşturduğu daha zayıf olup erken ömürde aşındığı göstermektedir.

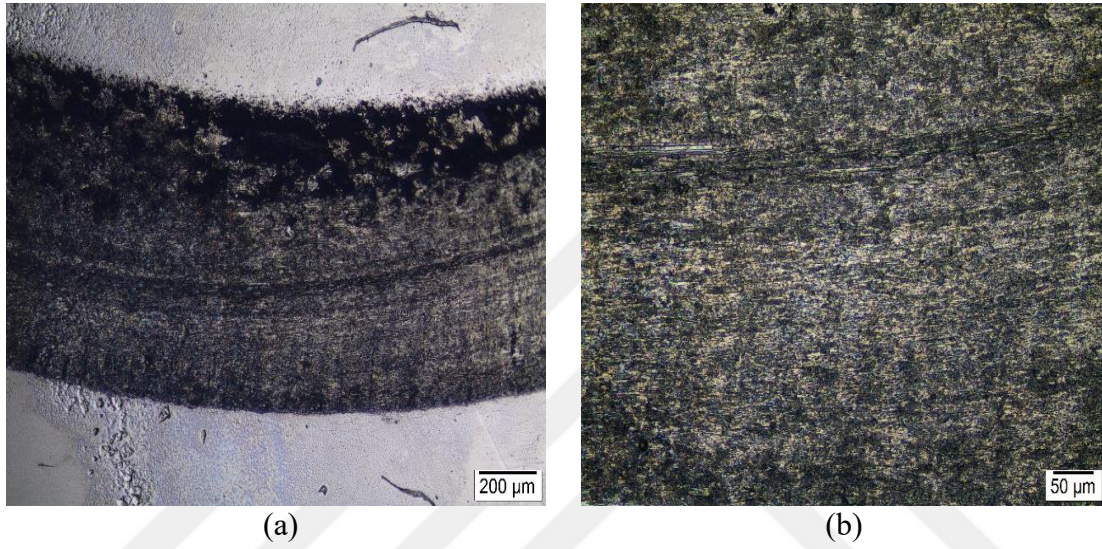


Şekil 6.13. Kuru kayma koşulları altında test edilen malzemeler için hesaplanan aşınma oranları

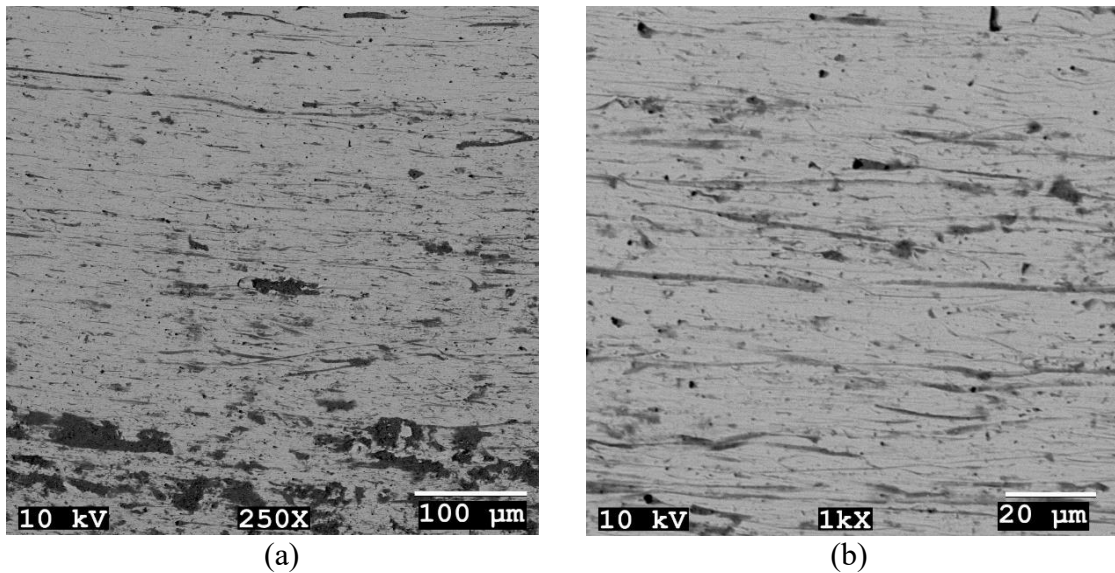
Isıl işlem görmüş numuneye oda sıcaklığında uygulanan aşınma testi sonra IM ve SEM görüntüleri Şekil 6.14 ve Şekil 6.15'te verilmiştir. IM görüntüsünde alumina bilyanın aşınma yönü doğrultusunda çelik yüzeyinde düz (pürüzsüz) bir aşınma izi oluşturduğu görülmektedir. SEM görüntülerinde malzeme yüzeyinde tribolojik etkileşimin bir sonucu olarak soğuk kaynaklanmış formda adhezif aşınma gözlemlenmiştir. Adhezif aşınma sırasında yüzey tabakasının ayrılmış ve kopan parçacıkların yüzeyde serbest bir cisim hareket ederek yüzeyde ince çizikler oluşturmuştur. Nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış malzemenin aşınma oranları incelendiğinde önemli bir aşınma direnci gösterdiği tespit edilmiştir.

Şekil 6.16 ve Şekil 6.17'de IM ve SEM görüntüleri dikkate alındığında, bu durumu kanıtlar nitelikte bileşim tabakası tribolojik etkileşime rağmen yüzeyde sürekliliğini koruyabilmiştir. Adhezif aşınma yüzey işlemi uygulanmamış numuneye göre büyük ölçüde azaltmıştır. Çoğunlukla alumina bilyanın hareketine paralel uzanan aşınma izleri gözlenmiştir. Yüzeyde aşınma sonucu kopan parçacıkların oluşturduğu kırılğan ve soğuk

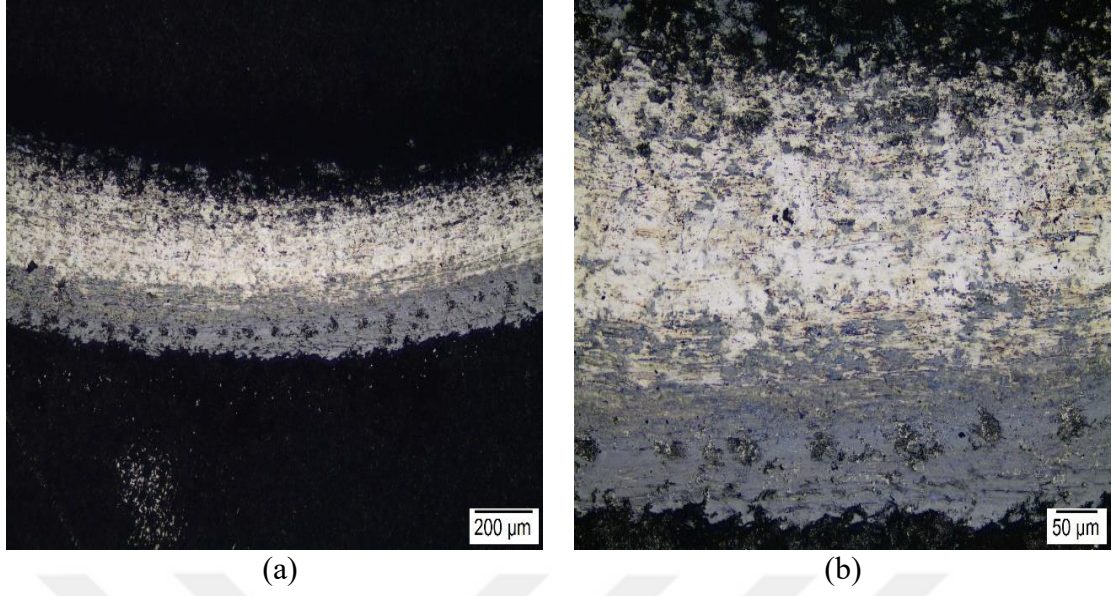
kaynaklanmış katmanlar da görülmektedir. Şekil 6.18 ve Şekil 6.19’da ise nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış çeliğin aşınma sonucunda yüzeyde bulunan demir oksit tabakasının tribolojik test koşulları altında yüzeyden tamamen uzaklaştığı görülmektedir. Aşınma yüzeyindeki derin çizgiler sürtünme nedeniyle yüzeyden ayrılan ve serbest cisim olarak yüzeyde hareket eden parçacıklar için batma/gömülme bölgeleri olarak hizmet edebilmektedir.



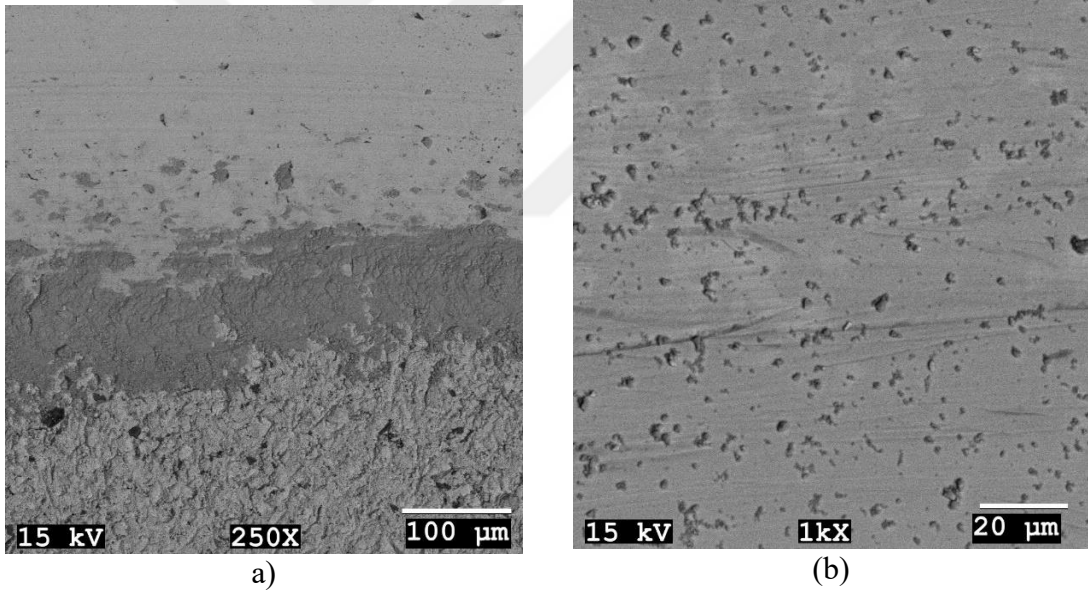
Şekil 6.14. Isıl işlem uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri



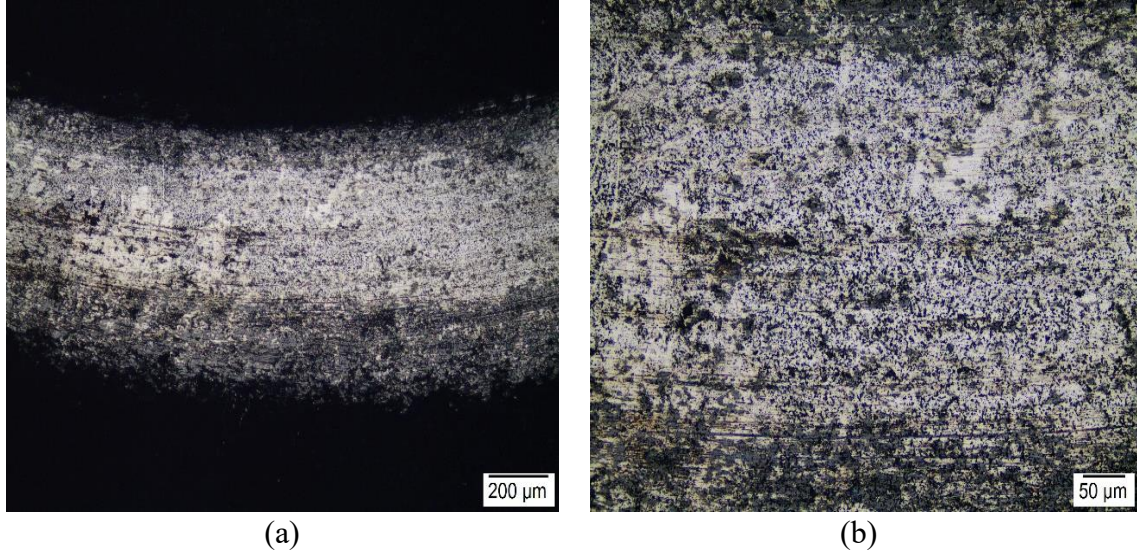
Şekil 6.15. Isıl işlem uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri



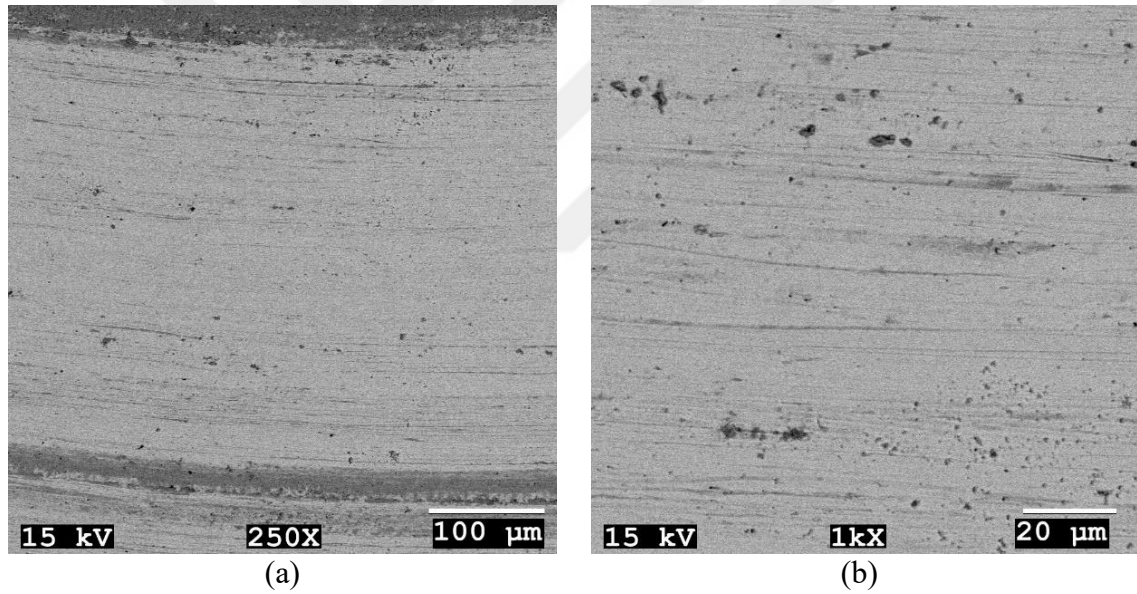
Şekil 6.16. Nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri



Şekil 6.17. Nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri



Şekil 6.18. Nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri

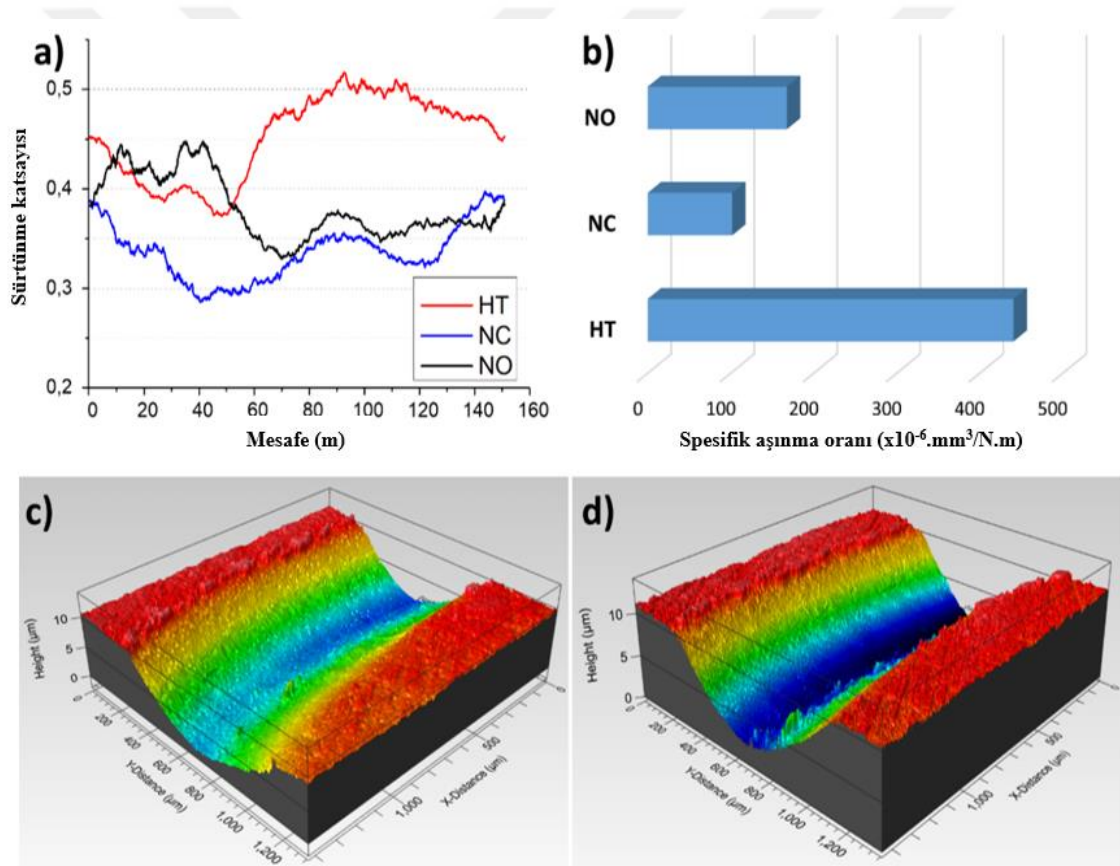


Şekil 6.19. Nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri

6.3.2. Sıcak Aşınma Testleri ve Yüzey İncelemeleri

Şekil 20a'da 350 °C sıcaklıkta alumina bilya kullanılarak yapılan sıcak aşınma testleri sonrası sürtünme mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim grafikleri verilmiştir. Oda sıcaklığına benzer olarak ısıtılmış ve bir kontrol malzemesi olan HT çeliğine kıyasla yüzey işlemi uygulanmış çeliklerde nispeten daha düşük sürtünme katsayıları izlenmiştir. Nitrokarbürize edilmiş çelikte en düşük sürtünme katsayısına ulaşılmış olup,

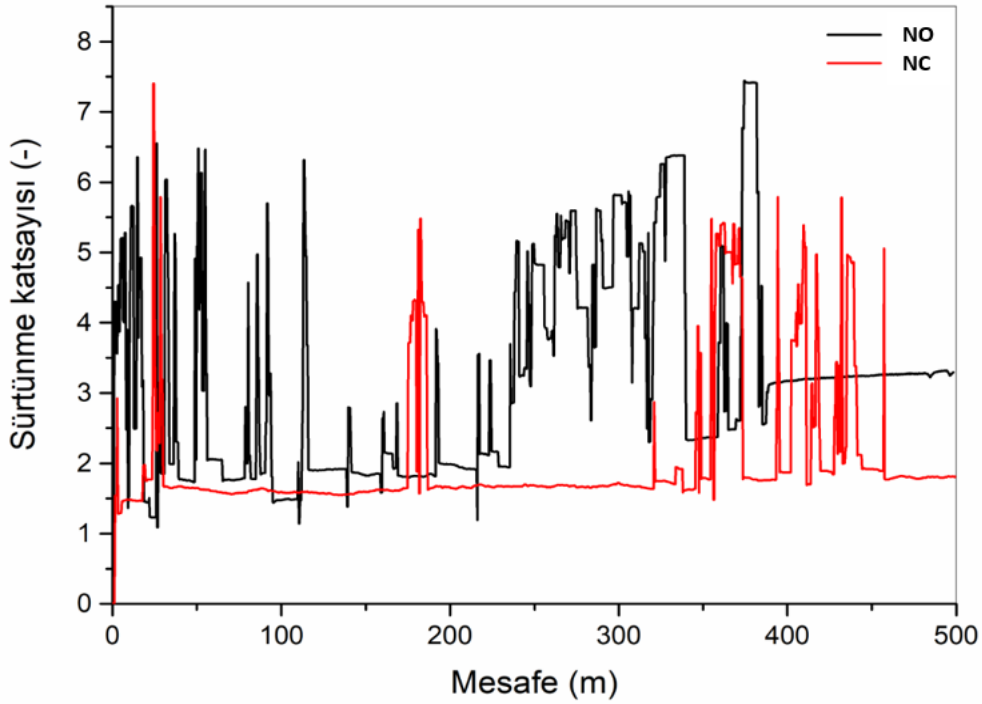
test sıcaklığında kararlılığını koruyabilen sert bileşim tabakası malzemeye önemli bir direnç sağlayabilmiştir. Nitekim Şekil 6.20b’de verilen spesifik aşınma oranları dikkate alındığında, yüksek sıcaklıkta yapılan aşınma testi ile konvansiyonel ısıt işlem uygulanmış çelikte önemli bir aşınma nedeni malzeme kaybı gerçekleşmiştir. Yüzey işlemleri arasında daha düşük aşınma oranına sahip olmasından dolayı nitrokarbürize edilmiş çelik yüzeyi nitrasyon ve oksidasyon uygulanmış çeliğe göre daha yüksek aşınma direnci sergilemiştir. Aşınma yüzeyleri üzerine yapılan 3D profilometrik ölçümler nitrasyon ve oksidasyon uygulanmış çeliğe kıyasla nitrokarbürize edilmiş çelikte daha sık ve dar bir izin oluştuğunu göstermektedir. Bu ise nitrokarbürizasyon işlemi ile çeliğin aşınma direncinin ne denli arttırıldığına önemli bir kanıttır.



Şekil 6.20. 350 °C sıcaklıkta yapılan testler sonrası elde edilen tribolojik data; (a) mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimi, (b) test edilen malzemelerin spesifik aşınma oranlarının değişimi, (c) nitrokarbürize ve (d) nitrasyon sonrası okside edilmiş çeliklerin aşınma izlerine ait 3D projeksiyonlar

Aluminyum karşıt malzeme kullanılarak 450 °C sıcaklıkta gerçekleştirilen sıcak aşınma testleri sonrası toplam kayma mesafesinin bir fonksiyonu olarak sürtünme katsayısı

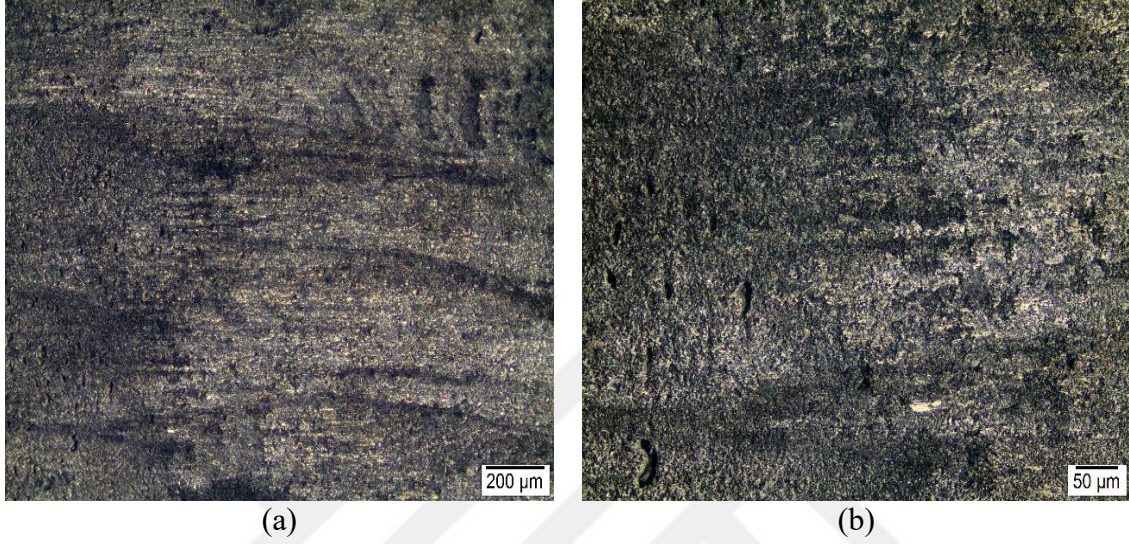
değişimi grafikleri Şekil 6.21’de verilmiştir. Oda sıcaklığı sürtünme katsayılarına kıyasla çok daha yüksek sürtünme katsayıları elde edilmiştir. Kullanılan karşıt malzeme test koşullarında yüzeye yapışabilmekte ve bundan dolayı sürtünme katsayıları çoğunlukla 2 ve üzerindedir. Karşıt malzeme yüksek sıcaklığın etkisiyle yumuşama eğilimi göstermekte ve bu durum malzeme yüzeyinde belirli ölçülerde yapışmaya neden olmaktadır. Yapışan ve yüzeyden mekanik olarak ayrılan alüminyum esaslı matriksin yeniden yüzeye yapışması ve bu döngünün tekrarı ile yüksek sürtünme kuvvetleri açığa çıkabilmektedir. Nitrokarburizasyon uygulanmış takım çeliği nitrasyon ve oksidasyon uygulanmış çeliğe kıyasla daha kararlı bir sürtünme katsayısı değişimi sergilemekte olup, özellikle kararlı hal bölgesinde uzun mesafelerde (sürelerde) en düşük sürtünme katsayısı aralığında bir davranış sergilemiştir.



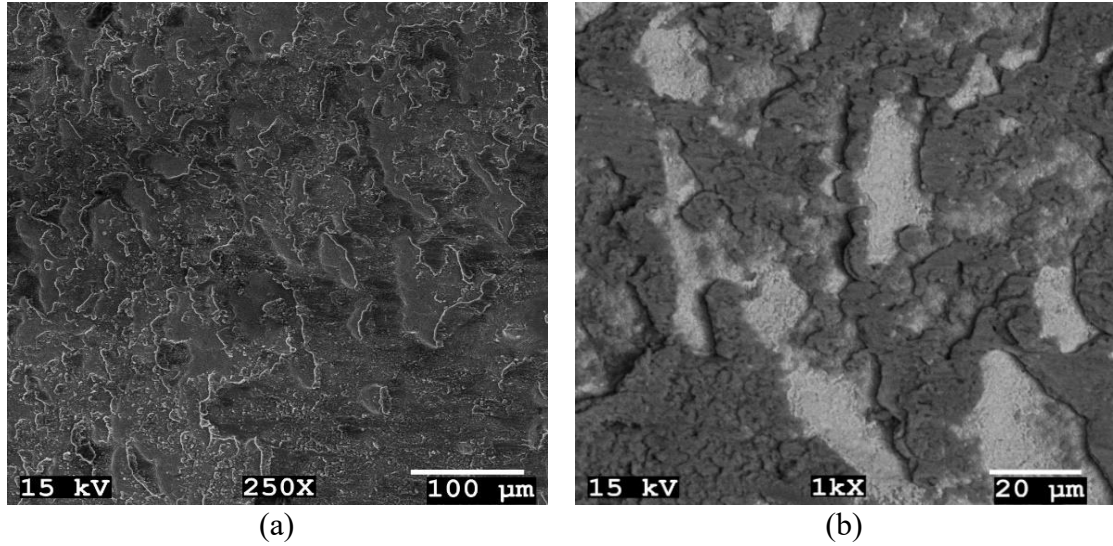
Şekil 6.21. Alüminyum karşıt malzeme ile gerçekleştirilen yüksek sıcaklık aşınma testleri için mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişimi

Nitrokarburizasyon uygulanmış takım çeliğinin alüminyum karşıt malzemeye karşı gerçekleştirilen sıcak aşınma testi sonrası aşınma yüzeyine ait IM ve SEM görüntüleri Sırası ile Şekil 6.22 ve Şekil 6.23’te verilmiştir. Yüzeyde sıcaklığın etkisiyle oluşan bir oksit tabakası ve sürtünme ile birlikte yüzeyde alüminyum esaslı yapışma tabakaları gözlemlenmiştir. Adhezif aşınma ile yapışma tabakalarında yer yer dökülmeler de

gerçekleşmiştir. Dökülmeler sonucu yüzeyden ayrılan parçacıklar yüzeyde serbest hareket yaparak derin çizikler halinde abrasif aşınmalar oluşturmuştur. Ayrıca karşıt alüminyum malzemesinden gelen sert magnezyum silistlerin bir kısmı yüzeyde batık halinde bulunurken bir kısmı yüzeyde serbest hareket ederek aşınma izleri oluşturmuştur.



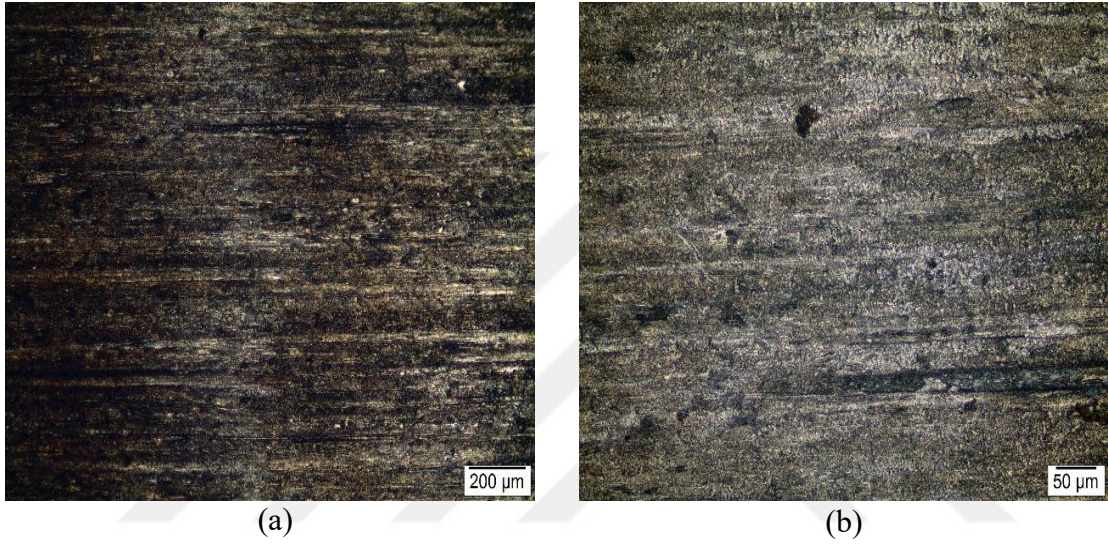
Şekil 6.22. Nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin sıcak aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri



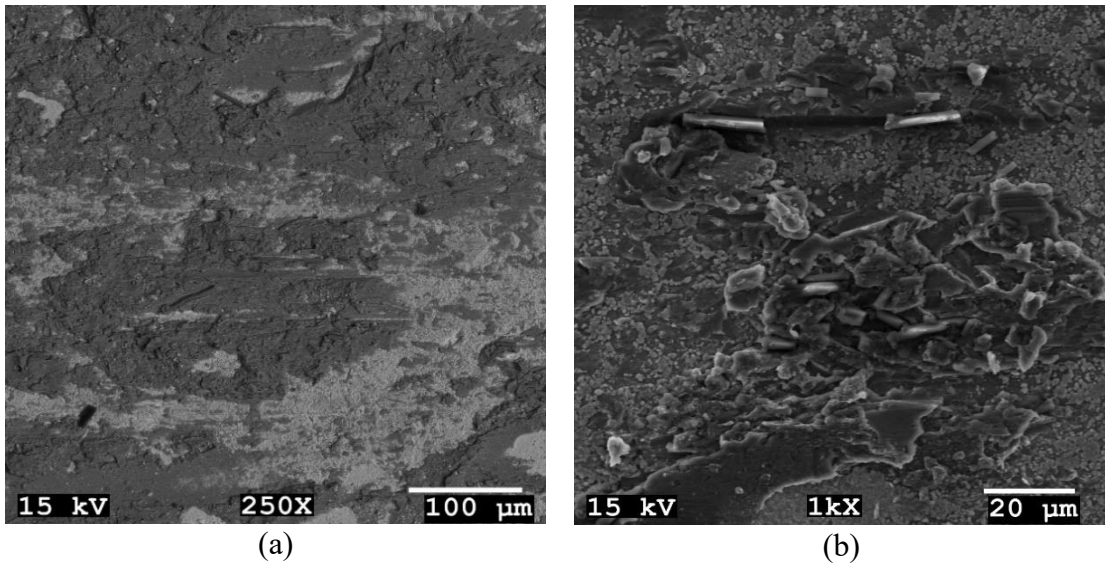
Şekil 6.23. Nitrokarbürizasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin sıcak aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri

Nitrasyon ve oksidasyon uygulanmış çeliğin alüminyum karşıt malzeme kullanılarak gerçekleştirilen aşınma testleri sonrası aşınma yüzeylerine ait IM ve SEM görüntüleri

sırası ile Şekil 6.24 ve Şekil 6.25'te verilmiştir. Diğer numuneye benzer şekilde yüksek sıcaklığın etkisiyle oksit tabakasının varlığı burada da var olup, yüzeyde yoğun alüminyum yapışmaları gözlemlenmiştir. Bu yüzeyde nitrokarbürizasyon yüzey işlemi uygulanan malzemeye nazaran daha yoğun aşınmalar tespit edilmiştir. Alüminyum yapışma tabakalarının dökülmeleri daha yoğun olup, dökülmeler sonucu yüzeyde serbest kalan parçacıklarla birlikte karşıt malzemeden gelen magnezyum silisitlerin neden olduğu aşınma çizgilerinin de abrasif aşınmayı arttığı görülmektedir.



Şekil 6.24. Nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin sıcak aşınma yüzeyine ait IM görüntüleri



Şekil 6.25. Nitrasyon ve oksidasyon işlemi uygulanmış takım çeliğinin sıcak aşınma yüzeyine ait SEM görüntüleri

7. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada W350 ISOBLOC sıcak iş takım çeliğine başlangıçta konvansiyonel ısıtma işlemleri uygulanarak temper martenzitik matriksli (570 HV) bir iç yapı elde edilmiştir. Ticari pratiklikte yüzeylerin bilyalı dövülmesi sonrasında ise çeliğin yüzey mühendisliğinde iki farklı termo-kimyasal işlem kullanılmıştır. Nitrokarbürizasyon işlemi ile çelik yüzeyinde 8 µm kalınlığında bileşim tabakası ve 120 µm derinliğinde difüzyon tabakası oluşmuştur. Metalurjik analizler bileşim tabakası bünyesinde ϵ -Fe₃(N,C) ve γ' -Fe₄(N,C) fazlarının oluştuğuna ve difüzyon tabakası boyunca merkeze doğru azalan bir azot konsantrasyonuna işaret etmektedir. Bu tür bir işlem sonrası yüzeyden merkeze doğru bir sertlik taraması gerçekleştirilmiş olup, yüzeyde 1125 HV sertliğine ve difüzyon tabakası boyunca 1008-600 HV sertlik aralığına ulaşılmıştır.

İkinci bir yüzey işlem olarak çeliğin nitrasyonu ve sonrasında oksidasyonu sağlanmıştır. Bu tür bir işlem ile çelik yüzeyinde ~ 2 µm kalınlığında Fe₃O₄ ve Fe₂O₃ içeren bir demir oksit tabakası ve bu tabaka altında herhangi bir bileşim tabakası oluşturulmaksızın ~ 20 µm derinliğinde bir difüzyon tabakası başarılı bir şekilde elde edilmiştir. Yüzeyden merkeze doğru oluşturulan farklı mikroyapısal bileşenler değişken bir sertlik profiline neden olmuştur. Yüzeyde var olan oksit sertliği 805 HV olarak belirlenmiş olup, difüzyon tabaka derinliğinde ise 779-608 HV sertlik aralığı tespit edilmiştir.

Alumina karşıt bilya kullanılarak hem oda sıcaklığında hem de 350 °C sıcaklığında aşınma testleri yapılmıştır. Testler sonrası toplam kayma mesafesine bağlı olarak COF değişimi, spesifik aşınma oranları ve yüzey aşınma karakteristiği izlenmiştir. Yapılan testler; (i) her iki sıcaklıkta da konvansiyonel ısıtma işlemi uygulanmış çeliğin yüzey işlemi uygulanmış çeliklere yüksek sürtünme katsayılarına sahip olduğunu, (ii) yüzey işlemleri ile sürtünme katsayılarının önemli ölçüde indirildiğini, (iii) en yüksek yüzey sertliğine sahip nitrokarbürleşmiş çelikte en düşük sürtünme katsayılarının açığa çıktığını, (iv) yüzey işlemleri ile aşınma oranlarının azaltılabildiğini ve nitrokarbürizasyonun nitrasyon ve sonrasında oksidasyon işlemine kıyasla daha düşük aşınma oranı sunabildiğini ve (v) tribolojik test sürecinde abrazif ve adhezif aşınmanın oluştuğunu ortaya koymuştur.

Tez çalışması kapsamında alüminyum esaslı karşıt bir malzeme kullanılarak 450 °C sıcaklıkta da aşınma testleri gerçekleştirilmiştir. Sıcak aşınma testleri sonrasında yapılan

tribolojik karakterizasyon çalışmaları; (i) alüminyumun yüzeye sürekli yapışması ve etkileşim boyunca yüzeyden tekrar uzaklaşıp yeniden yapışmasına bağlı olarak yüksek sürtünme katsayılarının (>2) açığa çıktığını, (ii) test boyunca oksidasyonun gerekleştini ve (iii) nitrokarbürizasyon işleminin elde edilen sert bir bileşim tabakasının varlığı ile aşınmanın önemli ölçüde indirgenebildiğini ortaya koymuştur.

Tez alışması kapsamında W350 ISOBLOC eliği için proses-yapı-özellik kurgusu eşliğinde yüzey işlemlerinin yüzeyden merkeze değişken karakterde mikroyapısal bileşenlerinin oluşumuna ve nominal yük altında modifiye edilmiş yüzeylerin tribolojik performansına olan etkisi incelenmiştir. Böylece eliğin endüstriyel uygulamalara yönelik kullanılabilirliğinin arttırılmasına yönelik önemli verilere ulaşılmıştır.

KAYNAKLAR

- Aktaş, G. (2014). Alüminyum Ekstrüzyon Kalıp Malzemesi Olarak Kullanılan Sıcak İş Takım Çeliklerinin Yüzey İşlemleri ve Tribolojik Karakterizasyonu. Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli, 372697.
- Amini K., Akhbarizadeh A., Javadpour S., (2013). Investigating the Effect of the Quench Environment on the Final Microstructure and Wear Behavior of 1.2080 Tool Steel After Deep Cryogenic Heat Treatment, *Material & Design*, 45, 316-322.
- ASM Handbook. (1993). *Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys*, Vol. 1, ASM International, Materials Park, Ohio.
- Azadi M., Rouhaghdam A., Ahangarani S., Mofidi H., (2014). Mechanical behaviour of TiN/TiC Multilayer Coatings Fabricated by Plasma Assisted Chemical Vapor Deposition on AISI H13 Hot Work Tool Steel, *Surface and Coatings Technology*, 245, 156-166.
- Balasko T., Voncina M., Burja J., Batic B.S., Medved J. (2021). High-Temperature Oxidation Behaviour of AISI H11 Tool Steel, *Metals*, 11(5), 758.
- Birol Y., Yuksel B., (2012). Performance of Gas Nitrided and AlTiN Coated AISI H13 Hot Work Tool Steel in Aluminum Extrusion, *Surface & Coating Technology*, 207, 461-466.
- Chang S.H., Tang T.P., Huang K.T., (2010). Improvement of Alumium Erosion Behavior and Corrosion Resistance of AISI H13 Tool Steel by Oxidaiton Treatment, *ISIJ International*, 50(4), 569-573.
- Ciski A., Babul T., Lankiewicz K., Obuchowicz., Suchmann. (2014). New Method of Nitrocarburizing of X37CrMoV5-1 Hot Working Tool Steel in Chemically Active Fluidized Bed, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 62(2), 81-87.
- Clauß A.R., (2008). Nitriding of Fe-Cr-Al Alloys: Nitride Precipitation and Phase Transformations, Universitat Stuttgart, Max-Planck Institut Für Metallforschung, Stuttgart.
- Czerwinski F., (2012). *Thermochemical Treatment of Metals* (73-112), Canada, Intech.
- Davis J. R., (1995). *Tool Materials*, ASM Specialty Handbook, ASM International, Materials Park, Ohio.
- Edmonds D.V., He K., Rizzo F.C., De Common B.C., Matlock D.K., Speer J.G., (2006). Quenching and Partitioning Martensite, *Material Science and Engineering*, 25(34), 438-440.
- Fares M.L., Athmani M., Abidi Y., (2011a). Surfaces Characteristics Analysis of Gas Carburized New Hot Working Tool Steel, *e-Journal of Surface Science and Nanotechnology*, 9, 430-437.

- Fares M.L., Talhi A., Chaoui K., Touhami M.Z., (2011b). Effects of Gas Carbonitriding Process on Surface Characteristics of New Hot Working Tool Steel, *Institute of Materials, Minerals & Mining*, 27(8), 595-601.
- Fernandes F.A.P., Heck S.C., Picone C.A., Casteletti L.C., (2020). On the Wear and Corrosion of Plasma Nitrided AISI H13, *Surface and Coating Technology*, 381, 125216.
- Genel K., (2006). Boriding Kinetics of H13 Steel, *Vacuum*, 80(5), 451-457.
- Guillen J.C.D., Vera M.A., Davila J.L., Naeem M., Garcia H.M.H., Gutierrez E.E.G., Arroyo R.M., (2018). A Hybrid Plasma Treatment of H13 Tool Steel by Combining Plasma Nitriding and Post-Oxidation, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(11), 6118-6126.
- Hajideh M.R., Farahani M., (2023). Direct Laser Metal Deposition Cladding of IN718 on DIN 1.2714 Tool Steel Reinforced by the SiC Nanoparticles, *Journal of Materials Research and Technology*, 23, 2020-2030.
- Hu P., Ying L., (2017). *Hot Stamping Advanced Manufacturing Technology of Lightweight Car Body*, Science Press Beijing, China, Springer.
- Højerslev C., (2001). *Tool Steel*, Risø National Laboratory, Denmark, Forskningscenter Risoe, 1244.
- Holmberg K., Matthews A., (2009). *Coatings Tribology, Properties, Mechanisms, Techniques and Applications in Surface Engineering* (2nd ed.), Elsevier, Amsterdam, Elsevier.
- İlter Ö. (2008). Alüminyum Enjeksiyon Döküm Kalıplarında Sıvı Metal-Kalıp Etkileşimine Yüzey İşlemlerinin Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 252283
- Karamboiki C., Mourlas A., Psyllaki P., Sideris J., (2013). Influence of Microstructure on The Sliding Wear Behavior of Nitrocarburized Tool Steels, *Wear*, 303(560), 560-568.
- Kırasöz A. (2010). Sıcak İş Takım Çeliklerinin Elastikliğine Isıl İşlemlerin Etkisi, Yüksek Lisans Tezi, Yıldız Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 296859.
- King P.C., Reynolson R.W., Brownrigg A., Long M., (2005) Ferritic Nitrocarburising of Tool Steels, *Surfaces Engineering*, 21(2), 86-98.
- Kuldalkar D., Mavalankar M., Tewari A., (2016). Effect of Gas Nitriding on The Thermal Fatigue Behavior of Martensitic Chromium Hot-Work Tool Steel, *Material Science and Engineering A*, 651, 391-398.
- Mesquita R.A, (2017). *Tool Steel Properties and Performance*, Taylor & Francis, New York, Springer.

- Mochtar M., Putra W., Abram M., (2023). Effect of Tempering Temperature and Subzero Treatment on Microstructures, Retained Austenite, and Hardness of AISI D2 Tool Steel, *Material Research Express*, 10, 1-13.
- Ning A., Liu Y., Gao R., Yue S., Wang M., Guo H., (2021). Effect of Tempering Condition on Microstructure, Mechanical Properties and Precipitates in AISI H13 Steel, *JOM*, 73, 2194-2202.
- Ognianov M., Leitner H., Wieser V., (2017). Influence of the Cooling Rate on the Microstructure and Mechanical Properties in 5% Cr Martensitic Steel, *BHM*, 162, 94-100.
- Perez M., Belzunce F., (2016). A Comparative Study of Salt-Bath Nitrocarburizing and Gas Nitriding Followed by Post-Oxidation Used as Surface Treatments of H13 Hot Forging Dies, *Surface and Coatings Technology*, 305, 146-157.
- Podgornik B., Pus G., Zuzek B., Leskovsek V., Godec M., (2017). Heat Treatment Optimizastion and Properties Correlation for H11-Type Hot- Work Tool Steel, *Metallurgical and Material Transactions A*, 49, 455-462.
- Pöhl F., Schwarz S., Junker P., Hackel K., (2015). Indentation and scratch testing-experiment and simulation, Lehrstuhl Werkstofftechnik, International Conference on Stone and Concrete Machining, Germany, 2015.
- Pye D., (2003). *Practical Nitriding and Ferritic Nitrocarburizing*, (1st ed.). ASM International, Materials Park, Ohio.
- Rad F., Amadeh A., Moradi H., (2011). Wear Assessment of Plasma Nitrided AISI H11 Steel, *Material & Design*, 32 (5), 2635-2643.
- Robert G., Krauss G., Kennedy R., (1998). *Tool Steels* (5th ed.). ASM International, Materials Park, Ohio
- Rosso M., Grande M., Ugues D., (2006). The Challenge of PM Tool Steels For The Innovation, *Journal of Achievements of Materials and Manufacturing Engineering*, 18(1-2), 175-178.
- URL-1: <https://www.uddeholm.com/en/applications/hot-work-applications/>, (Ziyaret tarihi:17.11.2023).
- URL-2: <https://www.bohler-edelstahl.com/en/products/w350-isobloc/>, (Ziyaret tarihi: 15.12.2023).
- Saad A., (2012). Cyclic plasticity and Creep of Powder Plant Material, PhD Thesis, University of Nottingham, Department of Mechanical Engineering, Nottingham.
- Skela B., Sedlaček M., Kafexhiu F., Podgornik B., (2020). Influence of Microstructure and Mechanical Properties of Hot-work Tool Steel on Wear Resistance Subjected to High-stress Wear Conditions, *Tribology Letters*, 68 (58).
- Sjöström J., Bergström J. (2004). Thermal Fatigue Testing of Chromium Martensitic Hot-Work Tool Steel After Different Austenitizing Treatments, *Journal of Materials Processing Technology*, 153–154,1089-1096.

- Totten G.E., (2006) *Steel Heat Treatment Handbook*,(2nd ed.). Taylor & Francis Group, Portland.
- Troell E., Kristofferson H., Bodin J., Segerberg S., (2014). Comprehensive Material Processing, Thermal Engineering of Steel Alloy Systems, *Controlling the Cooling Process-Measurument Analysis and Quality Assurance*, 12 (4), 99-121.
- Tsujimoto A., Barkmejer W., Fischer N., Nojiri K., Nagura Y., Takamizawa T., Latta M., Miazaki M., (2017). Wear of Resin Composites: Current Insights Into Underlying Mechanisms, Evaluation Methods and Influential Factors, *Japanese Dental Science Review*, 54 (76), 76-87.
- Yeşilçubuk A., (2010). Enjeksiyon Kalıplarında Kullanılan Sıcak İş Takım Çeliklerinin Yüzey Özelliklerinin Geliştirilmesi, Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul, 293880.



KİŞİSEL YAYIN VE ESERLER

Timur, A.K., Atapek, Ş.H., Keleş Dayauç, A., Erdoğan, A. (2023). W350 ISOBLOC takım çeliğinde yüzey mühendisliği uygulamaları ve yapısal incelemeler, *Uluslararası Marmara Fen Bilimleri Kongresi*, Bildiriler Kitabı, 255-260, Kocaeli, 9-10 Haziran 2023.



ÖZGEÇMİŞ

Ulugazi İlköğretim Okulu'nda ilköğretimini tamamladı. 2014-2017 yılları arasında Muammer Dereli Anadolu Öğretmen Lisesi'nde lise öğrenimini bitirdi. 2017 yılında Kocaeli Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bölümüne girdi ve 2021 yılında mezun oldu. Mezuniyetinin ardından Egalit Metal A.Ş., Galva Metal A.Ş. ve Ark Pres Emniyet Kemerleri A.Ş. firmalarında mühendislik pozisyonlarında görev aldı. 2024 Temmuz ayından beri PO Lighting Turkey Endüstriyel Ürünler İmalat ve Tic. A.Ş. firmasında kalite departmanına bağlı olarak proses kalite mühendisi olarak çalışmaktadır.

