

T.C.
BİLECİK ŞEYH EDEBALI ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**BİLYALI DÖVME VE PLAZMA NİTRÜRLEME İŞLEMLERİNİN R260 RAY
ÇELİĞİNİN YÜZEY ÖZELLİKLERİ VE AŞINMA DAVRANIŞINA ETKİSİ**

DOKTORA TEZİ

AHMET DEVECİ

TEZ DANIŞMANI
PROF. DR. HARUN MİNDİVAN

BİLECİK, 2025
10749600

T.C.
BİLECİK ŞEYH EDEBALI ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

**BİLYALI DÖVME VE PLAZMA NİTRÜRLEME İŞLEMLERİNİN R260 RAY
ÇELİĞİNİN YÜZEY ÖZELLİKLERİ VE AŞINMA DAVRANIŞINA ETKİSİ**

DOKTORA TEZİ

AHMET DEVECİ

TEZ DANIŞMANI
PROF. DR. HARUN MİNDİVAN

BİLECİK, 2025
10749600

BEYAN

“Bilyalı Dövmeye ve Plazma Nitrürleme İşlemlerinin R260 Ray Çeliğinin Yüzey Özellikleri ve Aşınma Davranışına Etkisi” adlı doktora tezi hazırlık ve yazımı sırasında bilimsel araştırma ve etik kurallarına uyduğumu, başkalarının eserlerinden yararlandığım bölümlerde bilimsel kurallara uygun olarak atıfta bulunduğumu, kullandığım verilerde herhangi bir tahrifat yapmadığımı, tezin herhangi bir kısmının Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi veya başka bir üniversitede başka bir tez çalışması olarak sunulmadığını, aksinin tespit edileceği muhtemel durumlarda doğabilecek her türlü hukuki sorumluluğu kabul ettiğimi ve vermiş olduğum bilgilerin doğru olduğunu beyan ederim.

Bu çalışmanın, Bilimsel Araştırma Projeleri (BAP), TÜBİTAK veya benzeri kuruluşlarca desteklenmesi durumunda; projenin ve destekleyen kurumun adı proje numarası ile birlikte, ETİK KURUL onayı alınması durumunda ise ETİK KURUL tarih karar ve sayı bilgilerinin beyan edilmesi gerekmektedir.			
DESTEK ALINMIŞTIR		DESTEK ALINMAMIŞTIR	
Destek alındı ise;			
Destekleyen Kurum;			
Desteğin Türü		Proje Numarası	
1- BAP (Bilimsel Araştırma Projesi)			
2- TÜBİTAK			
Diğer;.....			
ETİK KURUL onayı var			
ise;			
ETİK KURUL karar tarih/sayı:		/.....	

Ahmet DEVECİ

Tarih

.....

İmza

.....

ÖN SÖZ

Doktora eğitimim süresince gerek teorik gerekse pratik konularda yardımlarını esirgemeyen, tez çalışmamın her aşamasında bilgi, birikim ve deneyimleriyle değerli katkılarda bulunan danışmanım Prof. Dr. Harun MİNDİVAN'a en içten teşekkür ve saygılarımı sunarım.

Tez sürecim boyunca deneyimlerini paylaşarak desteklerini esirgemeyen tez izleme komitesi üyelerim Prof. Dr. Ali BAYRAM ve Doç. Dr. Emre ESENER'e teşekkürlerimi ve saygılarımı sunarım.

Plazma nitrüleme işlemlerindeki katkılarından dolayı Er&Mir Tekstil ve Makine San. Tic. Ltd. Şti.'ne ve Dr. Ersin Eser KORKMAZ'a; bilyalı dövme işlemlerindeki destekleri için Sigma Shot Peening Sistemleri ve Yüzey İşlem Teknolojileri Ltd. Şti. çalışanlarına; numunelerin kesimi ve talaşlı imalatındaki yardımlarından ötürü Tekniker Ünal ÇOLAK'a teşekkür ederim.

Ayrıca, her zaman yanımda olan ve manevi desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen kıymetli anneme, babama, sevgili eşime, çocuklarıma ve çalışma arkadaşlarıma şükranlarımı sunarım.

Ahmet DEVECİ

2025

ÖZET

BİLYALI DÖVME VE PLAZMA NİTRÜRLEME İŞLEMLERİNİN R260 RAY ÇELİĞİNİN YÜZEY ÖZELLİKLERİ VE AŞINMA DAVRANIŞINA ETKİSİ

Demiryolu ağlarında giderek artan zorlu yükleme koşulları, yüksek aşınma direnci ve üstün yorulma performansı sergileyen ray çeliklerinin kullanımını zorunlu kılmaktadır. Raylar, demiryolu üstyapısının temel bileşenlerinden biri olup işletme süresince yuvarlanma, darbe ve kayma gerilmelerine maruz kalmaktadır. Özellikle darbeli-kayma gerilmeleri, tekerleğin ray kanadından makas göbeğine geçişi sırasında ortaya çıkmakta; bu geçiş, makas göbeğinde son derece yüksek temas kuvvetleri oluşturmakta ve hem makas göbeğinde hem de kanat rayında ciddi hasarların oluşmasına neden olabilmektedir.

Bu çalışmada, R260 ray çeliği üzerine üç farklı parametrede bilyalı dövme işlemi (16A + %200, 24A + %200 ve 24A + %1000) uygulanmıştır. Daha sonra hem işlem görmemiş hem de bilyalı dövme uygulanmış ray çeliklerine plazma nitrürleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Plazma nitrürleme, 12 saat süreyle 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda, hacimce %20 N₂ + %80 H₂ ve %80 N₂ + %20 H₂ gaz karışımlarında uygulanmıştır. Literatürde, plazma nitrürleme öncesinde ray çeliklerine bilyalı dövme işleminin uygulandığı bir çalışmaya rastlanmamıştır. İşlem görmüş çeliklerin yüzey karakterizasyonu; optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu (SEM), X-ışını difraksiyonu (XRD) ve mikrosertlik testleri ile gerçekleştirilmiştir. Kuru kayma aşınma deneyleri, ileri-geri salınımlı karşıt hareketli sistemde, düz yüzey üzerinde bilye (ball-on-plate) kullanılarak atmosferik koşullarda ve dört farklı normal yük (15, 30, 45 ve 60 N) altında yapılmıştır. Ayrıca, işlem görmemiş ve yüzey işlemi uygulanmış ray çeliklerinde kuvvetlerin birleşik etkilerini incelemek amacıyla yeni geliştirilmiş darbeli-kayma aşınma yöntemi uygulanmıştır. Bu deneyler, 10 mm çapında sertleştirilmiş çelik bilye ile 4297 çevrim (60 m) boyunca gerçekleştirilmiştir.

Hem Almen şiddetinin hem de yüzey örtme oranının artırılması, R260 ray çeliğinin yüzey tabakasında yüksek bası kalıntı gerilmesi ve belirgin yüzey sertleşmesi ile karakterize edilen gradyan bir yapının oluşmasına neden olmuştur. Yüzey örtme oranının artırılmasıyla elde edilen tane incelmeleri, bası kalıntı gerilmesi ve yüzey sertleşmesindeki iyileşmelerin, yalnızca Almen şiddetinin artırılmasıyla elde edilenlere kıyasla daha belirgin olduğu gözlemlenmiştir. 24A + %1000 bilyalı dövme koşulunda işlem gören çelik yaklaşık 1.24 GPa bası kalıntı gerilmesi ve yaklaşık 410 HV_{0.01} yüzey sertliği göstermiştir. Bununla birlikte, bilyalı dövme işlemi yüzey pürüzlülüğünü artırmıştır. Tüm bilyalı dövme işlem görmüş çeliklerin hem kuru

kayma hem de darbeli-kayma aşınma dirençleri işlem görmemiş R260 ray çeliğine düşük çıkmıştır. Sadece 24A + %1000 bilyalı dövme koşulunda işlem gören çeliğin darbe bölgesindeki aşınma direnci işlem görmemiş çeliğe göre yaklaşık %6,5 oranında arttığı görülmüştür. Plazma nitrüleme işlemlerinde, hacimce %20 N₂ + %80 H₂ gaz karışımında nitrürlenmiş çeliklerde sıcaklık artışıyla birlikte beyaz tabaka kalınlığı ve γ' -Fe₄N faz yoğunluğu artarken, ϵ -Fe₂₋₃N faz yoğunluğunun azaldığı tespit edilmiştir. Buna karşılık, %80 N₂ + %20 H₂ gaz karışımında nitrürlenmiş çeliklerde sıcaklık artışı, beyaz tabaka kalınlığı ve ϵ -Fe₂₋₃N faz yoğunluğunun artmasına yol açmıştır. Gaz karışımındaki azot miktarı arttıkça, beyaz tabaka kalınlığı ve yüzey pürüzlülüğünün de arttığı görülmüştür. Plazma nitrülenmiş çeliklerin 30 N ve 60 N yük aralıklarında gerçekleştirilen kuru kayma aşınma deneyleri ile darbeli-kayma aşınma deneylerinde, aşınma dirençlerinin işlem görmemiş R260 ray çeliğine kıyasla daha yüksek olduğu belirlenmiştir. İki fazlı (ϵ -Fe₂₋₃N + γ' -Fe₄N) beyaz tabakaya sahip çeliklerin, tek fazlı (γ' -Fe₄N) beyaz tabakaya sahip olanlara göre daha iyi aşınma direnci sergilediği görülmüştür. Plazma nitrüleme öncesinde uygulanan bilyalı dövme işleminin genel olarak beyaz tabaka kalınlığını azalttığı, ancak difüzyon tabakası kalınlığını artırdığı tespit edilmiştir. Ayrıca, bilyalı dövme ön işlemi, %20 N₂ + %80 H₂ gaz karışımında nitrürlenmiş çeliklerde α -Fe fazının, %80 N₂ + %20 H₂ gaz karışımında nitrürlenmiş çeliklerde ise γ' -Fe₄N fazının oluşumunu teşvik etmiştir. Bununla birlikte, bilyalı dövme sonrası nitrürlenmiş çeliklerde artan yüzey pürüzlülüğü nedeniyle aşınma hacimlerinin yükseldiği belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: R260 ray çeliği, Bilyalı Dövme, Plazma Nitrüleme, Mikroyapı, Sertlik Aşınma.

ABSTRACT

EFFECT OF SHOT PEENING AND PLASMA NITRIDING PROCESSES ON THE SURFACE PROPERTIES AND WEAR BEHAVIOR OF R260 RAIL STEEL

The increasingly demanding loading conditions in railway networks necessitate the use of rail steels with high wear resistance and superior fatigue performance. Rails, as one of the fundamental components of the railway superstructure, are subjected to rolling, impact, and sliding stresses during service. In particular, impact-sliding stresses occur during the transition of the wheel from the rail wing to the crossing nose; this transition generates extremely high contact forces at the crossing nose, which can lead to severe damage in both the crossing nose and the wing rail.

The present study applied shot peening to R260 rail steel under three different conditions (16A + 200%, 24A + 200%, and 24A + 1000%). Subsequently, plasma nitriding was performed on both untreated and shot-peened rail steels. Plasma nitriding was conducted for 12 hours at temperatures of 450 °C, 500 °C, and 540 °C using gas mixtures of 20% N₂+80% H₂ and 80% N₂+20% H₂. To the authors' knowledge, no prior studies have applied shot peening to rail steels before plasma nitriding. Surface characterization of the treated steels was carried out using optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction (XRD), and microhardness testing. Dry sliding wear tests were conducted under atmospheric conditions on a flat surface using a ball-on-plate configuration with four different normal loads (15, 30, 45, and 60 N) in a reciprocating motion. In addition, a newly developed impact-sliding wear method was employed to investigate the combined effects of forces on untreated and surface-treated rail steels. These tests were performed using a 10 mm diameter hardened steel ball for 4297 cycles (60 m).

Increasing both the Almen intensity and the surface coverage ratio resulted in the formation of a gradient structure in the surface layer of R260 rail steel, characterized by high compressive residual stress and pronounced surface hardening. The improvements in grain refinement, compressive residual stress, and surface hardness achieved by increasing the coverage ratio were observed to be more pronounced than those obtained by merely increasing the Almen intensity. The steel treated under the 24A + 1000% shot peening condition exhibited approximately 1.24 GPa compressive residual stress and a surface hardness of approximately 410 HV_{0.01}. However, the shot peening process also increased the surface roughness. The dry sliding and impact-sliding wear resistances of all shot-peened steels were lower than those of untreated R260 rail steel. Only the steel treated under the 24A + 1000% condition showed an

approximately 6.5% increase in wear resistance in the impact region compared to the untreated steel. In plasma nitriding treatments, for steels nitrided in a gas mixture of 20% N₂+%80 H₂, increasing the temperature led to an increase in white layer thickness and γ' -Fe₄N phase content, while the ϵ -Fe₂₋₃N phase content decreased. Conversely, in steels nitrided in 80% N₂+%20 H₂, higher temperatures resulted in increased white layer thickness and ϵ -Fe₂₋₃N phase content. It was also observed that increasing the nitrogen content in the gas mixture led to higher white layer thickness and surface roughness. Dry sliding and impact-sliding wear tests conducted on plasma-nitrided steels under 30 N and 60 N loads indicated that their wear resistances were higher than those of untreated R260 rail steel. Steels with a two-phase (γ' -Fe₄N + ϵ -Fe₂₋₃N) white layer exhibited better wear resistance than those with a single-phase (γ' -Fe₄N) white layer. The pre-treatment shot peening generally reduced the white layer thickness while increasing the diffusion layer thickness. Moreover, shot peening promoted the formation of the α -Fe phase in steels nitrided in 20% N₂+%80 H₂ and the γ' -Fe₄N phase in steels nitrided in 80% N₂+%20 H₂. Nevertheless, the wear volumes of shot-peened and subsequently nitrided steels increased due to the elevated surface roughness.

Keywords: R260 rail steel, Shot Peening, Plasma Nitriding, Microstructure, Wear.

İÇİNDEKİLER

	Sayfa
ÖN SÖZ.....	i
ÖZET.....	ii
ABSTRACT	iv
İÇİNDEKİLER.....	vi
TABLolar LİSTESİ.....	viii
ŞEKİLLER LİSTESİ.....	ix
KISALTMALAR VE SİMGELER LİSTESİ.....	xiv
1. GİRİŞ.....	1
2. RAY ÇELİKLERİ.....	5
2.1. Ray Profilleri.....	5
2.2. Demiryolu Makasları	7
2.3. Ray Çeliklerin Kimyasal İçeriği ve Mikroyapısı	10
2.3.1. Mantarı Sertleştirilmiş Raylar	12
2.3.2. Beynitik Raylar.....	12
2.3.3. Alaşımlı Raylar	13
2.4. Tekerlek/Ray Temasından Kaynaklanan Hasar Mekanizması	13
2.5. Ray Aşınma Mekanizmaları.....	15
2.5.1. Adhesif Aşınma	17
2.5.2. Abrasif Aşınma	17
2.5.3. Delaminasyon Aşınması	18
2.5.4. Oksidasyon Aşınması	18
2.5.4. Darbeli-Kayma Aşınması.....	189
3. BİLYALI DÖVME İŞLEMİ	21
3.1. Bilyalı Dövme Makinaları.....	22
3.2. Bilyalı Dövme İşlem Parametreleri.....	23
3.1.1. Bilya Malzemeleri.....	24
3.1.2. Hız ve Geliş Açısı	25
3.1.3. Almen Şiddeti.....	26
3.1.4. Yüzey Örtme Oranı.....	28

4. NİTRÜRLEME İŞLEMİ.....	29
4.1. Plazma Nitürleme	32
4.2. Fe-N Faz Diyagramı	35
4.3. Beyaz Tabaka.....	36
4.4. Difüzyon Bölgesi	38
5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI.....	39
5.1. Bilyalı Dövmeye İlgili Literatür Araştırması	39
5.2. Plazma Nitürleme İle İlgili Literatür Araştırması	41
5.3. Bilyalı Dövmeye + Plazma Nitürleme İle İlgili Literatür Araştırması	43
5.4. Ray Çelikleri İle İlgili Literatür Araştırması	45
6. MALZEMELER VE METOT	49
6.1. Deney Düzenek ve Numune Hazırlanması	49
6.1.1. Bilyalı Dövmeye İşlemi.....	50
6.1.2. Plazma Nitürleme İşlemi.....	50
6.2. Yapısal Karakterizasyon Çalışmaları.....	52
6.2.1. Optik ve Taramalı Elektron Mikroskop Çalışmaları	52
6.2.2. X-Işınları Difraktometresi (XRD) Çalışmaları.....	52
6.2.3. Yüzey Pürüzlülüğü Ölçümleri.....	52
6.2.4. Mikrosertlik Ölçümleri	52
6.2.5. Çekme Deneyi	52
6.2.6. Kuru Kayma Aşınma Deneyleri.....	53
6.2.7. Darbeli-Kayma Aşınma Deneyleri.....	54
7. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA	56
7.1. Yapısal Karakterizasyon, Sertlik Ölçümleri ve Çekme Deneyi Sonuçları.....	56
7.2. Aşınma Sonuçları.....	80
7.2.1. Kuru Kayma Aşınma Sonuçları.....	80
7.2.2. Darbeli-Kayma Aşınma Sonuçları.....	94
8. SONUÇLAR	110
KAYNAKÇA	114

TABLÖLER LİSTESİ

	Sayfa
Tablo 2.1. Ray profillerinin parametre değerleri	7
Tablo 2.2. Ray çeliklerinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri	10
Tablo 3.2. SAE J444 standartında bulunan bazı çelik bilyalara ait teknik bilgiler	25
Tablo 4.1. Nitrüleme yöntemlerinin avantajları ve dezavantajları.....	31
Tablo 6.1. R260 ray çeliğinin kimyasal bileşimi (% Ağırlıkça).....	49
Tablo 6.2. R260 ray çeliğinin mekanik özellikleri	50
Tablo 6.3. BD ve PN test parametreleri.....	51
Tablo 7.1. PN işlem görmüş çeliklerde oluşan faz yüzdeleri	65
Tablo 7.2. İşlem görmemiş ve PN işlem görmüş çeliklerin kristal boyutu ve mikrodeformasyon değerleri.....	66
Tablo 7.3. BD+PN3 ve BD+PN6 çeliklerin kristal boyutu ve mikrodeformasyon değerleri..	71
Tablo 7.4. İşlem görmemiş, BD, PN ve BD+PN işlem görmüş çeliklerin beyaz tabaka kalınlığı, difüzyon tabaka kalınlığı ve yüzey sertliği değerleri	75
Tablo 7.5. İşlem görmemiş, BD, PN ve BD+PN işlem görmüş çeliklerin çekme mukavemeti ve yüzey pürüzlülük değerleri	79
Tablo 7.6. PN işlem görmüş çeliklerin aşınma iz derinliği ve iz genişliği.....	89
Tablo 7.7. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde oluşan darbe ve kayma bölgelerine ait aşınma izi genişlik ve derinlik değerleri	94
Tablo 7.8. PN işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde oluşan darbe ve kayma bölgelerine ait aşınma izi genişlik ve derinlik değerleri	100

ŞEKİLLER LİSTESİ

	Sayfa
Şekil 2.1. (a) Vinyol profil ray ve (b) Oluk profil ray	6
Şekil 2.2. Ray profilinin parametreleri.....	6
Şekil 2.3. (a) Basit makasın, (b) tek geçiş makasın, (c) çift geçiş makasın, (d) ingiliz makasın, (e) simetri makasın ve (f) kruvazmanların şematik görünümü	8
Şekil 2.4. Basit bir makasın şematik görünümü.....	9
Şekil 2.5. (a) Makas dil kapanması, (b) makas dil açıklığı ve (c) makas göbeğinin darbe kuvvetleri altında plastik deformasyona uğraması.....	9
Şekil 2.6. Demir-sementit denge diyagramı.....	11
Şekil 2.7. (a) Tekerlek/ray temas alanında oluşan gerilme dağılımı modellemesi, (b) plastik deformasyon sonucunda ray yüzeyinde oluşan dalgalanma görüntüleri.....	14
Şekil 2.8. (a) Dikey yüklerin neden olduğu çatlakların oluşumu, (b) hem dikey hem de yanıl yüklerin neden olduğu çatlakların oluşumu, (c) yuvarlanan tekerleğin dikey yüklenmesi nedeniyle yüzey altı RCF çatlaklarının oluşumu, (d) delaminasyon (yüzey çatlakların) oluşumu ve (e) yüzey düzensizlikleri nedeniyle oluşan yüzey çatlakların oluşumu	14
Şekil 2.9. (a) Ray yüzey çatlakların OM görüntüsü, (b) ray mantar yüzeyi altındaki kılcal çatlaklar ve (c) ray mantarı köşesinin kabuklanması	15
Şekil 2.10. Farklı kalitedeki ray çeliklerinin aşınma dirençleri	16
Şekil 2.11. (a) Dikey aşınma, (b) yanıl aşınma	17
Şekil 2.12. (a) Adhesif aşınma, (b) abrazif aşınma mekanizmaları	18
Şekil 2.13. (a) Delaminasyon aşınması ve (b) ray yüzeyinde delaminasyon aşınması.....	18
Şekil 2.14. Sürtünen yüzeylerde gerçekleşen aşınma mekanizmaları. (a) Tepe bölgelerin teması, (b) oksit partiküllerin oluşumu, (c) oksit partiküllerinin dağılımı ve (d) yoğun aşınma süreci	19
Şekil 3.1. BD işleminin şematik gösterimi	21
Şekil 3.2. BD sonrası kesitte boyunca yüzeyden içeriye doğru (a) bası kalıntı gerilmesinin değişimi ve (b) bası ve çekme gerilmelerinin değişimi.....	22

Şekil 3.3. (a) Hava püskürtmeli BD makinaların şematik gösterimi ve (b) püskürtmeli BD makina çarkı	23
Şekil 3.4: BD işlemine etki eden parametreler	24
Şekil 3.5. Bilya geliş açısının malzeme yüzeyinde oluşan çukur boyutu üzerindeki etkisi.....	26
Şekil 3.6. Almen şerit ölçüm sistemi	27
Şekil 4.1. Termokimyasal yüzey işlemleri karşılaştırılması	29
Şekil 4.2. PN ünitesi.....	33
Şekil 4.3. PN işlemi sırasında gerçekleşen yüzey reaksiyonları	34
Şekil 4.4. Nitrürlenmiş bir çeliğin 100x büyütmedeki mikroyapı görüntüsü	35
Şekil 4.5. Fe-N denge diyagramı	35
Şekil 4.6. (a) γ' - Fe ₄ N'nin kristal yapısı ve (b) ϵ -Fe ₂₋₃ N'nin kristal yapısı	36
Şekil 4.7. γ' ve ϵ fazlarının demir yüzeyinde çekirdeklenmesinin şematik gösterimi	37
Şekil 6.1. Ray numunesi: numune alma konumu ve plaka ölçüleri	49
Şekil 6.2. R260 ray çeliğinin (a) düşük ve (b) yüksek büyütme mikroyapı görüntüleri.....	50
Şekil 6.3. İncelenen numunelerin yüzey görüntüleri; (a) işlem görmemiş çelik, (b) BD işlem görmüş çelik, (c) PN işlem görmüş çelik ve (d) BD+PN işlem görmüş çelik	51
Şekil 6.4. Rayın mantar bölümünden alınan çekme numunelerinin konumları ve ölçüleri.....	53
Şekil 6.5. Çekme deneyi numunelerinin görüntüleri; (a) işlem görmemiş çelik, (b) BD işlem görmüş çelik, (c) PN işlem görmüş çelik ve (d) BD+PN işlem görmüş çelik	53
Şekil 6.6. (a) Bilye-disk deney düzeneğine sahip ileri-geri hareket eden aşınma deney cihazının genel görüntüsü ve (b) bilye-disk düzeneğinin şematik gösterimi.....	54
Şekil 6.7. (a) Darbeli-kayma aşınma deney cihazının fotoğrafı, (b) 3 boyutlu görünümü ve (c) dene sonrası çeliklerin yüzeylerinde oluşan aşınma izinin şematik görünümü	55
Şekil 7.1. BD işlem görmüş çeliklerin düşük ve yüksek büyütmeli OM kesit görüntüleri	57
Şekil 7.2. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin XRD paternleri.....	58
Şekil 7.3. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin bası kalıntı gerilme değerleri	58
Şekil 7.4. 450 °C, 500 °C ve 540 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta hacimce (a) 20:80 ve (b) 80:20 N ₂ :H ₂ gaz karışımlarında PN işlem görmüş çeliklerin kesit OM görüntüleri.....	60

Şekil 7.5. 450 °C, 500 °C ve 540 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta hacimce (a) 20:80 ve (b) 80:20 N ₂ :H ₂ gaz karışımlarında PN işlem görmüş çeliklerin kesit SEM görüntüleri	60
Şekil 7.6. PN işlem görmüş çeliklerin sıcaklığa bağlı olarak beyaz tabaka kalınlığının değişimi	61
Şekil 7.7. PN işlem görmüş çeliklerin SEM görüntüleri ile birlikte EDS nokta analiz sonuçları	63
Şekil 7.8. (a) PN1, (b) PN3, (c) PN4 ve (d) PN6 çeliklerin kesit derinliği boyunca çizgisel elementel değişim.....	64
Şekil 7.9. PN işlem görmüş çeliklerin XRD paternleri.....	65
Şekil 7.10. BD işlem görmüş çeliklerin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %20 N ₂ gaz karışımında PN işlem sonrası OM kesit görüntüleri	67
Şekil 7.11. BD işlem görmüş çeliklerin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %80 N ₂ gaz karışımında PN işlem sonrası OM kesit görüntüleri	68
Şekil 7.12. 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %20 N ₂ gaz karışımında PN işlem görmüş çeliklerin BD ön işlem parametrelerine bağlı olarak beyaz tabaka kalınlıklarının değişimi	68
Şekil 7.13. 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %80 N ₂ gaz karışımında PN işlem görmüş çeliklerin BD ön işlem parametrelerine bağlı olarak beyaz tabaka kalınlıklarının değişimi	69
Şekil 7.14. BD işlem görmüş çeliklerin 540 °C sıcaklıkta ve hacimce %20 N ₂ gaz karışımında PN işlem sonrası XRD paternleri	70
Şekil 7.15. BD işlem görmüş çeliklerin 540 °C sıcaklıkta ve hacimce %80 N ₂ gaz karışımında PN işlem sonrası XRD paternleri	70
Şekil 7.16. BD işlem görmüş çeliklerin enine kesit sertlik profilleri.....	71
Şekil 7.17. PN işlem görmüş çeliklerin kesit sertlik profilleri.....	73
Şekil 7.18. BD ön işlem uygulanmış çeliklerin nitrürleme sonrası kesit sertlik profilleri.....	74
Şekil 7.19. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin gerilme-birim şekil değişimi eğrileri	77

Şekil 7.20. İşlem görmemiş, BD, PN ve BD+PN işlem görmüş çeliklerin pürüzlülük ölçümleri	79
Şekil 7.21. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin yüke bağlı olarak aşınma hacminin değişimi	80
Şekil 7.22. Farklı yüzey pürüzlülüğüne sahip BD2 çeliğinin yüke bağlı olarak aşınma hacminin değişimi	81
Şekil 7.23. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin kayma mesafesine bağlı olarak CoF ile yüke bağlı olarak KSK'nın değişimi	82
Şekil 7.24. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait düşük büyütme OM (X50) görüntüleri	83
Şekil 7.25. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait yüksek büyütme OM (X500) görüntüleri	84
Şekil 7.26. İşlem görmemiş ve PN işlem görmüş çeliklerin yüke bağlı olarak aşınma hacimlerinin değişimi	85
Şekil 7.27. PN işlem görmüş çeliklerin kayma mesafesine bağlı olarak CoF ile yüke bağlı olarak KSK'nın değişimi	86
Şekil 7.28. PN işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait düşük büyütme OM (X50) görüntüleri	88
Şekil 7.29. PN işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait yüksek büyütme OM (X500) görüntüleri	89
Şekil 7.30. İşlem görmemiş ve BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin yüke bağlı olarak aşınma hacimlerinin değişimi	91
Şekil 7.31. BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin yüke bağlı olarak KSK değişimi	92
Şekil 7.32. BD3 ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait düşük büyütme OM (X50) ve yüksek büyütme OM (X500) görüntüleri	93
Şekil 7.33. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin darbe bölgesi, kayma bölgesi ve toplam aşınma hızı değerleri	95
Şekil 7.34 İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerine ait düşük büyütme SEM görüntüleri ve karşı malzeme çelik bilyenin OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü temsil etmektedir)	96

Şekil 7.35. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerine ait yüksek büyütmeli SEM görüntüleri ve karşı malzeme çelik bilyenin OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü temsil etmektedir).....	97
Şekil 7.36. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin aşınma izinin kesitten düşük ve yüksek büyütmeli OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü göstermektedir)	99
Şekil 7.37. Darbeli-kayma aşınma deneyinden sonra PN işlem görmüş çeliklerin aşınma hız değişimleri.....	101
Şekil 7.38. PN işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerine ait düşük büyütmeli SEM görüntüleri ve karşı malzeme çelik bilyenin OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü temsil etmektedir).....	103
Şekil 7.39. PN işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerine ait yüksek büyütmeli SEM görüntüleri ve karşı malzeme çelik bilyenin OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü temsil etmektedir).....	104
Şekil 7.40. PN işlem görmüş çeliklerin aşınma izinin kesitten düşük ve yüksek büyütmeli OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü göstermektedir)	107
Şekil 7.41. 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda sırasıyla hacimce (a) %20 ve (b) %80 N ₂ ile PN işlem görmüş çeliklerin yüzeyinde beyaz tabaka ve difüzyon bölgenin şematik görünümü	109

KISALTMALAR VE SİMGELER LİSTESİ

A : Almen Şiddet Ölçü Birimi

Ar : Argon Gazı

at : Atom

AISI : American Iron and Steel Institute

ASTM : American Society for Testing and Materials

BD : Bilyali Dövme

cm : santimetre

°C : Celsius (Santigrat Derece)

CoF : Sürtünme Katsayısı

DIN : Deutsches Institut für Normung (Alman Standardizasyon Enstitüsü)

EDS : Enerji Dağıtıcı X-Işını Spektroskopisi

EN : European Norm (Avrupa Standardı)

FIM: Fixed Incidence Multiplane (Sabitlenmiş Çoklu Düzlemler)

GN : Gaz Nitrürleme

H₂ : Hidrojen Gazı

HV : Vickers Sertlik

HB : Brinell Sertlik

HRC : Rockwell Sertlik

ITAB : Isı Tesiri Altında Kalan Bölge

kg : Kilo gram

KSK : Kararlı Sürtünme Katsayısı

Kurp : Virajlı Demiryolu Hattı

N₂ : Azot Gazı

N : Newton

nm : Nanometre

m: Metre

MPa : Megapaskal

µm : Mikrometre

OM : Optik Mikroskop

PN : Plazma Nitrürleme

R260 : 260 Brinell Sertliğindeki Ray Çeliği

R350 HT : Mantarı Sertleştirilmiş Ray (350 Brinell Sertliğindeki Ray Çeliği)

RCF : Yuvarlanma Temas Yorulması

UIC : Uluslararası Demiryolu Birliği

XRD : X-Işınları Difraktometresi

SAE : Society of Automotive Engineers

SEM : Taramalı Elektron Mikroskobu

TEM : Geçirimli Elektron Mikroskobu



1. GİRİŞ

Düşük taşıma maliyeti, hızlı ve güvenli seyahat imkânı sağlaması nedeniyle dünya genelinde demiryolu taşımacılığına olan talep artmakta ve demiryolu ağları sürekli olarak genişlemektedir (Roshan, 2018: 1). Bu gelişmeler, araç hızlarının ve dingil yüklerinin artmasına yol açmıştır. Tekerlek ve ray, demiryolu araçlarının seyir güvenliği açısından birincil öneme sahip elemanlardır. Tekerlek/ray temasında oluşan küçük temas alanları üzerine uygulanan yüksek yükler, yüksek temas basınç gerilmelerine neden olmaktadır. Demiryollarındaki araç dingil yükü ve trafik yoğunluğundaki artışın, tekerlek ve ray malzemelerinde aşırı aşınmaya yol açtığı ve bunun sonucunda tekerlek/ray sisteminin hizmet ömrünün önemli ölçüde azaldığı iyi bilinmektedir. Tekerlekler, ray üzerinde dönme hareketi sırasında, sürünme kuvvetleri nedeniyle boylamsal ve yanal kaymalara maruz kalmaktadır (Özer, 2012: 11-13; Ren vd., 2012: 73-80). Kayma oranının artması, aşınma hacim kaybında artışa sebep olmaktadır (Tosangthum vd., 2023: 5 ; Garnham ve Beynon, 1992: 81-109). Virajlı kesitlerde (kurbalarda) yüksek temas basınç gerilmeleri ve yüksek yanal kuvvetler oluşmaktadır. Birçok çalışma, maksimum temas basıncının farklı ray çeliklerinin aşınma davranışı üzerindeki etkisini incelemiş ve aşınma hızının, temas basıncının artışıyla birlikte yükseldiğini rapor etmiştir (Bolton vd., 1982; Devanathan ve Clayton, 1991; Zhong vd., 2011: 2487).

Ray yüzeyine uygulanan yüksek temas basınç gerilmelerinin tekrar tekrar meydana gelmesi, yüzeyin hemen altında yuvarlanma temas yorulmasına (Rolling Contact Fatigue, RCF) yol açmaktadır. İstasyon bölgelerindeki raylarda, temas gerilmelerinin yanı sıra hızlanma ve frenleme kuvvetlerinin neden olduğu boyuna gerilmeler de oluşmaktadır. Bu ek gerilmeler, istasyon raylarında RCF kaynaklı yorulma çatlaklarının oluşumuna zemin hazırlamaktadır (Gren ve Meyer, 2024: 1; Yılmaz, 2014: 12-31). Buna ek olarak, temas gerilmeleri ray ve tekerlek yüzeylerinde pullanma, ray çizilmesi, kısa ve uzun boylu poligon dalgalarının meydana gelmesi, ezilme ve radyal kırılmaya neden olabilmektedir. Bu durum, demiryolu araçlarının güvenliğini tehlikeye atmakta ve işletme ile bakım maliyetlerini artırmaktadır. Tekerlek ve ray malzemelerinde aşınma ile RCF arasındaki ilişkinin anlaşılması, özellikle hat onarımı ve bakım süreçlerinde rayların hizmet ömrünün belirlenmesi açısından büyük önem taşımaktadır (Leso vd., 2022:1-2).

Tekerlek–ray temas problemi, hatları birbirine bağlayan demiryolu makasları açısından farklı bir şekilde değerlendirilmektedir. Makaslar, demiryolu üstyapısının temel bileşenlerinden olup trafik akışına esneklik sağlamaktadır. Bir demiryolu makası, dil ve göbek takımlarından oluşmakta; araçların makaslardan güvenli geçişini sağlamak amacıyla, dil ve göbek raylarının

profilleri makas paneli boyunca değişecek şekilde tasarlanmaktadır. Bu tasarım, hem yuvarlanma yarıçapındaki farklılıklara hem de çok noktalı temasın ortaya çıkmasına neden olmaktadır (Pålsson ve Nielsen, 2012: 365-368). Tekerlekler, yaslanma rayından dil ucu rayına veya kanat rayından orta göbek rayına geçiş sırasında normal tekerlek–ray temas koşulları bozulmakta; yuvarlanma-kayma temas koşulları altında ray çeliği, darbe ve kayma kuvvetlerinin birleşik etkilerine maruz kalmaktadır (Kassa ve Nielsen, 2008: 1-4 ; Wang vd., 2016:1). Normal hatlarda ise tekerlek–ray temas yüzeyinde yer alan kusurlar (örneğin, ray ondülasyonları, tekerlek yanığı kaynaklı hasarlar, düzleşmiş tekerlek yüzeyleri) ile yapısal bozukluk içeren tekerlekler, darbe yüklerinin oluşmasına yol açabilmektedir. Ayrıca, demiryolu araçlarının çekiç, frenleme ve dönüş gibi farklı işletme koşullarında tekerlek ile ray arasındaki darbe etkisi sonucu kayma aşınması meydana gelmektedir (Chen vd., 2020). Büyük dinamik kuvvetler altında oluşan darbeler, tekerlek ve ray çeliklerinde ciddi yapısal hasarlara neden olabilmektedir. Bununla birlikte, tekerlek–ray temasında olduğu gibi yüksek hızlı dairesel hareketler altında gerçekteşen darbeleri-kayma aşınması üzerine yapılan çalışmalar oldukça sınırlıdır. Karmaşık tribolojik koşullar ve dinamik etkiler nedeniyle bu konu, günümüzde hâlâ en önemli ve dikkat çeken araştırma alanlarından biri olma özelliğini sürdürmektedir.

Son yıllarda, ray çeliklerinin aşınma ve hasara karşı daha dayanıklı hâle getirilmesi amacıyla çok sayıda çalışma yürütölmüştür. Bu kapsamda, ray taşlama (Edjeou vd., 2025), alaşımlı ray çeliklerinin üretimi (Alvarez vd., 2019; Li vd., 2024), yüzey kaplamaların uygulanması (Clare vd., 2012; Yang vd., 2024; Wang vd., 2024) ve ısıt işlem yoluyla sertleştirme (Leso vd., 2022; Shen vd., 2025) gibi yöntemler, ray malzemelerinin aşınma ve RCF dirençlerini iyileştirmeye yönelik yaygın olarak kabul gören araştırma konuları arasında yer almaktadır. Bununla birlikte, ısıt işlem sonrasında ray yüzeyinde ve kaplama uygulamalarında rayın ısı tesiri altında kalan bölgesinde (ITAB) martenzitik dönüşüm meydana gelebilmektedir. Martenzitik yapının düşük plastisite ve kırılma tokluğu özellikleri, işleme, taşıma ve depolama süreçlerinde çatlakların ve hasarların oluşmasına yol açabilmektedir (Clare vd., 2012; Meng vd., 2019). Hertz Temas Teorisi'ne göre (Johnson, 1985: 1-68) maksimum temas basıncı ray yüzeyinde, maksimum kayma gerilmeleri ise temas yüzeyinin hemen altında meydana geldiğinden, martenzitik mikroyapı dönüşümü Avrupa Demiryolu Standardı'nda uygun bulunmamaktadır (EN 13674-1, 2002: 21). Dolayısıyla, ağır servis koşullarında kullanılacak rayların, yalnızca daha yüksek mukavemet ve tokluk değil, aynı zamanda geliştirilmiş aşınma ve yorulma direncine de sahip olması gerekmektedir (Bai vd., 2023).

Mühendislik malzemelerinin yüzey özelliklerini iyileştirmek amacıyla, karbürizasyon, nitrörleme, karbonitrörleme ve borlama gibi çeşitli termokimyasal yüzey sertleştirme

yöntemleri uygulanmaktadır. Termokimyasal yüzey işlemleri, yüksek sertlik ve korozyon direnci gerektiren saldırgan ortamlar ile şiddetli aşınma koşullarına maruz kalan metallerin mekanik ve yüzey özelliklerini geliştirmek için kullanılan etkili yöntemler arasında yer almaktadır (Mindivan, 2022). Bu işlemler sonucunda, yüzeyde sert bir bileşik tabaka oluşurken, tabakanın altında yer alan difüzyon bölgesi hem bileşik tabakayı desteklemekte hem de yüzey sertliğinde kademeli bir geçiş sağlamaktadır (Hakami vd., 2011; Manfredini vd., 2014). Termokimyasal işlemlerden biri olan nitrürleme, mühendislik malzemelerinin aşınma, korozyon ve yorulma dirençlerini artırmada yaygın olarak kullanılmaktadır. Karbon ve bor atomlarına kıyasla daha küçük atom çapına sahip olan azot, demir kafesine daha kolay difüze olmakta ve ince taneli nitrürler oluşturarak çeliğin yüzey sertliğini yükseltmektedir. Plazma nitrürleme (PN) işlemi ise çevre dostu, temiz ve uygulanabilirliği kolay bir yöntem olarak, difüzyon yoluyla yüzey sertleştirmede yaygın şekilde tercih edilmektedir. Nitrürleme işlemi sonucunda yüzeyde γ' -Fe₄N ve/veya ϵ -Fe₂₋₃N demir nitrürlerinden oluşan bir bileşik tabaka (beyaz tabaka) meydana gelirken, bu tabakanın altında ince ve kararlı nitrür çökeltileri içeren, azotça zengin difüzyon bölgesi oluşmaktadır (Manfredini vd., 2014; Orouji vd., 2024). Beyaz tabaka tribolojik performans ve korozyon direncine katkı sağlarken, difüzyon bölgesi nitrürlenmiş tabakanın yorulma dayanımını belirleyici rol oynamaktadır. Literatürde, beyaz tabakadaki ϵ -nitrürün, yoğun paketlenmiş altıgen yapısı ve yüksek azot konsantrasyonu nedeniyle γ' -nitrüre kıyasla daha üstün aşınma direnci sağladığı bildirilmiştir (Mashreghi vd., 2013). Ancak, bazı çalışmalar (Sun vd., 2022) kırılğan yapıya sahip ϵ -nitrürün kayma koşullarında çatlamaya eğilimli olduğunu ve bu nedenle nitrürlenmiş çeliklerin aşınma hızını artırabileceğini ortaya koymuştur. Mevcut araştırmalar, nitrürlemenin tribolojik performans üzerindeki etkilerini farklı malzeme gruplarında kapsamlı olarak incelemiş olsa da, R260 ray çeliği üzerinde nitrürleme işleminin RCF ve aşınma performansına ilişkin herhangi bir rapor henüz literatürde yer almamaktadır.

Aşınma direncinin artırılması ve yorulma kaynaklı kusurların önlenmesi amacıyla, tane boyutunun küçültülmesi, sertliğin iyileştirilmesi ve bası kalıntı gerilmelerinin oluşturulması gibi mekanik özelliklerin geliştirilmesine yönelik işlemler oldukça önemli ve etkilidir (Unal vd., 2022 ; Zhu vd., 2004 ; Karademir vd., 2021). Bilyalı dövme (BD), belirli hızlarda yüzeye çarpan küresel bilyalar aracılığıyla yüzeyde bası kalıntı gerilmeleri ve plastik deformasyon oluşturan bir yöntem olarak tanımlanmaktadır. BD sürecinin kontrolünde temel parametreler Almen şiddeti ve yüzey örtme oranıdır. Bu parametrelerin artışı, üst tabakadaki tane boyutunun nano ölçeğe kadar küçülmesine yol açmaktadır. Nano boyutlu tanelerin oluşumu, yüksek yoğunluklu tane sınırlarının meydana gelmesine neden olmaktadır. Sonuç olarak üst tabakanın

sertliği belirgin biçimde artmakta ve basma kalıntı gerilmeleri oluşmaktadır. Literatürde, bu mekanizmanın malzeme yüzeyinde kusur oluşumunu azalttığı ve aşınma direncini önemli ölçüde iyileştirdiği birçok çalışmada rapor edilmiştir (Bagherifard vd., 2016; Z. Yang vd., 2022).

PN'den önce uygulanan plastik deformasyonun temel amacı, malzeme yüzeyinde olağanüstü düzeyde tane incilmesi ile nanokristalli bir yapı elde etmektir. Tane sınırlarının ve denge dışı kusurların varlığı, nitrürleme kinetiğini hızlandırmaktadır. Çok sayıda tane sınırının (yüksek miktarda depolanmış enerjiye işaret eder) oluşturduğu denge dışı kusurlar, difüzyon kanalları olarak işlev görmektedir (Menezes vd. 2017; Gangaraj vd., 2014; Li vd. 2010). Bu mekanizma sayesinde, yüksek sıcaklıklarda yapılması gereken nitrürleme işlemleri daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilebilmektedir (Tong vd., 2003; Bai ve Wu, 2024; Shen vd., 2010). Aşırı yüksek nitrürleme sıcaklıkları ise yüzey hasarına, tane büyümesine ve karbür çökmesine neden olmakta, dolayısıyla malzemenin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir (Orouji vd., 2024; Balusamy vd., 2013). Bununla birlikte, şiddetli deformasyon sonrası elde edilen ultra ince taneler, düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen nitrürleme işlemi sırasında kararlı olabilmektedir (Schuster vd., 2012; Lin vd. 2024). Şiddetli BD ile nitrürlemenin birlikte uygulanması, çeliklerin deformasyon sertleşmesini, nitrürlenmiş tabaka derinliğini ve bası kalıntı gerilmelerini artırmaktadır (Gangaraj vd., 2014). Bu bağlamda, PN'den önce uygulanan BD işleminin etkilerinin araştırılması güncel ve önemli bir çalışma konusudur.

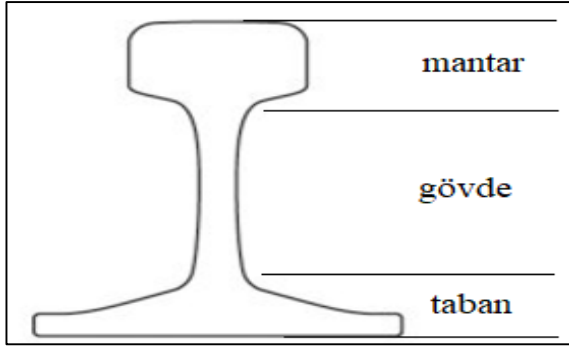
Bu çalışmada, R260 ray çeliğinin yüzey özelliklerini ve aşınma direncini iyileştirmek amacıyla BD, PN ve BD+PN dubleks yüzey işlemleri uygulanmıştır. BD işlemi, 16A + %200, 24A + %200 ve 24A + %1000 parametreleri kullanılarak R260 ray çeliklerin yüzeyine uygulanmıştır. Parlatılmış (BD uygulanmamış) ve BD işlemine tabi tutulmuş ray çeliklerine, 12 saat süreyle 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda, 20:80 ve 80:20 (hacim oranı) N₂:H₂ gaz karışımları atmosferinde PN işlemi gerçekleştirilmiştir. PN işleminden sonra, işlem görmemiş ve yüzey işlemleri uygulanmış (BD, PN, BD+PN) çelik numunelerin detaylı karakterizasyonu yapılmıştır. Ardından, ASTM G133-05 standardına uygun olarak ileri-geri hareket eden bilya-disk düzeneği ile normal atmosferik koşullarda, 15 N, 30 N, 45 N ve 60 N yükler altında kuru kayma aşınma deneyleri gerçekleştirilmiştir. Buna ek olarak, BD ve PN yüzey işlemleri uygulanmış ray çeliklerine eğimli darbeli-kayma deney düzeneği kullanılarak aşınma deneyleri uygulanmıştır. Bu tez çalışması kapsamında, BD, PN ve BD+PN yüzey işlemleri uygulanmış R260 ray çeliklerinin kuru kayma ve darbeli-kayma aşınma davranışları üzerinde yüksek yüklerin etkisi incelenmiştir.

2. RAY ÇELİKLERİ

Raylar, demiryolu araçları için hem taşıyıcı hem de yönlendirici temel elemanlardır. Statik ve dinamik kuvvetlere maruz kalan raylar üzerinde, ağır yük taşımacılığında 35 tona kadar ulaşabilen aks yükleri etkili olmaktadır. Dar kurplarda (virajlarda) ise raylar, ilave olarak yüksek yanal kuvvetlere maruz kalmaktadır. Bu tür yüksek kuvvetlere uzun süre dayanabilmesi için rayların, yüksek yüzey kalitesine, üstün mukavemete ve yüksek sertlik özelliklerine sahip olması gerekmektedir. Bu nedenle, rayların profil tasarımı ve malzeme kalitesi, aşınmaya, ezilmeye ve kırılmaya karşı sürekli olarak geliştirilmektedir (Lichtberger, 2005).

2.1. Ray Profilleri

Raylar genel olarak sertliklerine, profillerine, birim uzunluktaki ağırlıklarına ve üretim sonrası uygulanan ısıtıl işlemlere göre sınıflandırılmaktadır. Günümüzde demiryolu hatlarında ağırlıklı olarak vinyol ve oluk profil raylar kullanılmaktadır. Konvansiyonel ve yüksek hızlı tren hatlarında vinyol raylar tercih edilirken, tramvay hatlarında oluk profil raylar daha yaygın olarak kullanılmaktadır. Şekil 2.1’de görüldüğü üzere rayın mantarı, gövdesi ve tabanı; hız, tekerlek tipi, dingil ağırlığı ve hizmet ömrü gibi kullanım koşulları dikkate alınarak tasarlanmaktadır (Agin, 2017: 27-28). Ray mantarı, gelen yükler altında esneme mukavemetini sağlayacak ve yeterli aşınma payına izin verecek şekilde yeterli yüksekliğe sahip olmalıdır. Çalışma yüzeyi, tekerlekle uyumlu bir temas ara yüzeyi oluşturacak kadar geniş olmalı ve böylece aracın sürüş dinamiklerine katkı sağlamalıdır. Özellikle tekerlek-ray temas bölgesindeki basınç gerilmelerinin azaltılması ve düşük eşdeğer koniklik değerinin sağlanabilmesi için ray mantar köşelerinin uygun yarıçaplarda tasarlanması gerekmektedir. Bu sayede, mantar köşesine etki eden gerilmeler azaltılarak RCF bağlı mantar çatlaması ve Head-Check gibi kusurların oluşumu sınırlandırılabilir. Gövdenin yüksekliği ve kalınlığı ile taban genişliği, rayın yeterli sarsılma direncine sahip olmasını sağlayacak şekilde belirlenmelidir. Ray tabanı ise yüksek stabiliteyi sağlamak ve traversler üzerinde oluşan temas basınçlarını azaltmak amacıyla yeterli genişlikte tasarlanmalıdır (Lichtberger, 2005).



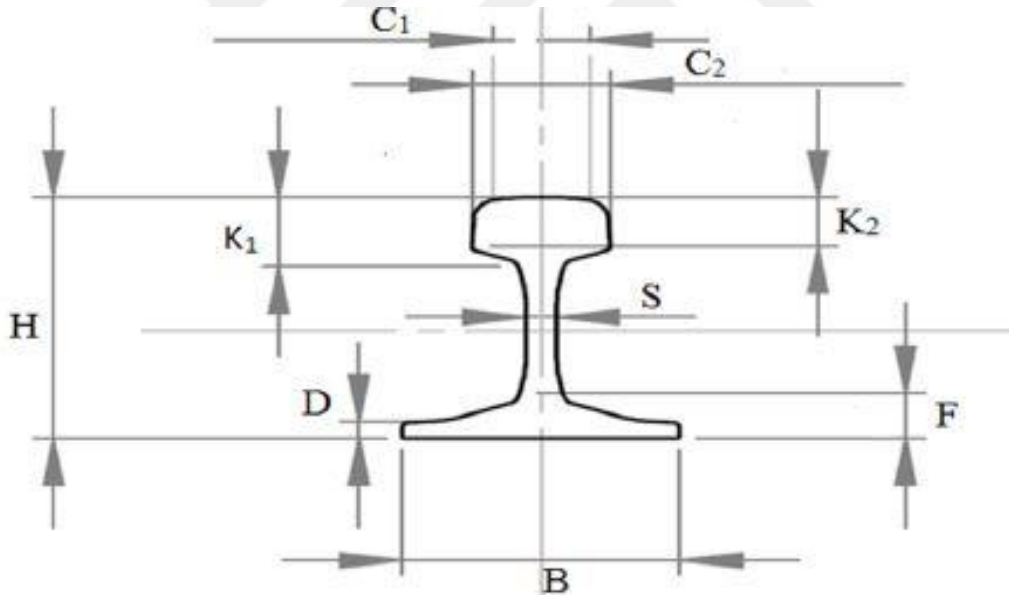
(a)



(b)

Şekil 2.1. (a) Vinyol profil ray ve (b) Oluk profil ray

Rayın karşılaması gereken birden fazla kritik yeterlilik kriteri bulunmasından dolayı, ideal profilin belirlenmesi oldukça güçtür. Çoğu durumda, ideal ray profili ancak uzun süreli pratik kullanım sonrasında ortaya çıkmaktadır. Demiryolu hatlarında kullanılan en önemli ray profillerine ilişkin boyutlandırma Şekil 2.2’de, bu profillere ait temel parametre değerleri ise Tablo 2.1’de sunulmaktadır



Şekil 2.2. Ray profilinin parametreleri

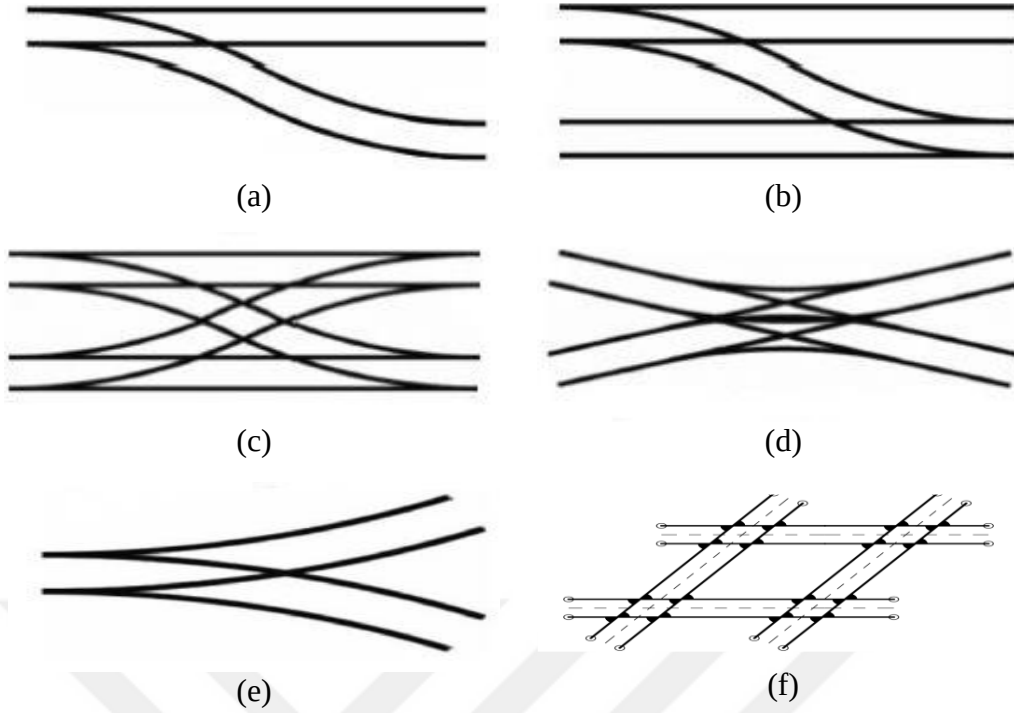
Tablo 2.1. Ray profillerinin parametre değerleri

Parametre	Birim	30 E1	33 E1	41 E1	49 E1	54 E3	50 E4	54 E2	54 E1	60 E1	60 E2
Ray yüksekliği	H (mm)	108	134	138	149	154	152	161	159	172	172
Taban	B (mm)	108	105	125	125	125	125	125	140	150	150
Başlık eni	C ₁ (mm)	60.3	58	67	67	67	70	67	70	72	72
Başlık eni	C ₂ (mm)	60.3	58	67	70	70	72.2	69.5	72.2	74.3	74.3
Gövde kalınlığı	S (mm)	12.3	11	12	14	16	15	16	16	16.5	16.5
Başlık yüksekliği	K ₁ (mm)	31	39	43	51.5	55	49.4	51.4	49.4	51	51
Başlık yüksekliği	K ₂ (mm)	24	31.8	31.8	39.8	43.3	36.3	38.7	36.3	37.5	37.5
Taban yüksekliği	F (mm)	19.5	19	24	27.5	29	28	30.2	30.2	31.5	31.5
Taban kalınlığı	D (mm)	7	9.5	9.5	10.5	12	10	12	11	11.5	11.5
Alan	A (mm ²)	3825	4264	5271	6297	6948	6392	6855	6934	7687	7687
Ağırlık	G (kg/m)	30	33.5	41.4	49.4	54.5	52.2	53.8	54.4	60.3	60.03
Nötral eksen	Y _H (mm)	52.1	67.3	68.2	73.3	75	76	69.6	75	80.9	80.9
Atalet momenti	Ja (cm ⁴)	606	1040	1368	1819	2073	1940	2308	2127	3055	3021
Mukavemet momenti	Wa (cm ³)	104	155	196	240	262	253.6	276.4	279.2	335.5	330.8

Kaynak: (Lichtberger, 2005)

2.2. Demiryolu Makasları

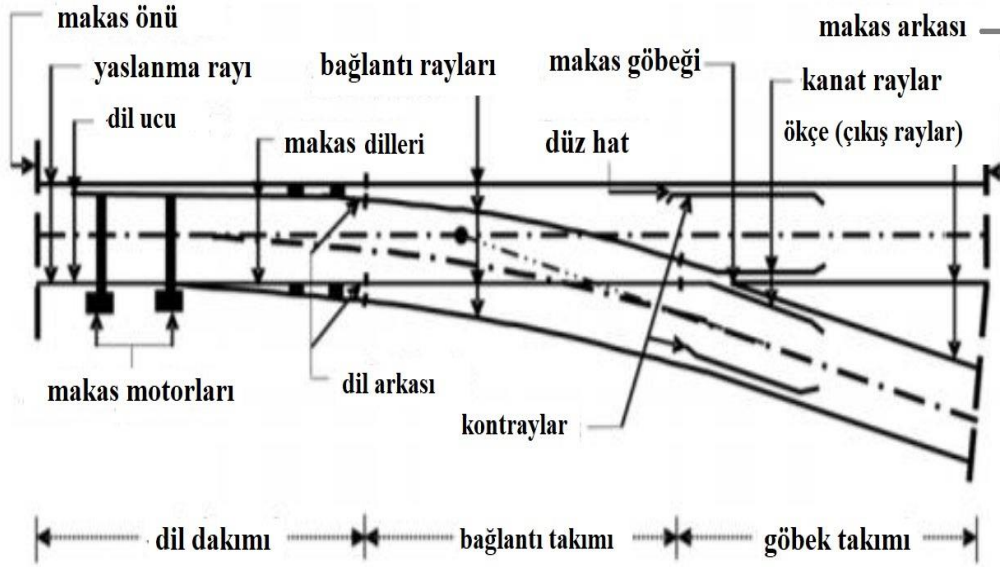
Makaslar, demiryolu altyapısının ayrılmaz bileşenlerinden biridir. Trenlerin demiryolu kavşaklarında bir hattan diğerine yönlendirilmesini sağlayarak hat işletiminde gerekli esnekliği temin ederler. Uygulama alanlarına ve geometrik özelliklerine bağlı olarak; basit makas, tek geçiş makası, çift geçiş makası, İngiliz makası, simetrik makas ve kruvazmanlar olmak üzere farklı makas tipleri bulunmaktadır. Bu makas tipleri şekil 2.3'te gösterilmektedir.



Şekil 2.3. (a) Basit makasın, (b) tek geçiş makasın, (c) çift geçiş makasın, (d) ingiliz makasın, (e) simetri makasın ve (f) kruvazmanların şematik görünümü

Kaynak: (Ovalı, 2019: 4)

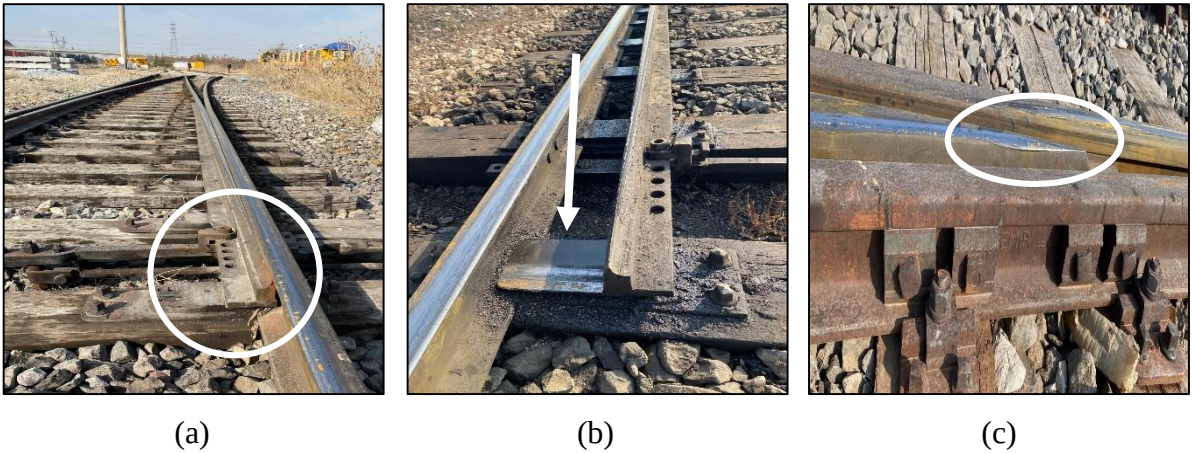
Basit bir makasın şematik görünümü Şekil 2.4’te verilmektedir. Basit makas; dil takımı, bağlantı takımı ve göbek takımından oluşmaktadır. Dil takımı, sabit yaslanma rayları ile makas dili olarak adlandırılan hareketli raylardan meydana gelmektedir. Makas dilleri, tekerlekleri düz hat ya da sapan hat yönüne sevk etmektedir. Esnek tipte olan makas dilleri, standart raylara kıyasla daha düşük yükseklik, daha kalın ve asimetrik bir ray tabanına sahiptir. Makas dilleri ve yaslanma raylarında kullanılan çelikler çoğunlukla perlitlik yapı göstermektedir. Yağlı kızak levhası üzerinde manivela çubuğunun ileri-geri hareketi ile dil raylarından biri yaslanma rayına temas ederken, diğeri yaslanma rayından ayrılmakta ve bu sayede tekerlek flanşlarının geçişine olanak tanıyan bir aralık oluşmaktadır (Şekil 2.5 a, b). Bu mekanizma trenin sapacağı yöne doğru ilerlemesini sağlamaktadır. Dil takımı ile göbek takımı arasında yer alan bölüm “bağlantı takımı” olarak adlandırılmakta olup, tekerlek setlerinin göbek takımına yönlendirilmesinde bağlantı rayları kullanılmaktadır. Göbek takımı; kanat rayları, kontraylar ve makas göbeğinden oluşmakta ve trenlerin her iki yönde de güvenli seyir yapmasına imkân tanımaktadır. Makas göbeği ile kanat rayları civatalar aracılığıyla birleştirilerek sabit tipte veya yüksek yük ve hız gerektiren uygulamalarda hareketli tipte üretilmektedir. Kontraylar ise yaslanma raylarına paralel olarak yer almakta ve geçişlerin her iki tarafında tekerleklerin yanal hareketlerini sınırlamaktadır (Dhar, 2019: 3-6).



Şekil 2.4. Basit bir makasın şematik görünümü

Kaynak: (Dhar, 2019: 4)

Makas ray profillerindeki değişkenlik ve süreksizlikler nedeniyle makaslar, demiryolu ağının en karmaşık bileşenleri arasında yer almaktadır. Bu durum, artan dinamik yüklerin etkisiyle makas bileşenlerinin, normal hat raylarına kıyasla daha hızlı bozulmasına yol açmaktadır (Şekil 2.5). Trafiğin yönü ister sapan ister düz yol olsun, göbek takımında tekerlek ya makas göbeğinden kanat rayına ya da kanat rayından makas göbeğine geçiş yapmaktadır. Kanat rayı ile makas göbeği arasındaki bu süreksizlik, darbe kuvvetlerinin oluşmasına ve ilgili bileşenlerde hasara neden olmaktadır (Şekil 2.5 c). Göbek takımı raylarında en sık karşılaşılan arızalar arasında aşınma, RCF, plastik deformasyon, ray başı çatlakları, ray ayağı kırıkları ve kılcal çatlaklar yer almaktadır (Dhar, 2019: 6).



Şekil 2.5. (a) Makas dil kapanması, (b) makas dil açıklığı ve (c) makas göbeğinin darbe kuvvetleri altında plastik deformasyona uğraması

2.3. Ray Çeliklerin Kimyasal İçeriği ve Mikroyapısı

Perlitik mikroyapıya sahip R260 ve R350HT ray çeliklerinin yanı sıra, EN 13674-1 standardında tanımlanan diğer çelik türlerinin kimyasal bileşimleri ve mekanik özellikleri Tablo 2.2’de sunulmaktadır. Ray çeliklerinin kimyasal bileşimleri incelendiğinde, genel olarak demir (Fe), karbon (C), silisyum (Si), mangan (Mn), fosfor (P) ve kükürt (S) elementlerinden oluştuğu görülmektedir.

Tablo 2.2. Ray çeliklerinin kimyasal bileşimi ve mekanik özellikleri

Çelik Türü	Kimyasal İçeriği (% Ağırlık)								Asgari Çekme Mukavemeti (N/mm ²)	Yüzey Sertliği (HBW)
	C	Si	Mn	P (maks.)	S	Cr	V (maks.)	Fe		
R 200	0,38 -	0,13-0,60	0,65-1,25	0,040	0,008-0,040	0,15 maks.	0,030	Denge	680	200/240
R 220	0,5 -0,6	0,2-0,60	1,00-1,25	0,025	0,008-0,025	0,15 maks.	0,030	Denge	780	220/260
R 260	0,6 -0,82	0,13-0,60	0,65-1,25	0,03	0,008-0,030	0,15 maks.	0,030	Denge	880	260/300
R 260 Mn	0,53 -	0,13-0,62	1,25-1,75	0,03	0,008-0,030	0,15 maks.	0,030	Denge	880	260/300
R 320 Cr	0,58 -	0,48-1,12	0,75-1,25	0,025	0,008-0,030	0,75-1,25	0,020	Denge	1080	320/360
R 350 HT	0,7 -0,82	0,13-0,60	0,65-1,25	0,025	0,008-0,030	0,15 maks.	0,030	Denge	1175	350/390
R 350	0,7 -0,82	0,13-0,60	0,65-1,25	0,025	0,008-0,030	0,30 maks.	0,030	Denge	1175	350/390

Kaynak: (EN 13674-1, 2002: 18-19)

Karbon, çeliğin mukavemetini ve sertliğini artıran en önemli alaşım elementidir. Şekil 2.6, demir-sementit denge diyagramının östenit-perlit dönüşüm bölgesini göstermektedir. Bu diyagramda, karbon içeriği %2’nin altında olan çelik, %2’nin üzerinde karbon içeren ise dökme demir olarak tanımlanmaktadır. %0,8 karbon içeren çelikler soğutulduğunda 723 °C’de ötektoid reaksiyon gerçekleşmekte, bu reaksiyon sonucunda östenit fazı (γ) ferrit (α -Fe) ve sementit (Fe_3C) fazlarına dönüşerek %100 perlit (%87 ferrit ve %13 sementit) mikroyapıyı oluşturmaktadır. Bu iki faz ince ve sık tabakalar halinde oluşmaktadır. Karbon içeriği, mikroyapıdaki ferrit ve sementit fazlarının miktarını doğrudan etkilemektedir. Karbon yüzdesi %0,8’den azaldıkça perlit oranı düşmekte, ferrit fazı artmakta (ötektoid altı çelikler); karbon yüzdesi %0,8’in üzerine çıktığında ise perlit oranı azalarak sementit fazı artmaktadır (ötektoid üstü çelikler). Bu farklılık, çeliklerin mekanik özelliklerinde önemli değişimlere yol açmaktadır (Kalaycıoğlu, 2006: 58-61; Kuzkaya, 2014: 1-3). R260 ray çeliğinin karbon içeriği ağırlıkça %0,60–0,82 arasında değişmekte olup, perlitik mikroyapıya sahiptir. Ferrit, düşük gerilmeler altında plastik deformasyona uğrayan yumuşak bir faz iken, sementit sert bir faz olarak elastik

The diagram is an Iron-Carbon phase diagram. The vertical axis represents temperature in degrees Celsius (0°C to 1000°C), and the horizontal axis represents carbon content in percent (0% to 1.4%).

Legend:

- Östenit (Austenite) - Light gray
- Ferrit - White
- Sementit (Cementite) - Black

Key Points and Lines:

- A:** 0.4% C, 500°C
- B:** 0.4% C, 700°C
- C:** 0.4% C, 900°C
- D:** 1.2% C, 1000°C
- E:** 0.8% C, 723°C
- F:** 1.2% C, 723°C
- U:** 0.4% C, 800°C
- V:** 0.8% C, 1000°C

Phase Regions:

- Östenit:** Above the A-C-D-E line.
- Ferrit + Östenit:** Between the A-B line and the A-C-D-E line.
- Ferrit:** Below the A-B line.
- Ferrit + Sementit:** Below the E-F line.
- Sementit + Östenit:** Between the D-E line and the E-F line.
- (Ferrit + Perlit):** Below the A-B line, to the left of 0.4% C.
- (Sementit + Perlit):** Below the E-F line, to the right of 0.8% C.

Micrographs (i) through (x):

- (i) 0.4% C, 1000°C: Austenite.
- (ii) 0.4% C, 900°C: Ferrite + Austenite.
- (iii) 0.4% C, 700°C: Ferrite.
- (iv) 0.4% C, 500°C: Ferrite + Pearlite.
- (v) 0.8% C, 1000°C: Austenite.
- (vi) 0.8% C, 723°C: Ferrite + Cementite.
- (vii) 1.2% C, 1000°C: Austenite.
- (viii) 1.2% C, 800°C: Cementite + Austenite.
- (ix) 1.2% C, 723°C: Ferrite + Cementite.
- (x) 1.2% C, 500°C: Cementite + Pearlite.

Kaynak: (Bartın Üniversitesi, Faz diyagramı)

11

2.3.1. Mantarı Sertleştirilmiş Raylar

Demiryolu makaslarında, dar kurplarda ve trafiğin yoğun olduğu istasyon ile lojistik sahalarındaki raylarda oluşan gerilmeler, normal hat raylarına kıyasla çok daha yüksek seviyelerdedir. Bu nedenle söz konusu bölgelerde, raylarda meydana gelen aşınma ve yüzey hasarlarını azaltmak amacıyla mantarı sertleştirilmiş ray çelikleri (R350 HT ve R350 LHT) tercih edilmektedir. R350 HT ve R350 LHT ray çelikleri, R260 ray çeliğine göre daha yüksek karbon içeriğine ve üstün mekanik özelliklere sahiptir. Bu üstün özellikler, uygulanan ısıtma işlemi sonucunda elde edilmektedir. Isıtma işlemi sırasında raylar, 2–6 dakika süreyle 850–950 °C sıcaklık aralığına kadar ısıtılmakta, ardından basınçlı hava, püskürtme suyu veya su buharı kullanılarak 650–500 °C aralığına kadar soğutulmaktadır. Bir diğer hızlı soğutma yöntemi ise, haddeleme sıcaklığı yaklaşık 900 °C olan rayların, 850–800 °C sıcaklıklarda sentetik katkı içeren su banyosuna daldırılmasıyla gerçekleştirilmektedir. Bu hızlı soğutma yöntemleri sonucunda ferrit ve sementit lamelleri arasındaki aralık azalarak ince taneli perlitik bir yapı oluşmaktadır (Kalaycıoğlu, 2006). İnce lameller, ferrit fazındaki dislokasyonların hareketini kısıtlayarak mukavemeti artırmaktadır (Clayton ve Danks, 1990). R350 HT ve R350 LHT ray çelikleri, 350–370 HBN sertlik aralığına sahip olup, standart 260–300 HBN sertlik aralığındaki R260 ray çeliği ile karşılaştırıldığında aşınma, plastik deformasyon ve RCF'ye karşı daha yüksek direnç göstermektedir (Ekberg ve Björn, 2010).

2.3.2. Beynitik Raylar

Beynitik ray çelikleri, yüksek dayanım, tokluk ve süneklik özellikleri sayesinde demiryolu sektöründe öne çıkan malzemeler arasında yer almaktadır (Messaadi vd., 2019: 1). Beynit, östenitin izotermal dönüşümü sonucunda oluşmaktadır. Bu dönüşümde östenit, martensit oluşum sıcaklığının üzerinde ve ince perlitin oluşum sıcaklığının altında bir sıcaklığa hızla soğutulmakta; ardından yeterli süre bekletilerek dengesiz östenit tamamen beynite dönüştürülmektedir. Kimyasal bileşim, sıcaklık ve bekletme süresine bağlı olarak soğutma işlemi sırasında granüler beynit veya çıta beynit gibi farklı beynit türleri elde edilebilmektedir (Dhar, 2019: 14). Beynitik çelikler, perlitik çeliklere kıyasla aynı yükleme koşulları altında RCF'ye karşı daha yüksek direnç göstermekte ve daha yüksek yüzey sertliğine sahip olmaktadır. Ancak, aşınma dirençleri konusundaki karşılaştırmalar literatürde halen tartışmalı bir konudur (Liu vd., 2019; Shen vd., 2025; Tian vd., 2023). Öte yandan, beynitik çeliğin karmaşık ve heterojen mikroyapısı, onu çatlak başlangıcına karşı daha hassas hâle getirmektedir. Beynitik çelikler birçok ülkede demiryolu makas göbeklerinde kullanılmasına rağmen, performanslarının tam anlamıyla yeterli olmadığı bildirilmektedir. Bu nedenle, farklı

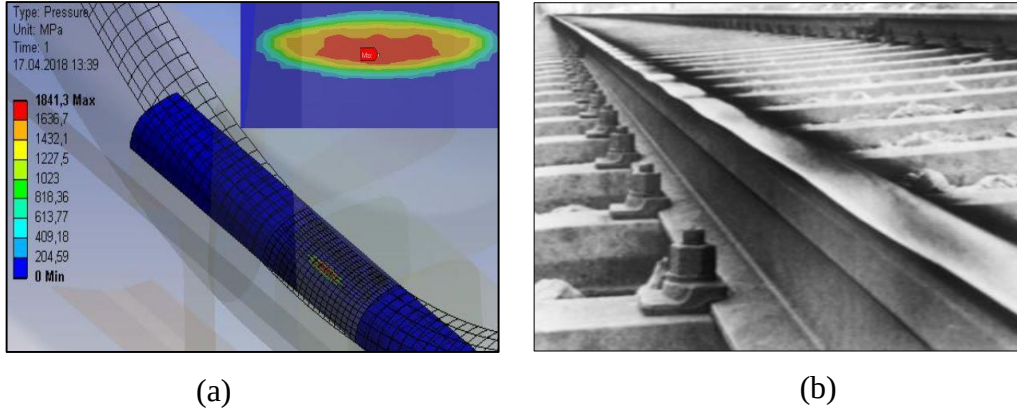
yükleme koşullarında beynitik çeliğin makas göbeklerinde kullanımına yönelik araştırmalar devam etmektedir (Dhar, 2019: 14).

2.3.3. Alaşımli Raylar

Perlitik ray çeliklerinde, haddeleme sonrası uygulanan yüksek alaşımlama işlemleri ile çekme mukavemeti, süneklik ve tokluk özellikleri iyileştirilmiştir (Li vd., 2024: 2). Perlitik yapıda lamel aralığını azaltmak amacıyla ray çeliklerine krom (Cr), molibden (Mo), vanadyum (V), mangan (Mn) ve silisyum (Si) gibi elementlerle alaşımlama yapılmaktadır (Godefroid vd., 2019). Ancak, alaşımli rayların endüstriyel maliyetleri artırması ve kaynak işlemlerine karşı yüksek hassasiyet göstermeleri nedeniyle demiryolu hatlarında yaygın olarak tercih edilmemektedir (Lichtberger, 2005).

2.4. Tekerlek/Ray Temasından Kaynaklanan Hasar Mekanizması

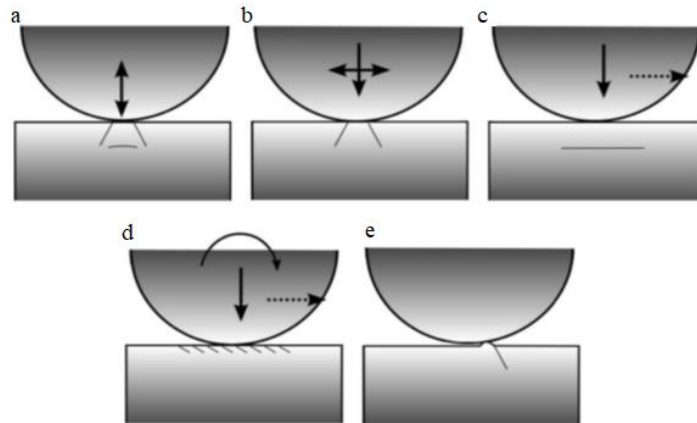
Raylar, aks yükü, tren hızı ve hat geometrisine bağlı olarak değişken yüklemelere maruz kalmaktadır. Günümüz demiryolu hatlarında kullanılan tipik aks yükleri; yüksek hızlı hatlarda en fazla 200 kN, karma trafikli hatlarda en fazla 225 kN ve ağır yük taşımacılığının yapıldığı hatlarda (örneğin Avustralya) 360 kN'a kadar ulaşabilmektedir. Yatay kurplarda ise deyer miktarı ve işletme hızına bağlı olarak iç ve dış raylara etkiyen düşey tekerlek kuvveti (aks yükünün yarısı), %30'a kadar artış gösterebilmektedir. Bunun yanı sıra, tekerlek/ray temas yüzeyinde bulunan kusurlar (ray ondülasyonları, tekerlek yanığı kusurları, düzleşmiş tren tekerlekleri vb.) ile yapısal bozukluklar içeren tekerlekler darbe yüklerinin oluşmasına neden olmaktadır. Tekerlek/ray temas alanı oldukça küçük olup eliptik bir şekle sahiptir. Düşey tekerlek kuvvetini taşıyan bu sınırlı alan üzerinde yüksek temas basma gerilmeleri meydana gelmektedir. Tekerlek/ray temas alanında oluşan gerilme dağılımının simülasyonu ve plastik deformasyon sonucunda ray yüzeyinde oluşan dalgalanmalar Şekil 2.8'de sunulmaktadır. Şekil 2.8'de görüldüğü üzere, basma gerilmeleri aks yüküne bağlı olarak 1000–1500 N/mm² değerinde olurken, uygun olmayan tekerlek-ray temasından kaynaklanan gerilmeler 4000 N/mm²'yi aşabilmektedir (Yılmaz, 2014: 10-19). Raylarda meydana gelen plastik deformasyonun büyüklüğü; düşey tekerlek kuvvetleri, kesme kuvvetleri, darbe kuvvetleri, kalıntı gerilmeler ve malzemenin sertleşme kabiliyeti gibi birçok parametreden etkilenmektedir. Mikroyapıda gerçekleşen plastik deformasyon, ray malzemesinin sertliğinin artmasına yol açmakta; bu durum ise malzemenin yük taşıma kapasitesini yeniden yükseltmektedir (Jones vd., 1997: 131-141).



Şekil 2.7. (a) Tekerlek/ray temas alanında oluşan gerilme dağılımı modellemesi, (b) plastik deformasyon sonucunda ray yüzeyinde oluşan dalgalanma görüntüleri

Kaynak: (Deveci, 2018)

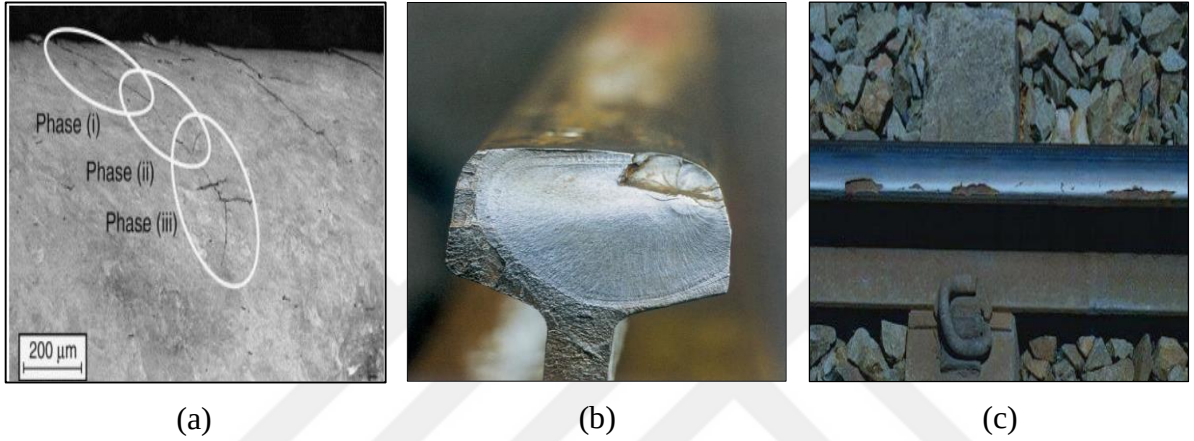
Raylarda RCF, tekerleklerin raylar üzerinden tekrar tekrar geçmesi sonucunda oluşmaktadır. Farklı yükleme koşullarında, Şekil 2.8 (a-e)'te ray yüzeyinde meydana gelen çeşitli çatlak tipleri gösterilmektedir. Tekrarlanan temaslar, zamanla bu çatlakların büyümesine ve ray yüzeyinin hasara uğramasına yol açmaktadır. Yüksek temas gerilmeleri, ray yüzeyinin hemen altında maksimum kayma gerilmelerinin oluşmasına neden olmaktadır. Dislokasyonların yoğunlaştığı bu bölgelerde çeliğin elastik sınırı aşılmakta ve malzeme plastik deformasyona uğramaktadır. Deformasyon birikimi, malzemenin süneklik sınırını aşana kadar devam etmektedir. Malzemenin kırılma gerilmesini aşan deformasyon, Şekil 2.9 (a-e)'te gösterildiği gibi RCF çatlaklarının oluşumuna yol açmaktadır (Ekberg vd., 2014: 1-5).



Şekil 2.8. (a) Dikey yüklerin neden olduğu çatlakların oluşumu, (b) hem dikey hem de yanal yüklerin neden olduğu çatlakların oluşumu, (c) yuvarlanan tekerleğin dikey yüklenmesi nedeniyle yüzey altı RCF çatlaklarının oluşumu, (d) delaminasyon (yüzey çatlakların) oluşumu ve (e) yüzey düzensizlikleri nedeniyle oluşan yüzey çatlakların oluşumu

Kaynak: (Ekberg vd., 2014: 2)

Şekil 2.9 (a–c)’te ray yüzeyindeki çatlaklara örnekler verilmiştir. Çatlaklar, mikroyapının deformasyona uğradığı bölgelerde, en az dirence sahip yönler doğrultusunda ilerlemektedir. Bu nedenle çatlaklar genellikle hem yüzeyde hem de yüzey altında farklı açılardan başlamakta ve çeşitli yayılma yönlerine sahip olmaktadır. Çatlak yayılımı; çatlak uzunluğu, çatlak açısı, çatlak yüzey sürtünmesi ve temas yükü yakınındaki yüzey sürtünme katsayısı gibi faktörlere bağlı olarak değişiklik göstermektedir. Yüzey ve yüzey altındaki çatlaklar belirli bir derinliğe ulaştığında, ya yüzeye doğru geri ilerleyerek yüzeyin hasara uğramasına ya da daha derine yayılıp ray kırılmasına yol açmaktadır.



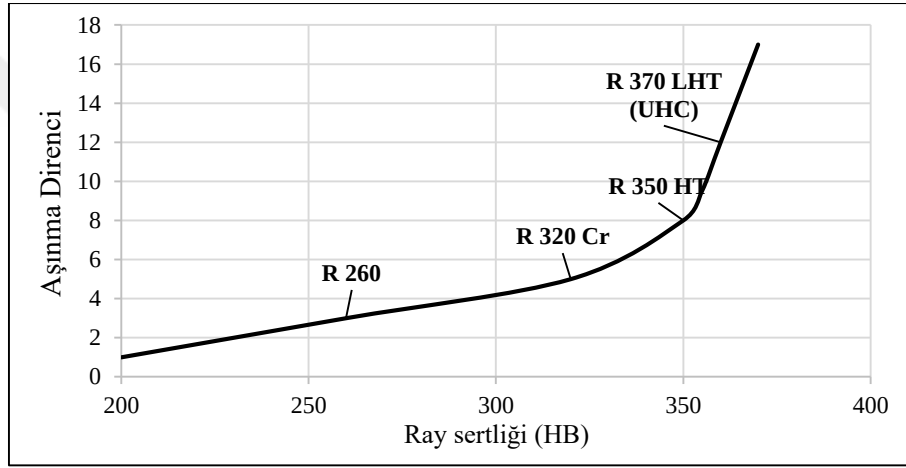
Şekil 2.9. (a) Ray yüzey çatlakların OM görüntüsü, (b) ray mantar yüzeyi altındaki kılcal çatlaklar ve (c) ray mantarı köşesinin kabuklanması

Kaynak: (UIC 712-Rail defects,2002)

2.5. Ray Aşınma Mekanizmaları

Aşınma, sürtünen yüzeylerde malzemenin mekanik etkilerle istenmeyen bir şekilde kopması ve ana parçadan ayrılması olarak tanımlanmaktadır. Rayların hizmet ömrünü belirlemede aşınma önemli bir rol oynamaktadır. Hızın artırılması, aks yükünün azaltılması ve sürtünmeyi düşürecek katı veya sıvı yağlayıcıların kullanılması, aşınma hacmini azaltmaktadır (Eadie vd., 2008; Stock vd., 2011; W. J. Wang vd., 2014). Ayrıca daha sert ray çeliği sınıflarının kullanılması da aşınmayı azaltıcı etki göstermektedir. Şekil 2.10’da farklı kalitedeki ray çeliklerinin sertliğe bağlı olarak aşınma dirençleri gösterilmektedir. Yüksek sertliğe sahip ray çelikleri, Şekil 2.10’da görüldüğü üzere daha yüksek aşınma direnci sergilemektedir. Sertlik arttıkça, ray yüzeyinde plastik deformasyona uğramış tabakanın kalınlığı azalmaktadır. Plastik deformasyona uğrayan tabaka ne kadar kalınsa, aşınma da o kadar şiddetli olmaktadır (Beynon vd., 1996; Qiu vd., 1996). Artan kayma miktarı, sürtünme katsayısında yükselmeye ve daha yüksek aşınma hacmine yol açmaktadır (Garnham & Beynon, 1992; Seo vd., 2016). Aşınmadan

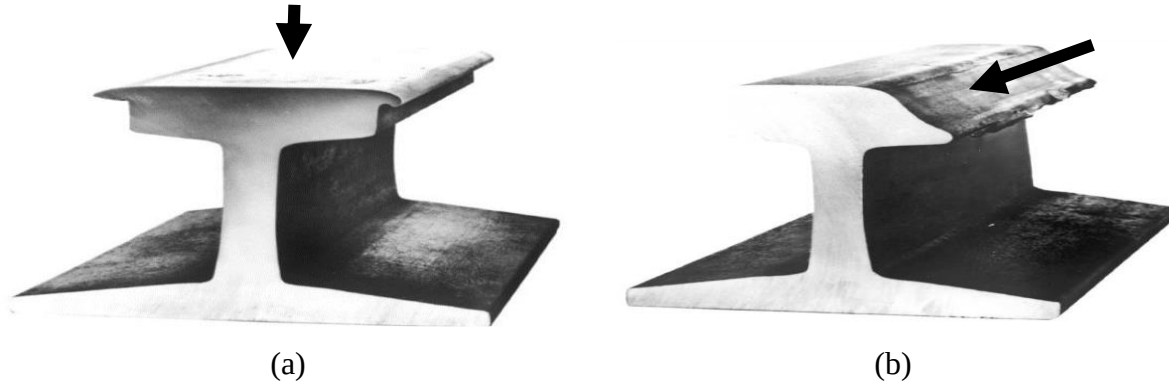
kaynaklanan ray profili değişiklikleri, ray ve tekerlek arasındaki temas alanını etkileyerek temas kuvvetlerinde değişikliklere neden olmakta ve bazen ray hasarına yol açabilmektedir. Öte yandan, aşınma, yüzeydeki çatlakların kritik boyuta ulaşmadan büyümesini engelleyerek RCF çatlak yayılımını azaltıcı bir etki de gösterebilmektedir. Aşınma hızı düşük olduğunda mevcut yüzey çatlakları yayılmakta ve ani kırılmalara sebep olmaktadır. Bu nedenle, RCF ve aşınmanın optimum bir kombinasyonu, ray-tekerlek temas koşulları açısından faydalı kabul edilmektedir. Yüksek aşınma miktarı ayrıca ray ve tekerlekler arasındaki temas uyumluluğunu iyileştirerek, gerçek temas alanındaki artıştan kaynaklanan temas gerilmelerini azaltmaktadır. Ancak aşınma hızı çok yüksek olduğunda, ray yüzeyinde daha büyük plastik deformasyonlar meydana gelmekte ve uzun vadede hasara yol açmaktadır (Dhar, 2019: 9).



Şekil 2.10. Farklı kalitedeki ray çeliklerinin aşınma dirençleri

Kaynak: (Lichtberger, 2005)

Şekil 2.11 (a–b)’de raylarda meydana gelen dikey ve yanal aşınmalar gösterilmektedir. Ray aşınması genellikle dikey ve yanal yönlerde gerçekleşmektedir. Dikey aşınma, mantarın baş kısmında ortaya çıkmakta ve düz hatlarda veya kurplardaki iç raylarda gözlemlenmektedir (Şekil 2.11 a). Yanal aşınma ise, Şekil 2.11 b’de görüldüğü üzere, ray mantar köşesinde meydana gelmekte olup, dar kurplarda merkezkaç kuvvetlerinin etkisiyle daha belirgin şekilde gerçekleşmektedir (Roshan, 2018: 55).



Şekil 2.11. (a) Dikey aşınma, (b) yanal aşınma

Kaynak: (UIC 712-Rail defects,2002)

2.5.1. Adhesif Aşınma

Çok yüksek düşey tekerlek kuvvetlerinin etkisi altında, tekerlek/ray temas alanında sürtünme kuvvetleri önemli ölçüde artmakta ve mekanik olarak kaynamış yüzey pürüzlerinin kırılması sonucunda adhesif aşınma meydana gelmektedir. Adhesif aşınma, iki yüzey arasında bölgesel kayma oluştuğunda gerçekleşmekte ve malzemenin bir yüzeyden diğerine transfer edilmesi ile oluşmaktadır (Şekil 2.12 a). Bu aşınma türü, temas eden malzemelerin sertliği, aks yükü, kayma hızı ve temas mesafesi gibi faktörlerden etkilenmektedir (Soleimani ve Moavenian, 2017).

2.5.2. Abrasif Aşınma

Aşınan iki yüzey arasında, sert partiküllerin daha yumuşak malzemede plastik deformasyon veya hasara neden olması abrasif aşınmaya yol açabilmektedir. Sert malzemenin yumuşak malzeme yüzeyini çizmesi veya koparmasıyla oluşan aşınma, iki gövdeli abrasif aşınma olarak adlandırılmaktadır. Buna karşılık, iki malzeme arasına aşınma sonucu yüzeyden kopan aşınma ürünleri veya dışarıdan giren diğer partiküller sürtünerek yüzeylerde ek aşınmaya neden olduğunda, bu durum üç gövdeli abrasif aşınma olarak tanımlanmaktadır (Şekil 2.12 b). Tekerlek-ray temas ara yüzeyine dışarıdan giren toz parçacıkları, lokomotiflerin çekişini artırmak amacıyla kullanılan kum, motorlarda yakıtın yanması sonucu oluşan yanma ürünleri ve adhesif veya oksidatif aşınma ürünleri, abrasif aşınmayı tetikleyebilmektedir. Abrasif aşınmanın şiddeti, temas eden malzemelerin sertliği, partiküllerin boyutu, şekli ve sertliği, kayma hızı, temas basıncı ve kırılma tokluğu gibi faktörlerden etkilenmektedir. Abrasif aşınmayı önlemek veya aşınma miktarını azaltmak için, daha sert çeliklerin kullanılması veya sementasyon, nitrüleme gibi malzeme yüzeyini sertleştirme işlemleri uygulanması gerekmektedir (Kondul, 2020).

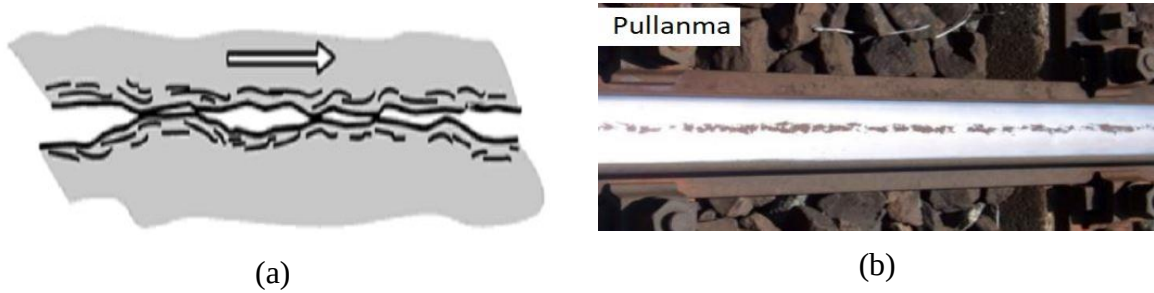


Şekil 2.12. (a) Adhesif aşınma, (b) abrazif aşınma mekanizmaları

Kaynak: (Kondul, 2020)

2.5.3. Delaminasyon Aşınması

Yorulma aşınmasının bir türü olan delaminasyon aşınması, üç aşamada meydana gelmektedir: plastik deformasyon, çatlak oluşumu ve çatlak yayılması. Temas eden iki malzemeden daha yumuşak olanının yüzey pürüzlülükleri kolayca deformasyona uğramaktadır; bazıları ise tekrarlanan yüklemeler sonucunda kırılmaktadır. Daha yumuşak malzemenin yüzeyi pürüzsüz hale geldiğinde, daha sert malzemenin yüzeyindeki çıkıntılar çevrimsel yüklemeye neden olmakta ve yüzeyin hemen altında çatlaklar oluşmaktadır (Şekil 2.13). Mikroskobik ölçekte meydana gelen bu çatlaklar, temas basıncının artmasıyla büyüyerek diğer çatlaklarla birleşmekte ve yüzeye paralel olarak plakalar hâlinde kopmaktadır (Şekil 2.13 a ve 2.13 b). Delaminasyon aşınması üzerinde malzeme özellikleri, sürtünme katsayısı ve dikey ile teğetsel kuvvetler önemli etkiye sahiptir (P. Suh, 1973).



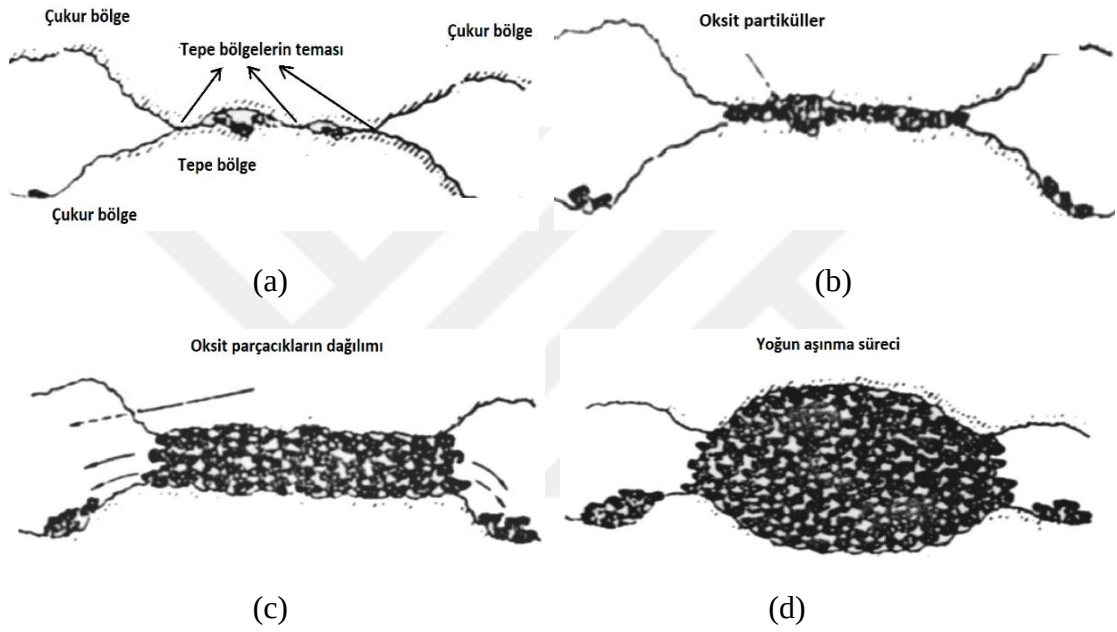
Şekil 2.13. (a) Delaminasyon aşınması ve (b) ray yüzeyinde delaminasyon aşınması

Kaynak: (Arslan, 2023)

2.5.4. Oksidasyon Aşınması

Oksidasyon aşınması, kimyasal aşınmanın bir türü olup, temas eden parçaların birbirine göre bağıl hareketi sonucunda meydana gelmektedir. Ortamın etkisiyle aşınan çelik yüzeylerde kimyasal reaksiyonlar sonucu demir oksitler (Fe_3O_4 , Fe_2O_3 ve FeO) oluşmaktadır (Manfridini vd., 2014). Oksit film tabakasının kalınlığı, uygulanan yük, kayma hızı, ortam sıcaklığı ve

sürtünmeden kaynaklanan ısıya bağlı olarak değişmektedir. Yüksek yük, kayma hızı ve yüksek ortam sıcaklığı, şiddetli oksidatif aşınmayı tetiklemektedir. Oksit film tabakası belirli bir kalınlığa ulaştığında kırılmakta ve bu kırılma, aşınma ürünlerinin (debris) oluşmasına yol açarak abrazif aşınmayı başlatmaktadır (Zhang vd., 2013: 214-215). Sürtünen yüzeylerde farklı aşınma mekanizmaları Şekil 2.14 (a-d)'te gösterilmektedir. Aşınma, temas bölgelerinde adhesif aşınma olarak başlamakta; oluşan aşınma ürünleri, temas bölgesinde abrazif aşınmayı başlatmakta ve bu aşınma ürünlerinin oksitlenmesi aşınma miktarını artırmaktadır. Hangi aşınma mekanizmasının baskın olduğu konusu ise hâlen tartışmalı bir konudur (Öztorun, 1994: 45).



Şekil 2.14. Sürtünen yüzeylerde gerçekleşen aşınma mekanizmaları. (a) Tepe bölgelerin teması, (b) oksit partiküllerin oluşumu, (c) oksit partiküllerinin dağılımı ve (d) yoğun aşınma süreci

Kaynak: (Soleimani & Moavenian, 2017: 234)

2.5.5. Darbeli-Kayma Aşınması

Darbeli-kayma aşınması, katı bir yüzeyin sürekli olarak başka bir katı yüzeyle temas halinde olması durumunda oluşmaktadır. Dikey yükler darbeye, teğetsel yükler ise kayma hareketine neden olmaktadır (Soleimani & Moavenian, 2017: 237). Demiryolu hatlarında darbeli-kayma aşınmasına yol açan başlıca faktörler şunlardır:

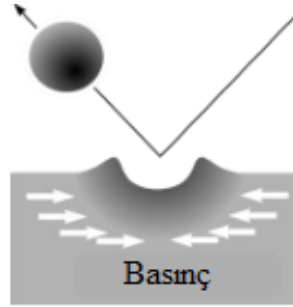
- Rayların süreksiz birleşim (kaynaksız) noktaları ve makas göbekleri, darbe oluşumuna zemin hazırlamaktadır.

- Tekerlek ve ray yüzeylerinde meydana gelen aşınma, plastik deformasyon ve yorulma sonucunda oluşan oyuk, ondülasyon, metal yığılması ve yüzeyden kopan parçalar darbe kuvvetlerine neden olmaktadır.
- Hat geometrisinin bozulması (örneğin hat çökmesi veya eşdeğer koniklik bozulmaları) darbe kuvvetlerini artırmaktadır.
- Frenleme veya diğer sebeplerle oluşan tekerlek düzleşmeleri (apleti), darbe kuvvetlerini tetiklemektedir.



3. BİLYALI DÖVME İŞLEMİ

Bilyalı dövme (BD), metallerin mekanik özelliklerini iyileştirmek ve bası kalıntı gerilme tabakası oluşturmak amacıyla uygulanan bir soğuk şekil verme işlemidir. BD işlemi, metalik malzemelerin yüzey ve yüzey altı bölgelerinde kalıntı gerilme oluşturmak, ince taneli yapı sağlamak, dislokasyon yoğunluğunu, akma mukavemetini ve yüzey sertliğini artırmak, yorulma dayanımını geliştirmek ve çatlak oluşumunu ile ilerlemesini önlemek amacıyla başta havacılık ve otomotiv sektörü olmak üzere çeşitli endüstrilerde yaygın olarak kullanılmaktadır (Avcu, 2019: 19; Çelik, 2019: 8). BD işlemi sırasında sert küresel parçacıklar (metalik, cam veya seramik), malzeme yüzeyine, yerel bir plastik deformasyon oluşturacak şiddette kuvvetle çarpmaktadır. Her bir bilya parçası, küçük bir çekiç etkisi oluşturarak malzeme yüzeyinde, Şekil 3.1’de gösterildiği gibi tepecik ve çukurlar meydana getirmektedir. Bilyaların yüzeye defalarca çarpmasıyla, dövülen malzeme yüzeyi eşit şekilde dağılmış çukurlarla kaplanmaktadır. Plastik deformasyona uğrayan yüzeyin hemen altında, elastik şekil değiştirmiş bölgeler orijinal şekillerine dönmeye çalışmaktadır. Ancak yüzeyin plastik deformasyona uğraması nedeniyle bu bölgeler tamamen eski hâline dönememekte ve plastik deformasyona uğramış bölgelerin genişlemesi sınırlandırılmaktadır. Sonuç olarak, BD işlemi uygulanan malzemenin alt yüzeyinde bası kalıntı gerilmeleri oluşmaktadır. Malzemenin iç kısımlarında, genişlemeyi önlemeye çalışan elastik deformasyona maruz kalan bölgelerde ise çekme gerilmeleri meydana gelmektedir (Li, 2015: 5-6).

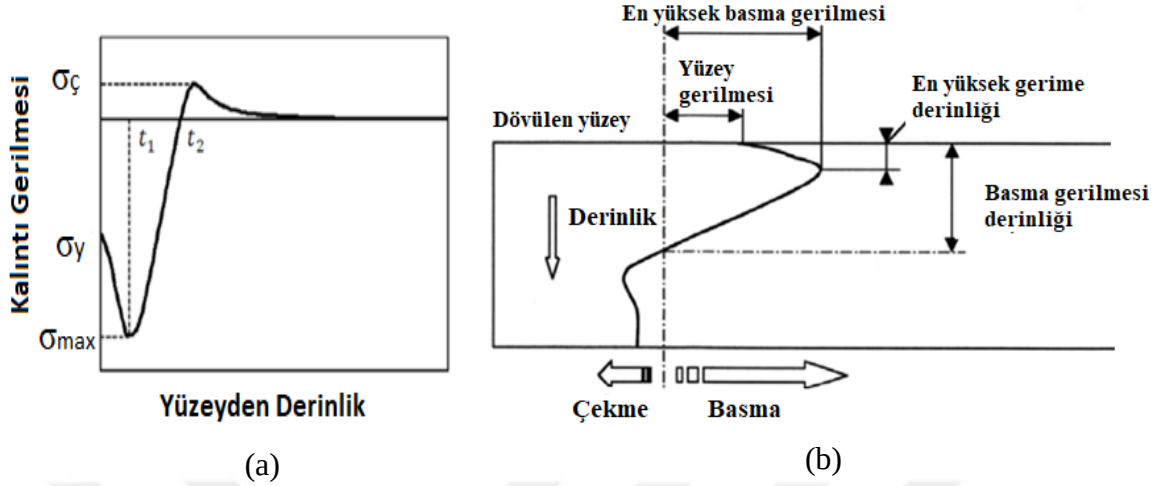


Şekil 3.1. BD işleminin şematik gösterimi

Kaynak: (Li, 2015: 5)

Şekil 3.2 (a–b), BD işlemi sonrasında kesit boyunca yüzeyden içeriye doğru basma ve çekme kalıntı gerilmelerinin dağılımını göstermektedir. En yüksek bası kalıntı gerilmesi yüzey altında gözlemlenmekte olup, bu değer BD parametrelerine ve malzemenin mekanik özelliklerine bağlı olarak değişmektedir. Daha sonra, bası kalıntı gerilmesinin büyüklüğü, Şekil 3.2 b’de görüldüğü gibi, kesit boyunca yüzeyden içeriye doğru azalmaktadır. Elastik bölgede

meydana gelen çekme gerilmeleri ise, BD işlemi ile oluşturulan bası kalıntı gerilmelerini dengelemektedir (Trung, 2017: 12-13).



Şekil 3.2. BD sonrası kesitte boyunca yüzeyden içeriye doğru (a) bası kalıntı gerilmesinin değişimi ve (b) bası ve çekme gerilmelerinin değişimi

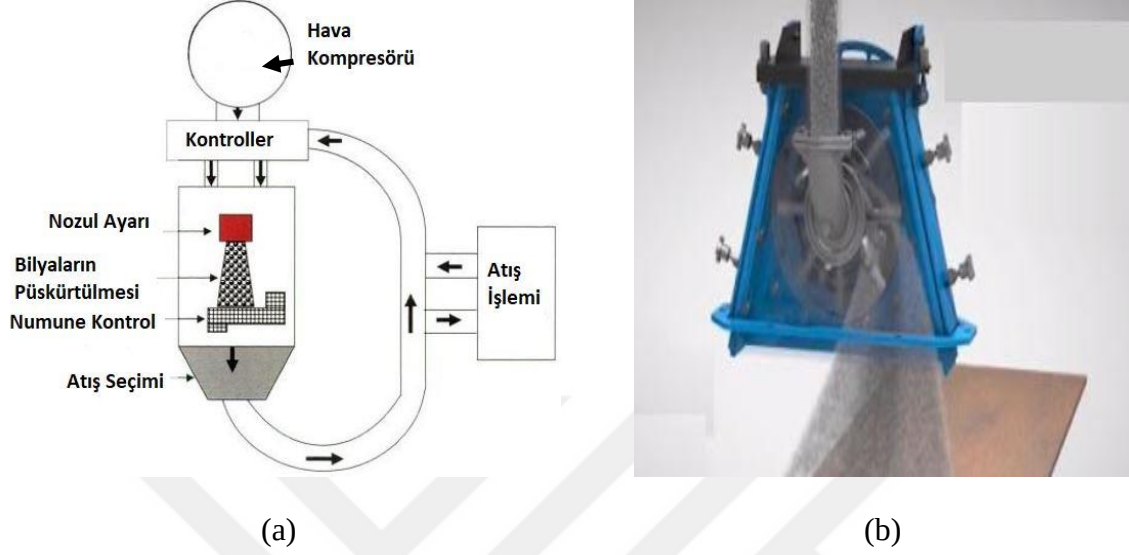
Kaynak: (Avcu, 2019: 22)

Şekil 3.2 b'deki terimler şu şekilde tanımlanmaktadır: σ_{max} : Maksimum basma gerilmesi, σ_y : Kalıntı gerilme, σ_c : Çekme gerilmesi, t_1 : Maksimum bası gerilmesinin derinliği, t_2 : Kalıntı gerilmenin bası gerilmesinden çekme gerilmesine geçtiği derinlik (Şekil 3.2-a). Buna ek olarak, BD işlemi sonrası malzeme yüzeyinde ultra ince taneli bir yapı oluşmakta ve tane sınırlarının sayısı artmaktadır. Tane sayısındaki ve tane içi dislokasyon yoğunluğundaki artış, dislokon hareketlerini engelleyerek malzemenin çekme mukavemetinin yükselmesini sağlamaktadır. Çekme mukavemetinin artması; yüzey sertleşmesini, bası kalıntı gerilmelerinin oluşmasını, dinamik yükleme sırasında olası çatlak oluşumunun azalmasını ve mevcut çatlakların ilerlemesinin yavaşlamasını desteklemektedir. Sonuç olarak, dövülmüş malzemenin yorulma ömrü artmakta (Maleki vd., 2021; Unal vd., 2022) ve yüzey sertleşmesi sayesinde aşınmaya karşı direnç kazanmaktadır (Mitrovic vd., 2014; Zhang vd., 2020).

3.1. Bilyalı Dövme Makinaları

BD makineleri, sayıca fazla olmakla birlikte genellikle iki ana kategoride incelenmektedir: hava püskürtmeli sistemler ve santrifüj etkili püskürtmeli sistemler (Çelik, 2019: 11). Hava püskürtmeli sistemlerde, hava kompresörü tarafından oluşturulan basınçla cihaz haznesindeki bilyalar, bir nozul aracılığıyla numune yüzeyine fırlatılmaktadır. Dövme işlemi tamamlandıktan sonra bilyalar toplanarak işlemin tekrarlanması amacıyla hazneye geri gönderilmektedir. Şekil 3.3 (a-b), hava püskürtmeli BD makinesini göstermektedir. Az sayıda işlem için ekonomik oluşu, istenilen darbelerin uygulanabilmesi ve uzun bir nozula sahip olması sayesinde, karmaşık geometrilere sahip parçaların rahatlıkla dövülebilmesi, hava

püskürtmeli BD makinelerini diğer BD makinelerine göre avantajlı kılmaktadır (Ünal, 2011: 8-9). Santrifüj etkili püskürtmeli sistemlerde ise, bilyalar türbin merkezine yer çekimi veya vakum etkisiyle ulaşmakta ve kanatçıklar üzerinde hızlandırılarak malzeme yüzeyine fırlatılmaktadır.

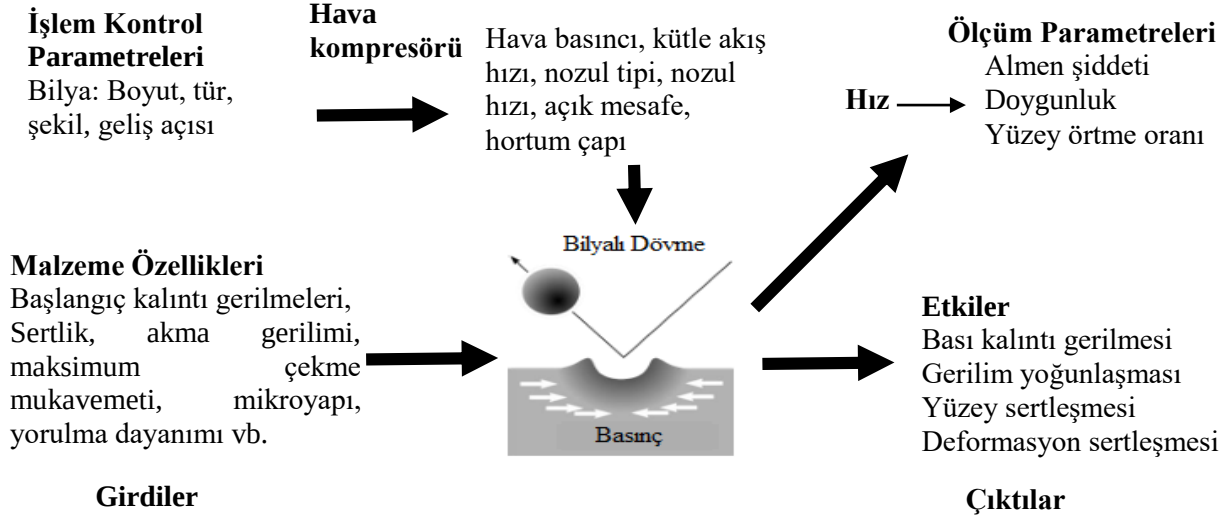


Şekil 3.3. (a) Hava püskürtmeli BD makinelerinin şematik gösterimi ve (b) püskürtmeli BD makina çarkı

Kaynak: (Trung, 2017: 7)

3.2. Bilyalı Dövme İşlem Parametreleri

BD işlem süreci, Almen şiddeti ve yüzey örtme oranı gibi ölçüm parametreleri kullanılarak kontrol edilmektedir. Almen şiddetini doğrudan etkileyen parametreler arasında ortam boyutu, ortam şekli, ortam sertliği, bilya akış hızı, püskürtme hızı, nozul-iş parçası mesafesi ve çarpma açısı yer almaktadır. Yüzey örtme oranı ise, sistem tipi (nozul veya türbin), nozul geometrisi, püskürtme hızı, darbe açısı, dövme süresi, püskürtme ortamı ve iş parçasının mekanik özellikleri gibi parametrelerden etkilenmektedir. Kontrol parametreleri, Şekil 3.4'teki akış şemasında gösterildiği üzere, istenen yoğunluk, doygunluk ve kapsama değerlerini elde etmek amacıyla ayarlanmaktadır.



Şekil 3.4: BD işlemine etki eden parametreler

Kaynak: (Romero, 2002: 44)

3.1.1. Bilya Malzemeleri

Bilya malzemeleri, standartlaştırılmış özellikler doğrultusunda küresel formda üretilmektedir. Bu malzemeler arasında dökme demir, dökme çelik (düşük ve yüksek karbonlu), çelik, cam, seramik ve kesme tel (karbon ve paslanmaz çelik) bulunmaktadır. Dökme çelik bilyalar, endüstride uzun süredir yaygın olarak kullanılmakla birlikte, kırılma riski nedeniyle numune yüzeyinde gömülü döküntülere neden olabilmektedir. Ayrıca, dövülmemiş malzemelere kıyasla daha düşük yorulma direnci sağlayabilmektedir. Cam ve seramik bilyalar ise daha iyi yüzey kalitesi ve dolayısıyla iyileştirilmiş yorulma performansı sunmak amacıyla kullanılmaktadır; ancak erken kırılma riski ve ekonomik nedenlerle sınırlı tercih edilmektedir. Kesme tel bilyalar, keskin kenarları ortadan kaldırmak için kullanılmakta olup, nadiren kırılmakta ve oldukça az miktarda aşınmaya maruz kalmaktadır. Paslanmaz çelik veya demir dışı malzemelerin bilyalı dövüleceği uygulamalarda, kirlenme sorunlarını önlemek amacıyla paslanmaz çelik, kesme tel, cam ve seramik bilyalar tercih edilmektedir (Balyalı, 2015: 24-27; Romero, 2002: 42-43). Bilya üreticileri, genel standartlar içerisinde özellikle SAE (Society of Automotive Engineers) standartlarını kullanmaktadır. Tablo 3.1’de bilya malzemeleri ile ilgili SAE standartları verilmiştir. Tablo 3.1’de gösterilen “J” harfi, genellikle BD uygulamaları için kullanılmaktadır (Çelik, 2019: 13).

Tablo 3.1. Bilya malzemeleri ile ilgili SAE standartlarının içerikleri

Standartlar	İçerikler
SAE J441	Kesme Tel
SAE J444	Bilya ve Grit Boyutları
SAE J827	Yüksek Karbonlu Dökme
SAE J1173	Cam Küre
SAE J1830	Seramik
SAE J2175	Düşük Karbonlu Dökme

Kaynak: (Balyalı, 2015: 24)

SAE J444 standardına göre çelik bilyalar, elek açıklıklarına bağlı olarak sınıflandırılmaktadır. Bu standarda göre çelik bilyalar S70 ile S1320 arasında değerler almaktadır. Buradaki “S” harfi, bilya malzemesinin çelik olduğunu ifade etmekte; “S” harfinden sonra gelen sayılar ise bilya çapının on binde biri inç cinsinden karşılığını göstermektedir (Bek, 2009: 26-28). BD işleminde malzemeye aktarılan enerji; bilya hızı, vuruş açısı, bilya tipi ve bilya çapına bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Tablo 3.2’de SAE J444 standardında yer alan bazı çelik bilyalara ait teknik özellikler verilmiştir. Tablo 3.2’de görüldüğü üzere bilya çapı arttıkça kütle de artmakta, dolayısıyla malzemeye aktarılan kinetik enerji yükselmektedir. Bu nedenle aynı malzeme üzerinde farklı tür ve çaptaki bilyaların kullanılmasıyla farklı sonuçlar elde edilebilmektedir (Avcu, 2019: 26-27). Kullanılacak bilya malzemesi ve boyutu; BD makinesinin türüne, dövülecek malzemenin kimyasal ve mekanik özelliklerine ve işlem sonrası elde edilmesi hedeflenen mekanik özelliklere bağlı olarak belirlenmektedir.

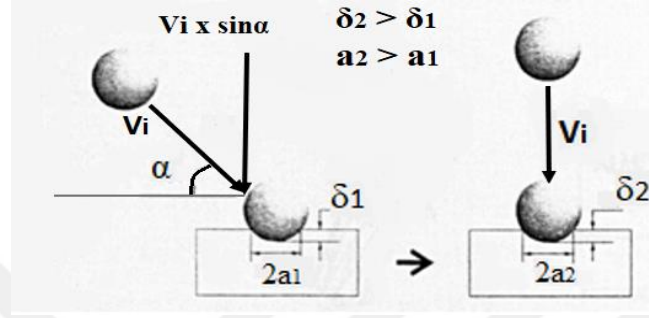
Tablo 3.2. SAE J444 standartında bulunan bazı çelik bilyalara ait teknik bilgiler

Çelik Bilya Tipi	Bilya Çapı (m)	Yoğunluk(kg/m ³)	Kütle (kg)
S110	$0,3 \times 10^{-3}$	7850	$1,11 \times 10^{-7}$
S170	$0,5 \times 10^{-3}$	7850	$2,01 \times 10^{-7}$
S230	$0,6 \times 10^{-3}$	7850	$8,87 \times 10^{-6}$
S550	$1,4 \times 10^{-3}$	7850	$1,13 \times 10^{-5}$

Kaynak: (Yalçınkaya, 2019: 18)**3.1.2. Hız ve Geliş Açısı**

Darbe olayını karakterize eden en önemli dövme parametresi hızdır. Almen şiddetinin, hedef malzemeye aktarılan kinetik enerji ile ilişkili olduğu göz önüne alındığında, nozuldaki hız dövme şiddetini belirleyici bir faktör olmaktadır. Hava püskürtmeli sistemlerde, püskürtme nozulundan çıkan bilyanın hareket doğrultusu ile malzeme yüzeyi arasında oluşan açı, geliş

açısı olarak tanımlanmaktadır. Geliş açısının artmasıyla birlikte, malzeme yüzeyine dik bileşen de büyümekte ve bu durum yüzeyde daha fazla plastik deformasyona yol açmaktadır. Şekil 3.5'te bilya geliş açısının malzeme yüzeyinde meydana gelen çukur boyutuna etkisi gösterilmektedir. Başka bir ifadeyle, geliş açısı 90° olduğunda oluşan çukur derinliği, eğimli açı ile gelen bilyaların oluşturduğu çukur derinliğine kıyasla daha büyük olmaktadır (Romero, 2002: 45).

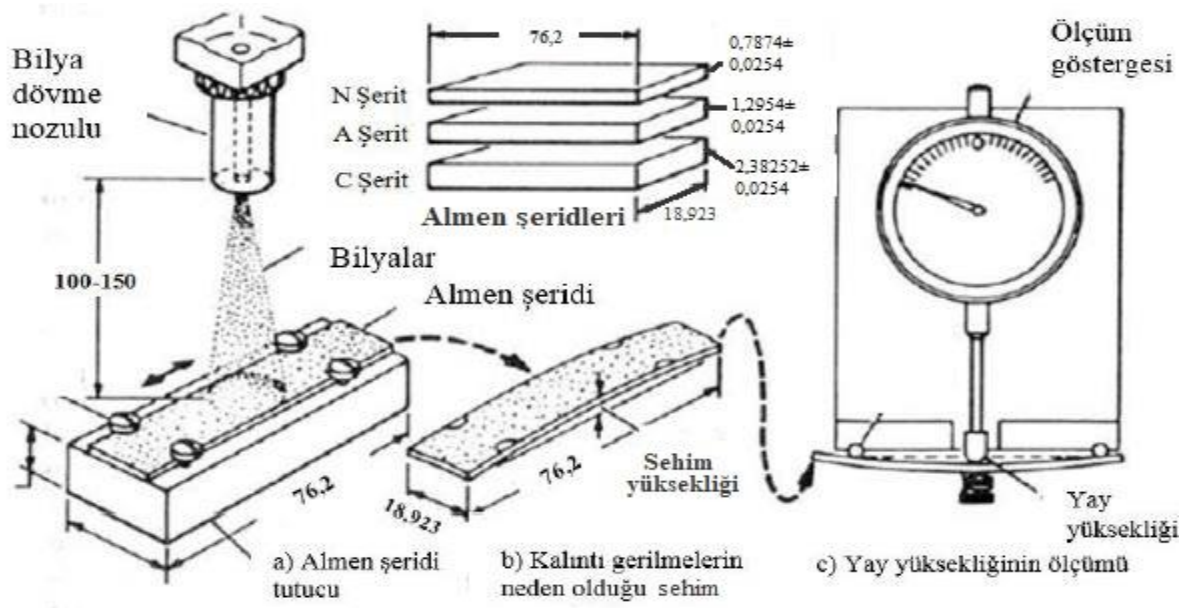


Şekil 3.5. Bilya geliş açısının malzeme yüzeyinde oluşan çukur boyutu üzerindeki etkisi

Kaynak: (Romero, 2002: 45)

3.1.3. Almen Şiddeti

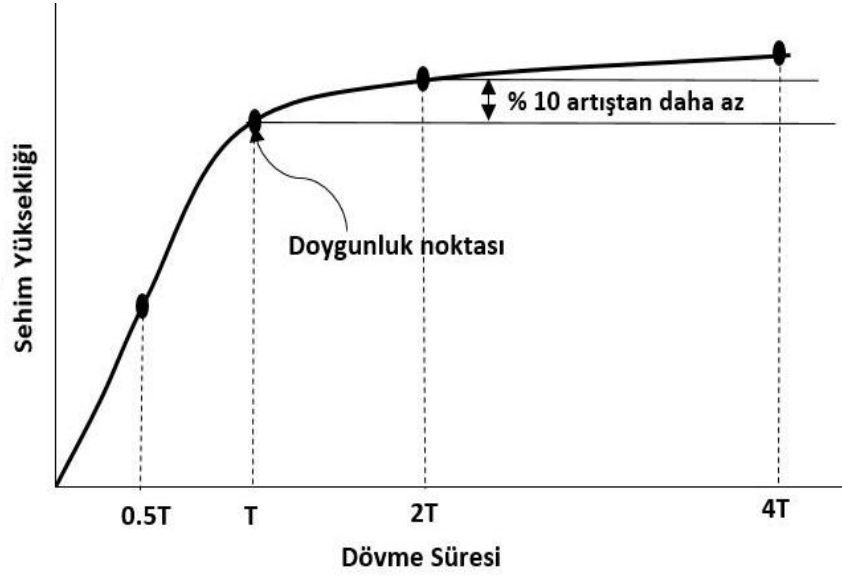
Bir iş parçasının yüzeyine aktarılan enerji miktarı, “dövme şiddeti” ile ifade edilmektedir. Almen şiddetinin ölçülmesinde Almen şeridi ve Almen ölçer kullanılmaktadır. Sertlikleri 44-50 HRC aralığında olan üç tip Almen şeridi, soğuk haddelenmiş yay çeliğinden (SAE 1070) üretilmektedir. Bu şeritler aynı uzunluk ve genişliğe sahip olup kalınlıklarına göre farklılık göstermektedir. İnceden kalına doğru N, A ve C harfleriyle sınıflandırılmaktadırlar. Şekil 3.6’da gösterildiği üzere herhangi bir Almen şeridi, özel olarak tasarlanmış bir aparata monte edilmekte ve belirlenen işlem koşullarında dövülmektedir. İşlem tamamlandıktan sonra şerit aparattan çıkarılmakta ve dövülen yüzey dışı doğru bükülmektedir. Şeritte meydana gelen sehim yüksekliğini ölçmek ve sehim eğrisini dövme süresiyle birlikte belirlemek amacıyla Almen ölçer cihazı kullanılmaktadır (Trung, 2017: 9).



Şekil 3.6. Almen şerit ölçüm sistemi

Kaynak:(Avcu, 2019: 23)

Doygunluk, Almen şerit yüzeyinde oluşan çukurların birikimini tanımlamak için kullanılan bir kavramdır. Doygunluğun sağlanması, yüzeyde meydana gelen plastik deformasyonun ve sertleşmenin oldukça üniform olduğu anlamına gelmektedir. Dövme süresi iki katına çıkarıldığında Almen şeridindeki sehim değerinde %10'dan fazla bir artış gözlenmiyorsa, doyumluk koşulunun gerçekleştiği kabul edilmektedir. Şekil 3.7'de gösterildiği üzere, dövme süresine karşılık gelen "T" noktası doyumluk süresini ifade etmektedir. Bu noktadan hareketle 0,5T, 2T ve 4T sürelerine karşılık gelen sehim değerleri belirlenerek sehim eğrisi elde edilmektedir (Şekil 3.7). Bununla birlikte, doyumluk koşulu yüzeyin %100 örtüldüğü anlamına gelmemektedir. Malzeme yüzeyinde kalıntı gerilme dağılımının tamamen üniform hale gelmesi, yani %100 yüzey örtmenin sağlanabilmesi için ek dövme süresine ihtiyaç duyulabilmektedir (Romero, 2002: 45-48).



Şekil 3.7. Almen şiddetini tanımlamak için doyma noktasını gösteren sehîm eğrisinin şematik gösterimi

Kaynak: (Romero, 2002: 47)

Almen şiddeti, doyma noktasında okunan sehîm yüksekliği ile kullanılan şeridin birlikte ifade edilmesiyle tanımlanmaktadır. Örneğin, Almen şiddeti 0,013A olarak verildiğinde; sehîm yüksekliği 0,013 inç (0,33 mm) olup kullanılan şerit A tipidir. Bu değerin metrik sistemdeki karşılığı 33A Almen şiddetidir (Ünal, 2011: 12). Bununla birlikte, farklı işlem parametreleri kullanılarak aynı Almen şiddetine ulaşmak mümkündür. Örneğin, yüksek hızda küçük çaplı bir bilya ile düşük hızda büyük çaplı bir bilya kullanılması aynı Almen şiddetini verebilir. Ancak bu durumda malzeme yüzeyinde oluşan kalıntı gerilme dağılımları, yorulma performansları ve tane yapıları farklılık gösterebilmektedir (Niku-Lari: 237-253, 1981; Person, 1981: 33-35).

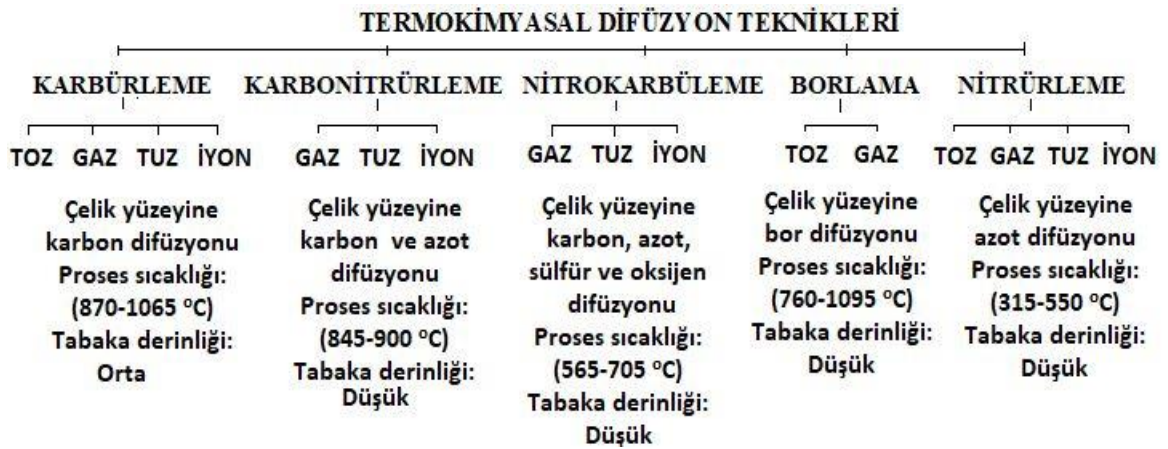
3.1.4. Yüzey Örtme Oranı

Yüzey örtme oranı, belirli bir dövme işlemi sırasında etkilenen yüzey alanının toplam yüzey alanına oranı olarak tanımlanmakta ve yüzde cinsinden ifade edilmektedir. Bu oran, aynı zamanda yüzey altı katmanlarında kalıntı gerilmelerin düzgünlüğünü gösteren bir ölçüt olarak değerlendirilmektedir. Yüzeyin tamamen dövülmediği durumlarda, kalıntı gerilmeleri yüzey altı bölgelerde homojen dağılmamakta ve bu durum yorulma performansında belirgin düşüşlere yol açmaktadır (Kirk & Abyaneh, 1995: 9-14; Person, 1981: 33-35). Uygulamada, %98 ve üzerindeki yüzey örtme oranı tam (%100) kabul edilmektedir. Buna göre, %200 yüzey örtme oranına ulaşmak için gerekli dövme süresi, %98 yüzey örtme oranını sağlamak için gereken sürenin yaklaşık iki katıdır (Çubuk, 2020: 20).

4.NİTRÜRLEME İŞLEMİ

Makine bileşenlerinin dayanıklılık, yorulma, aşınma ve korozyon dirençlerinin artırılmasına yönelik olarak yüzey özelliklerine odaklanan çok disiplinli faaliyetler, yüzey mühendisliği kapsamında değerlendirilmektedir. Yüzey mühendisliği; fizik, kimya, metalurji, mekanik ve imalat altyapısını içeren geniş bir alanı kapsamaktadır. Bu disiplin içerisinde, çalışma koşulları sırasında yüzeyleri hasara karşı korumak ve makine bileşenlerinin servis ömrünü uzatmak amacıyla çeşitli yöntemler geliştirilmiştir (Shih., 1993: 3). Bu yöntemler arasında nitrürleme, yüzey mühendisliğinde en yaygın kullanılan tekniklerden biridir. Nitrürleme, belirli bir sıcaklık aralığında atomik azotun malzeme yüzeyine difüze edilmesiyle gerçekleştirilen bir termokimyasal yüzey işlemidir. Çoğunlukla çeliklere uygulanan bu işlem sonucunda elde edilen nitrürlenmiş çelikler; üstün yüzey sertlikleri, geliştirilmiş yorulma ömürleri ve iyileştirilmiş tribolojik özellikleri sayesinde endüstride geniş bir kullanım alanına sahiptir (Yang., 2012: 16).

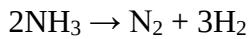
Şekil 4.1’de çeşitli termokimyasal yüzey işlemlerinin karşılaştırması sunulmaktadır. Nitrürleme işlemi, karbürleme, karbonitrürleme, nitrokarbürleme ve borlama işlemlerine kıyasla daha düşük sıcaklık aralıklarında gerçekleştirilmektedir (Şekil 4.1). Bu işlem sırasında azot atomları, demir-karbon faz diyagramındaki östenit fazı yerine ferrit fazı içerisine difüze olmaktadır. Nitrürleme sırasında çelik, östenit sıcaklıklarına çıkarılmadığından ve işlem sonrasında atmosfer koşullarında soğutulduğundan, en az düzeyde şekil bozukluğu meydana gelmekte ve yüksek boyutsal kararlılık (düşük distorsiyon) sağlanmaktadır. Ayrıca, nitrürlenmiş çeliğin iç bölgelerinde sertlik, tane boyutu gibi mikroyapısal özelliklerde önemli bir değişim gözlenmemektedir (Alpaslan., 2011: 3-4).



Şekil 4.1. Termokimyasal yüzey işlemleri karşılaştırılması

Kaynak: (Turan., 2013: 16)

Yaygın olarak kullanılan üç temel nitrürleme yöntemi; gaz nitrürleme, tuz banyosu nitrürleme ve plazma (iyon) nitrürleme işlemleridir. Bu yöntemler, kullanılan nitrürleme ortamına göre adlandırılmaktadır. Nitrürleme yöntemlerinin karşılıklı avantaj ve dezavantajları Tablo 4.1’de sunulmaktadır. Uzun süredir endüstride uygulanan gaz nitrürleme yönteminde, yüzeyde nitrür bileşiklerinin oluşumu ve azotun malzeme içerisine difüzyonu sonucunda yüksek yüzey sertliği ve aşınma direnci elde edilmektedir. Bu yöntemde, nitrürleme kabı içerisine doldurulan amonyak (NH₃) gazı yaklaşık 480-590 °C sıcaklık aralığında ısıtılan parçalarla temas ettiğinde, azot (N) ve hidrojen (H₂) gazlarına ayrışmaktadır (Yang., 2012: 21). Bu ayrışma tepkimesi aşağıdaki şekilde gerçekleşmektedir:



Amonyak gazının ayrışmasıyla açığa çıkan azot, parça yüzeyine difüze olarak beyaz tabaka ve difüzyon bölgesinin oluşumuna neden olmaktadır. Nitrürleme kabında gaz sızıntısının önlenmesi için kabın tam sızdırmazlık sağlayacak şekilde kapatılması gerekmektedir. Gaz nitrürleme işleminin kontrolü, genel olarak sıcaklığa ve atmosfer akışına bağlı olarak değişen amonyak ayrışma oranının izlenmesiyle gerçekleştirilmektedir (Knerr vd., 1991: 903-923). Modern gaz nitrürleme uygulamalarında ise amonyak gazına ilave olarak bir veya iki katkı gazı kullanılmakta ve işlem, ayrışma oranı yerine nitrürleme potansiyeli kavramı ile kontrol edilmektedir. Nitrürleme potansiyeli, malzeme yüzeyinde ulaşılabilecek denge azot konsantrasyonunu belirlemekte olup, bu konsantrasyonun üzerine çıkılması mümkün değildir. Gaz nitrürleme işlemi tek kademeli veya iki kademeli olarak uygulanabilmektedir. İki kademeli işlem (literatürde Floe işlemi olarak da bilinmektedir), beyaz tabaka kalınlığının azaltılması ve tek kademeli işleme kıyasla daha derin bir difüzyon bölgesi elde edilmesi amacıyla geliştirilmiştir. Floe işlemi özellikle beyaz tabaka kalınlığının hassas bir şekilde kontrol edilmesinin gerektiği yüzeyler için tercih edilmektedir (Akyazi., 2011: 31).

Tuz banyosu nitrürleme, yaklaşık 510-620 °C sıcaklık aralığında önceden ısıtılmış banyolarda gerçekleştirilmektedir. Bu banyolar, sodyum siyanür (NaCN), sodyum siyanat (NaCNO), potasyum siyanür (KCN) ve çeşitli diğer tuzların karışımından oluşmaktadır. Nitrürleme işleminde aktif bileşen siyanattır (Shih., 1993: 6-7). Siyanür tuzu banyoları, amonyak gazı ile gerçekleştirilen gaz nitrürleme işlemine benzer, hatta çoğu durumda daha yüksek bir azot potansiyeline sahiptir. Bununla birlikte, tuz banyosu nitrürleme esasen bir nitrokarbürleme işlemi olarak değerlendirilmektedir; çünkü kullanılan tuzlar sayesinde azot ve karbon atomları genellikle iş parçası yüzeyine eş zamanlı olarak difüze olmaktadır. Tuz banyosu nitrürlemenin başlıca avantajları; basit uygulanabilirliği, kısa işlem süresi, düşük

maliyet ve enerji gereksinimi ile gaz nitrürleme fırınlarına kıyasla daha az yer kaplamasıdır. Ancak bu yöntemin önemli dezavantajı, kullanılan siyanat ve diğer banyo çözeltilerinin taşınması ve bertaraf edilmesi sırasında çevresel sorunların ortaya çıkmasıdır. Ayrıca, hem gaz hem de tuz banyosu nitrürleme işlemleri, kapların doldurulması için büyük miktarda nitrürleme maddesi gerektirmektedir (Wang vd., 2012: 399-404; Yang, 2012: 23-24)

Tablo 4.1. Nitrürleme yöntemlerinin avantajları ve dezavantajları

Nitrürleme Yöntemi	Avantajlar	Dezavantajlar
Geleneksel Gaz Nitrürleme	-Sementasyon ile karşılaştırıldığında düşük sıcaklıkta uygulanabilmesi -Basit ve düşük maliyetli kontrol teknikleri	-Proses kontrol parametresinin yalnızca amonyağın ayrışma yüzdesine bağlı olması -Ayrışma yüzdesine dayalı kontrol nedeniyle beyaz tabaka ve difüzyon bölgesindeki özelliklerin hassas şekilde denetlenememesi -Nitrülenmemesi gereken bölgelerin bakır kaplama veya özel kimyasallarla kapatılmasını gerektirmesi -Paslanmaz çeliklerin nitrülenmesinde özel aktivasyon yöntemlerinin zorunlu olması
Nitrürleme potansiyeliyle kontrol edilen gaz nitrürleme	-İşlemin uygulanabilirliğinin kolay olması -Tüm proses değişkenlerinin ve fonksiyonlarının entegre kontrolü -Beyaz tabaka kalınlığının ve faz içerik oranlarının hassas şekilde kontrol edilebilmesi -Parça geometrisinden bağımsız olarak homojen tabaka oluşumu -Sonradan yüzey işleme gerektirmemesi	-Nitrülenmemesi gereken bölgelerin bakır kaplama veya özel kimyasal boyama ile korunma gereksinimi -Paslanmaz çeliklerin nitrülenmesinde özel aktivasyon yöntemlerinin zorunlu olması
Tuz Banyosunda Nitrürleme	-Hızlı ısıtma ve kısa işlem süresi -Düşük alaşımlı ve düşük karbonlu çeliklerde iyi özelliklere sahip nitrülenmiş tabakaların elde edilmesi	-Proses kontrolünün sınırlı olması -Yalnızca yüksek sıcaklıklarda çekirdek sertliğini koruyabilen çeliklerle uygulanabilmesi -Kısa işlem süreleriyle sınırlı olması -İşlem sonrası parçaların yüzeyinde kalan korozyon oluşturan artık tuzların tamamen temizlenmesi gerekliliği -Sağlık ve çevre açısından zararlı olması ile atıkların bertarafındaki güçlükler
Plazma Nitrürleme	-Nitrülenmemesi istenen bölgelerin mekanik maskeleme ile korunabilmesi -Yüzey aktivasyonunun kolay sağlanabilmesi -Düşük sıcaklıklarda nitrürleme imkânı	- Atmosfer içerisindeki sıcaklığın ölçüm ve homojen dağılım zorlukları - Aşırı ısıtma riski - Nitrürleme sonuçlarının tekrarlanabilirliğinin, fırın içerisindeki parça dizilimine bağlı olması - İyi eğitilmiş ve deneyimli operatör gereksinimi

Kaynak: (Akyazi., 2011: 33)

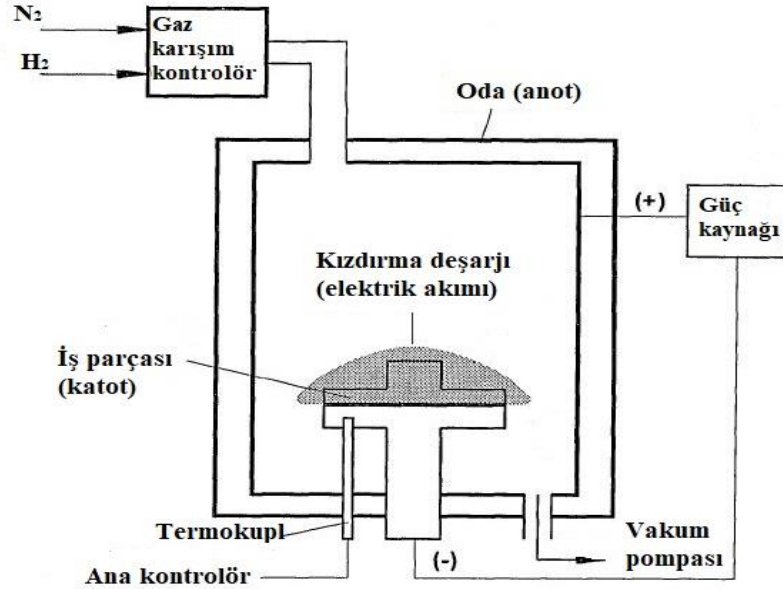
4.1. Plazma Nitrürleme

Plazma nitrürleme (PN), literatürde plazma iyon nitrürleme, iyon nitrürleme veya kızdırma deşarj nitrürleme olarak da adlandırılmakta olup günümüzde en yaygın kullanılan terim PN'dir. PN işlemi; metalik malzemelerin yüzey sertliğini, yorulma dayanımını, aşınma ve korozyon direncini artırmak amacıyla uygulanmakta ve endüstride geniş bir kullanım alanına sahiptir. İşlem, plazma koşulları altında azot atomlarının metal yüzeye difüzyonu esasına dayanmaktadır. Elektronik güç bileşenleri ve vakum teknolojisindeki gelişmeler sayesinde PN işlemi, diğer nitrürleme yöntemlerinde karşılaşılan birçok sınırlılığın üstesinden gelmiştir. PN yöntemi ile nitrürlenmiş yüzey katmanlarında hassas faz kontrolü sağlanabilmekte, tabaka kalınlığı istenilen değerlere göre ayarlanabilmektedir. Ayrıca gaz nitrürlemeye kıyasla daha kısa işlem süresi ve daha düşük parça distorsiyonu gibi önemli avantajlar sunmaktadır. PN işlemi sırasında amonyak veya toksik nitrürleme bileşenleri kullanılmamakta, yalnızca az miktarda işlem gazı gerekmektedir. Bunun yanı sıra PN işlemi daha geniş bir sıcaklık aralığında gerçekleştirilebilmekte ve demir, alüminyum, titanyum ile bunların alaşımlarına uzun süredir başarıyla uygulanmaktadır. PN yöntemi; mikroelektronik, havacılık, otomotiv ve biyomedikal endüstrilerinde yaygın olarak kullanılmakta olup, metalürjik özelliklerin iyileştirilmesinin gerekli olduğu çeşitli uygulama alanlarında tercih edilmektedir. Bu uygulamalar arasında:

- Çevrimsel yüklemeye ve kayma aşınmasına maruz kalan parçalar,
- Yüksek boyutsal hassasiyet gerektiren parçalar,
- Hafif korozyon etkilerine maruz kalan parçalar yer almaktadır.

Basit bir PN ünitesine ait şematik gösterim Şekil 4.2'de sunulmaktadır. PN işleminde, vakum odası içerisindeki gazın iyonlaştırılması amacıyla iki elektrot arasına voltaj uygulanmaktadır. Nitrürlenmek istenen metal numuneler, vakum odasının içinde bulunan iletken metal plaka üzerine yerleştirilmekte ve bu plaka katot görevini üstlenmektedir (Şekil 4.2). Sistem duvarları ise anot konumundadır. Katot ile anot arasındaki potansiyel fark, ortamın ısınmasını sağlamakta ve iyon, elektron ile nötr atomların birlikte bulunduğu plazma ortamının oluşumunu sağlamaktadır. Uygun gaz basıncı koşullarında voltaj uygulandığında, bir kızdırma deşarjı meydana gelmektedir. Kızdırma deşarjı; iyonize edilmiş bir gaz karışımından geçen elektrik akımı olup, uygulanan voltajın fonksiyonu şeklinde davranmaktadır. Bu voltaj genellikle 400-800 V aralığında olmaktadır. İşlem sırasında vakum odasına azot içeren bir gaz karışımı (çoğunlukla azot ve hidrojen) verilmektedir. Uygulanan elektriksiz alan altında elektronlar, iş parçasından (katot) oda duvarına (anot) doğru hareket etmektedir. Bu süreçte iyonize gaz karışımından iş parçası yüzeyine pozitif iyonların bombardımanı gerçekleşmektedir. İyon bombardımanı; numunenin yüzeyinin ısınmasına, temizlenmesine ve

kızdırma deşarjı etkisi altında yüzeye aktif azot taşınmasına olanak sağlamaktadır (Akyazi., 2011: 33-34). PN sürecinde rol oynayan temel mekanizmalar ise ayrıntılı olarak Şekil 4.3'te verilmiştir.



Şekil 4.2. PN ünitesi

Kaynak: (Shih., 1993: 9)

Bir malzemenin yüzey metalurjisi, PN yöntemi ile gaz karışımındaki azot ve hidrojen hacim oranlarının değiştirilmesi sonucunda modifiye edilebilmektedir. Nitrürlenmiş tabakanın kalınlığı, faz yapısı, difüzyon bölgesinin derinliği ve sertlik profili; işlem gazlarının hacim oranları, işlem süresi, sıcaklık ve malzemenin kimyasal bileşimi tarafından belirlenmektedir. İstenen özelliklere uygun, homojen bir nitrürlenmiş tabaka elde edebilmek için PN sürecinde aşağıda sıralanan tüm işlem parametrelerinin dikkatli bir şekilde kontrol edilmesi gerekmektedir:

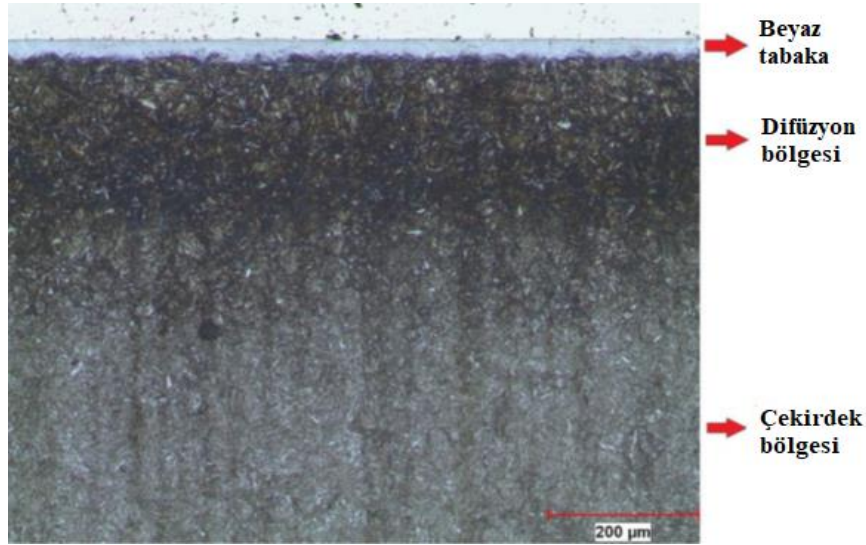
-Zaman ve işlem odası sıcaklığı

-İş parçası sıcaklığı: Termokupllar (sıcaklık sensörleri) ile izlenmekte, güç kaynağı veya yardımcı ısıtıcılarla numunelerin nitrüleme sıcaklığında kalması sağlanmaktadır.

-İşlem gazı karışımı: Azot, hidrojen, metan ve argon gazları kullanılabilir.

-Çalışma yüzey alanı analizi: Nitrürlenecek parçaların yüzeylerindeki elektrik alan homojenliği, yüzey geometrisine bağlıdır. Elektrik akısı dağılımı; düz yüzeylerde, kenarlarda, bordürlerde ve delik bölgelerinde farklılık göstermektedir.

-İşlem güç voltajı ve akım yoğunluğu

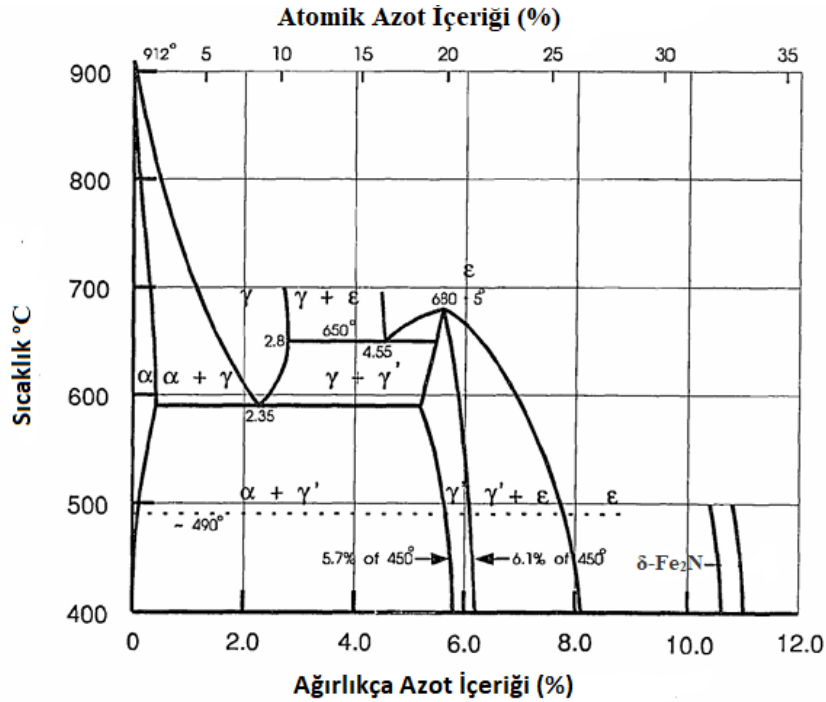


Şekil 4.4. Nitrürlenmiş bir çeliğin 100x büyütmedeki mikroyapı görüntüsü

Kaynak: (Önder, 2013: 9)

4.2. Fe-N Faz Diyagramı

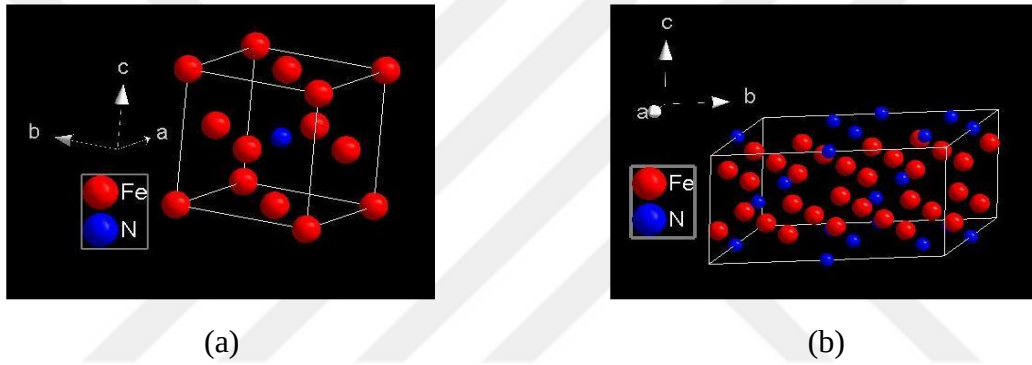
Demir (Fe), sıcaklığa bağlı olarak üç temel kristal yapıya sahiptir. 912 °C'ye kadar hacim merkezli kübik (α -Fe) yapı, 912-1394 °C aralığında yüzey merkezli kübik (γ -Fe) yapı ve 1394-1538 °C arasında tekrar hacim merkezli kübik (δ -Fe) yapı formunu almaktadır. Azotun α -Fe kafesine dahil edilmesi sonucunda ortaya çıkan faz değişimleri ve etkileşimler, Şekil 4.5'teki Fe-N denge faz diyagramı ile gösterilmektedir.



Şekil 4.5. Fe-N denge diyagramı

Kaynak: (Shih., 1993: 14)

Faz diyagramından, oda sıcaklığında α -Fe içinde azotun ağırlıkça çözünürlüğünün %0,001 olduğu, 590 °C’de ise bu değerin maksimum %0,1’e ulaştığı görülmektedir. 450 °C sıcaklıkta azotun ağırlıkça %1’in üzerine çıkması durumunda, yeni bir faz olan γ' -Fe₄N çökmekte ve %5,7–6,1 azot aralığında tek fazlı bir γ' -Fe₄N alanı oluşmaktadır. Şekil 4.6 a’da görüldüğü üzere γ' -Fe₄N fazı, birim hücrede beş atom içeren yüzey merkezli kübik (YMK) yapıya sahiptir. Azot içeriğinin ağırlıkça %6,1’in üzerine çıkması halinde ise ϵ -Fe₂₋₃N fazı çökerek %6,1–11,1 azot aralığında tek fazlı bir ϵ -Fe₂₋₃N bölgesi meydana gelmektedir. Şekil 4.6 b’de görüldüğü üzere ϵ -Fe₂₋₃N fazı, birim hücrede üç atom içeren hekzagonal sıkı paket (HSP) kafes yapısına sahiptir. Bunun dışında, 500 °C’nin altında ve ağırlıkça %11,1-11,35 azot aralığında δ -Fe₂N fazı oluşmaktadır. Ortorombik simetriye sahip olan δ -Fe₂N fazı, deforme olmuş bir hekzagonal kafes yapısına sahiptir (Hubbard., 2007: 7-11).



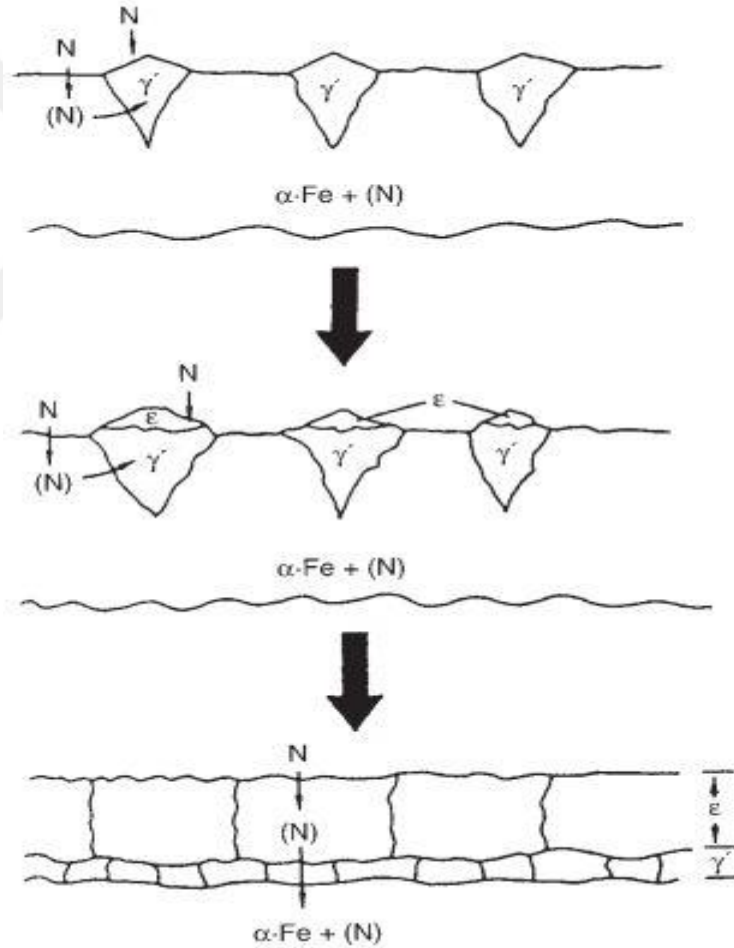
Şekil 4.6. (a) γ' -Fe₄N'nin kristal yapısı ve (b) ϵ -Fe₂₋₃N'nin kristal yapısı

Kaynak: (Hubbard., 2007: 8-9)

4.3. Beyaz Tabaka

Şekil 4.7’de, γ' ve ϵ fazlarının demir yüzeyinde çekirdeklenmesinin şematik gösterimi sunulmaktadır. Yüzeyde ağırlıkça %0,1 azot sınırına ulaşıldığında γ' -Fe₄N fazı çökmeye başlamaktadır. Şekil 4.7’de görüldüğü gibi, azotun yüzeye daha fazla difüze olması ile γ' -Fe₄N çökeltilerinin hacmi artmakta ve ağırlıkça %5,7 azot üzerinde γ' -Fe₄N tabakası oluşmaktadır. Ağırlıkça %6,1 azotun üzerinde ise ϵ -Fe₂₋₃N fazı çökmeye başlamaktadır. Bu ikili γ' -Fe₄N ve ϵ -Fe₂₋₃N fazların veya yalnızca γ' -Fe₄N fazının malzeme yüzeyinde birikmesiyle beyaz tabaka meydana gelmektedir. Nitrürlenmiş yüzeyin korozyon ve aşınma direnci, beyaz tabakanın karakteristik özellikleri ile değişmektedir. Yüzeyde oluşan fazlar, çelik yüzeyi ile nitrürleyici atmosfer arasında bir bariyer oluşturarak çelik için gerekli olan azot rezervi görevini de üstlenmektedir. Ancak kalın beyaz tabaka, α -Fe içindeki azot atomları için düşük bir difüzyon katsayısına yol açmaktadır. Beyaz tabaka, işlem sıcaklığı, süresi ve ortamın etkisiyle zamanla

kalınlaşabilir veya incelir. Nitrürlenene malzeme yüzeyinde yeterli kalınlıkta oluşan γ' fazı, yüzeyin darbe direncini artırmakta ve oluşabilecek çatlaklara karşı dayanıklılığı yükseltmektedir (Önder., 2013: 45). Ancak γ -Fe₄N fazı, ϵ -Fe₂₋₃N fazına göre daha tok olmasına rağmen gevrek ve kırılgan bir yapıya sahiptir; metalografik hazırlık ve yüksek yükler altında yapılan aşınma deneylerinde hasara uğramaktadır (Alpaslan., 2011: 4). Yüksek sertliğe sahip ϵ fazı ise artan azot içeriğine bağlı olarak tokluğun azalmasına neden olmakta ve beyaz tabakanın kırılgan olmasına yol açmaktadır. Beyaz tabakada ϵ faz oranı arttıkça, aşınma ve adhezyon direnci yükselmektedir (Önder., 2013: 46-47). Sadece ϵ veya γ fazlarından biri mevcut olduğunda mekanik özellikler daha iyi olmaktadır. Çok fazlı beyaz tabaka ise ϵ ve γ fazlarının heterojen karışımı şeklinde olup, farklı kafes yapılarından dolayı sınır bölgelerinde iç gerilmeler artmakta ve gevrek kırılma eğilimi yükselmektedir (Dayanç., 2017: 24).



Şekil 4.7. γ' ve ϵ fazlarının demir yüzeyinde çekirdeklenmesinin şematik gösterimi

Kaynak: (Turan., 2013: 23)

4.4. Difüzyon Bölgesi

Beyaz tabakanın altında yer alan difüzyon bölgesi, nitrürlenmiş tabaka kalınlığının büyük bir kısmını oluşturmaktadır. Nitrürlenme işleminde azot atomları, yüksek enerjili bölgeler olan tane sınırları boyunca difüze olmaktadır (Karadeniz., 1990). Azotun çözünürlük sınırının aşılması durumunda, çok ince ve kararlı demir nitrid (γ' -Fe₄N ve α'' -Fe₁₆N₂) ile diğer metal nitrid çökeltileri oluşmakta ve bu sayede yüzey sertliği ve mukavemet artmaktadır. PN işleminin daha düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilmesi nedeniyle, difüzyon bölgesinin beyaz tabakaya yakın kısımları genellikle daha yüksek sertlik göstermektedir. Ayrıca, azotun α -Fe fazı içerisinde arayer olarak çözünmesi, difüzyon bölgesinde bası kalıntı gerilmeleri oluşmasına neden olmaktadır (Akyazi., 2011: 37). İyi korozyon ve aşınma direnci genellikle beyaz tabakaya atfedilirken, yorulma dayanımındaki iyileşme difüzyon bölgesinden kaynaklanmaktadır (Yang., 2012:17).

5. LİTERATÜR ARAŞTIRMASI

Bu çalışmada, R260 ray çeliğine BD, PN ve BD+PN yüzey işlemleri uygulanmış ve bu işlemler sonucunda yüksek yükler altında kuru kayma aşınma ile darbeli-kayma aşınma davranışları incelenmiştir. Aşağıda, çalışmada uygulanan üç farklı yüzey işlemi ile ilgili yapılan çalışmalar ve ray çeliklerinin yüzey özelliklerini geliştirmeye yönelik araştırmalar dört farklı bölümde özetlenmiştir.

5.1. Bilyalı Dövme İle İlgili Literatür Araştırması

Zammit vd. (2013), Cu-Ni tavllanmış sünek demir üzerinde, BD (0,605 mmA ve %100) işleminin tribolojik davranışlarını incelemiştir. Çalışmada, BD işlemi ile yüzey sertliği ve bası kalıntı gerilmesi artmış, ayrıca östentit-martenzit dönüşümü gözlenmiştir. Ancak, bu değişikliklere rağmen aşınma direncinde önemli bir iyileşme sağlanamamıştır. Araştırmacılar, BD işleminin yorulma direncini artırabileceğini öne sürmüşlerdir.

Mitrovic vd. (2014), kuru ve yağlı kayma koşulları altında, 16 Almen şiddetinde ve %100 yüzey örtme oranı ile BD işlemi uygulanmış 36CrNiMo4 ve 36NiCrMo16 alaşımlı çeliklerin tribolojik davranışını incelemiştir. BD işlemi sonrası çeliklerin üst yüzeye yakın katmanlarının sertliği yaklaşık %10 artmıştır. Tüm deney koşullarında, BD görmüş çelikler daha yüksek aşınma direnci ve düşük sürtünme katsayısı sergilemiştir. Kuru kayma koşullarında, sürtünme katsayısı kayma hızı ve yük arttıkça doğrusal olarak artarken, yağlı kayma koşullarında sürtünme katsayısı yük arttıkça artmış, kayma hızı arttıkça ise azalmıştır.

Gangaraj vd. (2015), yüzey örtme oranının yüzey tane boyutu üzerindeki etkisini araştırmıştır. Çalışmada, AISI 4340 çeliğine 18 A şiddetinde ve %650, %1000 ve %1300 yüzey örtme oranlarında BD işlemi uygulanmıştır. Geçirimli elektron mikroskobu (TEM) ile yapılan ölçümler sonucunda, çeliklerin yüzeylerinde ortalama tane boyutunun, yüzey örtme oranının artmasıyla azaldığı belirlenmiştir.

Maleki vd. (2018), AISI 1050 çeliğine 28 Almen şiddetinde ve geniş bir yüzey örtme oranı aralığında (%100-1800) BD işlemi uygulamıştır. Çalışmada, yüzey örtme oranının artmasıyla birlikte bası kalıntı gerilmeleri ve yüzeyden itibaren deformasyona uğrayan tabakanın derinliği artmış, buna paralel olarak tane boyutu küçülmüştür. Ayrıca, uzun süreli dövme işlemleri sonucunda çeliklerin yüzey sertliği önemli ölçüde artmıştır. Yüzey örtme oranının %100-1300 aralığında uygulandığı durumlarda, dövülmüş çeliklerin yorulma dayanım sınırı artarken, yüksek yüzey örtme oranları (> %1300) ile dövülmüş çeliklerde yüzeyde oluşan nano/mikro çatlaklar nedeniyle yorulma dayanım sınırı azalmıştır.

Silva vd. (2019), küresel ve östemperlenmiş küresel dökme demir yüzeylerine 18 A şiddetinde BD işlemi uygulamıştır. Çalışma sonucunda, BD işlemi ile dökme demirlerin sertliği

artmış ve yüzeyde östentit-martenzit dönüşümü gerçekleşmiştir. Sertlikteki artışa rağmen, BD işlemi ile birlikte artan yüzey pürüzlülüğü, aşınma davranışı üzerinde olumsuz bir etki yaratmıştır.

Y. Zhang vd. (2020), 17Cr2Ni2MoVNB çeliğine, farklı Almen şiddetleri (0,364-0,605 mmA) ve yüzey örtme oranları (%100-300) aralığında BD işlemi uygulamıştır. Çalışmada, %100, %200 ve %300 yüzey örtme oranlarındaki bası kalıntı gerilmeleri sırasıyla -572 MPa, -657 MPa ve -584 MPa olarak ölçülmüştür. Kalıntı gerilmesi, yüzey örtme oranı arttıkça önce artmış, ardından azalmıştır. Almen şiddeti ve yüzey örtme oranının artmasıyla, yüzeyde tane boyutu küçülmüş ve sertleşmiş tabaka derinliği artmıştır. BD işlemi uygulanmış çelikler, işlem görmemiş çeliğe kıyasla daha düşük sürtünme katsayısı (CoF) ve daha iyi aşınma direnci göstermiştir. Yüksek Almen şiddeti ve yüzey örtme oranında işlem gören çelikler, en iyi aşınma performansını sergilemiştir. Çalışmada ayrıca, bası kalıntı gerilmesinin çatlak oluşumu ve yayılmasında önemli bir rol oynadığı vurgulanmıştır.

Maleki vd. (2021), geniş bir Almen şiddeti (20A-32A) ve yüzey örtme oranı (%100-3000) aralığında, işlem parametrelerini değiştirerek BD işlemini AISI 1045 çeliğine uygulamıştır. Çalışmada, Almen şiddeti ve yüzey örtme oranının artırılmasıyla birlikte deformasyona uğrayan tabaka derinliği, yüzey sertliği ve bası kalıntı gerilme artarken, tane boyutu küçülmüştür. Bununla birlikte, aşırı şiddetli BD işlemi yüzeyde mikro çatlaklar ve yüzey kusurlarına yol açmış, bu durum da yorulma davranışı üzerinde olumsuz bir etki yaratmıştır.

Yan vd. (2022), 20CrMnTi dişli çeliklerine 0,52 mmA yoğunluğunda ve %100, %500 ve %1000 yüzey örtme oranlarında BD işlemi uygulamıştır. Çalışmada, yüzey örtme oranının artmasıyla birlikte bası kalıntı gerilmeleri artmış ve tane boyutu küçülmüştür. %500 ve %1000 yüzey örtme oranlarında, deformasyona uğrayan tabaka kalınlıkları, bası kalıntı gerilmeleri ve yüzey sertlikleri birbirine yakın değerler göstermiştir. Bu durum, aşınma hacimlerine de yansımıştır. İşlem görmemiş çeliğe kıyasla, BD işlem gören çeliklerin aşınma hacimleri %100, %500 ve %1000 yüzey örtme oranlarında sırasıyla %28,20, %45,57 ve %52,26 oranında azalmıştır.

Unal vd. (2022), demiryolu aks çeliği (AISI 1050) üzerinde BD, şiddetli BD, tekrarlı BD (RSP) ve BD sonrası hassas taşlama işlemlerinin etkilerini araştırmıştır. Çalışmada, BD ve şiddetli BD işlemlerinin yüzey pürüzlülüğünü artırdığı ve yüzey morfolojisini olumsuz etkilediği belirlenmiştir. Buna karşılık, hassas taşlama işlemleri yüzey pürüzlülüğünü azaltarak yüzey kalitesini iyileştirmiştir. RSP işlemi, yüzeyde en yüksek bası kalıntı gerilmesini sağlayarak nanokristal yapıyı kalınlaştırmış ve düşük çevrimli yorulma performansı üzerinde daha belirgin bir etki yaratmıştır. Öte yandan, şiddetli BD işlemi yüksek çevrimli yorulma performansı üzerinde daha olumlu bir etki göstermiştir. Çalışma, bası kalıntı gerilmesinin,

yüzey pürüzlülüğünün ve yüzeyde oluşabilecek olası çatlakların yorulma performansı üzerinde kritik bir rol oynadığını ortaya koymuştur.

5.2. Plazma Nitrüleme İle İlgili Literatür Araştırması

Clarke vd. (2005), AISI 1045 orta karbonlu çeliğe 100% N₂, 76% N₂+24% H₂ ve 5% N₂+95% H₂ gaz karışımlarında PN işlemi uygulamıştır. PN işlemi sırasında faz oluşumu ve büyümesi yerinde gözlenmiştir. Çalışmada, 76% N₂-24% H₂ gaz karışımında kalın beyaz tabakalar ve difüzyon bölgeleri oluşurken, %5 N₂-95% H₂ gaz karışımı ince bir beyaz tabaka ve kalın difüzyon bölgesi ile sonuçlanmıştır. %100 N₂ gaz karışımında ise neredeyse hiç nitrüleme etkisi gözlenmemiştir. 76% N₂-24% H₂ gaz karışımı, %5 N₂-95% H₂ gaz karışımına kıyasla üstün nitrüleme potansiyeli sergilemiştir. %5 N₂-95% H₂ gaz karışımında ϵ -Fe₂₋₃N fazı oluşmamış ve yüzey sertliği 550 HV_{0,49N} olarak ölçülmüştür. Öte yandan, 76% N₂-24% H₂ gaz karışımında ϵ ve γ' fazları oluşmuş ve yüzey sertliği 883 HV_{0,49N} olarak belirlenmiştir.

Hirsch vd. (2007), AISI 1045 orta karbonlu çeliğe, 3 saat süreyle %25 N₂+75% H₂ ve 5% N₂+95% H₂ gaz karışımlarında, 450 °C ile 560 °C sıcaklık aralığında PN işlemi uygulamıştır. Çalışmada, %25 N₂+75% H₂ gaz karışımında daha yüksek azot aktivitesi gözlenmiş ve 540 °C ile 560 °C'de ϵ -Fe₂₋₃N fazı oluşmuştur. Ayrıca, beyaz tabaka kalınlığı ve nitrüleme derinliği, gaz karışımındaki azot oranı ve işlem sıcaklığı arttıkça artmıştır.

Mashreghi vd. (2013), soğuk iş takım çeliği (DIN 1.2210) üzerine, %30 N₂+ %70 H₂ gaz karışımında, 450 °C ve 550 °C sıcaklıklarda 6 saat ve 500 °C sıcaklıkta 3, 6 ve 9 saat süreyle PN işlemi uygulamıştır. Çalışmada, PN işlem görmüş tüm çeliklerin beyaz tabaka yapısında ϵ -Fe₂₋₃N ve γ' -Fe₄N fazları oluşmuştur. İşlem sıcaklığının artmasıyla ϵ nitrürlerinin yoğunluğu azalırken, γ' nitrür yoğunluğu artmıştır. İşlem süresinin artmasıyla ise her iki fazın (ϵ ve γ') yoğunluğu artmıştır. PN işleminden sonra çeliklerin yüzey sertliği, aşınma direnci ve korozyon direnci artmıştır. Daha yüksek yüzey sertliğine, daha kalın beyaz tabakaya ve daha yoğun ϵ -Fe₂₋₃N fazına sahip çelikler, daha iyi aşınma ve korozyon direnci sergilemiştir.

Kahraman vd. (2013), X40CrMoV5-1 yüksek alaşımlı çelik üzerine, %25 N₂+ %75 H₂ gaz karışımında, 450 °C, 500 °C ve 550 °C sıcaklıklarda ve 3, 5 ve 7 saat sürelerle PN işlemi uygulamışlardır. Çalışmada, beyaz tabaka ve difüzyon tabaka kalınlıkları, sıcaklık ve işlem süresinin artmasıyla artmıştır. 500 °C'de nitrülenen çeliklerin beyaz tabakalarında γ' faz yoğunluğu azalmış, ϵ faz yoğunluğu artmış ve tabaka tek fazlı bir yapı oluşturmuştur. Beyaz tabakanın yüksek sertliği nedeniyle meydana gelen kırılmalar, abrasif aşınmaya yol açmış ve bu durum aşınma direncini düşürmüştür.

Mohammadzadeh vd. (2014), AISI M2 takım çeliğine, 450 °C’de, 8 saat süreyle 25N₂+75H₂, 50N₂–50H₂ ve 75N₂–25H₂ gaz bileşimlerinde PN işlemi uygulamıştır. Çalışmada, plazma gaz karışımındaki azot yüzdesinin artmasıyla beyaz tabaka ve nitrürlenmiş tabaka kalınlığı artmıştır. 25N₂+75H₂ gaz karışımında, nitrürlenmiş tabaka esas olarak difüzyon bölgesinden oluşurken, 50N₂–50H₂ ve 75N₂–25H₂ gaz bileşimlerinde yüksek azot içeriği sayesinde difüzyon bölgesinin yanı sıra ε-Fe₂₋₃N demir nitrid tabakası beyaz tabakada oluşmuştur. Numunelerin yüzey sertliği, PN işleminden sonra gaz karışımından bağımsız olarak ~1600 HV_{0,025} seviyesine ulaşmıştır. PN işlemi, takım çeliğinin aşınma direncini artırmıştır. 25N₂+75H₂ gaz karışımında nitrürlenmiş çelikte, minimum yüzey pürüzlülüğü, maksimum kalıntı gerilme ve maksimum aşınma direnci elde edilmiştir. Bununla birlikte, sert ve kırılgan beyaz tabakanın kırılması sonucu oluşan sert aşınma ürünleri, PN ile beklenen iyileştirmeleri kısmen sınırlamıştır.

Çomaklı (2017) ve Dayanç (2017), 31CrMoV9 nitrasyon çeliği ve gri dökme demirden üretilen kam millerinin yüzeyine, 500 °C sıcaklıkta, 2 ve 4 saat süreyle, farklı hacim oranlarına sahip N₂:H₂ gaz karışımlarında PN işlemi uygulamışlardır. Her iki çalışmada da, gaz karışımındaki N₂ oranı ve işlem süresi arttıkça, difüzyon tabaka kalınlığı azalmış, buna karşın beyaz tabaka kalınlığı ve demir nitridlerin yoğunluğu artmıştır. Bu durum, yüksek sertlik ve kırılgan yapıya yol açarak, aşınma ve yorulma direncini düşürmüştür.

Hacısalıhoğlu vd. (2018), Hardox çeliklerine, %50 N₂+ %50 H₂ gaz karışımında, 400, 450 ve 500 °C sıcaklıklarda, 500 °C’de 1 ve 4 saat süreyle PN işlemi uygulamışlardır. İşlem süresinin artmasıyla ε faz yoğunluğu azalmış, buna karşın beyaz tabaka kalınlığı ve γ’ faz yoğunluğu artmıştır. Süre artışıyla birlikte ε ve γ’ fazlarının kafes yapısındaki uyumsuzluk, tabakanın kırılmasına ve abrazyon aşınmaya yol açmıştır. Hem kuru kayma hem de NaCl çözeltisinde yapılan aşınma deneylerinde, 4 saat nitrürlenmiş çelikler, 1 saat nitrürlenmiş çeliklere göre daha düşük aşınma direnci göstermiştir.

Valdés vd. (2022), AISI 4140 çeliğine, %9 Ar+%73 N₂+ %18 H₂ gaz karışımında, 450 °C sıcaklıkta, 1, 2 ve 3 saat sürelerle PN işlemi uygulamıştır. Çalışmada, PN işlem süresi arttıkça ε ve γ’ fazlarının yoğunluğu artmış ve bu durum mikrosertliği artırarak aşınma direncini iyileştirmiştir.

Sahoo ve Bhat (2025), Ti-Nb stabilize edilmiş, ara yer atomu içermeyen (IF) çelik numunelerine, 400 °C, 450 °C ve 500 °C sıcaklıklarda ve %50 N₂+ %50 H₂ gaz karışımında PN işlemi uygulamışlardır. Çalışmada, PN işlem görmüş tüm çeliklerde γ’-Fe₄N ve ε-Fe₂₋₃N fazları oluşmuştur. En yoğun ε-Fe₂₋₃N fazı 450 °C’de gözlenmiştir. SEM görüntüleri, difüzyon

tabakasında α "-Fe₁₆ N₂'nin varlığını göstermiştir. PN işleminden sonra α -Fe fazının kristal boyutu azalmış, γ '-Fe₄N fazının kristal boyutu ise sıcaklık arttıkça artmıştır. En düşük aşınma hacmi ve CoF 450 °C'de elde edilmiştir. Nitrürlenmiş çeliklerde adhesif, kohezif ve oksidatif aşınma mekanizmaları gözlenmiştir.

5.3. Bilyalı Dövme ve Plazma Nitrüleme İle İlgili Literatür Araştırması

Shen vd. (2010), AISI 304 paslanmaz çeliklerin yüzeyine PN ve BD + PN işlemlerinin nitrür tabakası oluşumu ve korozyon davranışına etkilerini incelemişlerdir. PN işlemi, amonyak (NH₃) gazı atmosferinde 410 °C, 480 °C, 500 °C ve 520 °C sıcaklıklarda 4 saat süreyle uygulanmıştır. BD ön işleminin, azot difüzyon hızını artırarak yalnızca PN işlemine kıyasla yaklaşık iki kat daha kalın nitrür tabakası oluşumunu sağladığı belirlenmiştir. Özellikle 500 °C'de BD+PN işlemi uygulanmış çeliklerin yüzeyinde yoğun CrN çökmesi meydana gelmiş ve bu durum en yüksek yüzey sertliği ile sertleşmiş tabaka derinliğinin elde edilmesine neden olmuştur.

Hashemi vd. (2011), 316L paslanmaz çelik üzerinde BD, gaz nitrüleme (GN) ve BD+GN işlemlerinin aşınma ve korozyon direnci üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. BD ön işlemi uygulanmış ve ardından GN yapılmış numunelerde, oluşan nitrür tabakasının yalnızca nitrürlenmiş numunelere kıyasla daha kalın olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, nitrür faz oranlarının ve bası kalıntı gerilmelerinin artışı ile yüzey tabakalarında gözlenen tane inceliği sonucunda, BD+GN işlem görmüş çeliklere en yüksek sertlik ve aşınma direncini sergilemiştir.

Manfridini vd. (2014), titanyum (Ti) ile alaşımlandırılmış IF çelik numunelerine 450 °C, 475 °C ve 500 °C sıcaklıklarda, %60 Ar + %40 N₂ gaz karışımında 4 saat süreyle PN işlemi uygulamışlardır. Nitrüleme kinetiğini geliştirmek ve azot atomlarının yüzeyden daha derin bölgelere difüze olmasını sağlamak amacıyla PN işleminden önce BD ön işlemi gerçekleştirilmiştir. Çalışma sonucunda, en kalın beyaz tabakanın en yüksek nitrüleme sıcaklığı olan 500 °C'de oluştuğu, BD ön işleminin ise beyaz tabaka kalınlığını azalttığı belirlenmiştir. Tüm nitrürlenmiş çeliklerin beyaz tabaka yapısında ϵ -Fe₂₋₃N ve γ '-Fe₄N fazlarının oluştuğu gözlenmiş, BD ön işleminin ϵ -Fe₂₋₃N faz yoğunluğunu azalttığı tespit edilmiştir. İşlem görmemiş IF çeliği ile karşılaştırıldığında, PN işlemleri yüzey sertliğini yaklaşık iki katına çıkarmıştır. Bununla birlikte, en yüksek difüzyon derinliği en yüksek nitrüleme sıcaklığında elde edilmiştir. BD ön işleminin yüzey sertliği ve difüzyon derinliği üzerinde anlamlı bir etkisi olmadığı görülmüştür. Tüm sıcaklıklarda PN uygulanmış çeliklerde benzer aşınma hacimleri elde edilmiş ve bu değerlerin işlem görmemiş IF çeliğine kıyasla daha düşük olduğu belirlenmiştir. Ancak BD+PN işlemi uygulanmış IF çeliklerde, yalnızca PN

uygulanmış çeliklere göre daha yüksek aşınma hacimleri saptanmıştır. Bu durum, BD+PN işlemine tabi tutulan çeliklerde daha ince beyaz tabaka kalınlığı, daha düşük ε fazı yoğunluğu ve daha yüksek yüzey pürüzlülüğünün, aşınma hacimlerinin artmasına neden olduğu şeklinde yorumlanmıştır.

Gangaraj vd. (2014 a), ESKYLOS6959 düşük alaşımlı çeliğe uygulanan şiddetli BD ve GN işlemlerinin yorulma davranışı üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Şiddetli BD ön işleminin beyaz tabaka kalınlığını artırarak yüzey sertliğini azalttığı, ayrıca BD+GN kombinasyonunun yüzey pürüzlülüğünü önemli ölçüde yükselttiği ($R_a=5,23 \mu m$) belirlenmiştir. Yüksek yüzey pürüzlülüğüne rağmen, şiddetli BD işleminin yorulma dayanım sınırını %11,6 oranında iyileştirdiği, nitrürleme işleminin ise yorulma dayanım sınırında %51,3 oranında artış sağladığı görülmüştür. Yorulma çatlaklarının muhtemelen 500-800 μm derinliklerde başladığı, nitrürlenmiş serilerde (GN, GNN+BD, BD+GN) oluşan yaklaşık 200-300 μm kalınlığındaki sertleştirilmiş tabakanın yorulma dayanım sınırını artırmada yeterli olmadığı sonucuna ulaşılmıştır.

Gangaraj vd. (2014 b), ESKYLOS6959 çeliğine GN ve BD+GN işlemlerini uygulamışlardır. BD ön işlem uygulanmamış çeliklere 510 °C sıcaklıkta 15 saat GN yapılırken, BD ön işlem uygulanmış çeliklere aynı sıcaklıkta 7,5 saat GN uygulanmıştır. 15 saatlik GN sonrasında tabaka derinliği yaklaşık 500 μm olarak ölçülmüş, BD ön işlem görmüş çeliğin 7,5 saatlik nitrürleme işlemi sonucunda ise yaklaşık 400 μm tabaka derinliği elde edilmiştir. BD ön işleminin GN süresini yarıya indirmesine rağmen, benzer yorulma dayanım sınırına ulaşıldığı belirlenmiştir.

Kovacı vd. (2019), AISI 4140 çeliklerin yüzeyine 16, 20 ve 24 Almen şiddetlerinde BD işlemi uyguladıktan sonra, %50N₂+%50H₂ gaz karışımı atmosferinde 500 °C sıcaklıkta 1 ve 4 saat süreyle PN işlemi gerçekleştirmiştir. Düşük Almen şiddetlerinde ve kısa PN sürelerinde sınırlı miktarda ε -Fe₂₋₃N fazı oluşurken, Almen şiddeti ve PN süresi arttığında ε fazının ortadan kalktığı ve bunun yerine γ' -Fe₄N fazının oluştuğu tespit edilmiştir. BD+PN işlemi uygulanmış çeliklerin difüzyon tabaka kalınlıklarının, yalnızca PN işlemi uygulanmış çeliklere kıyasla daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, Almen şiddeti ve PN süresi arttıkça bası kalıntı gerilmelerin ve aşınma direncinin de arttığı gözlenmiştir. Çalışma sonucunda, bası kalıntı gerilmelerin çeliğin mekanik özellikleri ve aşınma performansını önemli ölçüde iyileştirdiği sonucuna ulaşılmıştır.

Orouji vd. (2024), 31CrMoV9 çeliğine BD+PN işlemi uygulayarak aşınma davranışına etkilerini incelemişlerdir. PN işlemleri, %30N₂+%70H₂ gaz karışımında 400 °C, 450 °C ve 500 °C sıcaklıklarda 8 saat süreyle gerçekleştirilmiştir. BD ön işlemi ve artan PN sıcaklığıyla

birlikte beyaz tabaka kalınlığının ve difüzyon derinliğinin arttığı tespit edilmiştir. Hem PN hem de BD+PN işlem görmüş çeliklerde ϵ -Fe₂₋₃N, γ' -Fe₄N ve CrN nitrür fazları oluşmuş, bu fazların pik yoğunluğu ve yüzey sertliğinin sıcaklık artışı ve BD ön işlemi ile birlikte yükseldiği belirlenmiştir. Sadece BD uygulanmış çeliğin 750 m kayma mesafesindeki aşınma direncinin işlem görmemiş çeliğe göre daha düşük olduğu, bunun yüksek yüzey pürüzlülüğünden kaynaklandığı ifade edilmiştir. Bununla birlikte, BD işlemiyle elde edilen yaklaşık %50'lik sertlik artışı ve oluşan sertleştirilmiş tabaka sayesinde 1500 m kayma mesafesinde aşınma direncinin işlem görmemiş çeliğe kıyasla yaklaşık %10 oranında yükseldiği görülmüştür. PN ve BD+PN işlemleri uygulanmış çeliklerde ise yüksek sıcaklıklarda aşınmanın belirgin şekilde azaldığı, bu iyileşmenin nitrür tabakasının ve ilişkili fazların oluşumu ile kalınlaşmasından kaynaklandığı sonucuna varılmıştır.

Bai ve Wu (2024), östenitik sıcak zımba kalıp çeliği (SDHA çeliği) üzerinde BD ve PN kombinasyonlarının yüksek sıcaklık aşınma ve korozyon direncine etkilerini incelemişlerdir. Üç farklı işlem (PN, PN+BD, BD+PN) karşılaştırıldığında, BD+PN işlemi uygulanan çeliğin daha yüksek yüzey sertliği ve sertleşme derinliği sergilediği belirlenmiştir. PN, PN+BD ve BD+PN işlemlerinin tamamında yalnızca γ_N fazının oluştuğu görülmüştür. Nitrürlenmiş tabaka kalınlığı ile γ_N fazının yoğunluğu BD+PN işlemiyle artarken, PN+BD işlemiyle azalmıştır. İşlem görmemiş çeliklere kıyasla, tüm işlem görmüş çelikler iyileştirilmiş gerilmeli korozyonu direnci ve yüksek sıcaklık aşınma performansı göstermiştir. Özellikle PN+BD işlemleri uygulanmış çelikler, işlem görmemiş çeliğe göre sırasıyla %52,4 ve %54,2 oranında daha düşük korozyon ve aşınma hızları ile en iyi performansı sergilemiştir. Ayrıca, BD işleminin nitrürlenmiş tabakada bası kalıntı gerilmeler oluşturarak aşınma ve korozyon direncini belirli ölçüde iyileştirdiği tespit edilmiştir.

5.4. Ray Çelikleri İle İlgili Literatür Araştırması

Harzallahz vd. (2011), darbe ve kayma temas koşulları altında Hadfield çeliğinin aşınma direncini R260 ray çeliği ile karşılaştırmalı olarak incelemişlerdir. Darbe ve darbeli kayma deneyleri, sırasıyla 1,97 N ve 4,43 N yük altında; 200 ve 300 yükleme çevriminde; 2,09 m/s ve 3,14 m/s kayma hızlarında gerçekleştirilmiştir. Elde edilen sonuçlar, aşınma yüzeyinin çevrim sayısı, darbe kuvveti ve kayma hızının artmasıyla genişlediğini göstermiştir. Hadfield çeliğinde, daha yüksek sertleşme kapasitesi nedeniyle daha düşük plastik deformasyon ve ağırlık kaybı gözlemlenmiştir. Her iki çelik türünde de yorulmaya bağlı çatlak oluşumu tespit edilmemiştir.

Clare vd. (2012), R260 ray çeliği yüzeyine toz formunda Nikel alaşımı, Stellite 6, Maraging ve Handfield tozlarını kullanarak lazer kaplama uygulamıştır. Çalışma sonucunda,

seçilen tüm malzemelerin ray çeliği yüzeyinde çatlaksız ve gözeneksiz kaplama tabakası oluşturduğu belirlenmiştir.

W. Wang vd. (2014), U75V ray çeliği ve CL60 tekerlek çeliği üzerinde lazerle sertleştirme işlemi gerçekleştirmiştir. Sertleştirme işlemi sonucunda mikroyapıda martenzitik yapı oluşmuştur. Lazerle sertleştirilen çeliklerde aşınma direncinde artış gözlenmiş; tekerlek ve ray çeliklerinin yüzeylerinde aşınma hacmi sırasıyla %92 ve %89,5 oranında azalmıştır. Bununla birlikte, lazer sertleştirmenin sürtünme katsayısı üzerinde belirgin bir etkisi olmadığı tespit edilmiştir. Sertleştirme sonrasında elde edilen yaklaşık 500 HV yüzey sertliği nedeniyle, spalling (pul pul dökülme) hasarı ve adhezif aşınmasının baskın aşınma mekanizmaları olarak ortaya çıktığı belirlenmiştir.

Feng vd. (2014), düşük karbonlu elik kullanarak yeni bir karbürsüz beynitik ray çeliği geliştirmiştir. Elde edilen beynitik ray çeliğinin aşınma direncinin perlitik ray çeliği ile benzer seviyede olduğu belirlenmiştir. Aşınma yüzeyinde, mevcut perlitik ray çeliğine kıyasla daha yüksek sertlik değerleri ölçülmüş ve daha düşük bir CoF elde edilmiştir. Ayrıca, beynitik ray çeliklerinde ferrit fazı arasında bulunan karbonca zenginleştirilmiş film benzeri östenitin, kayma aşınması sırasında çatlak başlangıcını ve ilerlemesini geciktirebileceği ifade edilmiştir.

Lewis vd. (2016), lazer kaplama yöntemiyle çok fazlı manganez çeliği, martenzitik paslanmaz elik (MSS), TWIP eliği, NiCrBSi, Stellite 12 ve Stellite 6 tozlarını kullanarak R260 ray çeliğini kaplamıştır. Bulgular, MSS, Stellite 6 ve Stellite 12 ile kaplanan çeliklerde, işlem görmemiş ray çeliğine kıyasla aşınma hızlarında azalma olduğunu göstermiştir. Ayrıca, kaplanmış eliklerin ITAB mikroyapının tamamen lamelli perlitten oluştuğu ve martenzitik dönüşümün gerçekleşmediği belirlenmiştir.

Jiang vd. (2017), U71Mn ray çeliği ve mobil alın kaynak makinesi ile oluşturulmuş ray kaynak bağlantı bölgelerinin darbeli aşınma davranışını, hasar mekanizmalarını ve geçişlerini incelemek amacıyla çevrimsel darbe deney cihazı kullanmıştır. Deneyler, 100 N, 200 N ve 400 N ykk altında ve 5.000-50.000 aralığındaki yükleme çevrimlerinde gerçekleştirilmiştir. Sonuçlar, demiryolu kaynak bağlantısı ve ray çeliğinin darbeli aşınma hacminin, darbe çevrimi sayısı veya darbe kuvveti arttıkça yükseldiğini göstermiştir. Kaynak bölgeleri, normal ray çeliğine kıyasla daha iyi aşınma direnci sergilemiştir. Darbe evrimi sayısı ve normal kuvvetin artışıyla, ray çeliği yüzeyinde oluşan darbeli aşınma mekanizmasının adhezif aşınmadan yorulma aşınmasına dönüştüğü; ray kaynak bölgelerinde ise peeling (pullanma/soyulma) mekanizmasının yorulma aşınmasına geçtiği gözlenmiştir. Ayrıca, ray kaynak bölgelerinin

yorulma aşınması daha yüksek darbe çevrimi ve daha büyük kuvvet uygulamaları altında ortaya çıkmıştır.

Yazıcı ve Yılmaz (2018), yüksek güçlü diyot lazer yöntemiyle gerçekleştirilen yüzey sertleştirme işleminin R260 ray çeliğinin mekanik özelliklerine etkilerini incelemiştir. Çalışmada, çelikler 1100 °C, 1200 °C ve 1300 °C sıcaklıklarda, 6 mm/sn hızla lazer işlemine tabi tutulmuştur. Tüm işlem sıcaklıklarında, lazerle işlenmiş çeliklerin yüzey sertlik değerleri, işlem görmemiş çeliğe kıyasla yaklaşık üç kat artış göstermiştir. Ayrıca, lazerle yüzey sertleştirme işleminin sementit (Fe_3C) lamelleri arası mesafe üzerinde olumlu etkide bulunduğu ve bu mesafenin azaldığı belirlenmiştir. Ancak, en düşük aşınma hacmi işlem görmemiş çelikte tespit edilmiştir.

Wu vd. (2020), CL60 tekerlek ve U75V ray çeliklerine uygulanan GN işleminin RCF ve aşınma davranışına etkilerini incelemiştir. GN sonrasında, γ' - Fe_4N ve ϵ - $Fe_{2-3}N$ fazlarının oluşumu nedeniyle çelik yüzeylerinin ortalama sertliği ~296 HV'den ~850 HV'ye yükselmiştir. Bu sertlik artışı, tekerlek ve ray çeliklerinin aşınma hacmini sırasıyla %58,05 ve %10,77 oranında azaltmış ve böylelikle yorulma direncini önemli ölçüde iyileştirmiştir.

Kondul (2020), R260 ray çeliğine 700 °C, 800 °C ve 900 °C sıcaklıklarda 4 saat süreyle kuru borlama işlemi uygulamıştır. Borlama işlemi sonrasında ray çeliğinin sertliği sırasıyla 1886 HV, 2145 HV ve 2590 HV değerlerine ulaşmıştır. En yüksek tabaka kalınlığı ise yaklaşık 66 μm ile 900 °C'de borlanmış çelikte elde edilmiştir. Mikroyapı incelemeleri sonucunda, 700 °C'de borlanmış çeliğin borür tabakasında tek fazlı (Fe_2B) bir yapı, 800 °C ve 900 °C'de borlanmış çeliklerin tabakalarında ise iki fazlı ($FeB + Fe_2B$) bir yapı gözlenmiştir. Ayrıca demir borürlerin yanı sıra MnB ve CrB fazlarının da oluştuğu rapor edilmiştir. Borlanmış ray çeliklerinin, işlem görmemiş ray çeliğine kıyasla aşınma direncinde belirgin bir artış sağladığı, ayrıca yüksek sertlik ile yüzeyde oluşan bor oksit (B_2O_3) tabakasının CoF'ni düşürdüğü belirtilmiştir.

Leso vd. (2022), çift diskli bir deney düzeneği kullanarak farklı kayma oranları altında R350HT ve R260 ray çeliklerine karşı AAR Sınıf B tekerleklerin aşınma ve RCF performansını incelemiştir. Çalışmada, ray diskinin dönme hızı 340 rpm'de sabit tutulmuş, tekerlek disk hızı ise %2, %5, %10, %20 ve %27 kayma oranlarını elde edecek şekilde ayarlanmıştır. Bulgular, kayma oranı ve uygulanan yük arttıkça aşınma şiddetinin yükseldiğini göstermiştir. Ayrıca, tekerlek çeliği tüm kayma oranları ve yük koşullarında R260 ray çeliğine kıyasla daha düşük, ancak daha sert olan R350HT ray çeliğine kıyasla daha yüksek aşınma hızı sergilemiştir.

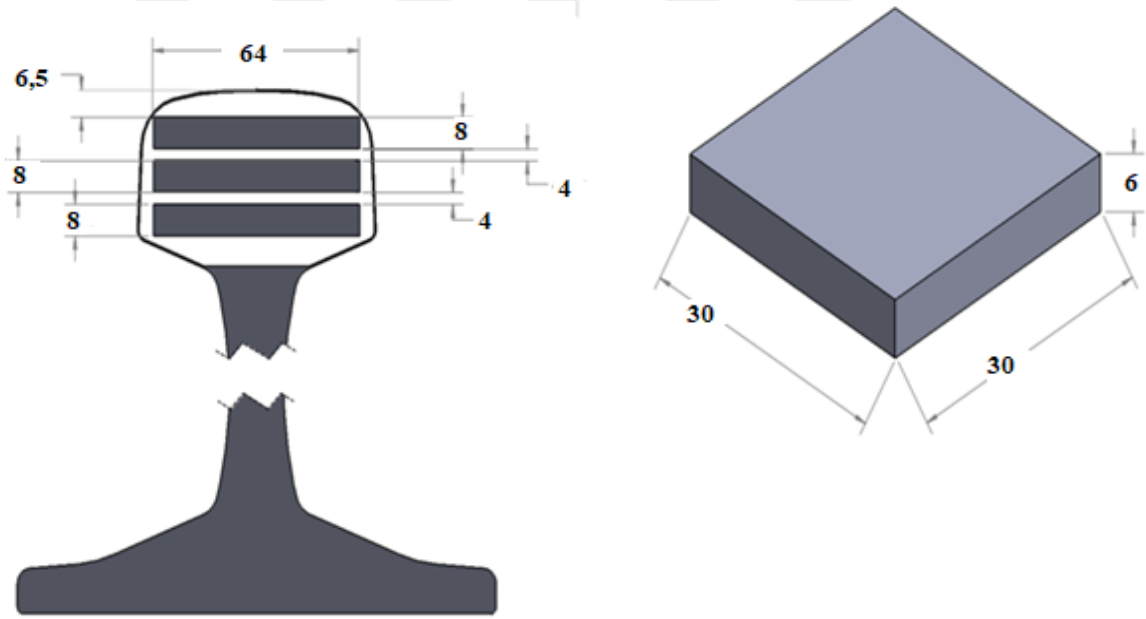
Królicka vd. (2025), UIC 60 E1 profilli ultra ince karbürsüz beynitik ray çeliğini ağır yük taşımacılığı koşullarında beş yıl boyunca (toplam yaklaşık 8.000.000 ton yük) kullanarak kapsamlı bir analiz gerçekleştirmiştir. Çalışma sonucunda, karbürsüz beynitik ray çeliğinin ağır yük altında beş yıllık kullanım sonrasında düşük aşınma kaybı sergilediği ve daha uzun bir servis ömrüne sahip olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, maksimum temas yüklerinin olduğu bölgede aşınma derinliğinin 2 mm'yi aşmadığı tespit edilmiştir.



6. MALZEMELER VE METOT

6.1. Deney Düzeneği ve Numune Hazırlanması

Deneyisel çalışmada kullanılan R260 kalitesindeki ray çelik numuneleri, rayın mantar bölgesinden Şekil 6.1’de gösterildiği şekilde plakalar halinde kesilmiştir. Torna tezgâhında yüzeyi düzeltilen numunelere ek bir ısıtım işlemi uygulanmamıştır. Plakalardan $30 \times 30 \text{ mm}^2$ yüzey alanına sahip numuneler elde edilmiştir. Daha sonra, mekanik sertleşme tabakasını gidermek amacıyla 220-2000 mesh’lik zımpara kâğıtları kullanılmıştır. Tüm numunelerde ortalama yüzey pürüzlülüğü $R_a=0,12 \text{ } \mu\text{m}$ olacak şekilde zımparalama ve parlatma işlemleri gerçekleştirilmiştir. Tablo 6.1 ve Tablo 6.2, sırasıyla çalışmada kullanılan çeliğin kimyasal bileşimini ve mekanik özelliklerini göstermektedir. Ray çeliği, $300 \pm 10 \text{ HV}_{0,01}$ sertliğe sahip perlitik bir yapıdan oluşmaktadır (Şekil 6.2). Ayrıca, numune yüzeyleri ultrasonik temizleme cihazında aseton ile temizlenmiş ve BD ile PN işlemleri öncesinde hava ile kurutulmuştur.



Şekil 6.1. Ray numunesi: numune alma konumu ve plaka ölçüleri

Tablo 6.1. R260 ray çeliğinin kimyasal bileşimi (% Ağırlıkça)

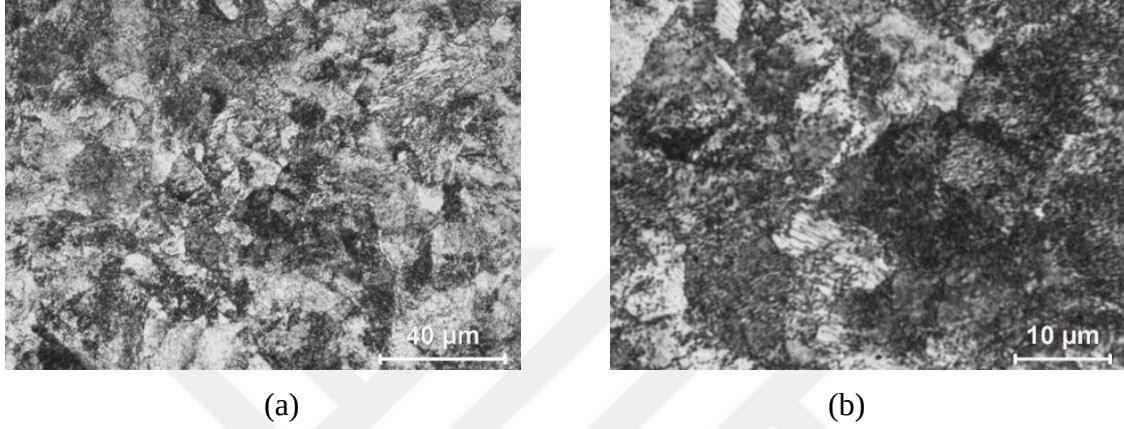
Element	C	Mn	Si	P (maks.)	S	Cr (maks.)	V (maks.)	N (maks.)	Fe
% Ağırlıkça	0,60-0,82	0,65-1,25	0,13-0,60	0,030	0,008-0,03	0,15	0,03	0,01	Kalan

Kaynak: (EN 13674-1, 2002: 18-19)

Tablo 6.2. R260 ray çeliğinin mekanik özellikleri

Çekme Mukavemeti (MPa)	880
Yoğunluk (g/cm ³)	7,8
Poisson Oranı	0,3
Elastisite Modül (GPa)	210
Minimum Uzama (%)	10

Kaynak: (EN 13674-1, 2002: 18-19; Deveci, 2018: 56-57)



Şekil 6.2. R260 ray çeliğinin (a) düşük ve (b) yüksek büyütme mikroyapı görüntüleri

6.1.1. Bilyalı Dövme İşlemi

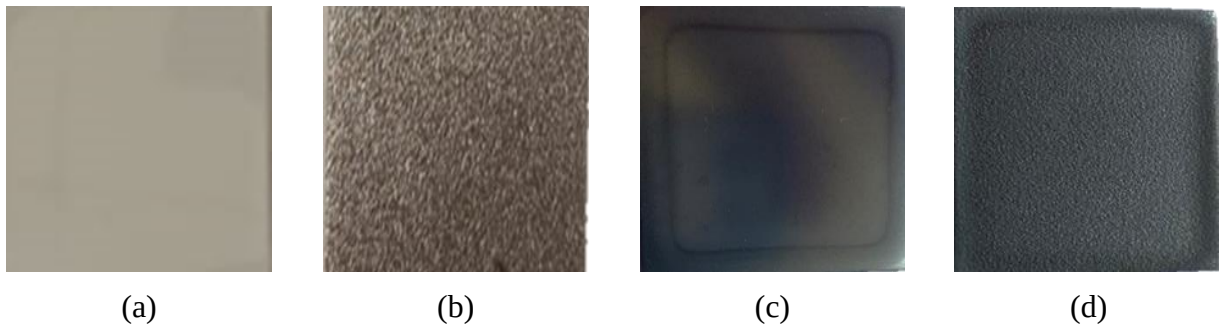
Yüzey parlatma işlemi uygulanmış çelikler, hava püskürtmeli BD makinesi kullanılarak çapı $0,6 \times 10^{-3}$ m olan ve 40-51 HRC sertliğe sahip S230 standart çelik bilyeler ile dövülmüştür. Hazırlanan çeliklere BD işlemi üç farklı koşulda uygulanmıştır: 16A + %200, 24A + %200 ve 24A + %1000 (Tablo 6.3). Dövme şiddetinin belirlenmesinde Almen test şeritlerinden “A” şeridi kullanılmıştır ve dövme şiddeti Almen masterları ile ölçülmüştür. İşlem görmemiş ve BD işlemli çeliklerin genel görünümü Şekil 6.3’te sunulmaktadır.

6.1.2. Plazma Nitrürleme İşlemi

İşlemsiz ve BD işlemli çeliklere nitrürleme işlemi altı farklı koşulda uygulanmıştır (Tablo 6.3). PN işleminden önce, çelikler katoda yerleştirildikten sonra işlem odası basıncı 2×10^{-2} mbar’a ulaşana kadar vakum altında tutulmuştur. Daha sonra, nitrürleme için uygun yüzey temizliği ve pürüzlülüğü sağlamak amacıyla gerçekleştirilen “saçılma işlemi” sırasında hücreye hidrojen gazı verilmiş ve basınç 2,5 mbar’a yükseltilmiştir. Saçılma işlemi, 250 °C işlem sıcaklığında 30 dakika süreyle uygulanmıştır. Ardından çekiklere, 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda, hacimce %20 N₂ + %80 H₂ ve %80 N₂ + %20 H₂’den oluşan iki farklı gaz karışımı altında 12 saat süreyle nitrürlenmiştir. Nitrürleme işlemi tamamlandıktan sonra, çelikler vakum odasında oda sıcaklığına kadar soğutulmuştur. PN ve BD + PN işlem görmüş çeliklerin genel görünümü Şekil 6.3’te gösterilmektedir.

Tablo 6.3. BD ve PN test parametreleri

Test Çelikleri	BD		PN		
	Almen Şiddeti (A)	Yüzey Örtme Oranı (%)	Süre (Saat)	İşlem Sıcaklığı (°C)	Gaz Karışım Oranı
R260	-	-	-	-	-
BD1	16 A	200	-	-	-
BD2	24A	200	-	-	-
BD3	24A	1000	-	-	-
PN1	-	-	12	450	20N ₂ +80H ₂
PN2	-	-		500	
PN3	-	-		540	
PN4	-	-	12	450	80N ₂ +20H ₂
PN5	-	-		500	
PN6	-	-		540	
BD1+PN1	16 A	200	12	450	20N ₂ +80H ₂
BD2+PN1	24 A	200			
BD3+PN1	24 A	1000			
BD1+PN2	16 A	200	12	500	20N ₂ +80H ₂
BD2+PN2	24 A	200			
BD3+PN2	24 A	1000			
BD1+PN3	16 A	200	12	540	20N ₂ +80H ₂
BD2+PN3	24 A	200			
BD3+PN3	24 A	1000			
BD1+PN4	16 A	200	12	450	80N ₂ +20H ₂
BD2+PN4	24 A	200			
BD3+PN4	24 A	1000			
BD1+PN5	16 A	200	12	500	80N ₂ +20H ₂
BD2+PN5	24 A	200			
BD3+PN5	24 A	1000			
BD1+PN6	16 A	200	12	540	80N ₂ +20H ₂
BD2+PN6	24 A	200			
BD3+PN6	24 A	1000			

**Şekil 6.3.** İncelenen numunelerin yüzey görüntüleri; (a) işlem görmemiş çelik, (b) BD işlem görmüş çelik, (c) PN işlem görmüş çelik ve (d) BD+PN işlem görmüş çelik

6.2. Yapısal Karakterizasyon Çalışmaları

6.2.1. Optik ve Taramalı Elektron Mikroskop Çalışmaları

Mikroyapı incelemeleri için BD, PN ve BD + PN işlemli çelikler kesitten reçineye alınmış ve 220-1500 mesh aralığında kaba zımparadan ince zımparalama işlemlerine tabi tutulmuştur. Takip eden aşamada çelikler 1 μm Al_2O_3 solüsyon ile parlatılmış ve %2 Nital (%2 HNO_3 + %98 $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$) ile dağlanmışır. Bilyalı dövülmüş ve nitrülenmiş çeliklerin kesit görüntüleri, Nikon marka Eclipse LV150 optik mikroskop (OM) ve ZEISS/Supra 40 VP taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile incelenmiştir. Ayrıca, SEM cihazına entegre enerji dağılımlı spektroskopi (EDS) kullanılarak PN ve BD + PN işlem görmüş çeliklerin kesitlerinden element analizi gerçekleştirilmiştir.

6.2.2. X-Işınlı Difraktometresi (XRD) Çalışmaları

BD, PN ve BD + PN işlemli çeliklerin faz analizleri, Bilecik Şeyh Edebali Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarı Uygulama ve Araştırma Merkezi (BARUM) bünyesindeki Panalytical/Empryan marka X-ışını kırınım (XRD) cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Analizler, 0,020° adım aralığı, 1°/dk tarama hızı ve 30°-95° 2 θ aralığında, CuK_α radyasyonu ($\lambda = 1,54059$ Å) kullanılarak yapılmıştır.

6.2.3. Yüzey Pürüzlülüğü Ölçümleri

Pürüzlülük parametreleri (R_a ve R_z), ISO 4287 standardına uygun olarak SJ-400 model yüzey profilometre ile ölçülmüştür (Coşkun & Sarıışık, 2016; TS 6956 EN ISO 4287, 2004). Tüm ölçümler, 0,8 mm adım aralığı ve 3 mm ölçüm uzunluğu kullanılarak gerçekleştirilmiş ve her bir numune için beş farklı ölçüm alınmıştır. Pürüzlülük değerleri, bu ölçümlerin aritmetik ortalaması alınarak belirlenmiştir.

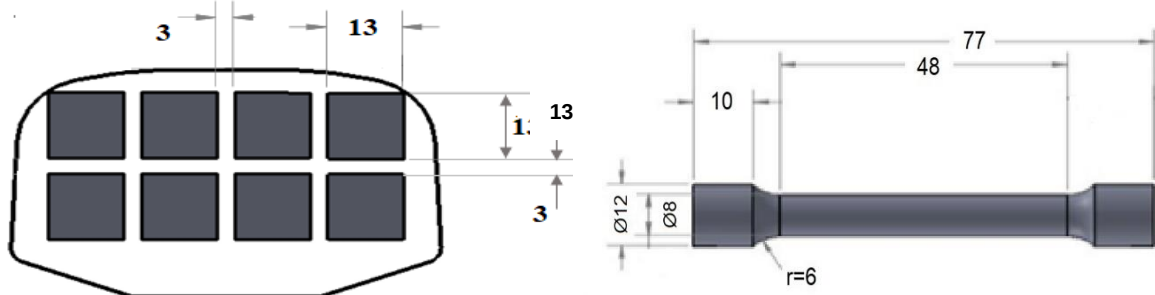
6.2.4. Mikrosertlik Ölçümleri

Sertlik ölçümleri, ASTM E384-99 standardına uygun olarak 10 g yük altında Vickers Shimadzu HVM mikrosertlik cihazı ile numunelerin kesitleri üzerinde gerçekleştirilmiştir (ASTM E384-99, 1999). Numunelerin sertlik profilleri, kesit boyunca yüzeyden taban malzemeye doğru yaklaşık 12 noktadan ve üç farklı kesit noktasından yapılan ölçümler ile belirlenmiştir.

6.2.5. Çekme Deneyi

Çekme deneyi için kullanılan ray çelik numuneleri, Şekil 6.4'te gösterildiği üzere rayın mantar bölümünden alınmış ve DIN 50125:2009-07 standardında belirtilen ölçülere göre torna

tezgâhında hazırlanmıştır (DIN 50125:2009-07, 2009). Çekme deneyi numunelerinin genel görüntüleri Şekil 6.5'te sunulmuştur. Çekme deneyleri, oda sıcaklığında ve 10 mm/dak hızında, Shimadzu AG-IC marka mekanik test cihazı ile INSTRON 8801 marka hidrolik test cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Deneyler sonucunda %0,2 akma mukavameti, çekme mukavameti ve % kopma uzaması değerleri elde edilmiştir.



Şekil 6.4. Rayın mantar bölümünden alınan çekme numunelerinin konumları ve ölçüleri



Şekil 6.5. Çekme deneyi numunelerinin görüntüleri; (a) işlem görmemiş çelik, (b) BD işlem görmüş çelik, (c) PN işlem görmüş çelik ve (d) BD+PN işlem görmüş çelik

6.2.6. Kuru Kayma Aşınma Deneyleri

BD, PN ve BD + PN işlem görmüş çeliklerin aşınma deneyleri, her numune için iki tekrar olmak üzere ASTM G133 standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir (ASTM G133, 2005). Deneyler, düz yüzey üzerinde ileri-geri hareket eden özel yapımı bir tribometre (Şekil 6.6) kullanılarak atmosferik koşullarda (sıcaklık 20-25 °C, nem %40–50) yapılmıştır. Karşı malzeme olarak 10 mm çapında alümina (Al_2O_3) bilye kullanılmış ve kayma hızı 1,9 cm/s olarak belirlenmiştir. Tekerlek/ray ara yüzeyinde oluşan temas gerilmeleri aks yüküne bağlı olarak 900-2500 MPa arasında değişmektedir (Lichtberger, 2005). Hertz teorisine göre yapılan hesaplamalar sonucunda, alümina bilye ile çelik yüzeyi arasındaki temas gerilmesinin 1300-2250 MPa aralığında olmasını sağlayacak şekilde deney yükleri 15 N, 30 N, 45 N ve 60 N

olarak seçilmiştir. İleri-geri hareketin kayma genliği (aşınma izi uzunluğu) 11,5 mm, toplam kayma mesafesi ise 57,5 m olarak belirlenmiştir. Sürtünme katsayısı, test cihazına entegre 10 kg kapasiteli yük ölçer ile ölçülmüştür. Aşınma hacmi, aşınma izlerinin genişliği ve derinliği yüzey profilometre kullanılarak hesaplanmıştır; her numune için iki adet aşınma izi yüzey profili elde edilmiştir. Aşınma yüzeyleri, OM ile incelenmiştir.



Şekil 6.6. (a) Bilye-disk deney düzeneğine sahip ileri-geri hareket eden aşınma deney cihazının genel görüntüsü ve (b) bilye-disk düzeneğinin şematik gösterimi

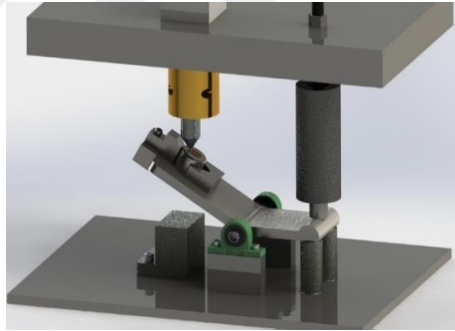
6.2.7. Darbeli-Kayma Aşınma Deneyleri

Çeliklerin darbeli-kayma aşınma deneyleri, Şekil 6.7’de gösterilen aşınma deney cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Deney sonrasında yüzeyde oluşan aşınma izinin genel görünümü Şekil 6.7(c)’te sunulmaktadır. Deneylere başlamadan önce numuneler, özel bir numune tutucuya sabitlenmiş ve 30° eğim açısına sahip bir platform üzerine yerleştirilmiştir. Deney süresince çelik yüzeylere uygulanan yükler, yay ve pnömatik silindir yardımıyla 2,5 Hz frekansında uygulanmıştır. Pnömatik silindir dikey yönde hareket ederek eğimli platformun kendi eksenini etrafında dönmesini sağlarken, yay kontrollü yük, temasın gerçekleşmesini takiben numune ile karşı malzeme arasında göreceli kaymayı mümkün kılmıştır. Deney öncesinde, yük hücresi kullanılarak yay ve pnömatik silindirden aktarılan maksimum yükler sırasıyla 40 N ve 240 N olacak şekilde ayarlanmıştır. Tekerlek-ray geçiş temasının bir aylık çalışma süresi dikkate alınarak, atmosferik koşullar altında ($20 \pm 5^\circ\text{C}$, $50 \pm 5\%$ bağıl nem) 4297 çevrim (60 m) test uygulanmıştır. Deneylerin ardından darbe ve kayma bölgelerinde oluşan aşınma hacimleri hesaplanmış ve çevrim sayısına oranlanarak aşınma hızları $\text{mm}^3/\text{çevrim}$ cinsinden belirlenmiştir.

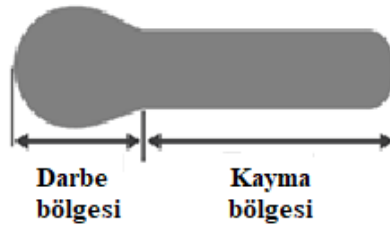
Wu vd. (2020), nitrüleme işlemi ile tekerlek ve ray silindirlerinin yüzey sertliğinin 800 HV'nin üzerine çıkarıldığını ve böylece mekanik hasarlara karşı dirençlerinin artırıldığını bildirmiştir. Bu doğrultuda, tekerlek/ray temas koşullarını simüle etmek amacıyla, yaklaşık 840 ± 10 HV sertliğe sahip ve ticari olarak temin edilebilen 10 mm çapında 100Cr6 rulman çeliği bilye karşı malzeme olarak kullanılmıştır. Ayrıca, Hertz teorisine göre dikey yükün 240 N olduğu durumda, karşı malzeme ile çelik yüzeyleri arasında oluşan maksimum temas basıncı yaklaşık 2895 MPa olarak hesaplanmıştır. Bu değer, makas göbek uçlarında meydana gelen gerilme değerlerine oldukça yakın bulunmuştur (Harzallah vd., 2011: 113-115).



(a)



(b)



(c)

Şekil 6.7. (a) Darbeli-kayma aşınma deney cihazının fotoğrafı, (b) 3 boyutlu görünümü ve (c) dene sonrası çeliklerin yüzeylerinde oluşan aşınma izinin şematik görünümü

7. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

7.1. Yapısal Karakterizasyon, Sertlik Ölçümleri ve Çekme Deneyi Sonuçları

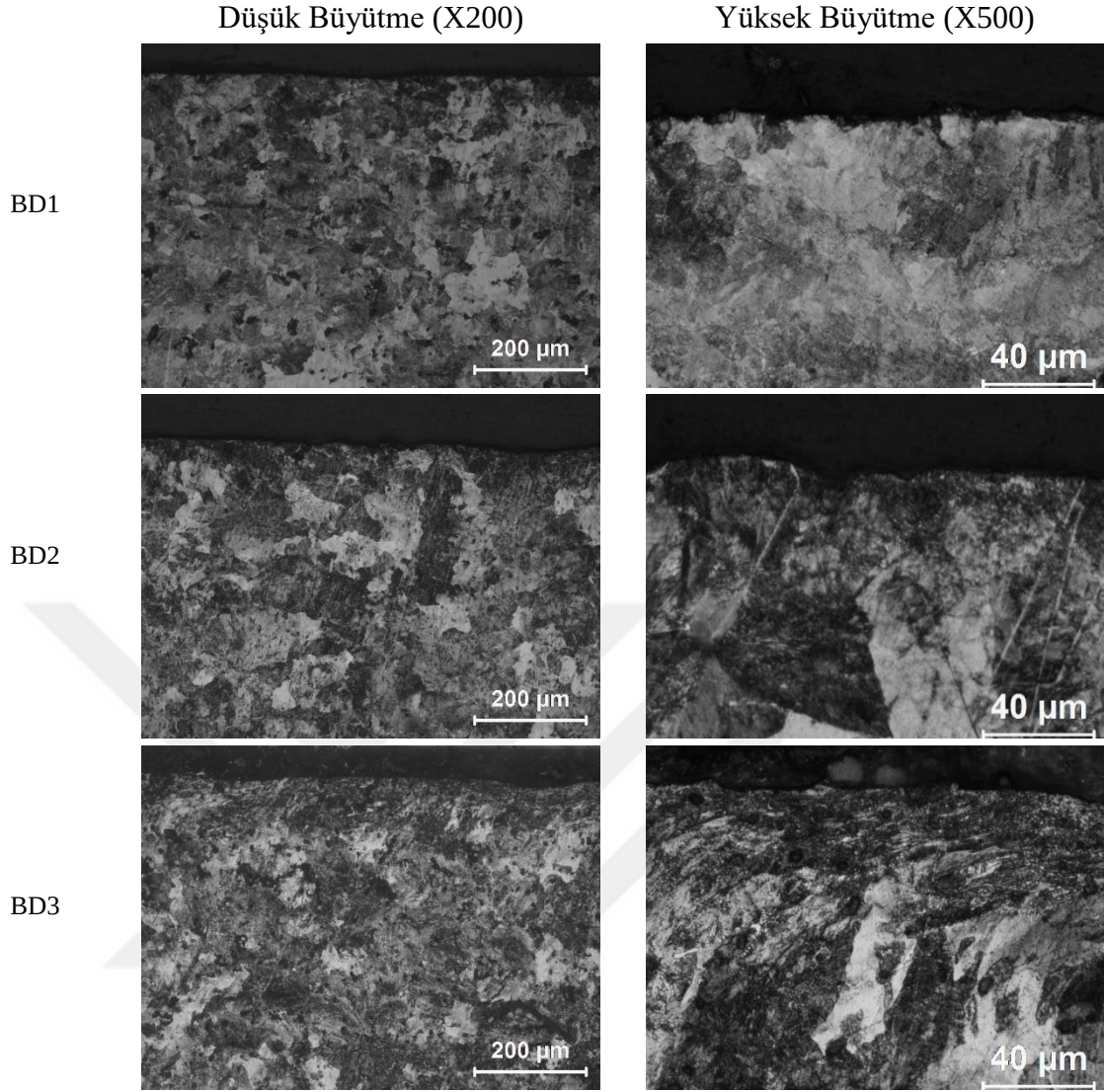
Şekil 7.1’de BD işlem görmüş R260 çeliklerinin OM kesit görüntüleri sunulmaktadır. Literatürde, BD işlemi sonucunda kesit mikroyapısında dört farklı tabaka olduğu belirtilmiştir. En dış tabaka son derece ince tanelerden oluşurken, yüzey altındaki ikinci tabaka aşırı derecede deformasyona uğramış tanelerden meydana gelmektedir. İkinci tabaka ile deformasyondan etkilenmeyen taban malzeme arasında yer alan üçüncü tabakada taneler daha iri ve daha az deformasyona uğramıştır. Dördüncü tabaka ise deformasyondan etkilenmeyen taban malzemedir (Gerin vd., 2016: 3228-3229). Şekil 7.1’den de görüleceği üzere, işlem görmemiş R260 çeliğinin tanelerinin boyutu BD işlemi sonucunda yüzeye yakın bölgelerde küçülmekte ve yüzeyde yüksek oranda deformasyon gözlenmektedir. Özellikle 24A şiddetinde ve yüksek örtme oranında dövülmüş BD3 (24A + %1000) çeliğin yüzeyinde taneler belirgin biçimde daha fazla deformasyona maruz kalmıştır.

İşlem görmemiş ve BD işlem gören R260 çeliklerin XRD grafikleri Şekil 7.2’de sunulmaktadır. Her bir çelik de karakteristik ferrit fazına ait α -Fe piklerini göstermiştir. İşlem görmemiş R260 çeliğe kıyasla, BD işlem gören çeliklerde Almen şiddeti ve yüzey örtme oranı arttıkça α -Fe piklerinin şiddeti azalmış, pikler genişleyerek düşük açılara doğru kaymıştır. Bu gözlem, plastik deformasyonun varlığını, kristal kafes yapısının distorsiyona uğradığını, tane incelmesini ve bası kalıntı gerilmesinin oluştuğunu göstermektedir (Chen vd., 2021:5 ; Unal vd., 2022: 6). Bragg yasasına göre, işlem görmemiş ve BD işlem gören çeliklerin kafes parametreleri (a) Denklem 7.1 ve 7.2’ye göre hesaplanmıştır; referans olarak (110) düzlemine ait α -Fe piki alınmıştır.

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad (7.1)$$

$$a = d * \sqrt{(h^2 + k^2 + l^2)} \quad (7.2)$$

Burada, d düzlemler arasındaki mesafe, θ kırınım açısı, n pozitif tam sayı, λ XRD ışınının dalga boyu ve h-k-l Miller indislerini temsil etmektedir. İşlem görmemiş, BD1, BD2, BD3 çelikler için hesaplanan yaklaşık kafes parametreleri (a) sırasıyla 0,287227 nm, 0,287307 nm, 0,287395 nm ve 0,288345 nm olarak bulunmuştur. Böylece, BD işlemi sonrası BD1, BD2 ve BD3 çeliklerde, işlem görmemiş çeliğe göre kafes parametrelerinde ($\Delta a/a$) sırasıyla yaklaşık %0,028, %0,058 ve %0,35 oranında deformasyon oluşmuştur. Bu sonuç, Almen şiddeti ve yüzey örtme oranının artmasıyla çeliklerin kafes yapısında deformasyon miktarının ve buna bağlı olarak bası kalıntı gerilmelerinin arttığını göstermektedir.

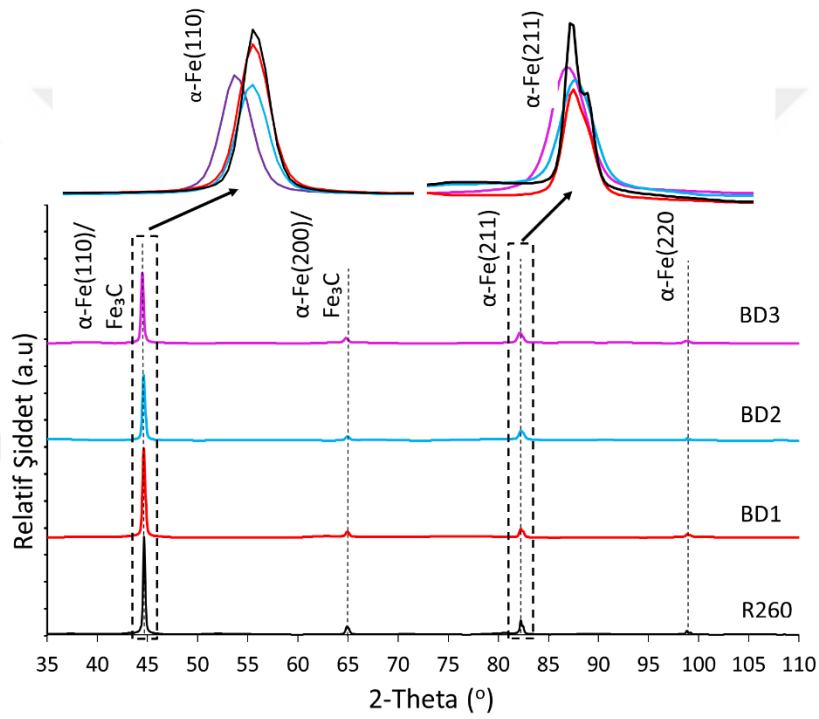


Şekil 7.1. BD işlem görmüş çeliklerin düşük ve yüksek büyütmeli OM kesit görüntüleri

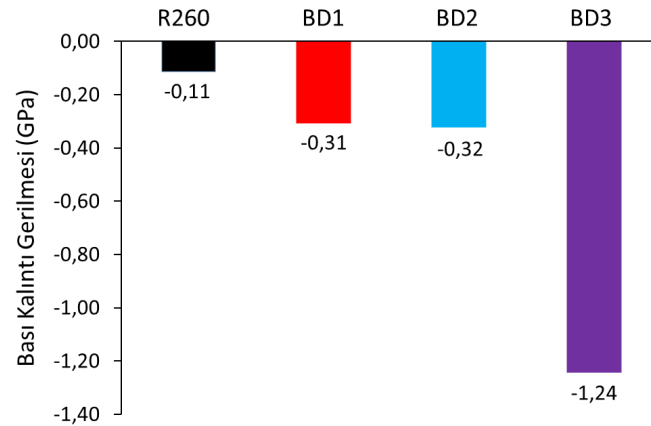
Şekil 7.3, işlem görmemiş ve BD işlem gören çeliklerin, sabitlenmiş çoklu düzlemler (Fixed Incidence Multiplane – FIM) metoduna göre hesaplanan bası kalıntı gerilme değerlerinin değişimini göstermektedir. FIM metoduna göre, XRD ile belirlenen düzlemler arası mesafede oluşan deformasyon (Δd) kullanılarak $\sin^2\psi$ grafiği çizilmektedir. Bu grafikten elde edilen doğrunun eğimi hesaplanarak bası kalıntı gerilme değeri belirlenmektedir (Atar vd., 2005; Sarioglu, 2006). Şekil 7.3'ten de görüleceği üzere, Almen şiddeti ve yüzey örtme oranı arttıkça bası kalıntı gerilmeleri artış göstermiştir. İşlem görmemiş çeliğe kıyasla, BD1, BD2 ve BD3 çeliklerin bası kalıntı gerilme değerleri sırasıyla yaklaşık %180, %190 ve %1027 oranında artmıştır.

Yüzey örtme oranı dövme süresi ile doğrudan ilişkili olduğundan, örtme oranının beş katına çıkmasıyla hem OM kesit görüntülerinden (Şekil 7.1) hem de bası kalıntı gerilme değerlerinden (Şekil 7.3) görüleceği üzere BD işleminin etkinliği daha belirgin hâle gelmiştir.

BD işleminde plastik deformasyon şiddeti, doğrudan toplam darbe enerjisi miktarıyla ilişkilidir; yüzey örtme oranının artması ile eklenen enerji de artmaktadır. Bu durum, plastik deformasyon ve bası kalıntı gerilmesinin artmasında önemli bir rol oynamaktadır. Literatürde, AISI 4340, AISI 1045 ve AISI 1050 çeliklere uygulanan BD işlemi sonucunda, yüzeyden ölçülen ortalama tane boyutları, deformasyona uğrayan tabakanın derinliği ve bası kalıntı gerilme değerlerinin, Almen şiddeti ve yüzey örtme oranının artmasıyla arttığı bildirilmiştir (Gangaraj vd., 2015: 11-115 ; Maleki vd., 2018: 243). Orta karbonlu AISI 1045 ve AISI 1050 çeliklere uygulanan BD işlemi sonucunda oluşan kalıntı gerilme değerleri, bu çalışmada hesaplanan değerleri doğrulamaktadır (Maleki ve Unal, 2018: 88; Unal vd., 2022: 7).

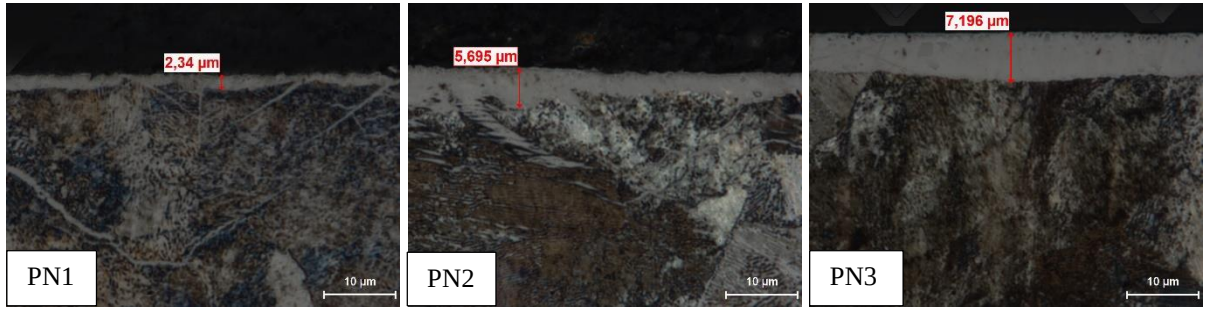


Şekil 7.2. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin XRD paternleri

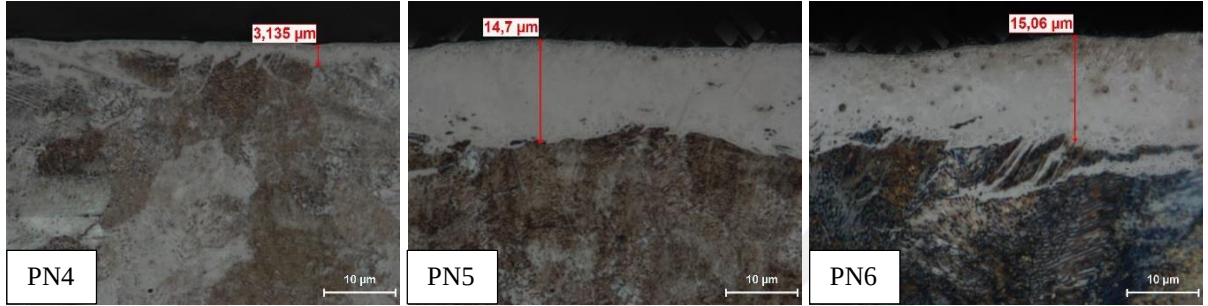


Şekil 7.3. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin bası kalıntı gerilme değerleri

Şekil 7.4 ve Şekil 7.5'te, sırasıyla 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda, hacimce 20:80 ve 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında nitrülenmiş çeliklerin OM ve SEM kesit görüntüleri sunulmaktadır. Literatürde, tüm PN işlem görmüş çeliklerin yüzey tabakasının, yüzeyden içeriye doğru beyaz tabaka ve difüzyon bölgesinden oluştuğu belirtilmektedir; difüzyon bölgesi OM ve SEM görüntüleriyle doğrudan tespit edilememektedir. Hacimce hem 20:80 hem de 80:20 N₂:H₂ gaz karışımları için nitrüleme sıcaklığı ve N₂:H₂ oranı arttıkça, beyaz tabakanın kalınlığında artış gözlenmiştir (Şekil 7.6). Bunun nedeni, daha yüksek sıcaklıklarda ve yüksek N₂:H₂ oranlarında yüzeye daha fazla azot atomunun difüze olmasıdır. Yüzeyde meydana gelen kimyasal reaksiyon türleri ve azot difüzyon seviyesi, PN işlemi sırasında yüzey tabakasının kalınlığını ve kimyasal bileşimini etkilemektedir (Forati vd., 2011: 2636). Bu reaksiyonlar büyük ölçüde sıcaklığa bağlıdır; sıcaklığın artması, azot difüzyon hızını da artırmaktadır. Daha düşük sıcaklıklarda, örneğin 450 °C'de, hacimce 20:80 ve 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında R260 gibi yüksek karbonlu çeliklerde atomik azot difüzyonu sınırlı kalmakta ve beyaz tabaka kalınlığı azalmaktadır. Örneğin, Şekil 7.6'da görüldüğü üzere, hacimce %20 N₂ ile nitrülenmiş çeliklerin beyaz tabaka kalınlıkları 450 °C'de $2,721 \pm 0,2 \mu\text{m}$, 500 °C'de $5,694 \pm 1,5 \mu\text{m}$ ve 540 °C'de $7,665 \pm 1 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür. Hacimce %80 N₂ ile nitrülenmiş çeliklerde ise bu değerler belirgin biçimde artmış ve 450 °C'de yaklaşık %69, 500 °C'de %161 ve 540 °C'de yaklaşık %94 oranında artış göstermiştir. Bu artış, PN işleminde %80 hacim N₂ ile muamele edilen çeliklerde N₂ gaz yoğunluğundaki artış ve daha düşük sıcaklıklarda gösterilen yüksek kararlılık ile açıklanmaktadır. 540 °C'de hacimce %80 N₂ ile PN işlem görmüş çeliğin (PN6) SEM kesit görüntüsü, beyaz tabakanın gözenekli bir yapıya sahip olduğunu göstermektedir (Şekil 7.5 b). Bu gözenekli yapının oluşumu, yüksek konsantrasyondaki azot iyonları ve iyonize olmayan azot moleküllerinin varlığından kaynaklanmaktadır. Nitrüleme işlemi yüzeyi atomik azot ile zenginleştirmekte, azot atomlarının düşük enerjiye sahip olmaları nedeniyle yeniden birleşme eğilimi göstermesi ve bunun sonucunda gözenekler şeklinde moleküler N₂ oluşumu gerçekleşmektedir (Forati vd., 2011: 2636-2637 ; Önder, 2013: 50-51).

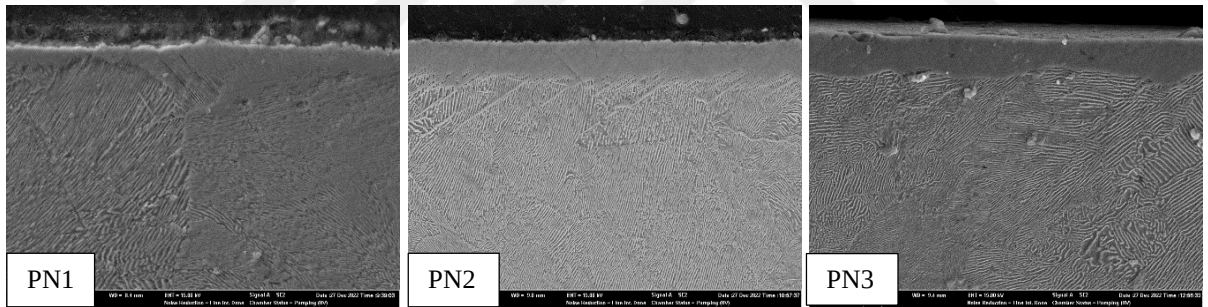


(a)

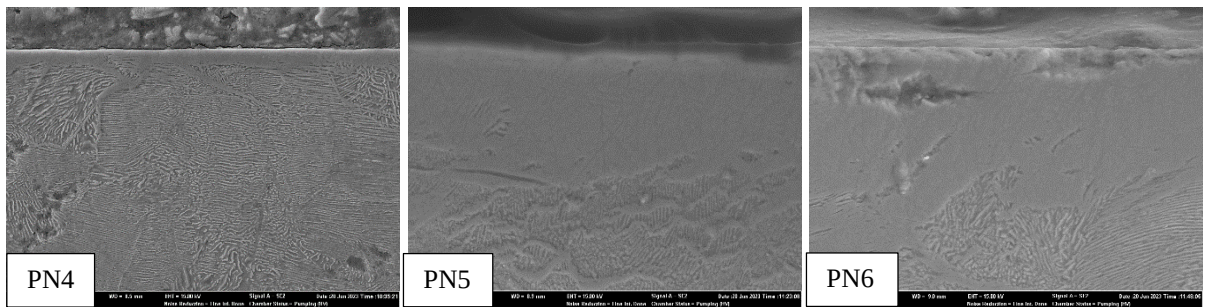


(b)

Şekil 7.4. 450 °C, 500 °C ve 540 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta hacimce (a) 20:80 ve (b) 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında PN işlem görmüş çeliklerin kesit OM görüntüleri

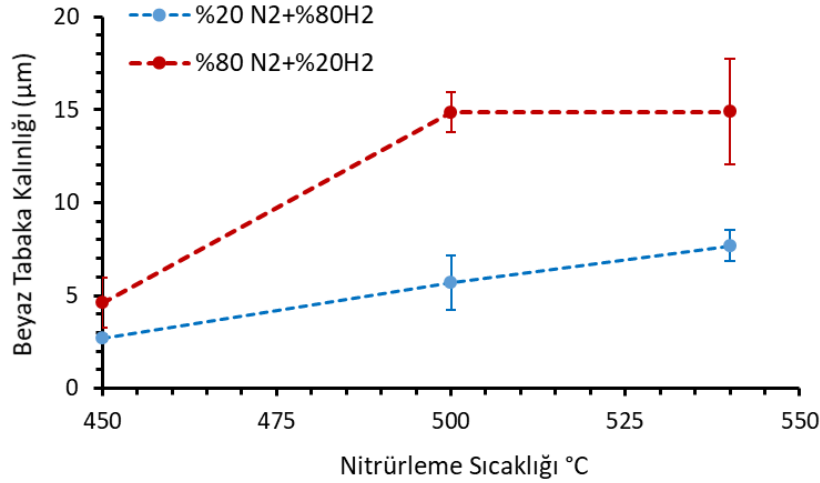


(a)



(b)

Şekil 7.5. 450 °C, 500 °C ve 540 °C olmak üzere üç farklı sıcaklıkta hacimce (a) 20:80 ve (b) 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında PN işlem görmüş çeliklerin kesit SEM görüntüleri

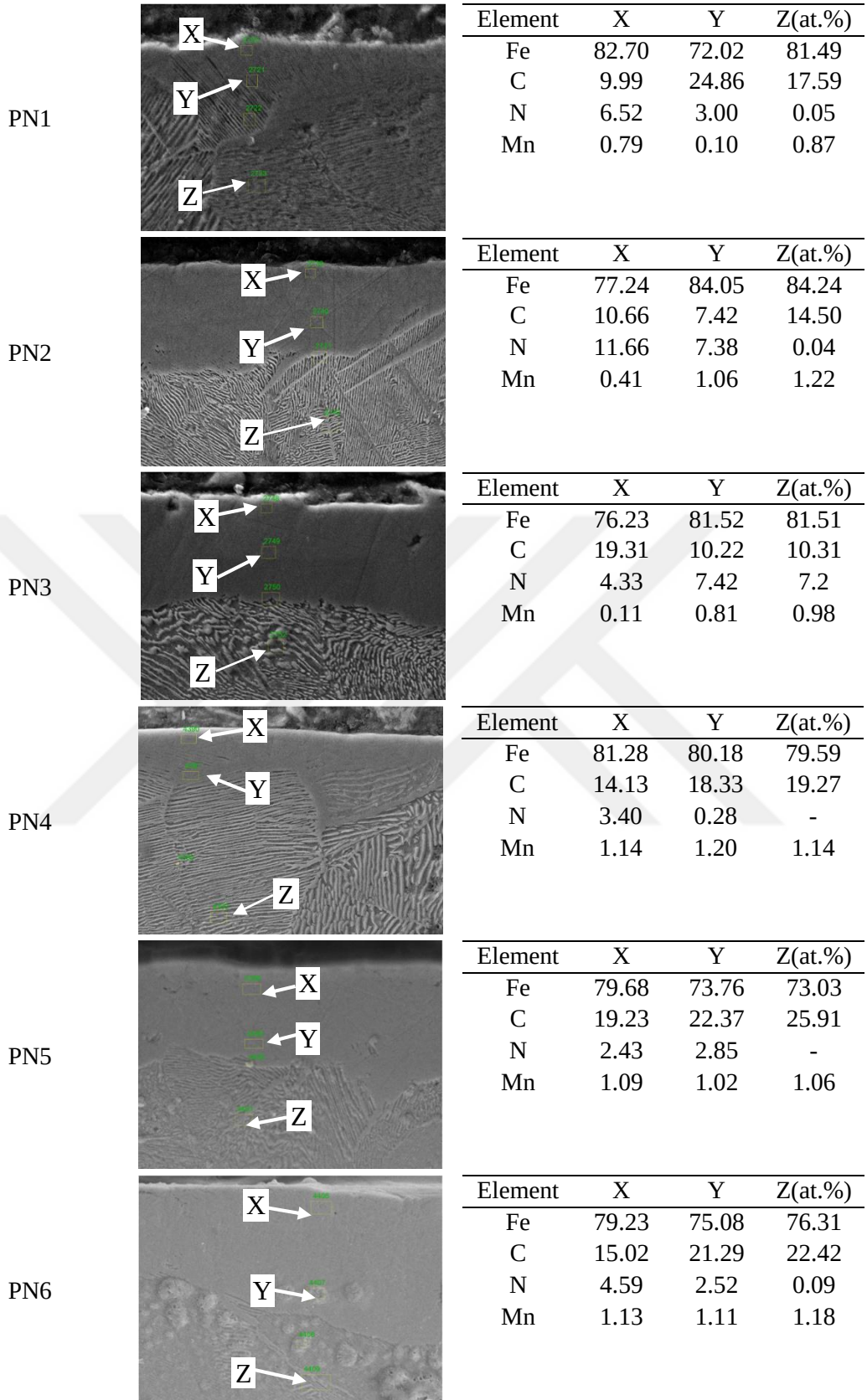


Şekil 7.6. PN işlem görmüş çeliklerin sıcaklığa bağlı olarak beyaz tabaka kalınlığının değişimi

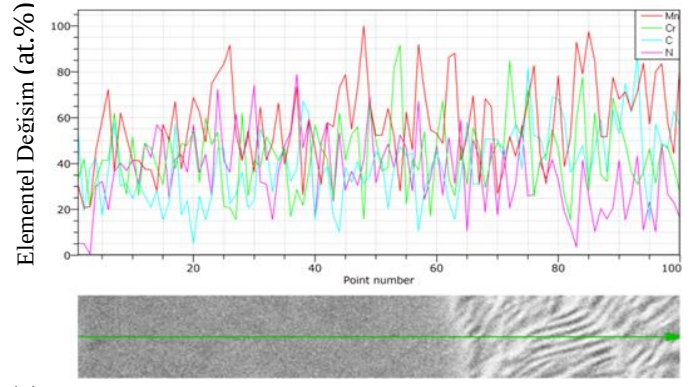
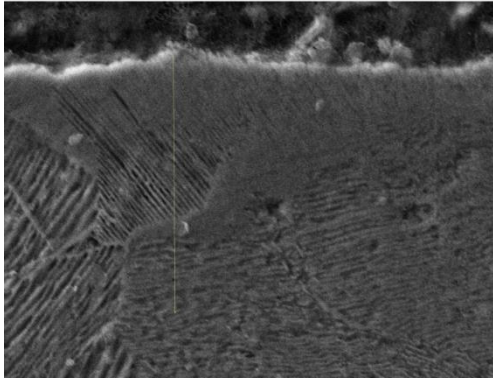
Beyaz tabaka ve difüzyon bölgesi içerisinde farklı noktalarda EDS analizleri gerçekleştirilmiştir. Hacimce %20 N₂ + %80 H₂ ve %80 N₂ + %20 H₂ gaz karışımlarında üç farklı sıcaklıkta nitrürlenmiş çeliklerin kesitlerinden elde edilen EDS sonuçları, Şekil 7.7’de X, Y ve Z bölgeleri olarak sunulmuştur. Beyaz tabaka içerisinde X ve Y ile işaretlenen bölgelerde gerçekleştirilen EDS analizleri, tabakanın iç ve dış kısımlarında azot konsantrasyonlarının farklılık gösterdiğini ortaya koymuştur. Bu durum, ϵ -Fe₂-₃N ve γ ’-Fe₄N türü iki farklı demir nitritür fazının varlığını doğrulamaktadır. Difüzyon bölgesinde ise genellikle nitrürlenmiş çeliklerin bu bölgelerinde rapor edilen, rastgele yönelmiş ve uzunlamasına açık gri çökeltiler gözlemlenmiştir (Şekil 7.4 ve Şekil 7.5). Bununla birlikte, Z ile işaretlenen bölgelerde elde edilen EDS analizleri, örneğin PN3 çeliğinde, rastgele yönelmiş ve uzun çökeltilerden ziyade ince ve sürekli (uyumlu) γ ’-Fe₄N tipi demir nitritürlerinin baskın olduğunu göstermiştir. Difüzyon bölgesinde, beyaz tabakanın hemen altında, fazla azot atomlarının ferrit matrisine difüze olmasıyla ince ve süreklilik arz eden nitritürlerin oluştuğu belirlenmiştir. Ayrıca, Şekil 7.8’de %20 N₂ + %80 H₂ ve %80 N₂ + %20 H₂ gaz karışımlarında, üç farklı sıcaklıkta nitrürlenmiş çeliklere ait kesit derinliği boyunca tipik element dağılımları sunulmaktadır.

Şekil 7.9’da, tüm işlem sıcaklıkları ile hacimce %20 N₂ + %80 H₂ ve %80 N₂ + %20 H₂ gaz karışımlarında PN uygulanmış çeliklerin yüzeylerinden elde edilen XRD paternleri sunulmaktadır. Hacimce %20 N₂ ile işlem gören çeliklerde, %80 N₂ ile işlem görenlere kıyasla γ ’-Fe₄N fazına ait pik şiddetinin hafif düzeyde arttığı gözlemlenmiştir. PN işlem görmüş çeliklerdeki faz yüzdeleri, önceki çalışmalarda raporlanan XRD paternlerine (Boztepe vd., 2018: 118) dayanılarak Denklem 7.3 aracılığıyla hesaplanmış ve sonuçlar Tablo 7.1’de verilmiştir. Farklı sıcaklıklarda %20 ve %80 N₂ gaz karışımlarıyla nitrürlenmiş çeliklerde, Şekil

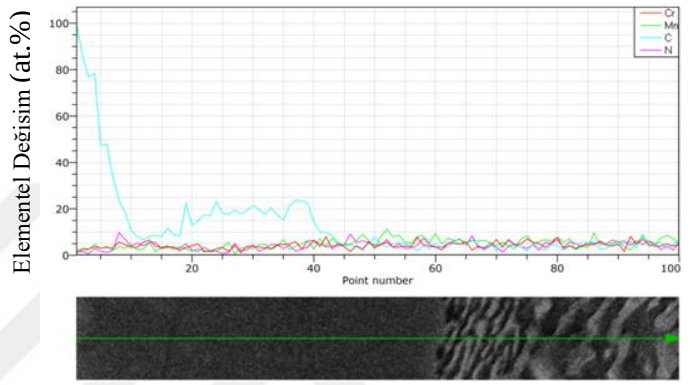
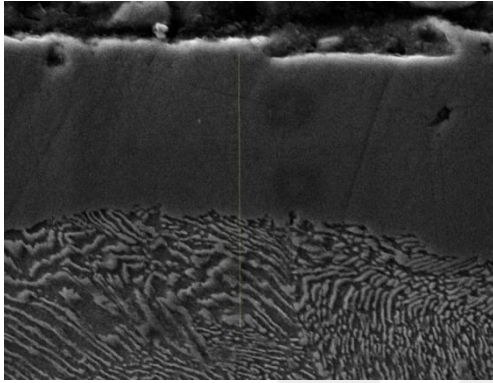
7.9 ayrıca iki fazlı bir beyaz tabakanın (ϵ -Fe₂₋₃N ve γ' -Fe₄N) oluşumunu ortaya koymaktadır. Ancak yalnızca %20 N₂ ile 540 °C’de işlem gören PN3 çeliğinde tek fazlı bir beyaz tabaka (γ' -Fe₄N) elde edilmiştir. Şekil 7.9’dan görüleceği üzere, sabit 12 saatlik işlem süresinde, hem %20 hem de %80 N₂ içeren gaz karışımlarıyla nitrürlenmiş çeliklerde sıcaklığın artması, beyaz tabaka kalınlığındaki artış nedeniyle XRD paterninde α -Fe pikinin kaybolmasına yol açmıştır. Bu durum, beyaz tabaka kalınlığının X-ışını nüfuz derinliğini aşması sonucunda α -Fe fazının tespit edilememesinden kaynaklanmaktadır (Manfridini vd. 2014: 173). XRD sonuçları ayrıca, %20 N₂ gaz bileşimiyle gerçekleştirilen PN işlemlerinde sıcaklığın artırılmasının, ϵ -Fe₂₋₃N fazı şiddetinde azalmaya ve γ' -Fe₄N fazı şiddetinde artışa neden olduğunu göstermektedir. Bu durum, ϵ fazının oluşumunun karbon tarafından desteklenmesiyle ilişkilendirilebilir (Mashreghi vd., 2013: 534). Daha yüksek işlem sıcaklıklarında sıçratma (sputtering) oranındaki artış ve yüzeyde gerçekleşen dekarburizasyon, yüzey tabakasındaki karbon miktarını azaltmakta (Şekil 7.7) ve dolayısıyla beyaz tabakadaki ϵ -Fe₂₋₃N fazı oranını düşürmektedir (Forati vd., 2011: 2636). Öte yandan, %80 N₂ gaz bileşimiyle nitrürlenmiş çeliklerde, ϵ -Fe₂₋₃N ve γ' -Fe₄N fazlarına ait yüksek yoğunluklu pikler (Şekil 7.9), daha yüksek miktarda demir nitrürlerin oluştuğunu ve bunun da kalın bir beyaz tabaka gelişimine yol açtığını göstermektedir (Şekil 7.6). Bu durum, %80 N₂–%20 H₂ gaz karışımının daha yüksek nitrürleme potansiyeline sahip olması, azotun çeliğe daha hızlı difüze olması ve böylece ϵ -Fe₂₋₃N ve γ' -Fe₄N fazlarının daha yoğun şekilde oluşmasıyla açıklanabilir (Clarke vd., 2005: 288). Şekil 7.9 ve Tablo 7.1 ayrıca, %80 N₂ gaz bileşimiyle işlem görmüş çeliklerde sıcaklığın artmasıyla ϵ -Fe₂₋₃N fazının şiddetinde belirgin bir artış meydana geldiğini göstermektedir. Elde edilen sonuçlar, N₂-H₂ plazma gaz bileşiminin değiştirilmesiyle beyaz tabakanın faz yapısının ve kalınlığının kontrol edilebildiğini ortaya koymaktadır. Ayrıca, %20 N₂ gaz bileşimiyle işlem gören çeliklerde α -Fe ve demir nitrür fazlarına ait piklerin göreceli olarak düşük şiddette olduğu belirlenmiştir. Bu durum, sınırlı miktarda difüzyona uğrayan azotun, nitrür fazı oluşturma eğilimini azaltmasından kaynaklanmaktadır.



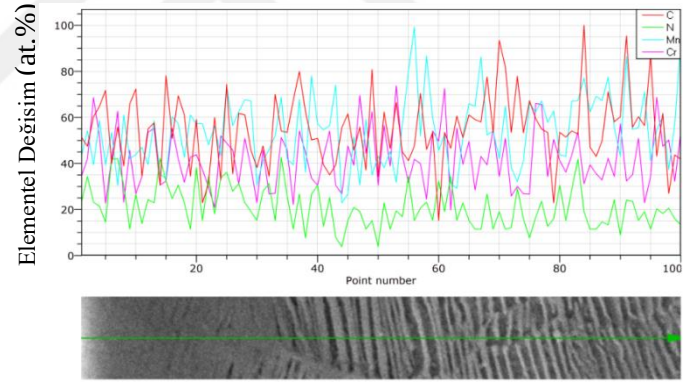
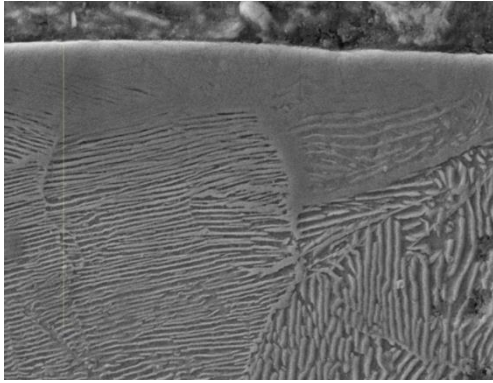
Şekil 7.7. PN işlem görmüş çeliklerin SEM görüntüleri ile birlikte EDS nokta analiz sonuçları



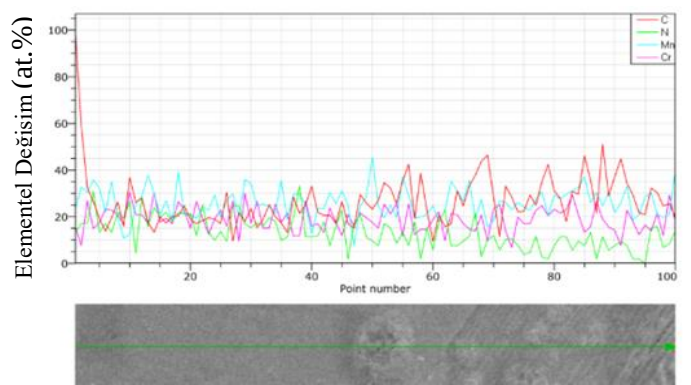
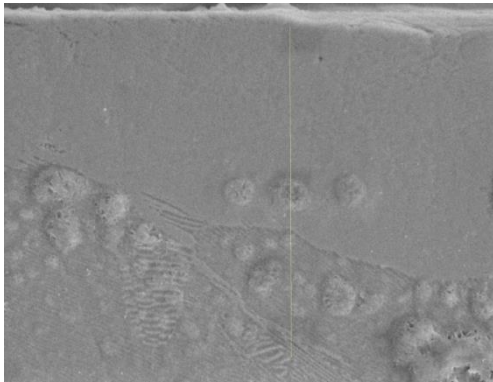
(a)



(b)

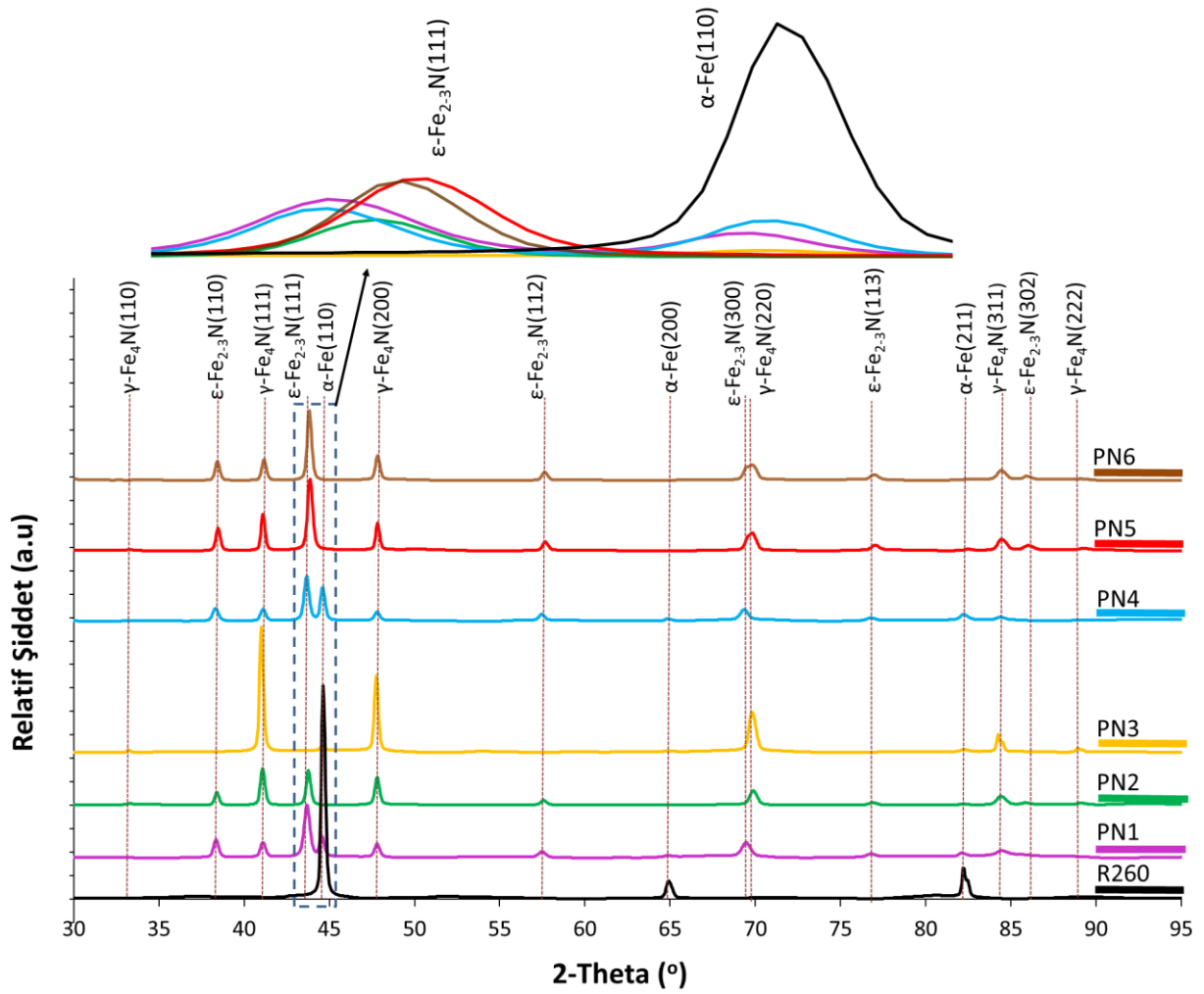


(c)



(d)

Şekil 7.8. (a) PN1, (b) PN3, (c) PN4 ve (d) PN6 çeliklerin kesit derinliği boyunca çizgisel elementel değişim



Şekil 7.9. PN işlem görmüş çeliklerin XRD paternleri

$$\% \text{ Faz}_{\alpha} = \frac{\sum l_{\alpha \text{ pikleri}}}{\sum l_{\text{tüm pikler}}} \times 100 \quad (7.3)$$

Tablo 7.1. PN işlem görmüş çeliklerde oluşan faz yüzdeleri

Faz	Faz Yüzdeleri						
	R260	PN1	PN2	PN3	PN4	PN5	PN6
Fe- α	100.00	33	8	27	33	-	-
ϵ -Fe ₂₋₃ N	-	42	38	-	42	50	58
γ -Fe ₄ N	-	25	54	73	25	50	42

α -Fe, ϵ -Fe₂₋₃N ve γ '-Fe₄N fazlarının kristal boyutu ile kafes yapısındaki deformasyon değerleri, işlem sıcaklığı ve gaz karışım oranlarına bağlı olarak Tablo 7.2'de sunulmaktadır. İşlem görmemiş çeliğin α -Fe (211) fazının kristal boyutu 60,82 nm iken, hacimce %20 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerde sıcaklık artışıyla birlikte α -Fe fazının kristal boyutunun 28,93 nm'ye

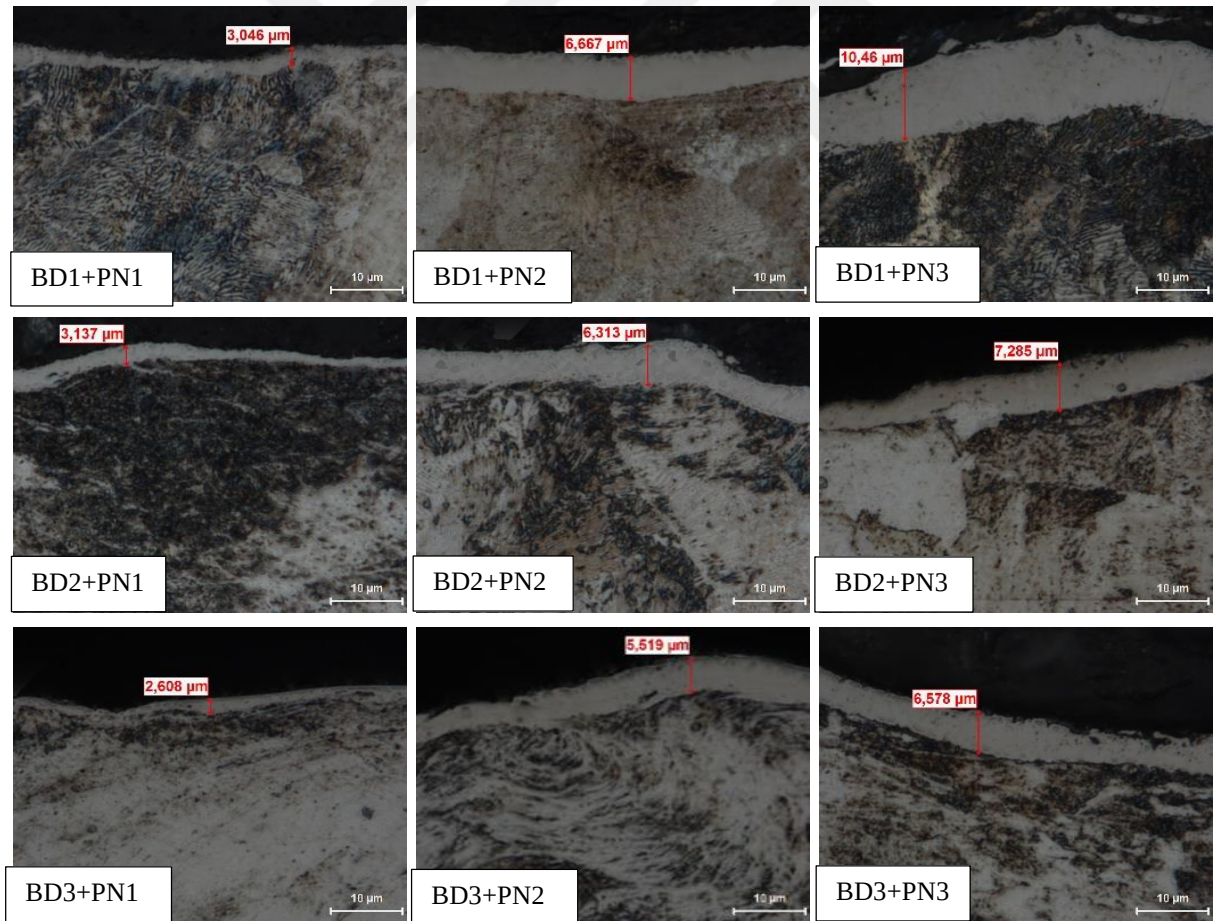
düştüğü belirlenmiştir. Bu durum, nitrürleme sıcaklığının α -Fe fazında kristal boyutu küçültücü bir etki oluşturduğunu göstermektedir. γ' -Fe₄N fazında ise nitrürleme sıcaklığı ile doğrudan bir ilişki olduğu görülmektedir. Örneğin, 540 °C’de elde edilen kristal boyutu, 450 °C’de elde edilene kıyasla yaklaşık %55 oranında artış göstermiştir. Hacimce %80 N₂ ile nitrürlenen çeliklerde, ϵ -Fe₂₋₃N fazının kristal boyutunun 540 °C’de, 450 °C’deki boyutuna göre yaklaşık %21 oranında arttığı tespit edilmiştir. Ancak γ' -Fe₄N fazında sıcaklığa bağlı eğilim doğrusal değildir. Nitekim, 500 °C’de 48,13 nm olan kristal boyutu, 540 °C’de 37,82 nm’ye düşerek sıcaklığın yükselmesiyle inişli-çıkışlı bir değişim sergilemiştir. Literatürde de benzer eğilimler rapor edilmiştir (Mashreghi vd. 2013: 534; Metin ve Inal, 1987: 2784; Sahoo ve Bhat 2025: 6).

Tablo 7.2. İşlem görmemiş ve PN işlem görmüş çeliklerin kristal boyutu ve mikrodeformasyon değerleri.

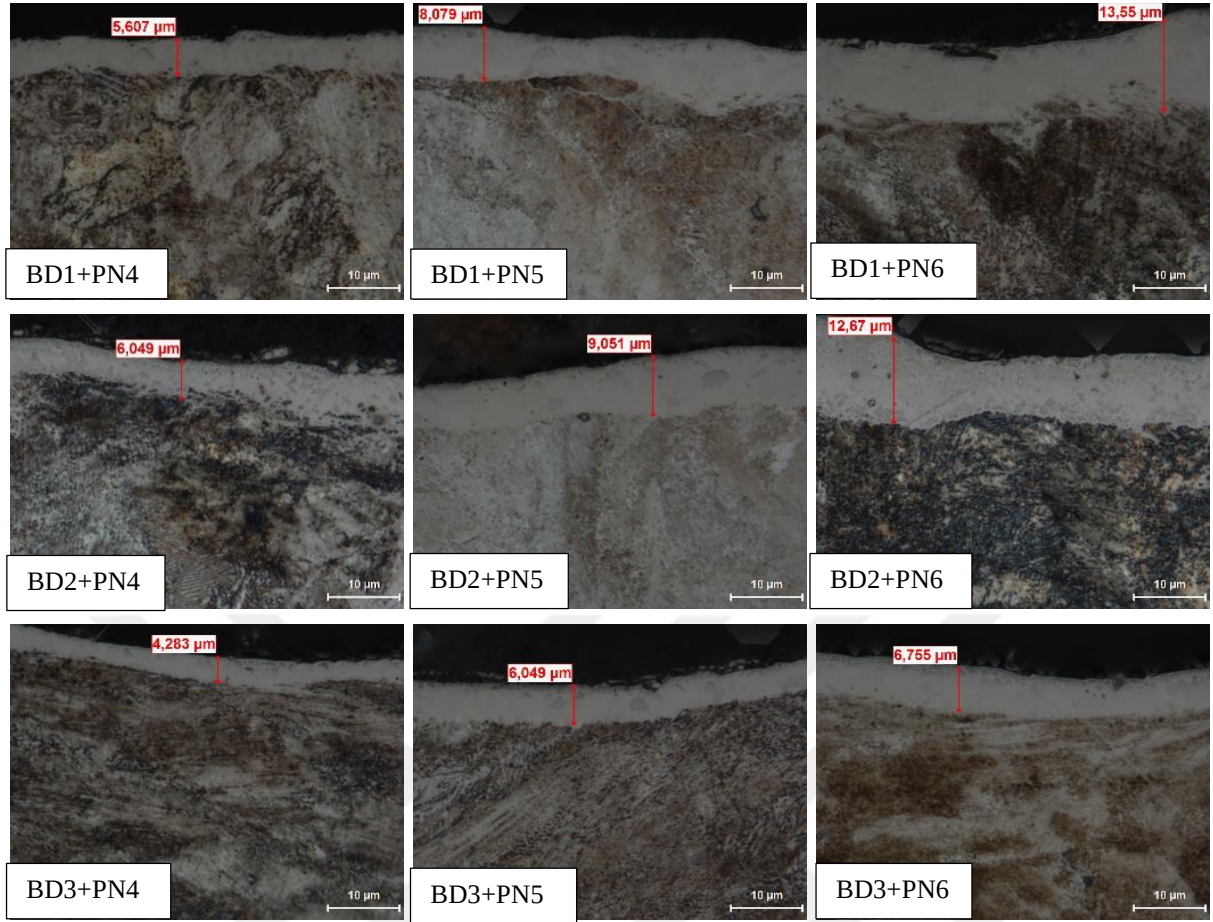
	α -Fe (211)		γ' -Fe ₄ N -(111)		ϵ -Fe ₂₋₃ N-(111)	
	Kristal boyutu (nm)	Mikrodeformasyon (x10 ⁻³)	Kristal boyutu (nm)	Mikrodeformasyon (x10 ⁻³)	Kristal boyutu (nm)	Mikrodeformasyon (x10 ⁻³)
R260	60,82	0,096	-	-	-	-
PN1	39,02	0,150	31,21	0,352	26,83	0,386
PN2	28,92	0,203	37,81	0,291	38,16	0,271
PN3	28,93	0,203	48,11	0,229	-	-
PN4	25,63	0,229	31,21	0,352	31,48	0,329
PN5	-	-	48,13	0,228	31,50	0,328
PN6	-	-	37,82	0,290	38,16	0,271

Şekil 7.10 ve Şekil 7.11’de, sırasıyla BD işlem görmüş ray çeliklerinin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda, hacimce %20:80 ve %80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında PN uygulanmış çeliklerin OM kesit görüntüleri sunulmaktadır. BD+PN işlem görmüş çeliklerin kesitleri incelendiğinde, BD ön işlemi sonrası yüzey topoğrafyasındaki farklılıkların aynı çelik üzerinde beyaz tabaka kalınlığını etkilediği görülmüştür. Bu nedenle, aynı çelik üzerinden farklı noktalardan ölçümler alınarak, hacimce %20:80 ve %80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında BD+PN çeliklerin ortalama beyaz tabaka kalınlıkları sırasıyla Şekil 7.12 ve Şekil 7.13’te verilmiştir. 450 °C’de, hacimce %20:80 N₂:H₂ gaz karışımında PN öncesi çeliklere uygulanan BD işlemi ile beyaz tabaka kalınlıkları arasında belirgin bir fark gözlemlenmemiştir. 500 °C’de aynı gaz karışımında, BD ön işlemi ile beyaz tabaka kalınlığı, Almen şiddetinin artmasıyla hafifçe artarken, yüzey örtme oranının yükselmesiyle tekrar azalmaktadır. 540 °C’de ise, hacimce %20:80 N₂:H₂ gaz karışımında, BD uygulanmamış çeliğe kıyasla BD1 ön işlem parametresinde

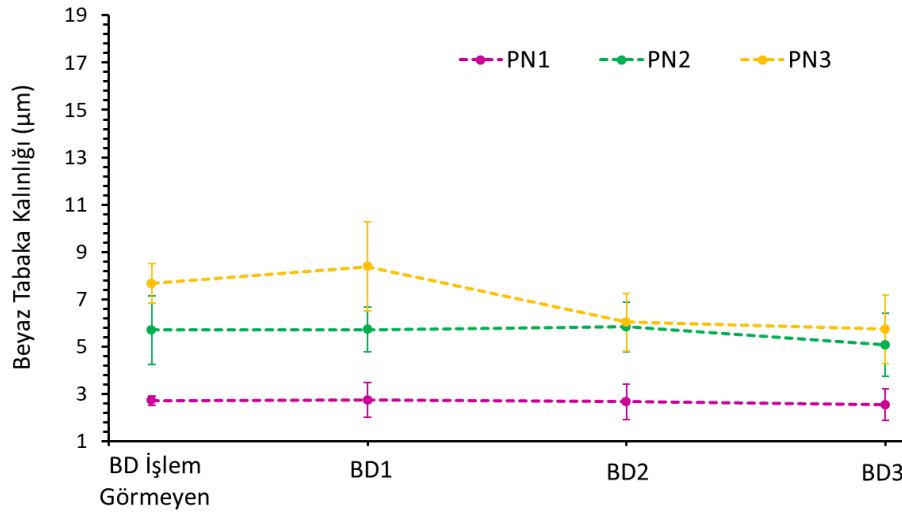
hafif bir artış, BD2 ve BD3 ön işlem parametrelerinde ise belirgin bir düşüş gözlenmiştir. 450 °C’de hacimce %80:20 N₂:H₂ gaz karışımında, BD ön işlemi ile beyaz tabaka kalınlığı hem Almen şiddetinin hem de yüzey örtme oranının artmasıyla hafif artış göstermiştir. Ancak, 500 °C ve 540 °C gibi yüksek sıcaklıklarda aynı gaz karışımıyla, BD ön işlemi uygulanmış çeliklerde beyaz tabaka kalınlığı, Almen şiddeti ve yüzey örtme oranının artışıyla azalmaktadır. Şekil 7.12’ye göre, BD uygulanmamış çelikler hacimce %20 N₂ ile nitrürlendiğinde beyaz tabaka kalınlıkları sırasıyla 450 °C’de 2,72 ± 0,2 µm; 500 °C’de 5,69 ± 1,5 µm; 540 °C’de 7,67 ± 1 µm olarak ölçülmüştür. Yüzey örtme oranı 1000 olan BD3 çelik ise aynı koşullarda, BD uygulanmamış çeliğe kıyasla beyaz tabaka kalınlıklarında yaklaşık %6,5; %11 ve %25 oranlarında azalma göstermiştir. Şekil 7.13’ten görüldüğü üzere, BD uygulanmamış çelikler hacimce %80 N₂ ile nitrürlendiğinde beyaz tabaka kalınlıkları 450 °C’de 4,6 ± 1,3 µm; 500 °C’de 14,87 ± 1,5 µm; 540 °C’de 14,89 ± 2,5 µm olarak ölçülmüştür. Yüzey örtme oranı 1000 olan BD3 çelik ise 500 °C ve 540 °C’de, BD uygulanmamış çeliğe kıyasla beyaz tabaka kalınlıklarında sırasıyla yaklaşık %63 ve %52 oranında daha belirgin bir azalma sergilemiştir.



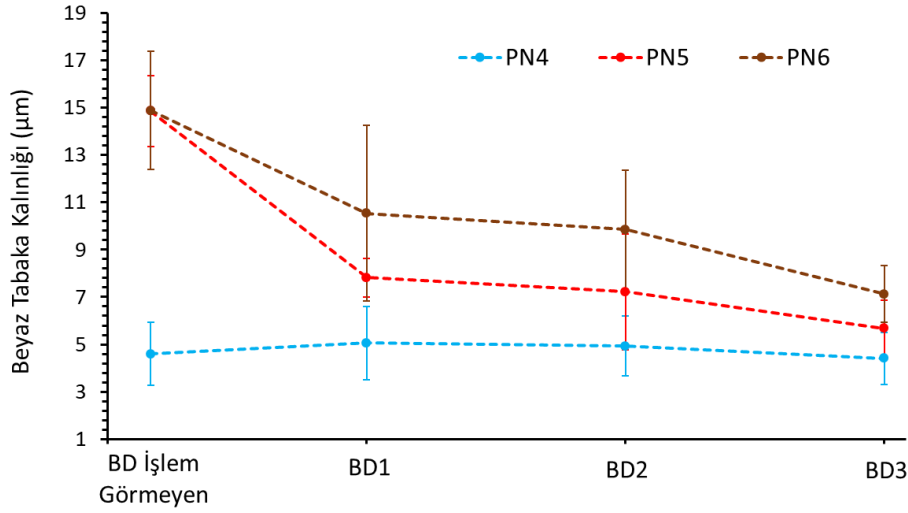
Şekil 7.10. BD işlem görmüş çeliklerin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %20 N₂ gaz karışımında PN işlem sonrası OM kesit görüntüleri



Şekil 7.11. BD işlem görmüş çeliklerin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %80 N₂ gaz karışımında PN işlem sonrası OM kesit görüntüleri



Şekil 7.12. 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %20 N₂ gaz karışımında PN işlem görmüş çeliklerin BD ön işlem parametrelerine bağlı olarak beyaz tabaka kalınlıklarının değişimi

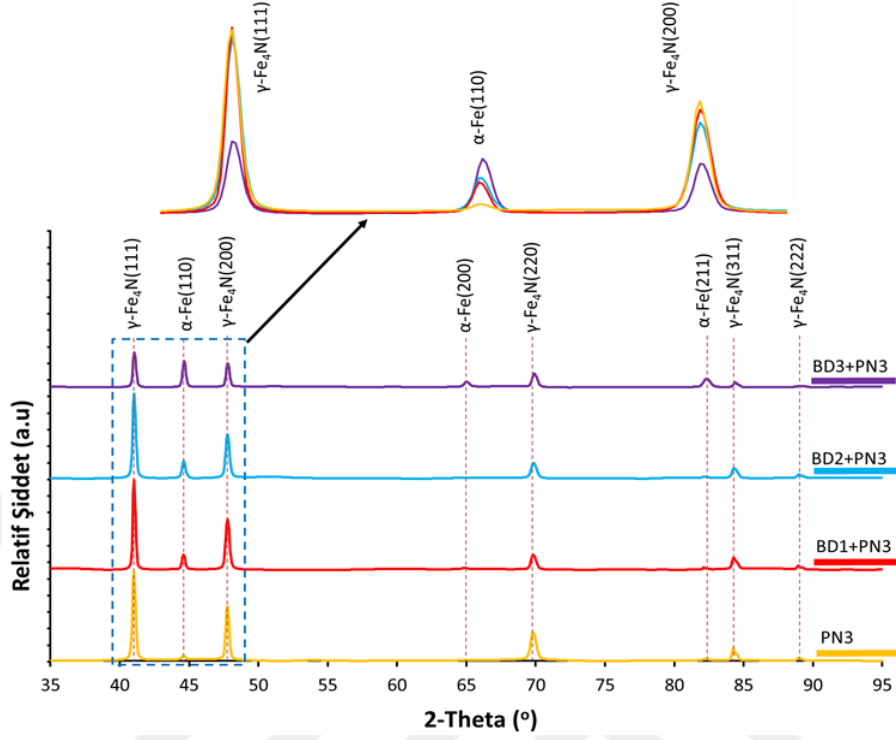


Şekil 7.13. 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %80 N₂ gaz karışımında PN işlem görmüş çeliklerin BD ön işlem parametrelerine bağlı olarak beyaz tabaka kalınlıklarının değişimi

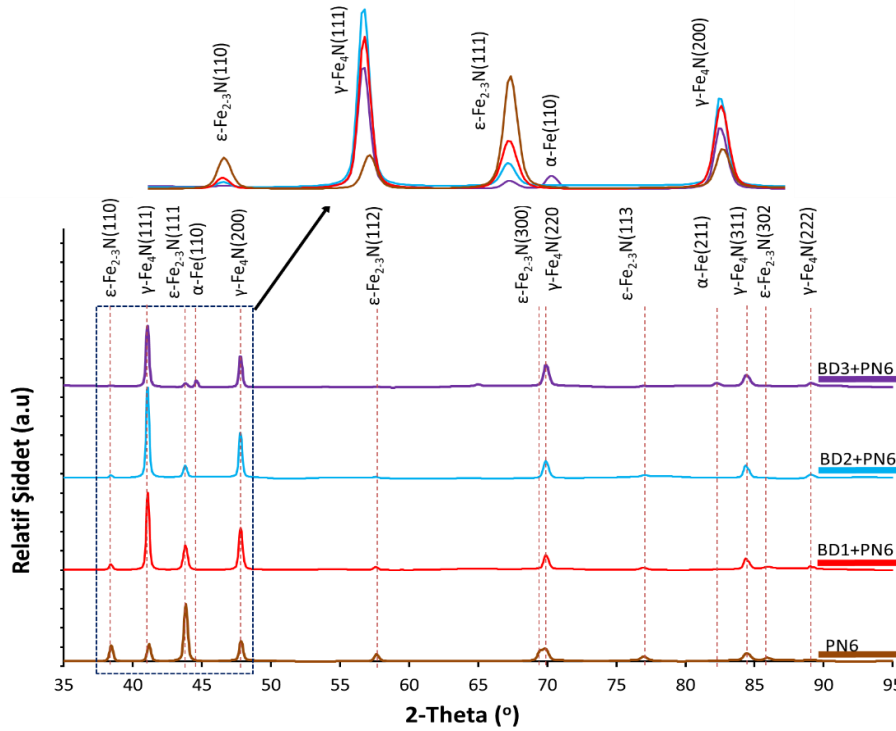
BD ön işlem uygulanmış çeliklerin 540 °C sıcaklıkta, hacimce % 20:80 ve % 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında nitrürlenmesi sonucu elde edilen XRD paternleri sırasıyla Şekil 7.14 ve Şekil 7.15'te verilmektedir. BD ön işlem sonrası 540 °C'de hacimce %20 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerde tek fazlı beyaz tabaka (γ' -Fe₄N) ve α -Fe fazı oluşumu tespit edilmiştir. Almen şiddeti ve yüzey örtme oranının artışıyla birlikte γ' -Fe₄N pik şiddetinde azalma, buna karşılık α -Fe pik şiddetinde artış gözlenmiştir (Şekil 7.14). Öte yandan, 540 °C'de hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerde iki fazlı beyaz tabaka oluştuğu belirlenmiştir (Şekil 7.15). Şekil 7.15'te görüldüğü üzere Almen şiddetinin artışı, ϵ -Fe₂₋₃N pik şiddetinde azalmaya, γ' -Fe₄N pik şiddetinde ise artışa neden olmuştur. Ayrıca, yüzey örtme oranı 1000 olan BD3 numunesinde hem ϵ -Fe₂₋₃N ve hem de γ' -Fe₄N pik şiddetlerinde azalma gözlenirken, α -Fe fazının oluştuğu saptanmıştır (Şekil 7.15).

BD ön işlem uygulanmış ve 540 °C sıcaklıkta nitrürlenmiş çeliklerde oluşan fazların kristal boyutu ve kafes deformasyon değerleri Tablo 7.3'te sunulmaktadır. BD ön işlemli, 540 °C'de hacimce %20 N₂ ile nitrürlenmiş BD3+PN3 çelikte, α -Fe fazına ait kristal boyut değeri yalnızca 540 °C'de PN işlemine tabi tutulan PN3 numunesine kıyasla yaklaşık %27 oranında artış göstermiştir. γ' -Fe₄N fazına ait kristal boyut değeri ise PN3 çeliğe kıyasla BD1+PN3 ve BD2+PN3 çeliklerinde yaklaşık %21 oranında azalma göstermiş, BD3+PN3 çeliğinde ise anlamlı bir değişim gözlenmemiştir. Öte yandan, 540 °C'de hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş BD3+PN6 çeliğinde γ' -Fe₄N ve ϵ -Fe₂₋₃N fazlarına ait kristal boyut değerleri, yalnızca PN6 çeliğine göre sırasıyla %27 oranında artış ve %21 oranında azalma sergilemiştir. Bu sonuçlar, BD ön işleminin hacimce %20 N₂ içeren atmosferde α -Fe fazının, %80 N₂ içeren atmosferde ise γ' -Fe₄N fazının oluşumunu teşvik ettiğini ortaya koymaktadır. Ayrıca, nitrürlenme öncesinde uygulanan BD işlemi ile Almen şiddeti ve yüzey örtme oranındaki artışın, beyaz tabaka

kalınlığının yanı sıra nitrürlenmiş tabakada oluşan fazların miktarlarının kontrol edilebilmesine imkân sağladığı belirlenmiştir.



Şekil 7.14. BD işlem görmüş çeliklerin 540 °C sıcaklıkta ve hacimce %20 N₂ gaz karışımında PN işlem sonrası XRD paternleri

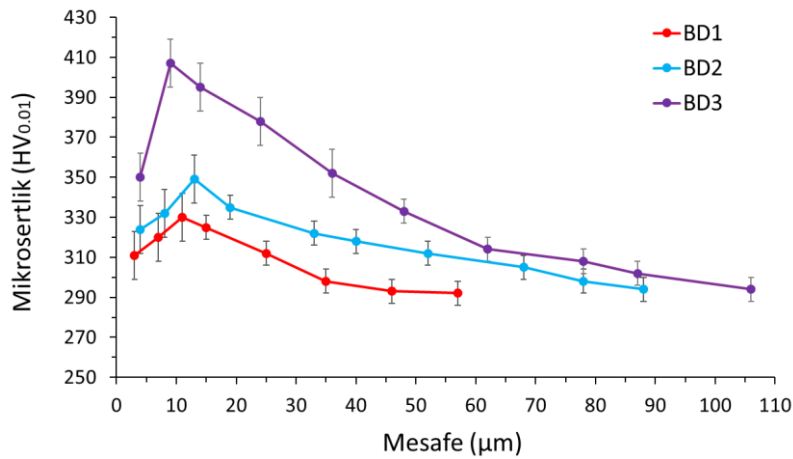


Şekil 7.15. BD işlem görmüş çeliklerin 540 °C sıcaklıkta ve hacimce %80 N₂ gaz karışımında PN işlem sonrası XRD paternleri

Tablo 7.3. BD+PN3 ve BD+PN6 çeliklerin kristal boyutu ve mikrodeformasyon değerleri

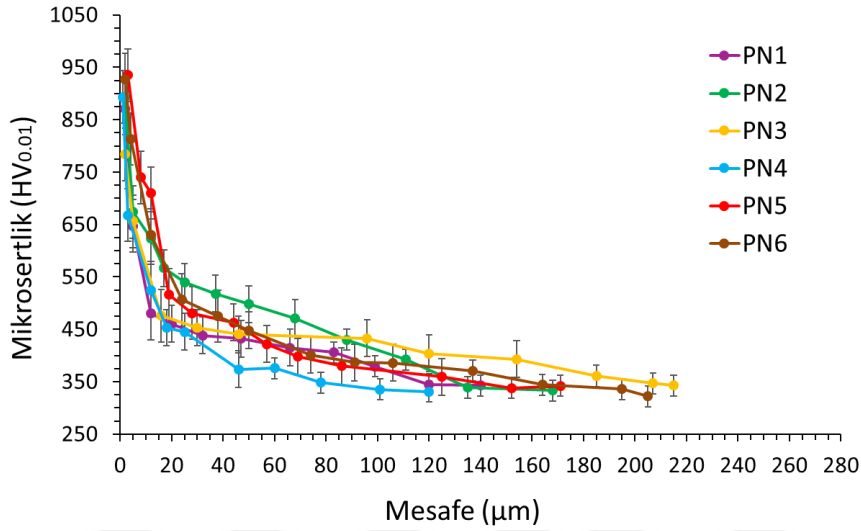
Test Çelikleri	α -Fe (110)		γ' -Fe ₄ N -(200)		ϵ -Fe ₂₋₃ N-(110)	
	Kristal boyutu (nm)	Mikrodeformasyon ($\times 10^{-3}$)	Kristal boyutu (nm)	Mikrodeformasyon ($\times 10^{-3}$)	Kristal boyutu (nm)	Mikrodeformasyon ($\times 10^{-3}$)
PN3	38,27	0,266	49,30	0,193	-	-
BD1+PN3	48,71	0,209	38,73	0,246	-	-
BD2+PN3	48,71	0,209	38,73	0,246	-	-
BD3+PN3	48,72	0,208	49,31	0,193	37,49	0,313
PN6	-	-	38,74	0,246	37,49	0,313
BD1+PN6	-	-	38,73	0,246	37,49	0,313
BD2+PN6	-	-	49,31	0,193	37,49	0,313
BD3+PN6	48,71	0,209	49,31	0,193	22,97	0,509

Şekil 7.16’da BD işlemine tabi tutulan çeliklerin plastik deformasyona uğramış tabaka derinliğine bağlı kesit sertlik değişimleri gösterilmektedir. BD işlemi sonrasında tüm çeliklerde, yüzeyden itibaren yaklaşık ilk 10-15 μm aralığında sertlikte bir artış, bu derinliğin ötesinde ise kademeli bir azalma gözlenmiştir. Wick vd. (1996), BD işlem görmüş çeliklerin yüzeyinde tespit edilen sertlik düşüşünün yüksek yüzey pürüzlülüğünden kaynaklandığını bildirmiştir. Almen şiddeti ve yüzey örtme oranındaki artış, tane incelmeye ve yüzeyde plastik deformasyonun yoğunlaşmasına (Şekil 7.1), dolayısıyla bası kalıntı gerilme değerlerinin yükselmesine yol açmıştır (Şekil 7.3). Bu durum, artan Almen şiddeti ve yüzey örtme oranı ile birlikte hem yüzey sertliğinde hem de yüzeyden itibaren sertleşmiş tabaka derinliğinde belirgin artışa neden olmuştur (Şekil 7.16). BD1, BD2 ve BD3 çeliklerin yüzey sertlikleri, işlem görmemiş çeliğe kıyasla sırasıyla yaklaşık %12,5; %18,7 ve %38,5 oranında artış göstermiştir. Literatürde, AISI 1045, AISI 1050 ve AISI 1070 çeliklerine uygulanan BD işlemi sonrasında ölçülen yüzey sertliği artış oranlarının, bu çalışmada elde edilen bulgularla uyumlu olduğu rapor edilmiştir (Gerin vd. 2017: 126; Maleki vd. 2021: 8; Unal vd. 2022: 7).

**Şekil 7.16.** BD işlem görmüş çeliklerin enine kesit sertlik profilleri

Şekil 7.17’de görüldüğü üzere, azot difüzyon derinliğine bağlı olarak gerçekleştirilen kesit sertlik ölçümleri, 20:80 ve 80:20 $N_2:H_2$ gaz karışımlarıyla PN işleme tabi tutulan çeliklerde taban malzemeye doğru farklı sertlik profilleri sergilediğini ortaya koymuştur. Bu durum, yüzey işlemine tabi tutulan tabakalarda sünekliğin korunması açısından önem arz etmektedir. Özellikle, hacimce %20 N_2 ile nitrürlenmiş PN2 çeliğinde, difüzyon bölgesinin üst kısmında PN1 ve PN3 çeliklerine kıyasla daha yüksek sertlik değerleri elde edilmiştir. Ayrıca, beyaz tabaka ile difüzyon bölgesi arasındaki sınırdaki sertlik gradyanı gözlenmiş ve sertlik daha derinlere ulaşmıştır. Nitekim, 500 HV sertliğine karşılık gelen tabaka derinliği PN2 çeliğinde yaklaşık 50 μm iken, PN1 ve PN3 çeliklerinde sırasıyla yaklaşık 11 μm ve 15 μm olarak belirlenmiştir. En düşük yüzey sertliği, tek fazlı (γ' -Fe₄N) beyaz tabaka yapısına sahip, 540 °C’de hacimce %20 N_2 ile nitrürlenmiş PN3 çeliğinde elde edilmiştir. XRD sonuçlarına göre bu çelik, en yüksek oranda γ' fazı içermektedir. YMK kafes yapısına sahip γ' -Fe₄N fazı, HSP kafes yapısına sahip ϵ -Fe₂₋₃N fazına kıyasla daha düşük sertlik değerleri göstermektedir. Dolayısıyla, hacimce %20 N_2 içeren atmosferde sıcaklık artışıyla birlikte ϵ fazının γ' fazına dönüşmesi yüzey sertliğinin azalmasına yol açmaktadır (Şekil 7.9). Buna karşın, 540 °C’de hacimce %80 N_2 ile işlem gören PN6 çeliği, PN3 çeliğine kıyasla belirgin şekilde daha yüksek yüzey sertliği sergilemiştir. Bu artış, gaz karışımındaki yüksek azot oranı nedeniyle beyaz tabakada ϵ -Fe₂₋₃N fazının artışı ve buna bağlı olarak gelişen bası kalıntı gerilmelerinden kaynaklanmaktadır (Şekil 7.17). Azot konsantrasyonunun yanı sıra, beyaz tabaka ile difüzyon bölgesi arasındaki sertlik gradyanı da nitrürlenmiş tabakanın mekanik özelliklerinde belirleyici rol oynamaktadır. Örneğin, PN4 çeliği ile karşılaştırıldığında, PN5 ve PN6 çelikleri difüzyon bölgesinin üst kısmında daha yüksek sertlik ve beyaz tabaka-difüzyon bölgesi sınırında daha düşük sertlik gradyanı sergilemiştir. Bununla birlikte, PN3 çeliğinin sertleşmiş tabaka derinliği, PN6 çeliğine kıyasla daha yüksek bulunmuştur. PN3 çeliğinde sertleşmiş tabaka kalınlığı yaklaşık 226 μm olup, 100 μm derinlikte 410 HV_{0.01} sertlik değerine ulaşırken; PN6 çeliğinde bu değerler sırasıyla yaklaşık 180 μm ve 380 HV_{0.01} olarak ölçülmüştür. Sertlik profillerinin, Şekil 7.7’de verilen EDS analizlerinden elde edilen kesit azot içerikleri ile uyumlu olduğu görülmektedir. Beyaz tabaka bölgesinde (0-20 μm), hacimce %20 N_2 ile nitrürlenmiş PN1, PN2 ve PN3 çeliklerinin azot içeriği, hacimce %80 N_2 ile nitrürlenmiş PN4, PN5 ve PN6 çeliklerine göre daha yüksek bulunmuştur. Bununla birlikte, hacimce %80 N_2 ile nitrürlenmiş PN4, PN5 ve PN6 çeliklerinde beyaz tabakanın iki fazlı yapıda olduğu (Şekil 7.7 ve Şekil 7.9) belirlenmiştir. Perlitik yapıda bulunan Fe₃C fazı, azotun varlığıyla etkileşime girerek Fe₂₋₃(NC) karbonitrürlerine dönüşmektedir (Önder, 2013: 74-75). Bu nedenle, PN3 çeliği hariç olmak üzere PN1, PN2, PN4, PN5 ve PN6 çeliklerinde beyaz tabaka bölgesinde dekarbürizasyon

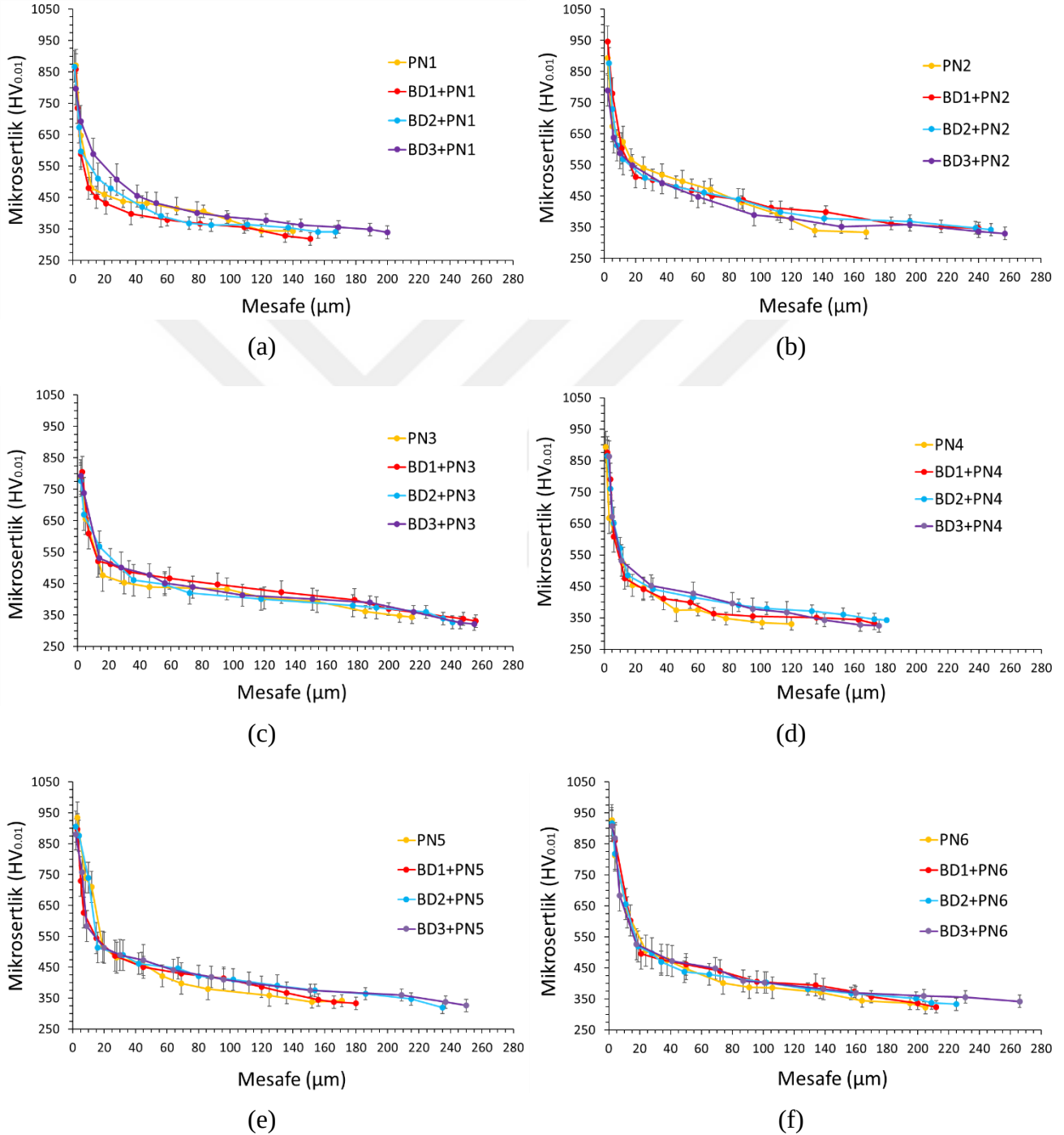
gözlenmektedir. Ancak, derinliğe bağlı olarak difüzyon bölgesinde özellikle beyaz tabakanın hemen altında çeliğin orijinal karbon içeriğine yeniden ulaşıldığı belirlenmiştir (Şekil 7.7’de Z ile işaretlenen bölge ve Şekil 7.8). Ayrıca, aynı sıcaklıklarda hacimce %20 N₂ ile işlem gören çeliklerin difüzyon tabaka kalınlığının, hacimce %80 N₂ ile işlem gören çeliklere kıyasla daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Benzer şekilde, sabit gaz bileşimlerinde (hacimce 20:80 ve 80:20 N₂:H₂), sıcaklığın artışı difüzyon tabaka kalınlıklarında da artışa neden olmuştur (Tablo 7.4)



Şekil 7.17. PN işlem görmüş çeliklerin kesit sertlik profilleri

Şekil 7.18’de BD ön işlem uygulanmış çeliklerin, 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda hacimce 20:80 ve 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında gerçekleştirilen nitrürleme işlemleri sonrası kesit sertlik profilleri gösterilmektedir. 450 °C’de hacimce %20 N₂ atmosferinde nitrürlenmiş BD ön işlemlili çeliklerde, yüzey örtme oranı arttıkça yüzey sertliği azalırken, sertleşme derinliği (beyaz tabaka-difüzyon bölgesi sınırında daha düşük sertlik gradyanı) artış göstermiştir (Şekil 7.18 a). 500 °C’de hacimce %20 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerde sertleşme derinlikleri büyük ölçüde benzer bulunmuş (Şekil 7.18 b), ancak Almen şiddeti ve yüzey örtme oranındaki artış, yüzey sertliğinin düşmesine karşın difüzyon tabaka kalınlığının artmasına yol açmıştır (Tablo 7.4). Yüzey örtme oranının artması, tane sınırı yoğunluğunu artırarak azot atomlarının daha derinlere difüze olmasını sağlamış, bu da difüzyon tabaka kalınlığının büyümesine ve yüzeyde azot konsantrasyonunun azalmasına neden olmuştur. Bu durum, ϵ fazının azalmasına ve tek fazlı γ' -Fe₄N beyaz tabakasının oluşumunun teşvik edilmesine yol açmaktadır. Nitekim PN3 çeliğinde olduğu gibi, BD ön işlem sonrası 540 °C’de hacimce %20 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerde beyaz tabakanın tek fazlı yapıda olduğu (Şekil 7.14) sertlik profillerinden de anlaşılmaktadır (Şekil 7.18 c). Bu tek fazlı yapı, yüzey sertliğinde azalmaya neden olmuştur (Şekil 7.18 c). Öte yandan, 450 °C’de hacimce %80 N₂ atmosferinde

nitrürlenen BD  n i şleml   eliklerde Almen  iddeti ve yüzey örtme oranındaki art  , yüzey sertliğinde önemli bir değişime neden olmam  , ancak sertleşme derinliğini art rm    r ( ekil 7.18 d). 500  C ve 540  C’de hacimce %80 N₂ ile nitrürlenen BD  n i şleml  çeliklerde ise sertleşme derinliklerinin birbirine oldukça yakın olduğu g r lmektedir ( ekil 7.18 e, f).



Şekil 7.18. BD  n i şlem uygulanmış çeliklerin nitrürleme sonrası kesit sertlik profilleri

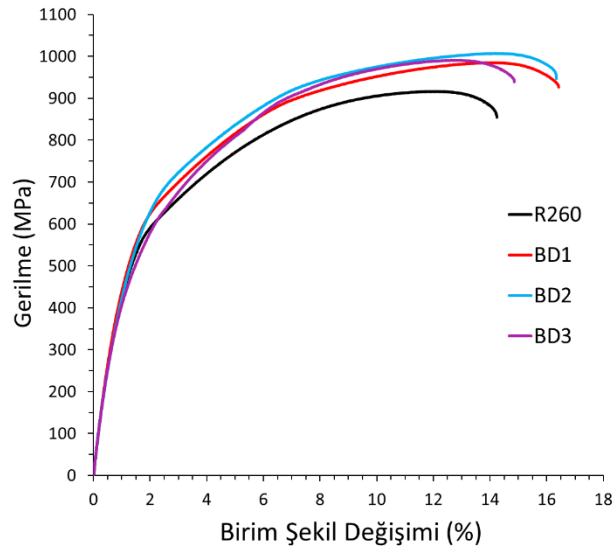
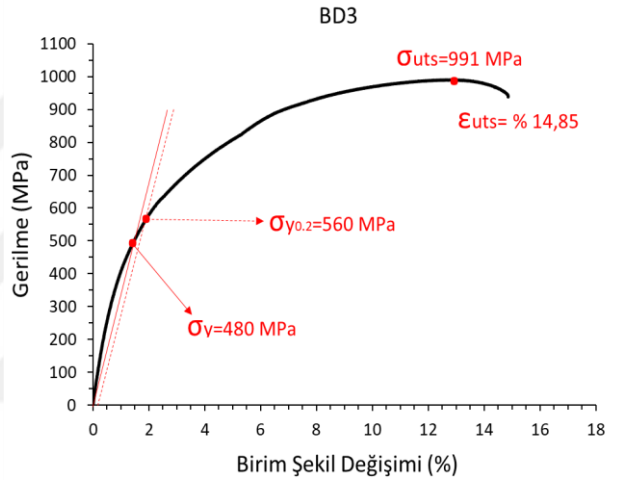
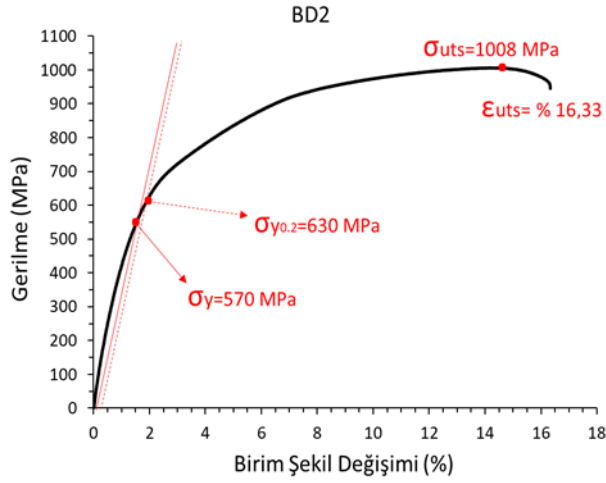
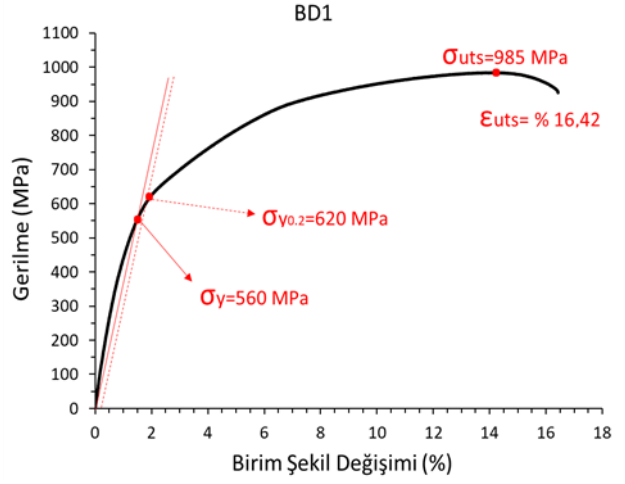
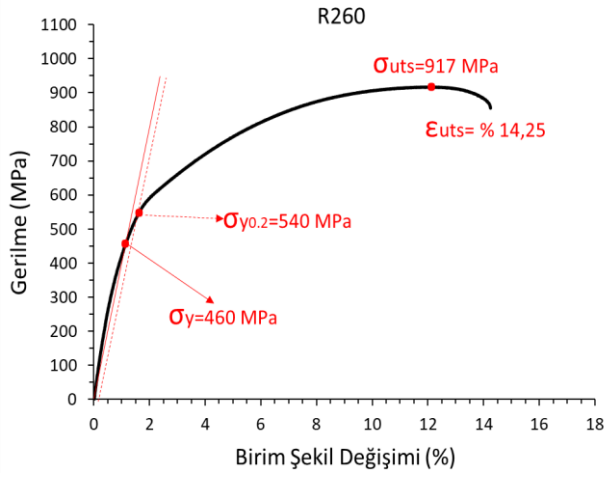
Tablo 7.4. İşlem görmemiş, BD, PN ve BD+PN işlem görmüş çeliklerin beyaz tabaka kalınlığı, difüzyon tabaka kalınlığı ve yüzey sertliği değerleri

Test Çelikleri	Beyaz Tabaka Kalınlığı (μm)	Difüzyon Tabaka Kalınlığı (μm)	Yüzey Sertliği (HV _{0.01})
R260	-	-	300 ± 10
BD1	-	-	330 ± 12
BD2	-	-	349 ± 12
BD3	-	-	407 ± 12
PN1	2,72 ± 0,2	117,50 ± 8	871 ± 50
PN2	5,69 ± 1,46	127,80 ± 8	880 ± 50
PN3	7,66 ± 0,84	198,20 ± 12	784 ± 50
PN4	4,60 ± 1,34	95,70 ± 8	847 ± 50
PN5	14,87 ± 1,5	138,00 ± 8	935 ± 50
PN6	14,89 ± 2,50	179,10 ± 12	927 ± 50
BD1+PN1	2,75 ± 0,72	131,95 ± 10	858 ± 50
BD2+PN1	2,67 ± 0,75	152,86 ± 10	867 ± 50
BD3+PN1	2,54 ± 0,68	186,39 ± 12	796 ± 50
BD1+PN2	5,73 ± 0,95	209,33 ± 12	941 ± 50
BD2+PN2	5,83 ± 1,06	231,69 ± 12	932 ± 50
BD3+PN2	5,07 ± 1,33	234,48 ± 12	789 ± 50
BD1+PN3	8,39 ± 1,88	239,48 ± 12	820 ± 50
BD2+PN3	6,03 ± 1,21	227,52 ± 12	777 ± 50
BD3+PN3	5,73 ± 1,44	239,42 ± 12	813 ± 50
BD1+PN4	5,05 ± 1,55	157,39 ± 10	876 ± 50
BD2+PN4	4,93 ± 1,26	164,95 ± 10	955 ± 50
BD3+PN4	4,41 ± 1,09	159,72 ± 10	893 ± 50
BD1+PN5	7,81 ± 0,8	155,98 ± 10	937 ± 50
BD2+PN5	7,22 ± 2,45	205,95 ± 12	975 ± 50
BD3+PN5	5,67 ± 1,2	230,95 ± 12	880 ± 50
BD1+PN6	10,53 ± 3,72	186,45 ± 10	940 ± 50
BD2+PN6	9,85 ± 2,52	196,33 ± 12	917 ± 50
BD3+PN6	7,12 ± 1,19	259,25 ± 12	908 ± 50

Şekil 7.19’da işlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin gerilme-birim şekil değişimi eğrileri sunulmaktadır. Elde edilen sonuçlara göre, BD işlemi uygulanan çeliklerin akma ve çekme mukavemeti, işlem görmemiş çeliğe kıyasla daha yüksek bulunmuştur (Tablo 7.5). Bu durum, BD sonrası oluşan yüzey pürüzlülüğü ve yüzey altı kusurlarının çekme özellikleri üzerinde sınırlı bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir. BD1 ve BD2 çeliklerin akma mukavemeti, işlem görmemiş çeliğe göre yaklaşık %15 oranında artış gösterirken, BD3

Çelikte bu artış yaklaşık %2,5 ile sınırlı kalmıştır. Tüm BD işlem görmüş çeliklerde çekme mukavemeti değerleri birbirine yakın bulunmuş ve işlem görmemiş R260 çeliğe kıyasla yaklaşık %8'lik bir iyileşme elde edilmiştir. BD işlem sonrası mukavemetteki artışın, öncelikle tane incelmesi ve Hall-Petch etkisine bağlı olarak artan tane sınırı yoğunluğu (Figueiredo vd., 2023: 1-2 ; Zhang vd. 2023: 9) ile artan dislokasyon yoğunluğuna dayandığı değerlendirilmektedir (Laplanche vd., 2016: 10). Ayrıca, BD işlemiyle yüzeyde oluşan bası kalıntı gerilmeleri ve çukurcuklar, çatlak başlangıcını geciktirerek malzemenin mukavemetini artırmaktadır (Selvabharathi ve Muralikannan, 2018: 239). Sünelik açısından değerlendirildiğinde, BD1 ve BD2 eliklerin uzama değerleri işlem görmemiş çeliğe kıyasla artış göstermiştir. Buna karşın BD3 elięin uzama değeri belirgin bir değişim göstermemiştir. BD3 elięin akma ve çekme mukavemeti artmasına rağmen, daha kalın deformasyon tabakasının ve artan yüzey sertliğinin sünekliği azalttığı, dolayısıyla uzama değerinin düşmesine yol açtığı anlaşılmaktadır (Şekil 7.1 ve Şekil 7.16). Literatürde de benzer şekilde, Hasan vd. (2019), Zhang vd. (2023) ve Śledź vd. (2013), ince deformasyon tabakasına sahip malzemelerin yüksek deformasyon sertleşmesi kapasitesi gösterdiğini, buna karşılık kalın ve sertleşmiş deformasyon tabakasına sahip malzemelerde yüzey kusurlarının doygunluğa ulaşmasıyla sünekliğin belirgin şekilde azaldığını rapor etmişlerdir.

PN uygulanmış çeliklerin çekme mukavemeti değerleri Tablo 7.5'te sunulmaktadır. PN işlemi ve BD ön işlemi sonrası PN uygulanan çeliklerde, boyun verme ve kırılma genellikle numunenin baş kısmında gerçekleşmiştir. Bu durumun, çekme deneyleri sırasında beyaz tabakanın kırılmasıyla birlikte çatlakların erken başlaması ve ilerlemesinden kaynaklandığı değerlendirilmektedir. Çatlakların erken oluşumu, çekme mukavemetinin düşük bulunmasına ve gevrek kırılma davranışının ortaya çıkmasına yol açmaktadır. Tablo 7.5'te de görüldüğü üzere, beyaz tabaka kalınlığı yüksek olan çeliklerde çekme mukavemeti değerleri daha düşük elde edilmiştir. Nitekim Terent vd. (2007), nitrürlenmiş çeliklerde akma noktasının nitrürlü tabakada ilk gevrek çatlakların oluşumu ile başladığını bildirmiştir. Benzer şekilde, Wang vd. (2022) beyaz tabakanın erken kırılmasının yorulma ömrünü kısalttığını rapor etmiştir.

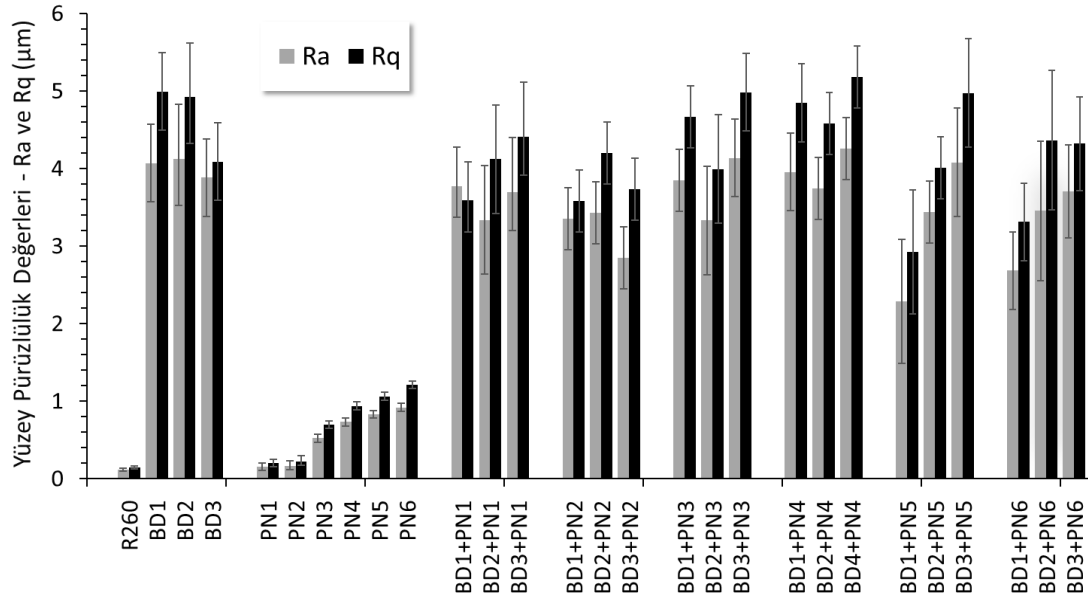


Şekil 7.19. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin gerilme-birim şekil değişimi eğrileri

Şekil 7.20’de, ray çeliğinin yüzey topografyası üzerinde BD şiddetinin, yüzey örtme oranının, nitrürleme sıcaklığının, azot gazı bileşiminin ve BD+PN işleminin etkilerini incelemek amacıyla ölçülen pürüzlülük değerleri (R_a ve R_q) sunulmaktadır. Yüzey pürüzlülüğü genel olarak malzemenin plastik deformasyon kabiliyetine bağlı olarak artmakta olup, bu artış yalnızca Almen şiddeti ve yüzey örtme oranı ile sınırlı değildir. Bilyalı dövülmüş malzemenin sertleşme kapasitesi, akma ve çekme mukavemeti ile birlikte bilya tipi ve boyutu da yüzey pürüzlülüğünü etkileyen önemli parametreler arasında yer almaktadır (Unal vd., 2022: 6). BD işlemi sonrasında beklendiği üzere yüzey pürüzlülüğünde belirgin bir artış gözlenmiştir. Bununla birlikte, yüzey pürüzlülük değerlerindeki değişimin Almen şiddetinden ziyade yüzey örtme oranındaki artışla daha yakından ilişkili olduğu tespit edilmiştir. BD1 ve BD2 çeliklerine kıyasla, BD3 çeliğinde R_a değerinde yaklaşık %5’lik bir azalma belirlenmiştir. Bu durum, muhtemelen BD3 çeliğinde deformasyona uğrayan tabakanın daha kalın ve sert olması nedeniyle yüzeyde daha sınırlı plastik deformasyonun gerçekleşmesinden kaynaklanmaktadır. Nitekim bazı çalışmalarda da, yüzey örtme oranındaki artışın çelik yüzeylerinde benzer şekilde R_a değerinde değişimlere yol açtığı bildirilmiştir (Lin vd., 2019: 70; Maleki vd., 2018: 245; J. Wu vd., 2020: 4).

Hacimce 20:80 ve 80:20 oranlarında $N_2:H_2$ gaz karışımları kullanılarak gerçekleştirilen PN işleminde, yüzey pürüzlülük değerlerinin artan nitrürleme sıcaklığıyla birlikte yükseldiği görülmüştür. Özellikle, hacimce %80 N_2 içeren gaz karışımı kullanıldığında R260 çeliğin yüzeyi belirgin şekilde daha pürüzlü hale gelmekte ve azot atomlarının yüzeye tutunmasını kolaylaştırmaktadır. Bu durum, $\epsilon\text{-Fe}_2\text{-}_3\text{N}$ ve/veya $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$ fazlarında azot zenginleşmesine yol açmakta ve kristal kafes yapısında şekil değişikliklerine neden olmaktadır. Volmer-Weber büyüme moduna göre, iyon grupları nitrürleme işleminin sebep olduğu kusurlarda çekirdeklenmekte, yüksek azot içeriğine (%80 N_2) maruz kalınması ise yüzey pürüzlülüğünün artmasına katkıda bulunmaktadır (Zhang vd., 2018). Buna karşılık, 450 ve 500 °C’de hacimce %20 N_2 ile nitrürlenmiş PN1 ve PN2 çeliklerin yüzey pürüzlülüğü daha düşük bulunmuştur.

BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin yüzey pürüzlülük değerleri (R_a), 2,29 μm ile 4,26 μm arasında değişmektedir (Şekil 7.20 ve Tablo 7.5). En düşük pürüzlülük değerleri, en yüksek beyaz tabaka kalınlığına sahip olan BD1+PN5 ($R_a = 2,29 \mu\text{m}$) ve BD1+PN6 ($R_a = 2,68 \mu\text{m}$) çeliklerde elde edilmiştir. Buna karşılık, en yüksek pürüzlülük değerleri BD3+PN3 ($R_a = 4,14 \mu\text{m}$), BD3+PN4 ($R_a = 4,26 \mu\text{m}$) ve BD3+PN5 ($R_a = 4,08 \mu\text{m}$) çeliklerde gözlenmiştir.



Şekil 7.20. İşlem görmemiş, BD, PN ve BD+PN işlem görmüş çeliklerin pürüzlülük ölçümleri

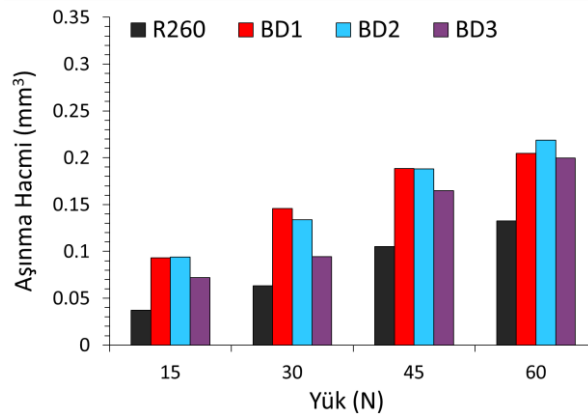
Tablo 7.5. İşlem görmemiş, BD, PN ve BD+PN işlem görmüş çeliklerin çekme mukavemeti ve yüzey pürüzlülük değerleri

Test Çelikleri	σ_c (Çekme Dayanımı, MPa)	Yüzey Pürüzlülüğü R_a (μm)
R260	917 ± 20	$0,12 \pm 0,02$
BD1	985 ± 20	$4,07 \pm 0,5$
BD2	1008 ± 25	$4,13 \pm 0,65$
BD3	991 ± 15	$3,88 \pm 0,5$
PN1	652 ± 30	$0,16 \pm 0,05$
PN2	631 ± 40	$0,17 \pm 0,06$
PN3	597 ± 10	$0,52 \pm 0,05$
PN4	641 ± 25	$0,73 \pm 0,05$
PN5	574 ± 20	$0,83 \pm 0,05$
PN6	537 ± 10	$0,92 \pm 0,05$
BD1+PN1	697 ± 30	$3,78 \pm 0,45$
BD2+PN1	675 ± 45	$3,34 \pm 0,70$
BD3+PN1	682 ± 10	$3,70 \pm 0,60$
BD1+PN2	603 ± 30	$3,35 \pm 0,40$
BD2+PN2	595 ± 40	$3,43 \pm 0,40$
BD3+PN2	607 ± 15	$2,85 \pm 0,40$
BD1+PN3	620 ± 30	$3,85 \pm 0,40$
BD2+PN3	592 ± 20	$3,33 \pm 0,70$
BD3+PN3	558 ± 20	$4,14 \pm 0,50$
BD1+PN4	637 ± 20	$3,96 \pm 0,50$
BD2+PN4	699 ± 10	$3,74 \pm 0,40$
BD3+PN4	649 ± 30	$4,26 \pm 0,40$
BD1+PN5	590 ± 10	$2,29 \pm 0,80$
BD2+PN5	637 ± 25	$3,44 \pm 0,40$
BD3+PN5	652 ± 50	$4,08 \pm 0,70$
BD1+PN6	571 ± 15	$2,68 \pm 0,50$
BD2+PN6	573 ± 20	$3,45 \pm 0,90$
BD3+PN6	592 ± 10	$3,71 \pm 0,70$

7.2. Aşınma Sonuçları

7.2.1. Kuru Kayma Aşınma Sonuçları

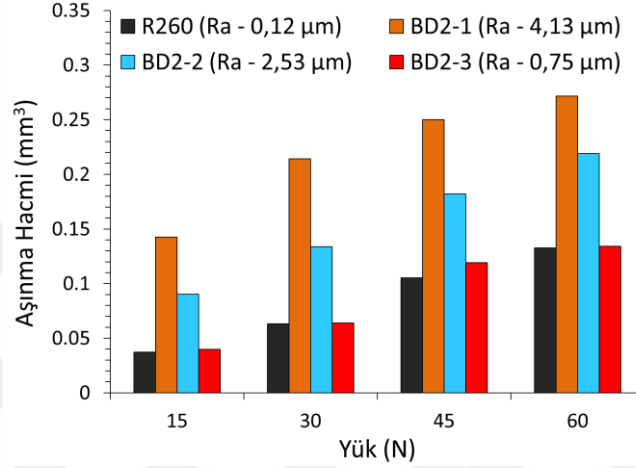
Şekil 7.21’de işlem görmemiş R260 çeliği ile BD işlem görmüş çeliklerin aşınma hacimlerinin değişimleri sunulmaktadır. Aşınma deneyleri öncesinde BD işlem görmüş çeliklerin yüzey pürüzlülükleri yaklaşık $R_a = 2,5 \mu\text{m}$ değerine düşürülmüştür. Tüm BD işlem görmüş çeliklerde aşınma hacimlerinin, işlem görmemiş R260 çeliğine kıyasla daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Genel eğilim, Almen şiddeti ve yüzey örtme oranının artmasıyla aşınma hacimlerinin azalması yönündedir. Örneğin, 30 N normal yük altında, işlem görmemiş çeliğe kıyasla BD1 çeliğin aşınma hacmi yaklaşık %130 artarken, BD2 ve BD3 çeliklerin aşınma hacimleri sırasıyla yaklaşık %111 ve %50 artış göstermiştir. Genel olarak aşınma hacmi, uygulanan yükün artmasıyla artmaktadır. BD işleminin sonucunda çeliklerin yüzey sertliği artarken süneklik azaldığı için aşınma hacmi yükselmektedir. Daha sert ve belirgin yüzey pürüzlülüğüne sahip malzemelerin aşınma deneyi sırasında daha kolay kırıldığı literatürde bildirilmiştir (Silva vd., 2019: 6; Yang vd., 2022: 984-986). Ek Tablo 1’de, kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri sunulmaktadır. BD işlem görmüş çeliklerde aşınma izlerinin genişlik ve derinlik değerlerinin, işlem görmemiş çeliğe göre daha yüksek olduğu tespit edilmiştir. Yüzey pürüzlülüğünün aşınma davranışına etkisini incelemek amacıyla, BD2 çeliğin yüzeyi 1500 mesh Al_2O_3 zımpara ile farklı sürelerde zımparalanarak $R_a = 4,13 \mu\text{m}$ ’den $R_a = 2,53 \mu\text{m}$ ve $R_a = 0,75 \mu\text{m}$ değerlerine düşürülmüş ve ardından aşınma deneyleri gerçekleştirilmiştir (Şekil 7.22).



Şekil 7.21. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin yüke bağlı olarak aşınma hacminin değişimi

Şekil 7.22’de görüldüğü üzere, yüzey pürüzlülüğünün azalması tüm yüklerde aşınma hacminin düşmesine yol açmaktadır. BD2 çeliğin yüzey pürüzlülüğü $R_a = 4,13 \mu\text{m}$ ’den $R_a = 0,75 \mu\text{m}$ ’ye düşürüldüğünde, 15 N, 30 N, 45 N ve 60 N yük altında aşınma hacimleri sırasıyla

%72, %70, %52 ve %50 oranında azalmıştır. İşlem görmemiş çeliğe kıyasla, yüzey pürüzlülüğü yaklaşık altı kat daha yüksek olan BD2-3 çeliğin ($R_a = 0,75 \mu\text{m}$) aşınma hacimleri benzer değerler göstermiştir (Şekil 7.22 ve Ek Tablo 2). Literatürde Silva vd. (2019), östemperlenmiş küresel dökme demir ve Palacios vd. (2014), 6063 Al alaşımında BD işlemine ek olarak taşlama prosedürü uygulayarak aşınma davranışlarını karşılaştırmış ve her iki çalışmada da, hem BD işlemlili hem de işlem görmemiş numunelere kıyasla aşınma direncinin iyileştiğini rapor etmişlerdir.

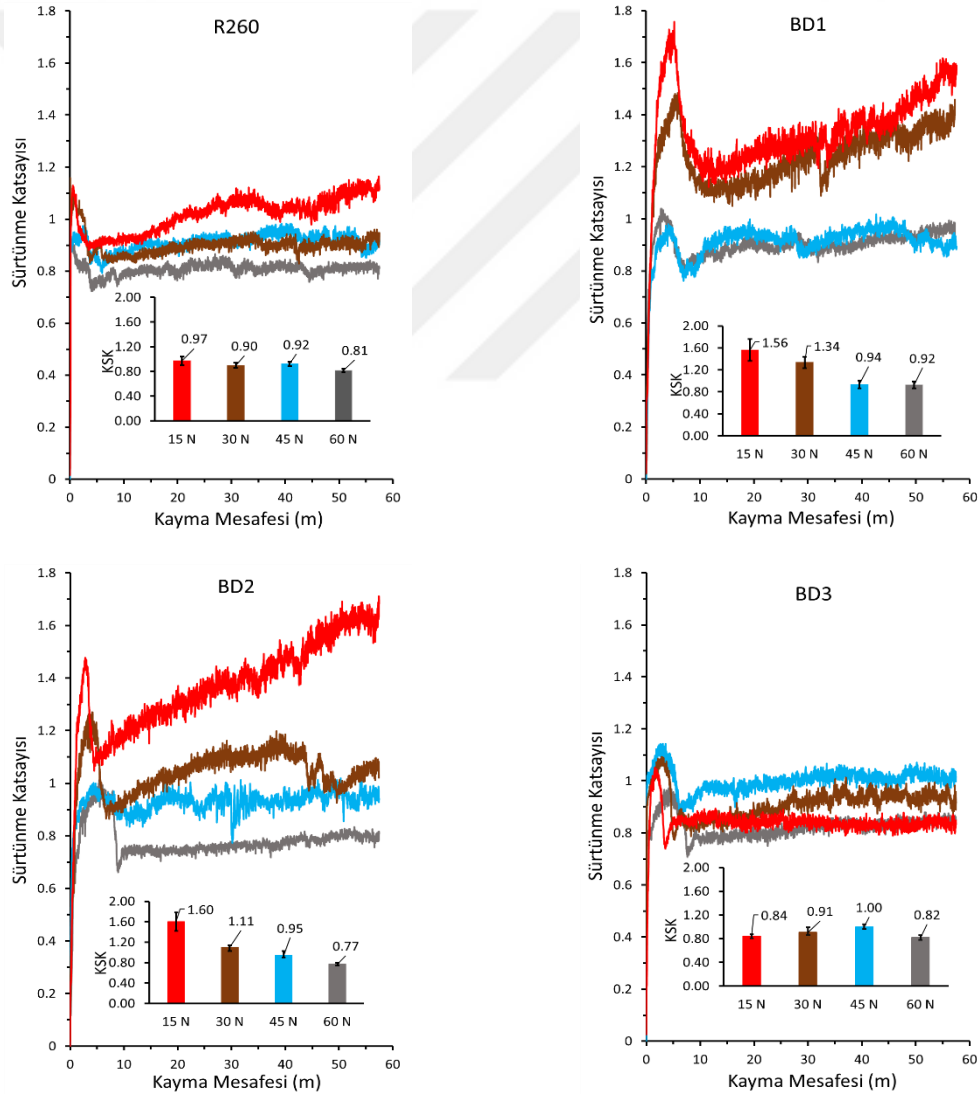


Şekil 7.22. Farklı yüzey pürüzlülüğüne sahip BD2 çeliğinin yüke bağlı olarak aşınma hacminin değişimi

Şekil 7.23'te, işlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin kayma mesafesine bağlı olarak CoF'nin değişimi ile 30 m kayma mesafesinden sonraki kararlı sürtünme katsayısının (KSK) yüke bağlı değişimi gösterilmektedir. Tüm çeliklerde, kayma mesafesinin ilk 5 m'si boyunca CoF önce artmakta, ardından düşüş göstermektedir. BD işlem görmüş çelikler yüksek yüzey pürüzlülüğüne sahip olduğundan, ilk alıştırma periyodunda CoF değerleri daha yüksek çıkmaktadır. Özellikle, 15 N yük altında test edilen işlem görmemiş çelik ile 15 N ve 30 N yük altında test edilen BD1 ve BD2 çeliklerde, CoF eğrileri ilk alıştırma periyodundan sonra artış göstermektedir. Bu tepe noktalarının oluşumu ve CoF grafiklerindeki salınımlar, yüzeyde oluşan oksitlerin kırılması, yüzeyden ayrılarak aşınma ürünlerine dönüşmesi ve yeniden oksidasyon süreçleri ile ilişkilendirilmektedir (Manfridini vd. 2014: 175; Zhang vd. 2013: 221). BD1 ve BD2 çeliklerde KSK değerleri ise uygulanan yük arttıkça azalma göstermektedir. Aşınmaya yol açan kayma koşullarında temas bölgesi, sürtünme ile dağılan enerjinin bir kısmını ısıya dönüştürmekte ve yüzey sıcaklığında hızlı bir artışa neden olmaktadır (Peng vd. 2018: 199).

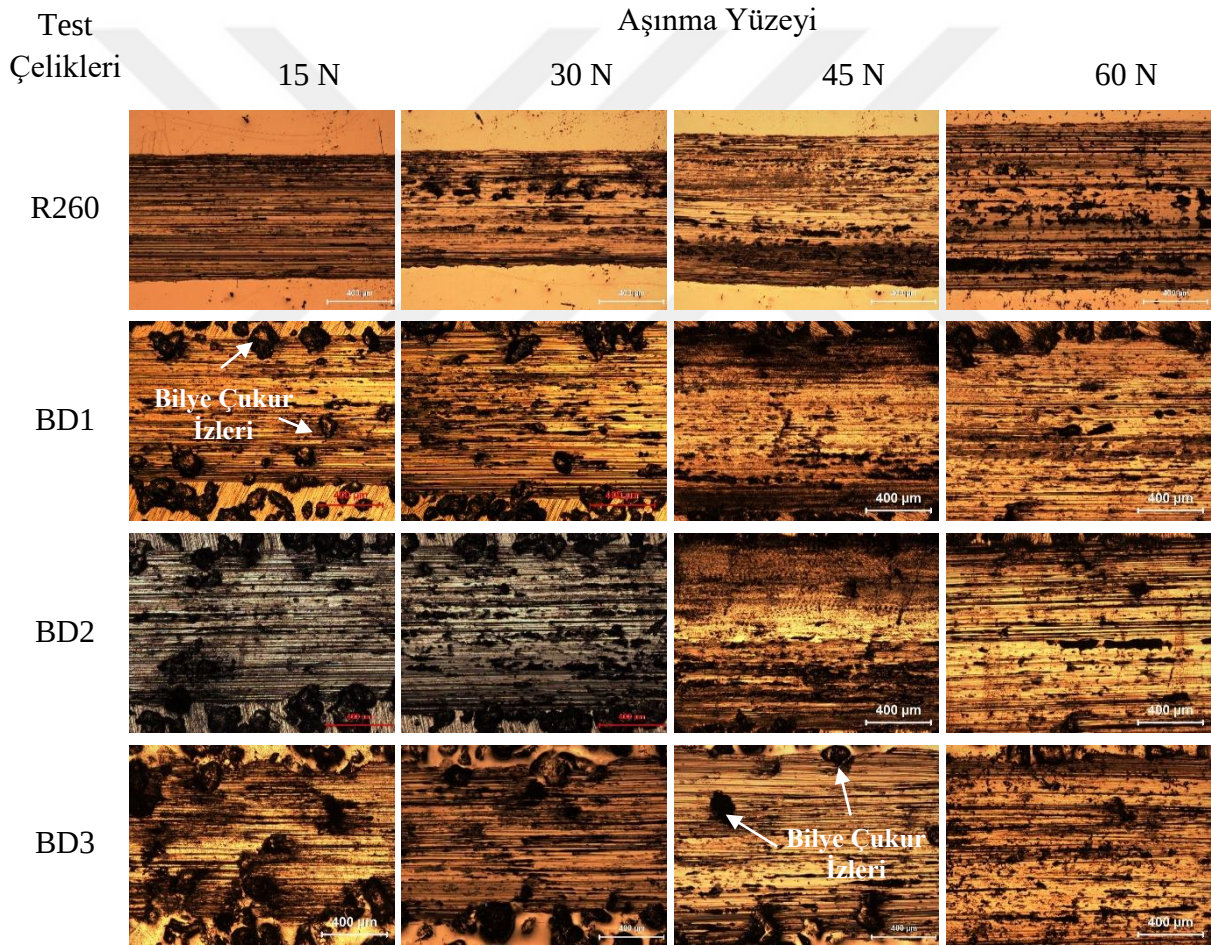
Normal yükün artışıyla birlikte KSK'daki azalma, yüzeylerde oluşan oksit tabakaları ile ilişkilendirilebilir. Mevcut çalışmada 60 N normal yük ve $1,9 \text{ cm s}^{-1}$ kayma hızında elde edilen

sonuçlar ($CoF = 0,8$), normal kuvvet, kayma hızı ve karşı malzemenin farklı olmasına rağmen Alemani vd.(2017) tarafından bildirilen değerlerle uyum göstermektedir. 45 N ile 60 N yük altında test edilen işlem görmemiş çelik ile BD1 ve BD2 çeliklerin, ilk alıştırma periyodundan sonra kayma mesafesine bağlı olarak CoF değerleri kararlı bir eğilim göstermektedir. Öte yandan, 15 N ile 60 N yük aralığında test edilen BD3 çeliği de ilk alıştırma periyodundan sonra kayma mesafesine bağlı olarak CoF bakımından kararlı bir davranış sergilemiş ve KSK değerlerinde belirgin bir fark gözlenmemiştir. Ek Tablo 3'te, farklı yüzey pürüzlülüklerine sahip BD2 çeliğine ait CoF ve KSK değişimleri sunulmaktadır. Aşınma hacimleri benzer olan işlem görmemiş çelik ile BD2-3 çeliğin 15 N ile 60 N yük aralığındaki KSK değerleri yaklaşık olarak 1'e yakın bulunmuştur. Ayrıca, farklı yüzey pürüzlülüğüne sahip BD2-1 ve BD2-2 çeliklerde yük arttıkça KSK değerlerinin azaldığı tespit edilmiştir.

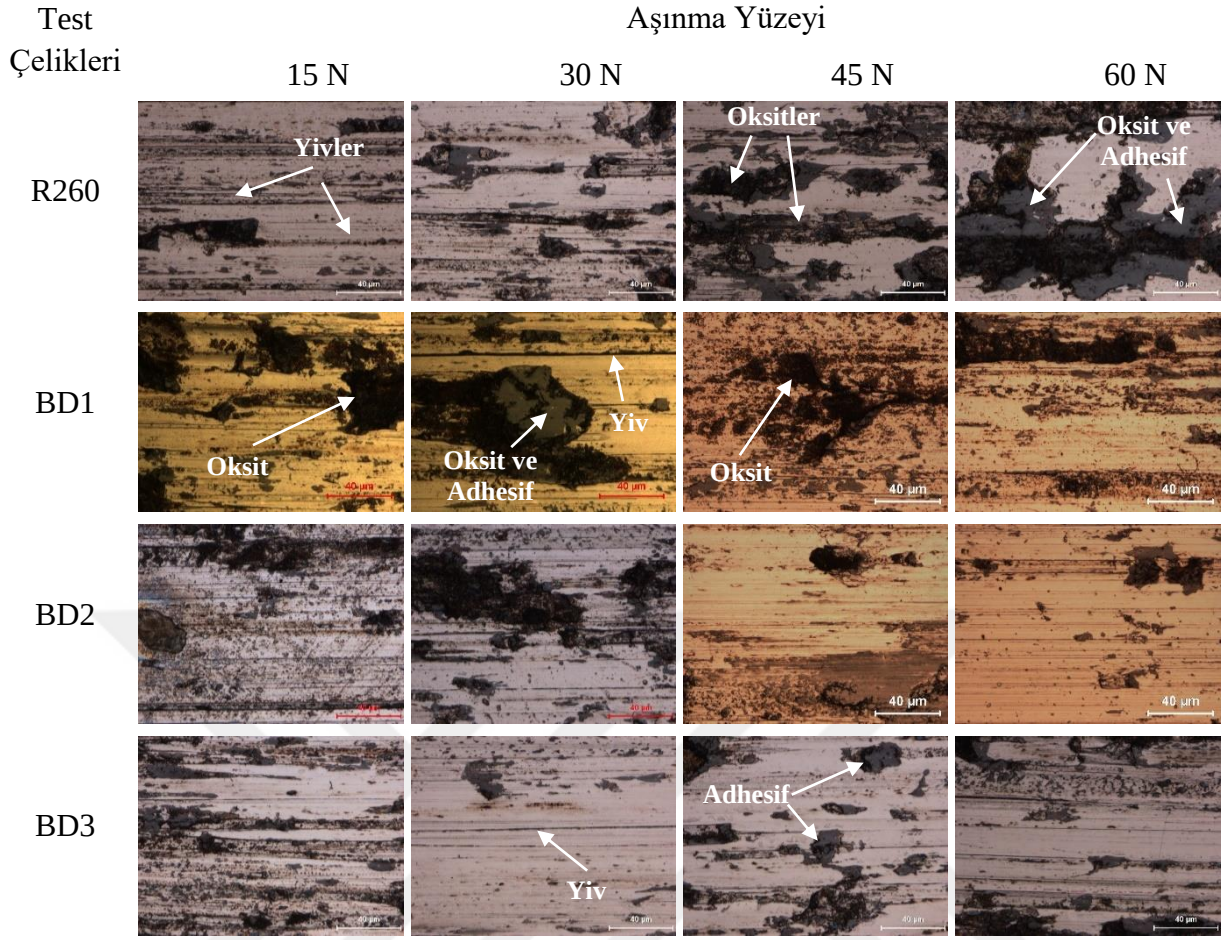


Şekil 7.23. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin kayma mesafesine bağlı olarak CoF ile yüke bağlı olarak KSK'nın değişimi

BD işlem görmüş çeliklerin 15 N ile 60 N yük aralığında aşınma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütme OM görüntüleri sırasıyla Şekil 7.24 ve Şekil 7.25'te sunulmaktadır. 15 N ile 60 N yük altında gerçekleştirilen aşınma deneylerinde, karşı malzemeye ait yüzey görüntüleri (Ek Tablo 4 ve 5) incelendiğinde, artan yük ile birlikte iz büyüklüğünün arttığı ve bunun daha geniş temas alanıyla ilişkilendirilebileceği, dolayısıyla aşınmanın yükseldiği gözlemlenmiştir. Şekil 7.24 ve Şekil 7.25'teki aşınma yüzeyleri incelendiğinde, adhesif, abrasif ve oksidasyon aşınma mekanizmalarının bir arada gözlemlendiği belirlenmiştir. BD işlemi sonrasında daha geniş aşınma izlerinin oluştuğu tespit edilmiştir (Ek Tablo 1); bu durum, yüzeyin artan pürüzlülüğüne bağlanmaktadır. Ayrıca, işlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde gözlenen yivler, abrasif aşınma mekanizmasını temsil etmektedir (Şekil 7.24)



Şekil 7.24. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait düşük büyütme OM (X50) görüntüleri

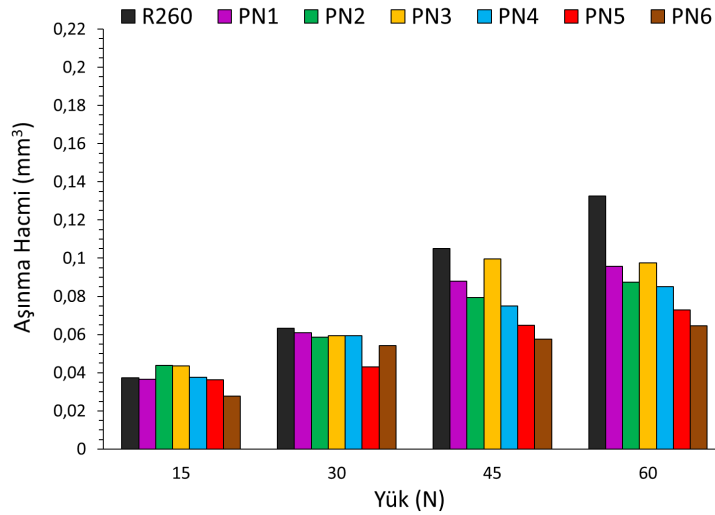


Şekil 7.25. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait yüksek büyütmeli OM (X500) görüntüleri

BD işlemi görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerindeki koyu bölgeler, BD işleminde oluşan bilye çukur izlerini; gri bölgeler ise oksitlerin varlığını göstermektedir. Daha yüksek normal yük koşullarında oksidatif aşınma mekanizmaları daha yoğun olarak gerçekleşmektedir. Normal yükün artışı, yüzey sıcaklığının yükselmesine ve yüzeylerin atmosferle reaksiyona girerek oksit oluşumunu artırmasına neden olmaktadır. Gri bölgeler, oksitlerin varlığını doğrulamakta ve oksidatif mekanizmanın etkisini ortaya koymaktadır. Farklı yüzey pürüzlülüklerine sahip BD2 çeliğine ait aşınma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütmeli OM görüntüleri (Ek Tablo 6 ve 7) incelendiğinde, yüzey pürüzlülüğü azaldıkça aşınma izlerinin genişliğinin azaldığı (Ek Tablo 2) ve bunun daha düşük aşınma hacmine yol açtığı anlaşılmaktadır.

Şekil 7.26'da, işlem görmemiş çelik ile 450 °C, 500 °C ve 540 °C'de hacimce 20:80 ve 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında nitrürlenmiş çeliklerin aşınma hacimleri sunulmaktadır. 15 N yük altında PN6 çelik ve 30 N yük altında PN5 çelik hariç, 15 N ile 30 N yük aralığında tüm

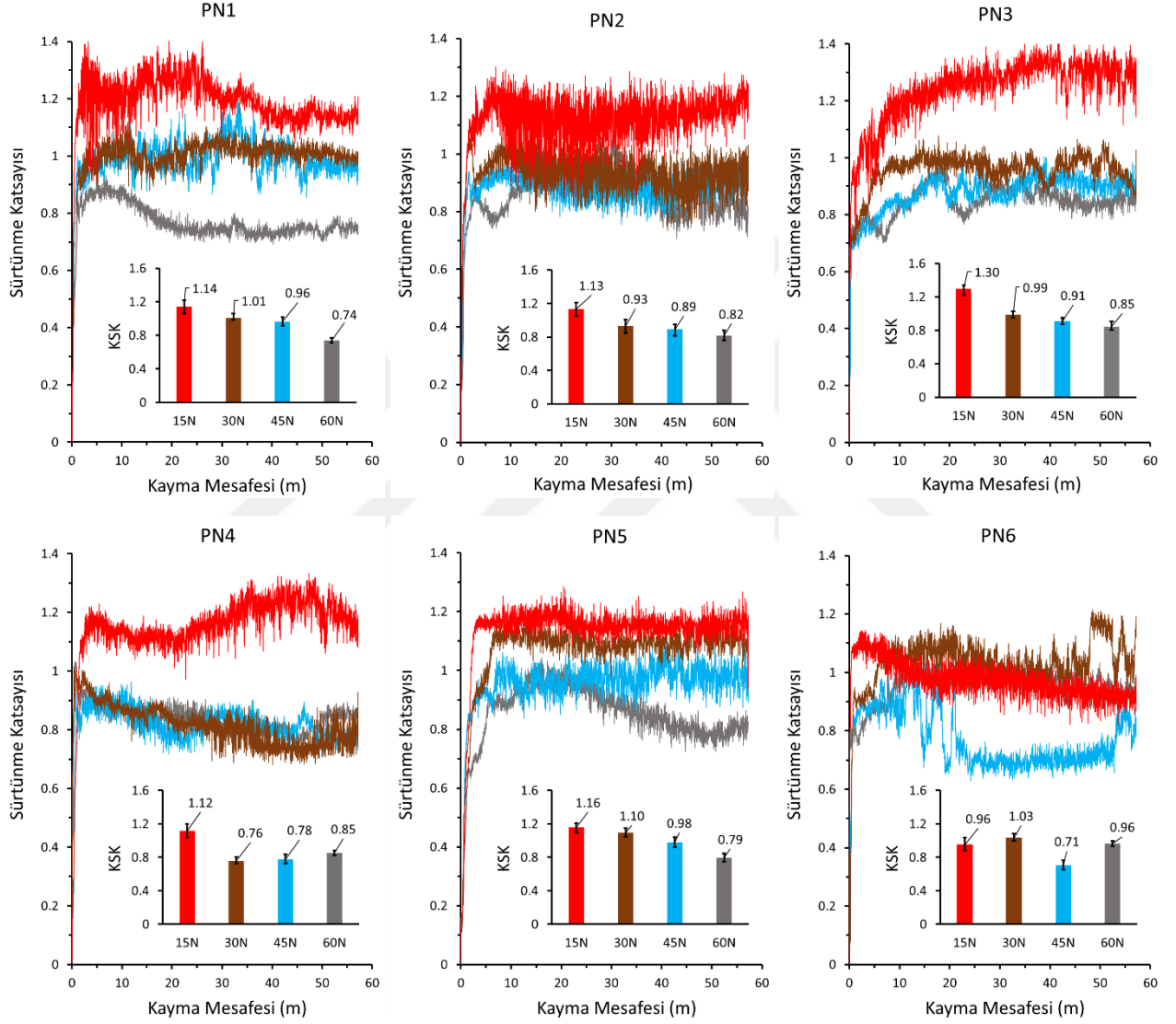
Çeliklerin ortalama aşınma hacimlerinde belirgin bir fark gözlenmemiştir. 45 N ve 60 N yük altında nitrürlenmiş çeliklerin aşınma hacimleri, işlem görmemiş çeliğe kıyasla daha düşük bulunmuştur. Bu durum, yüksek temas basınçları altında, düşük ve yüksek azot konsantrasyonuna sahip gaz karışımlarında, ince ve kalın difüzyon bölgesinin üst kısmında bulunan tek fazlı γ' -Fe₄N ile iki fazlı ϵ -Fe₂₋₃N ve γ' -Fe₄N beyaz tabakanın yüksek sertlik değerlerine sahip olmasından kaynaklanmaktadır. Şekil 7.26'da en düşük aşınma hacmi, en yüksek ϵ -Fe₂₋₃N faz yüzdesine (Tablo 7.1) ve en kalın beyaz tabakaya (Şekil 7.6) sahip, 500 °C ve 540 °C'de hacimce %80 N₂ ile nitrürlenene PN5 ve PN6 eliklerinde görölmektedir. PN5 ve PN6 eliklerin yüksek yüklerde (45 N ve 60 N) aşınma hacimleri, işlem görmemiş çeliğe göre yaklaşık %50 oranında azalmıştır. Literatürde, Orouji vd. (2024) nitrüleme sonucunda en iyi aşınma direncinin, ϵ fazına sahip ve en kalın beyaz tabakaya sahip çeliklerde elde edildiğini bildirmiştir. Hoffmann & Mayr (1992), ϵ -Fe₂₋₃N fazının γ' -Fe₄N fazına kıyasla daha yüksek yüzey sertliğine sahip olduğunu ve ϵ faz içeriğinin artışının aşınma direncini artırdığını belirtmişlerdir. Kahraman vd. (2013), Önder (2013) ve Valdés vd. (2022) nitrüleme sonrası beyaz tabakadaki ϵ -Fe₂₋₃N faz içeriğinin artışının aşınma direncini artırdığını rapor etmişlerdir. Sadece tek fazlı γ' -Fe₄N yapısına sahip PN3 eliğinde ise, 45 N ve 60 N yük altında aşınma hacmi, iki fazlı γ' -Fe₄N+ ϵ -Fe₂₋₃N yapısına sahip çeliklere kıyasla daha yüksek olmasına rağmen, işlem görmemiş çeliğe göre hâlâ düşük kalmaktadır.



Şekil 7.26. İşlem görmemiş ve PN işlem görmüş çeliklerin yüke bağlı olarak aşınma hacimlerinin değışimi

Şekil 7.27'de, PN işlem görmüş çeliklerin kayma mesafesine bağlı olarak CoF ve 30 m kayma mesafesinden sonraki KSK değerlerinin değışimi gösterilmektedir. 15-60 N yük aralığında test edilen ve 450 °C, 500 °C ve 540 °C'de hacimce %20 N₂ ile işlem gören sırasıyla

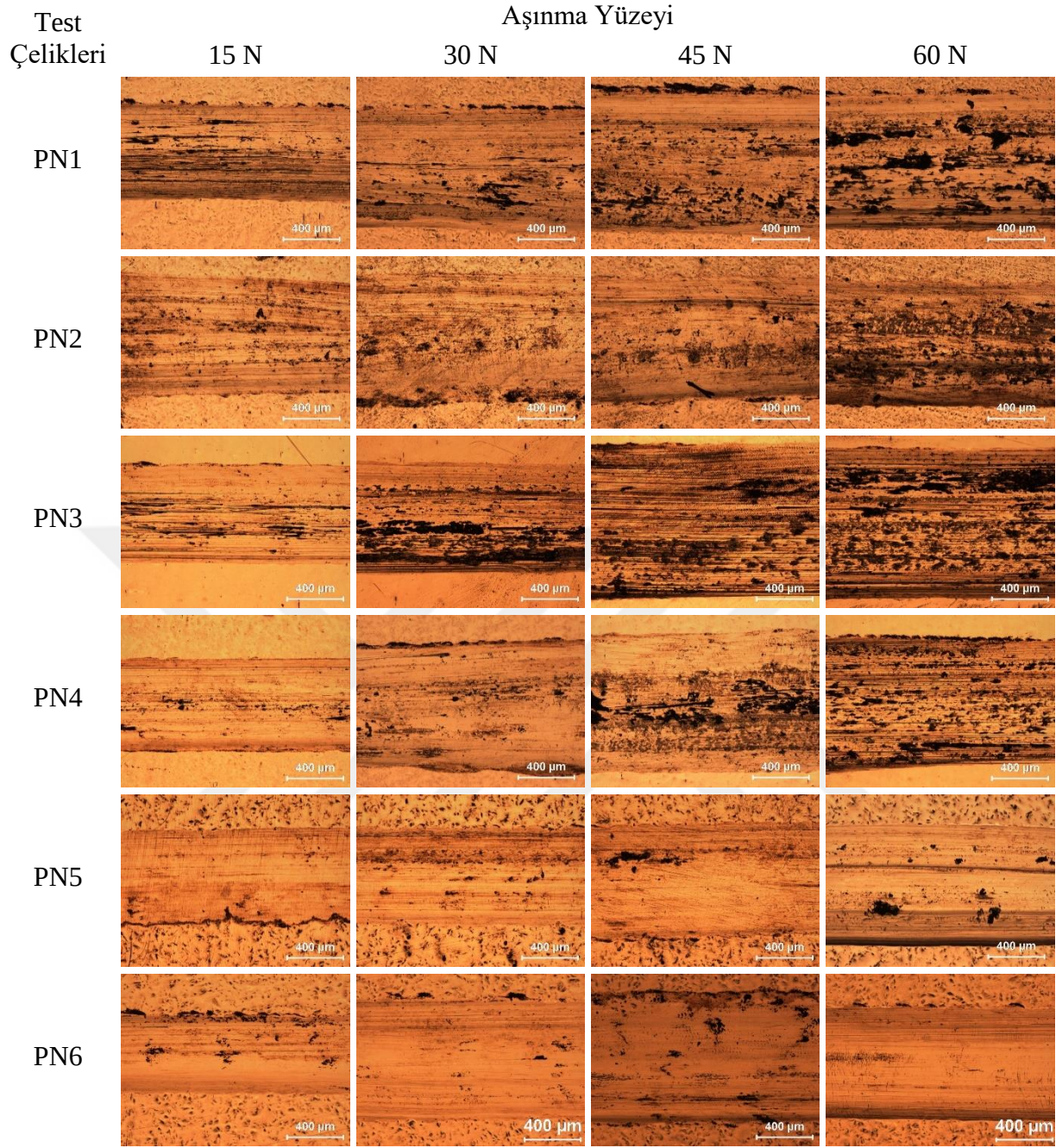
PN1, PN2 ve PN3 çelikler ile 500 °C’de hacimce %80 N₂ ile işlem gören PN5 çeliğin KSK değerleri, yük arttıkça azalmaktadır. KSK’daki bu azalma, yüzeylerde oksit oluşumuyla ilişkilendirilebilir. Buna karşın, 30-60 N yük aralığında 450 °C’de hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş PN4 çeliğin KSK değerlerinde belirgin bir değişim gözlenmemiştir. Benzer şekilde, 540 °C’de hacimce %80 N₂ ile işlem gören PN6 çeliğin 45 N yük altında düşük KSK sergilemesine rağmen, diğer yüklerde önemli bir farklılık tespit edilmemiştir.



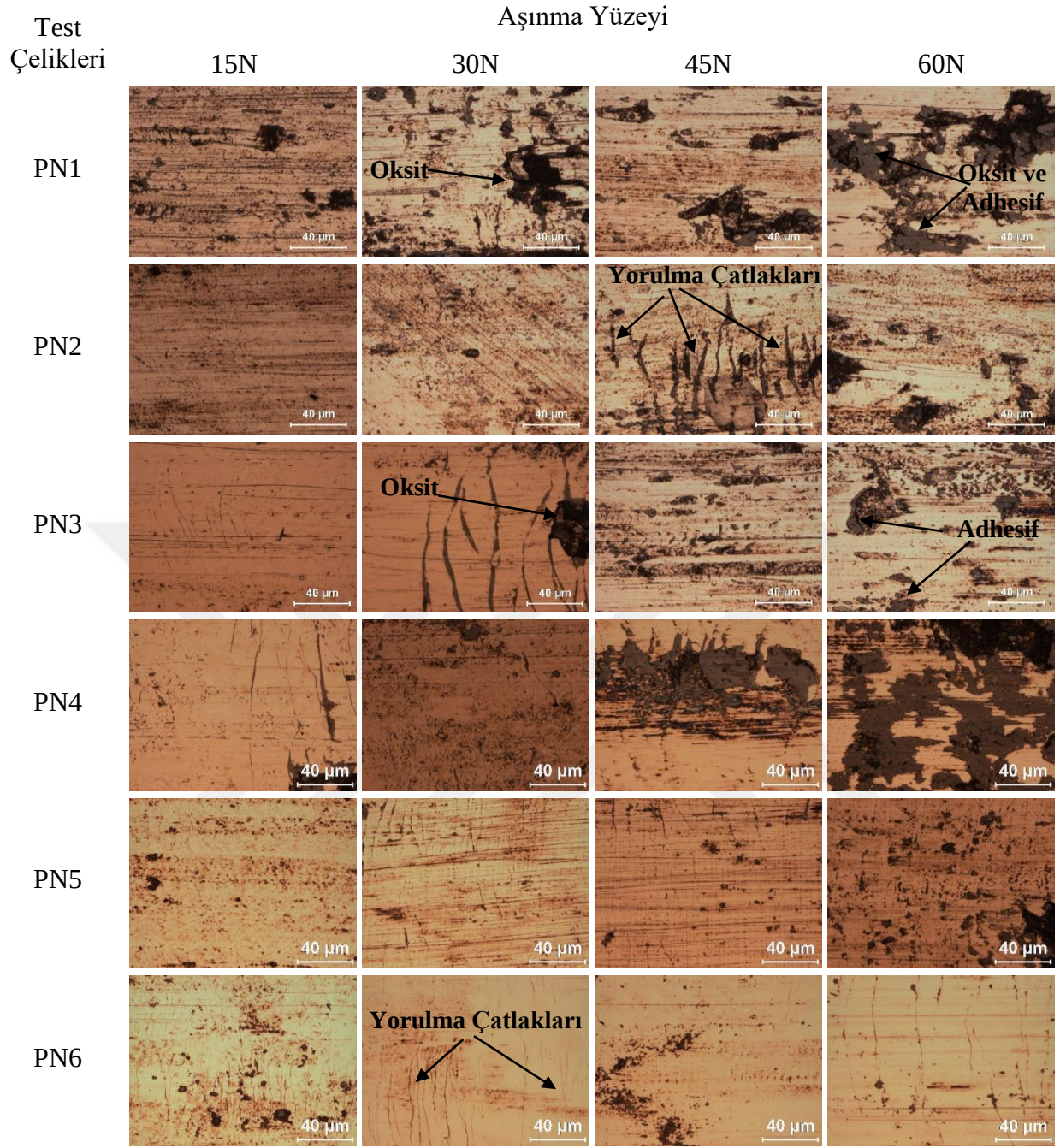
Şekil 7.27. PN işlem görmüş çeliklerin kayma mesafesine bağlı olarak CoF ile yüke bağlı olarak KSK’nın değişimi

Şekil 7.28 ve Şekil 7.29’da, PN işlem görmüş çeliklerin 15-60 N yük aralığı için aşınma yüzeylerinin düşük ve yüksek büyütme OM görüntüleri sunulmaktadır. PN işlem görmüş çeliklerde, karşı malzeme olarak kullanılan Al₂O₃ bilyelerin yüzey görüntüleri (Ek Tablo 8–9) incelendiğinde, artan yük ile iz büyüklüğünün arttığı; bunun, temas alanının genişlemesiyle

doğrudan ilişkili olduğu ve dolayısıyla daha yüksek aşınmaya sebep olduğu görülmüştür. Şekil 7.28 ve Şekil 7.29'daki aşınma yüzeylerinde adhezif, oksidasyon ve yorulma aşınma mekanizmaları gözlenmiştir. PN işlem görmüş çeliklerde yük arttıkça oksidasyon aşınması (gri bölgeler) belirginleşmektedir. Bu bulgu, Şekil 7.27'de sunulan CoF değerlerinin ve CoF salınımlarının artan normal yük ile azalmasını desteklemektedir. Tüm PN işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeyinde, 1350-2250 MPa aralığındaki yüksek temas basıncı altında tekrarlı kaymalı temastan dolayı kayma yönüne dik yorulma çatlakları tespit edilmiştir. Hacimce 20:80 ve 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında nitrürlenmiş çelikler karşılaştırıldığında, hacimce %80 N₂ ile işlem gören çeliklerin, hacimce %20 N₂ ile işlem görenlere göre aşınma iz genişliklerinin daha dar olduğu (Ek Tablo 10–11 ve Tablo 7.6) ve yüzeylerinin daha az hasar gördüğü (Şekil 7.28 ve Şekil 7.29) belirlenmiştir. Özellikle yüksek yüklerde (45 N ve 60 N), en düşük aşınma hasarını en yüksek ϵ -Fe₂₋₃N faz yüzdesine, en sert ve en kalın beyaz tabakaya sahip PN5 ve PN6 çelikleri göstermiştir. Ayrıca, PN5 ve PN6 çeliklerinde beyaz tabaka ile difüzyon bölgesi arasındaki daha düşük sertlik gradyanı ve yüksek sertlik derinliği, beyaz tabakanın yük taşıma kapasitesini artırarak yüzey hasarını en aza indirmektedir. Nitrürlenmiş yüzeylerin dayanıklılığı üzerinde zorlu çalışma koşullarının etkisini inceleyen Zhao vd. (2013), tekrarlı darbe ve kaymalı teması içeren aşınma deney düzeneğini kullanmış ve beyaz tabaka ile difüzyon bölgesi arasındaki düşük sertlik gradyanı ile kalın sertleşmiş tabakanın, yüzey yorulma çatlaklarının başlama ve ilerleme hızını yavaşlattığını rapor etmiştir.



Şekil 7.28. PN işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait düşük büyütmeli OM (X50) görüntüleri



Şekil 7.29. PN işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait yüksek büyütmeli OM (X500) görüntüleri

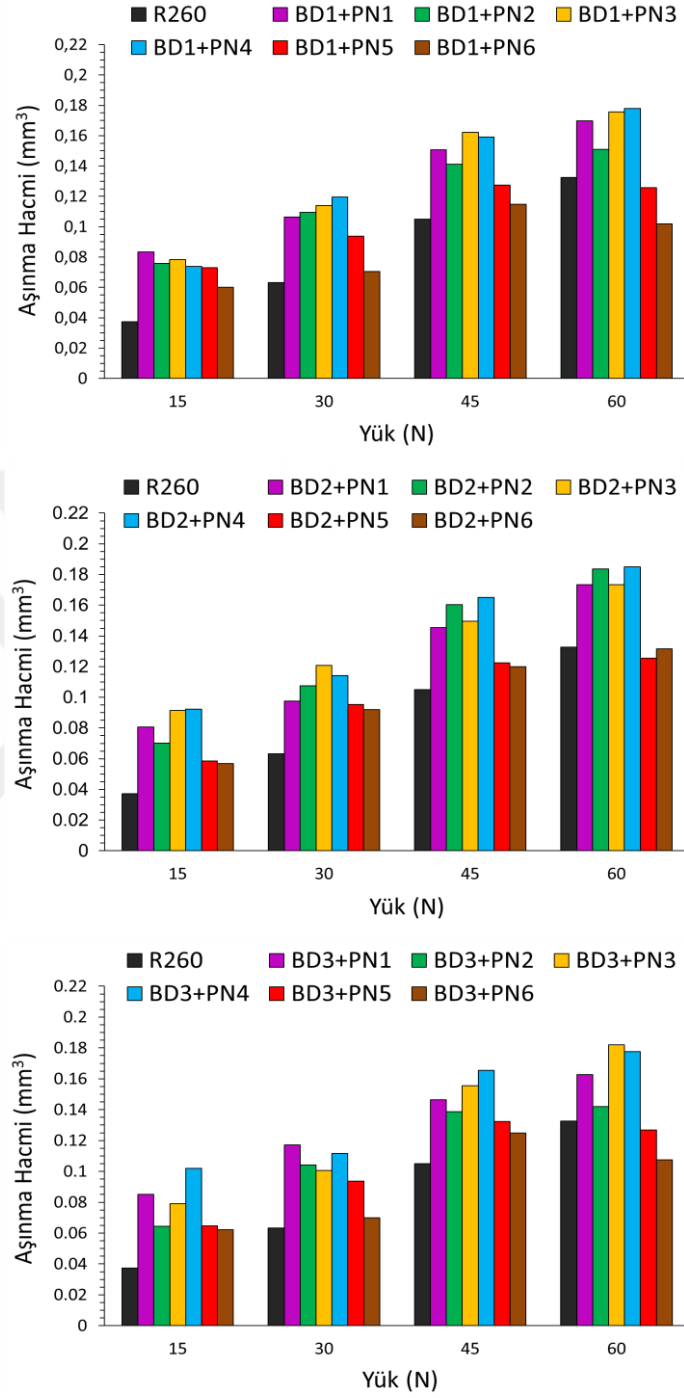
Tablo 7.6. PN işlem görmüş çeliklerin aşınma iz derinliği ve iz genişliği

Test Çelikleri	Aşınma İz Derinliği (µm)				Aşınma İz Genişliği (µm)			
	15 N	30 N	45N	60N	15 N	30 N	45N	60N
PN1	3,8	4,2	4,6	8,4	749,5	929,9	1075,3	998,3
PN2	2,7	4,4	7,2	9,5	860,9	905,1	942,2	917,6
PN3	5,8	6,8	7,6	8,9	734,5	825,7	1042,1	990,5
PN4	4,9	3,5	5,6	8,2	713,5	945,7	969,3	943,9
PN5	5,2	5,6	6,6	7,7	689,9	738,1	871,9	887,9
PN6	4,7	5,2	6,3	7,6	613,7	846,3	831,8	837,9

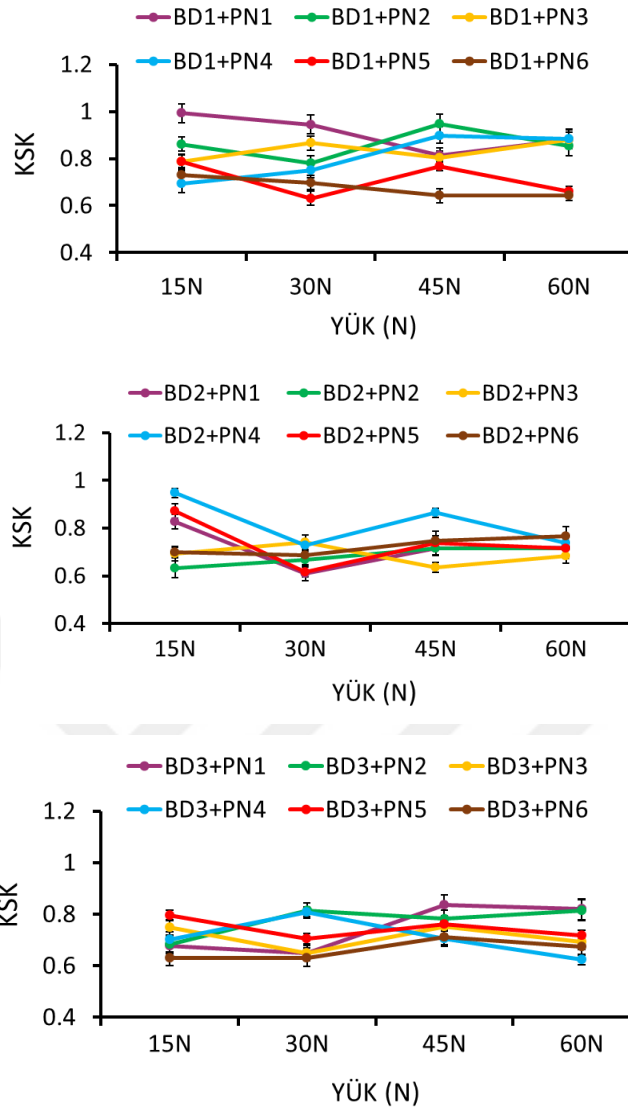
Şekil 7.30’da, işlem görmemiş çelikler ile BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş tüm çeliklerin aşınma hacimleri karşılaştırılmıştır. 60 N yük altında, BD ön işlem sonrası 500 °C ve 540 °C’de hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş BD1+PN5, BD1+PN6, BD2+PN5, BD2+PN6, BD3+PN5 ve BD3+PN6 çeliklerin aşınma hacimleri, sert ve kalın beyaz tabaka yapısına sahip olmalarından dolayı işlem görmemiş çelikten düşük bulunmuştur. Öte yandan, BD ön işlem sonrası 450 °C, 500 °C ve 540 °C’de hacimce %20 N₂ ile nitrürlenmiş çelikler ile BD ön işlem sonrası 450 °C’de hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerin aşınma hacimleri, tüm yüklerde işlem görmemiş çelikten daha yüksek tespit edilmiştir. Bunun başlıca nedeni, BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin yüksek R_a ve R_q değerlerine sahip olmasıdır (Şekil 7.20), dolayısıyla yüzey pürüzlülüğünün artması aşınma hacmini yükseltmektedir. 15–60 N yük aralığında, BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin işlem görmemiş çeliğe göre daha geniş aşınma izleri oluşturduğu görülmektedir (Ek Tablo 12-17). Ancak 30–60 N yük aralığında, yüksek yüzey sertliği nedeniyle bu çeliklerin aşınma iz derinlikleri işlem görmemiş çeliğe kıyasla daha düşük bulunmuştur (Ek Tablo 12-17). Bu nedenle, BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerde aşınma hacimleri üzerinde Almen şiddeti ve yüzey örtme oranının olumlu bir etkisi gözlenmemiştir. Bai ve Wu (2024), östenitik sıcak zımba kalıp çeliği üzerinde BD ve PN kombinasyonu uygulayarak, aşınmanın alıştırma (running-in) aşamasında yüzey pürüzlülüğünün belirleyici rol oynadığını rapor etmişlerdir. Manfredini vd. (2014) ise, BD işleminin IF çeliklerinde ~20 µm derinliğe kadar sertleşme sağladığını, ancak BD ön işlem sonrası artan yüzey pürüzlülüğünün bu sertleşme etkilerini dengelediğini ve olumsuz katkı yaptığını tespit etmişlerdir. BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin yüksek aşınma hacmi göstermesinde, yüzey pürüzlülüğüne ek olarak beyaz tabaka faz içeriği de etkilidir. Hacimce %20 ve %80 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerde yüzey örtme oranının artmasıyla, demir nitrür piklerinin şiddeti azalmış ((Şekil 7.14, Şekil 7.15) ve BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin yüzey sertliği düşmüştür (Şekil 7.18). Bu durum, aşınma deneyleri sırasında yüksek temas basınçları altında beyaz tabakanın daha az dayanıklı olmasına neden olmaktadır. Ek Tablo 18-20’de, BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin kayma mesafesine bağlı CoF değişimleri sunulmuştur. BD+PN işlem sonrası çelikler yüksek yüzey pürüzlülüğüne sahip olduğundan (Şekil 7.20 ve Tablo 7.5), PN işlem gören çeliklere kıyasla (Şekil 7.27) aşınmanın alıştırma aşamasının daha belirgin olduğu gözlenmiştir.

CoF değerleri yaklaşık 10-15 m kayma mesafesinden sonra kararlı duruma geçmektedir (Ek Tablo 18-20). Şekil 7.31’de ise, çeliklerin 30 m kayma mesafesinden sonraki KSK değerleri sunulmaktadır. BD1 ön işlem sonrası, 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda, hacimce %20 ve %80 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerin KSK değerleri 0,63–0,99 aralığında olup, uygulanan yüke bağlı olarak değişim göstermektedir. BD2 ön işlem sonrası, aynı sıcaklık ve gaz oranlarında nitrürlenmiş çeliklerin 15 N yük altında KSK değerleri 0,63–0,95 aralığında iken, 30–60 N yük

aralığında 0,61–0,85 aralığına düşmektedir. BD3 ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin ise 15-60 N yük aralığındaki KSK değerleri 0,63–0,83 aralığında değişmektedir.



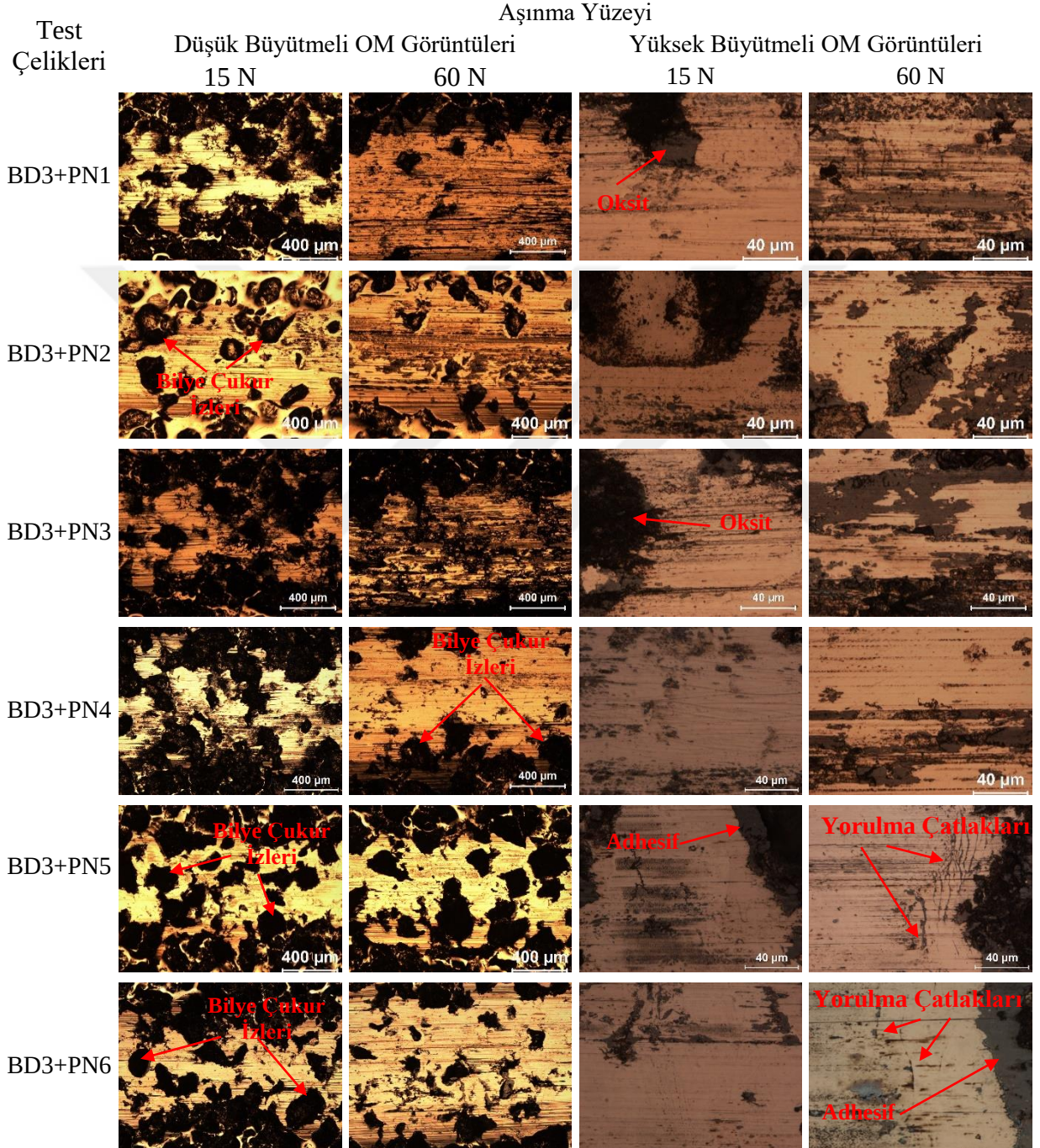
Şekil 7.30. İşlem görmemiş ve BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin yüke bağlı olarak aşınma hacimlerinin değişimi



Şekil 7.31. BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin yüke bağlı olarak KSK değişimi

Ek Tablo 21–32’de, BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin tüm yükler altında oluşan aşınma izleri ve aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin düşük ve yüksek büyütmeli OM yüzey görüntüleri sunulmaktadır. Şekil 7.32’de örnek olarak BD3 ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin 15 N ve 60 N yük altında oluşan aşınma izlerinin düşük ve yüksek büyütmeli OM görüntüleri yer almaktadır. PN işlem görmüş çeliklerde gözlemlendiği gibi (Şekil 7.28 ve Şekil 7.29), BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin aşınmış yüzeylerinde de adhezif, oksidasyon ve yorulma aşınma mekanizmaları tespit edilmiştir. Ancak BD+PN işlem gören çeliklerin aşınma yüzeyinde, kayma yönüne dik çatlakların yoğunluğu, yalnızca PN işlem gören çeliklere göre azalmaktadır. Yükün artmasıyla birlikte, BD ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin aşınma yüzeylerinde oksit bölgeler artmakta, BD işleminden kaynaklanan bilye çukur izleri ise azalmaktadır. Yüzey hasarlarının ve BD kaynaklı bilye çukurlarının varlığı, uygulanan yüke bağlı olarak KSK değerlerindeki değişkenliğe katkıda bulunmaktadır. Şekil 7.32 ve Ek

Tablo 21, 22, 25, 26, 29, 30 incelendiğinde, BD ön işlem sonrası hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerin aşınma yüzeyleri, %20 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklere kıyasla daha az hasara uğramaktadır. Bu durum, %20 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerde beyaz tabaka yapısındaki ϵ faz içeriğinin azalması ve buna bağlı olarak yüzey sertliğinin düşmesinden kaynaklanmaktadır (Şekil 7.14, Şekil 7.15 ve Şekil 7.18).



Şekil 7.32. BD3 ön işlem sonrası nitrürlenmiş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait düşük büyütmeli OM (X50) ve yüksek büyütmeli OM (X500) görüntüleri

7.2.2. Darbeli-Kayma Aşınma Sonuçları

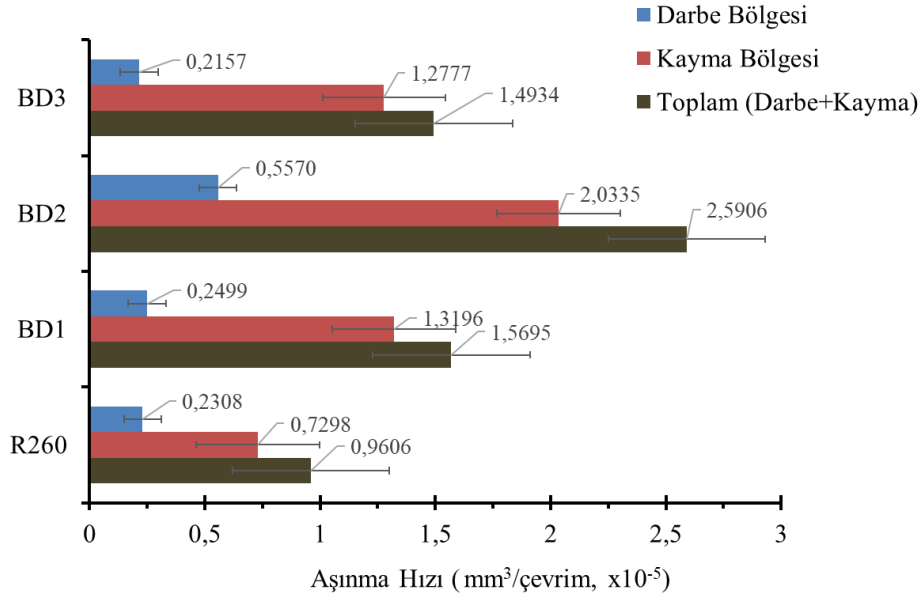
Aşınma izlerinin darbe ve kayma bölgelerindeki aşınma hızları, işlem görmemiş, yalnızca BD işlem görmüş ve PN işlem görmüş çeliklerin darbeli-kayma aşınma performansını karşılaştırmak amacıyla çevrim başına hacim kaybı ($\text{mm}^3/\text{çevrim}$) olarak sayısal değerlere dönüştürülmüştür. Darbe bölgesinin hacmi, bu bölgenin koni şeklinde bir geometriye sahip olduğu varsayımıyla hesaplanmış ve Brinell sertlik testi izine benzetilmiştir. Bu kapsamda, koninin çapı ve derinliği, darbe bölgesinin merkezinden ölçülen 2D profilin genişliği ve derinliği ile eşit kabul edilmiştir. Kayma bölgesinin hacmi ise aşınma izinin ortalama alanının, kayma bölgesinin uzunluğu ile çarpılması suretiyle belirlenmiştir.

İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerinin aşınma izi genişlik ve derinlik değerleri Tablo 7.7’de, 2D profil görüntüleri ise Ek Tablo 33’te verilmiştir. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin darbe bölgeleri, kayma bölgelerine göre daha derin ve geniştir. Darbe ve kayma bölgelerinin sınırları boyunca tümsek bölgelerinin oluşması, aşınma kaybından ziyade malzeme transferine işaret etmektedir (Çoşkun vd., 2024: 5). 2D profil görüntülerinde darbe ve kayma bölgeleri incelendiğinde (Ek Tablo 33), BD3 çeliğin darbe bölgesi hariç, işlem görmemiş ve diğer BD işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerinin kenarlarında tümseklerin oluştuğu görülmüştür; bu durum, aşınmanın ilerlemesinde plastik deformasyonun önemli rol oynadığını göstermektedir. Buna karşılık, BD3 çeliği çok daha yüksek bir sertliğe sahip olup daha iyi yük taşıma kapasitesi sağladığından, BD işlem görmüş çelikler arasında BD3 çeliğinde çok sınırlı hasar gözlenmiş ve deney sonrasında belirgin bir tümsek bölgesi oluşmamıştır.

Tablo 7.7. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde oluşan darbe ve kayma bölgelerine ait aşınma izi genişlik ve derinlik değerleri

Test Çelikleri		Darbe Bölgesi (μm)	Kayma Bölgesi (μm)
R260	Aşınma İzi Genişliği	1356	882,5
	Aşınma İzi Derinliği	20,6	4,9
BD1	Aşınma İzi Genişliği	1100	1040
	Aşınma İzi Derinliği	33,9	9,15
BD2	Aşınma İzi Genişliği	1130	1110
	Aşınma İzi Derinliği	71,6	16,4
BD3	Aşınma İzi Genişliği	1260	1010
	Aşınma İzi Derinliği	22,3	9,6

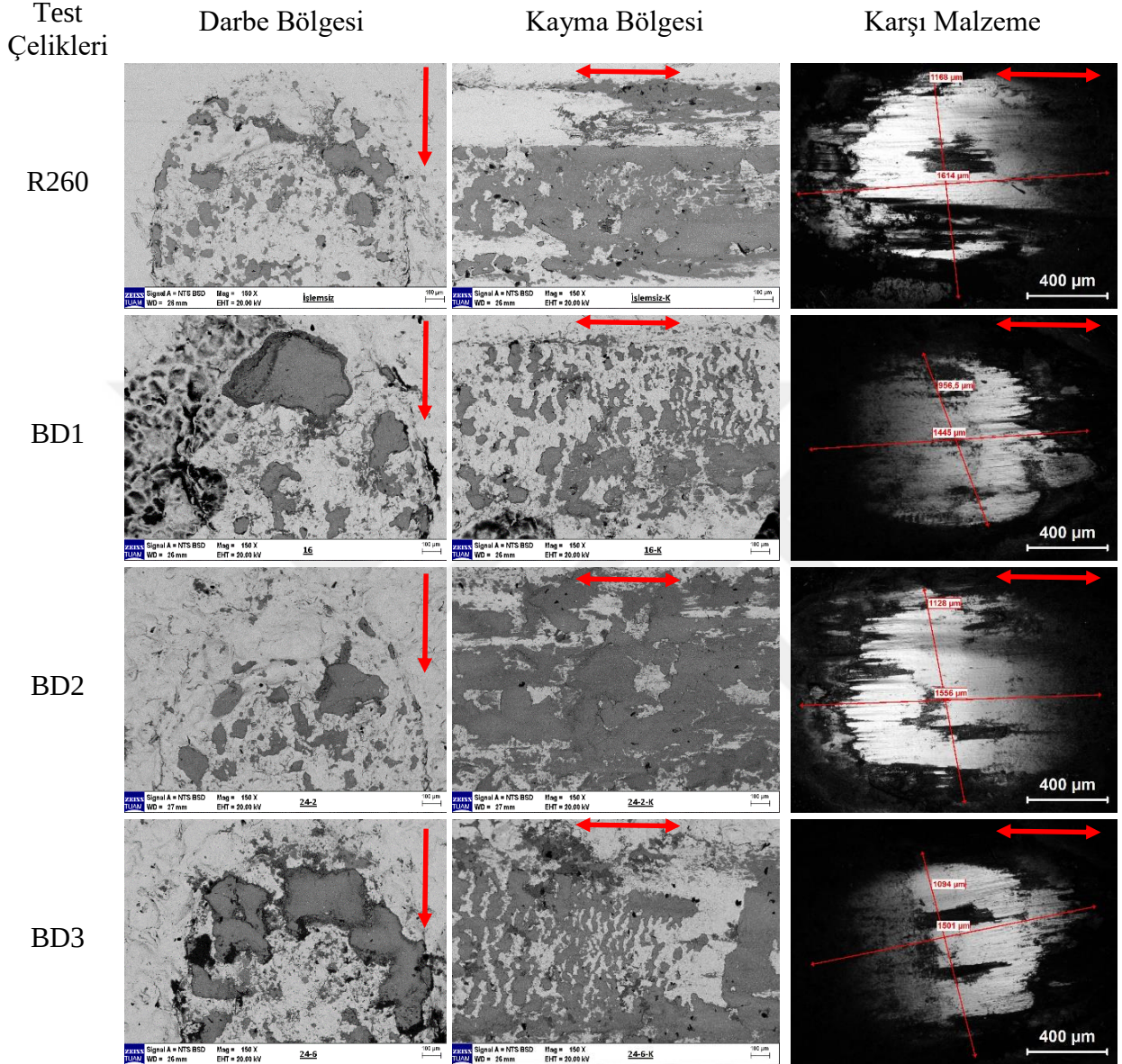
Şekil 7.33, çeliklerin darbe bölgesi, kayma bölgesi ve toplam (darbe+kayma) aşınma hızlarını göstermektedir. BD1 ve BD2 çeliklerin darbe bölgesindeki aşınma hızları işlem görmemiş çeliğe göre sırasıyla %8,3 ve %141 oranında artarken, BD3 çelikte ise yaklaşık %6,5 oranında azaltmıştır. BD1, BD2 ve BD3 çeliklerin kayma bölgesindeki aşınma hızı işlem görmemiş çeliğe göre sırasıyla yaklaşık %80, %178 ve %75 oranında artmıştır. Toplam aşınma hızında ise, BD1, BD2 ve BD3 çeliklerinde sırasıyla yaklaşık %63, %170, %55 oranında artış gözlenmiştir.



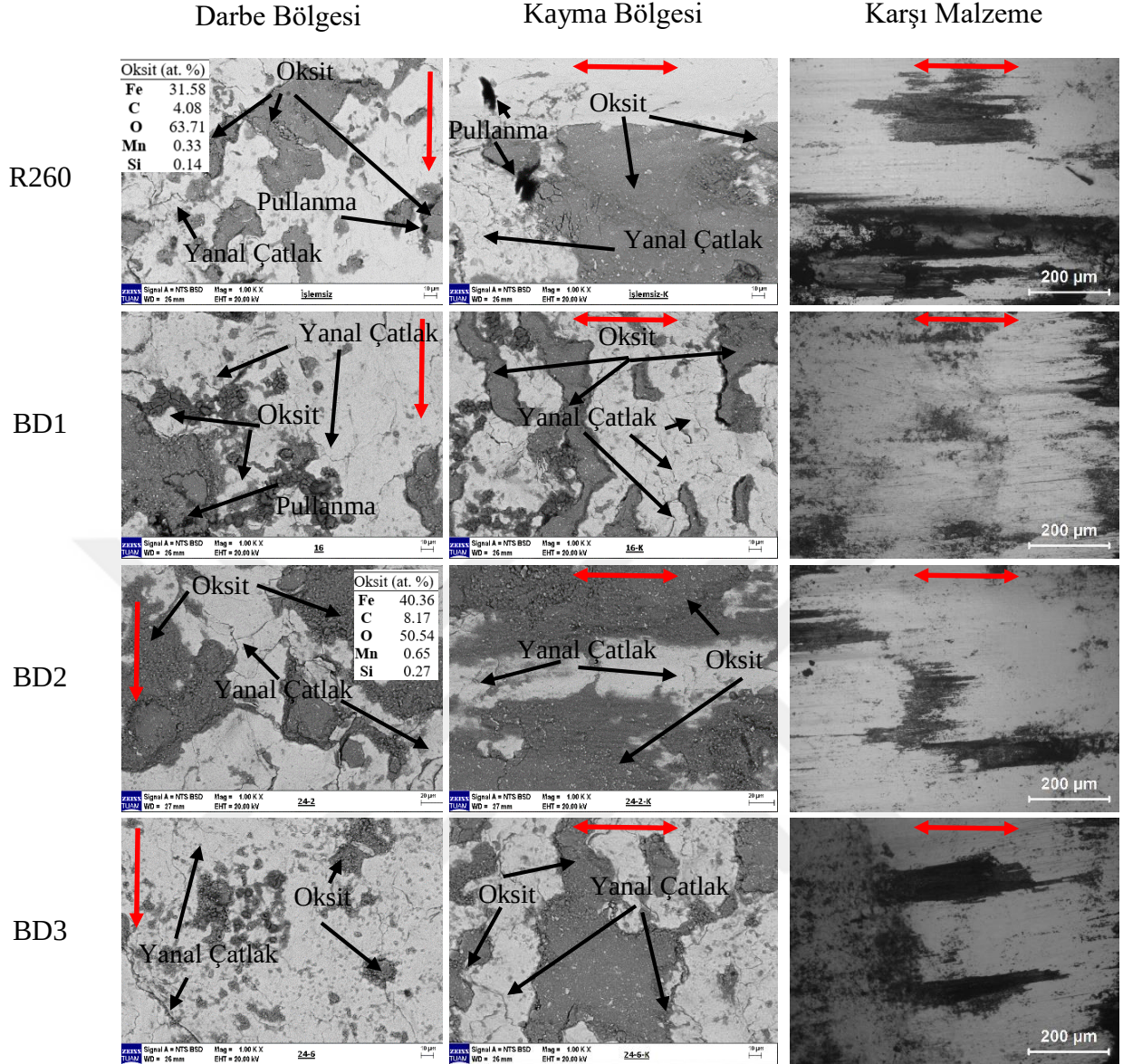
Şekil 7.33. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin darbe bölgesi, kayma bölgesi ve toplam aşınma hızı değerleri

Şekil 7.34 ve Şekil 7.35, işlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerinin ayrıntılı SEM görüntülerini sunmaktadır. BD1, BD2 ve BD3 çeliklerinin darbe bölgelerindeki aşınma iz genişlikleri, işlem görmemiş çeliğe kıyasla daha dar iken, kayma bölgelerindeki iz genişlikleri işlem görmemiş çeliğin kayma bölgelerinden daha geniştir (Şekil 7.34 ve Tablo 7.7). Bununla birlikte, darbe etkisi sonucu BD2 çeliğin yüzeyinde belirgin ve derin bir krater oluşmuştur (Tablo 7.7). İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerinde gri renkli oksitler gözlenmiştir. Aşınma sonrasında gri bölgeler üzerinde yapılan EDS analizleri (Şekil 7.35), bu bölgelerde yaklaşık %50-60 oranında oksijen içerdiğini ve oksit oluşumunu doğrulamaktadır. Kayma bölgelerinde oksit yoğunluğu, darbe bölgelerine göre daha fazladır; bu durum, yüksek deney yüklerinin neden olduğu sürtünme ısıyla oluşan tribo-oksidasyonun tipik bir göstergesidir (Peng vd. 2018: 199). Karşı malzeme olarak kullanılan çelik bilyelerin aşınma yüzeylerinde de oksitlenmeye bağlı koyu bölgeler

gözlenmiştir. Oksit içermeyen bölgelerde yüksek büyütmede gözlenen yanal çatlaklar ise, yorulma aşınmasının baskın bir mekanizma olduğunu göstermektedir (Şekil 7.35).



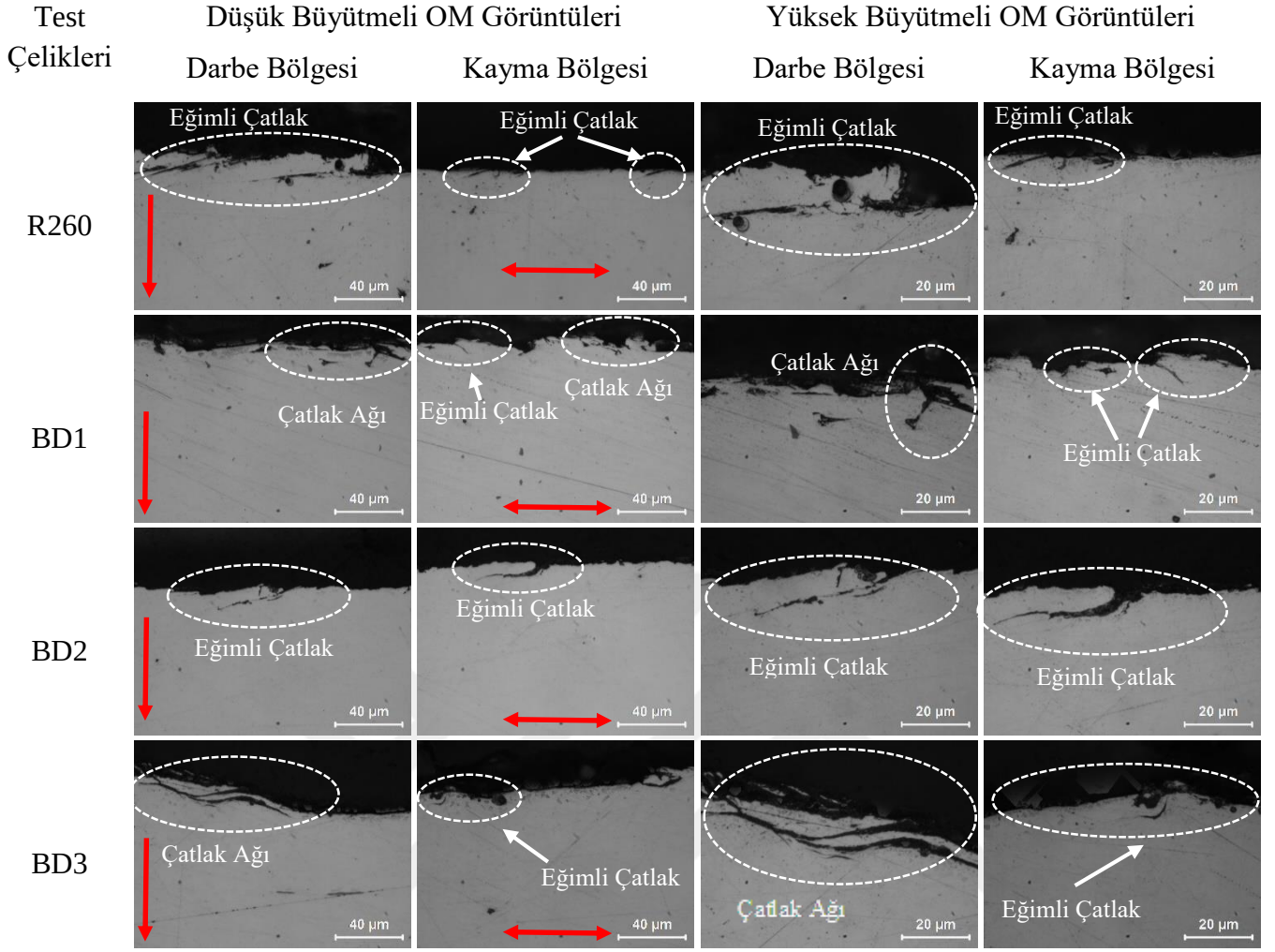
Şekil 7.34 İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerine ait düşük büyütmeli SEM görüntüleri ve karşı malzeme çelik bilyenin OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü temsil etmektedir)



Şekil 7.35. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerine ait yüksek büyütme SEM görüntüleri ve karşı malzeme çelik bilyenin OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü temsil etmektedir)

İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin aşınma izlerinin kesitlerinden elde edilen OM görüntüleri Şekil 7.36’da sunulmaktadır. Tüm çeliklerde düşük büyütme OM görüntülerinde, darbe ve kayma bölgelerinin altında yüzeye paralel ilerleyen eğimli çatlaklar tespit edilmiştir. Hem darbe hem de kayma bölgelerinde birincil çatlak, yüzeydeki zayıf bir noktada oluşarak zayıf düzlemler boyunca aşağıya doğru yayılmaktadır. Birincil çatlaktan ikincil çatlaklar gelişebilmekte veya eğimli çatlaklar birleşerek çatlak ağı oluşturabilmektedir. İşlem görmemiş R260 çelikte darbe ve kayma bölgelerinde sırasıyla yaklaşık 20 µm ve 10 µm derinliğe kadar nüfuz eden çatlak ağı ve eğimli çatlaklar gözlenmiştir. Özellikle darbe

bölgesinde, yüzeye paralel yaklaşık 60 µm boyunda çatlaklar mevcuttur. BD1 çeliğin hem darbe hem de kayma bölgelerinde yüzeye yakın çatlak ağları ve eğimli çatlaklar tespit edilmiştir. BD2 ve BD3 çeliklerde hem darbe hem de kayma bölgelerinde yaklaşık 20 µm derinlikte ve yüzeyden ayrılmaya hazır, 40-60 µm boyunda eğimli çatlaklar gözlenmiştir. Krater oluşumu eksenel basma gerilmesi (temas basıncı) ile ilişkilendirilirken, kayma bölgesi altındaki eğimli çatlaklar ise karşı malzeme çelik bilyenin sürtünme hareketi sırasında oluşan teğetsel gerilmelerden kaynaklanmış olabilir. Wang vd. (2017), darbe yükünün yumuşak malzemelerde plastik deformasyona neden olduğunu ve yüksek mekanik özelliklere sahip malzemelerde darbe enerjisinin, yüzey altındaki kusurlar etrafında çatlak ağının yayılmasını sağlamak için kullanıldığını rapor etmiştir. Chen vd. (2020), düşük temas basma gerilmelerinde tekrarlı darbelerin, yüksek oranda oksitlenmiş yüzeyler ve küçük mikron-altı aşınma ürünleri ile sonuçlanacağını; yüksek temas basma gerilmelerinde ise yorulma, yüzey altı çatlak büyümesi ve dökülmeye yol açacağını belirtmiştir. Shi vd. (1988) ise, kalıp çeliğine yüksek sıcaklıkta yapılan darbeli-kayma aşınma deneylerinde; 1-10 çevrimde mikro-kesmeleri, 100-500 çevrimde yorulma soyulmalarını (fatigue spalls) ve 1000-3000 çevrimde geniş bir yorulma bölgesi ile kalın bir adhesif tabaka tespit etmiştir. Bu sonuçlar, yüksek temas gerilmeleri altında ve yüksek çevrim sayılarında yapılan darbeli-kayma deneylerinde, yorulma aşınmasının baskın mekanizma olduğunu ortaya koymaktadır.



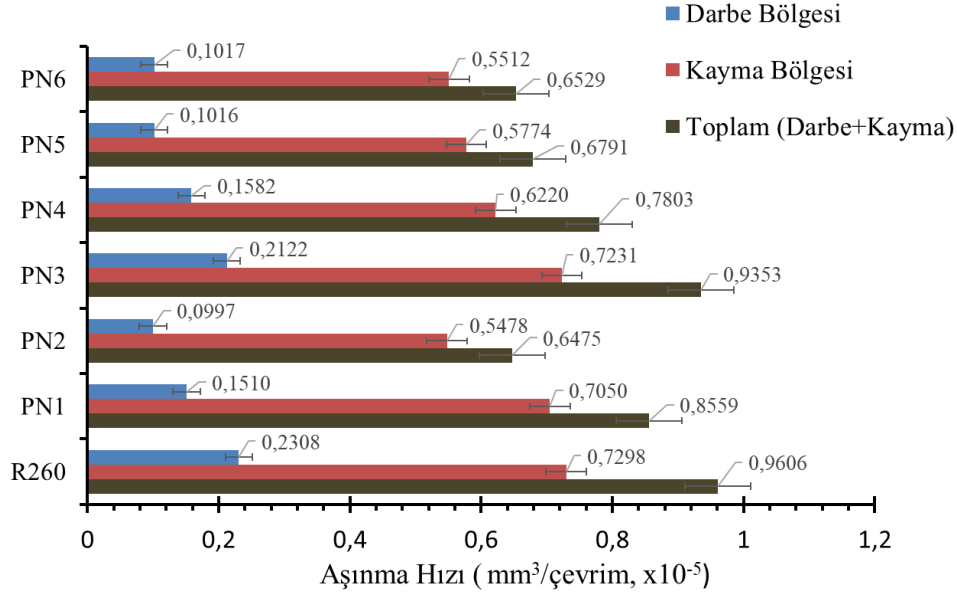
Şekil 7.36. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin aşınma izinin kesitten düşük ve yüksek büyütmeli OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü göstermektedir)

Tablo 7.8, darbeli-kayma aşınma deneyleri sonrasında, hacimce 20:80 ve 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında nitrürlenmiş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerine ait aşınma izi genişlik ve derinlik değerlerini göstermektedir. Darbeli-kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri Ek Tablo 34’te verilmiştir. Tüm nitrüleme gaz karışımlarında darbe bölgesi, kayma bölgesine kıyasla daha derin ve geniş bir yapı sergilemektedir. Özellikle %20 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerde ve 450 °C’de hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş PN4 çelikte, beyaz tabakanın darbe bölgesinde soyulma eğilimi gözlenmektedir (Tablo 7.8 ve Şekil 7.6). Buna karşın, 500 °C ve 540 °C’de hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş PN5 ve PN6 çeliklerde beyaz tabaka darbe bölgesinde tamamen soyulmamış olup, yüksek sertliği ve kalın tabaka yapısı sayesinde darbe bölgesinde yapısal bütünlüğünü korumaktadır.

Tablo 7.8. PN işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde oluşan darbe ve kayma bölgelerine ait aşınma izi genişlik ve derinlik değerleri

Test Çelikleri		Darbe Bölgesi (μm)	Kayma Bölgesi (μm)
R260	Aşınma İzi Genişliği	1356	882,5
	Aşınma İzi Derinliği	20,6	4,9
PN1	Aşınma İzi Genişliği	1340	885
	Aşınma İzi Derinliği	13,8	4,25
PN2	Aşınma İzi Genişliği	1070	870
	Aşınma İzi Derinliği	14,3	2,45
PN3	Aşınma İzi Genişliği	1310	938
	Aşınma İzi Derinliği	20,3	3,55
PN4	Aşınma İzi Genişliği	1270	822,5
	Aşınma İzi Derinliği	16,1	4,9
PN5	Aşınma İzi Genişliği	1080	755
	Aşınma İzi Derinliği	14,3	5,75
PN6	Aşınma İzi Genişliği	1100	755
	Aşınma İzi Derinliği	13,8	5,15

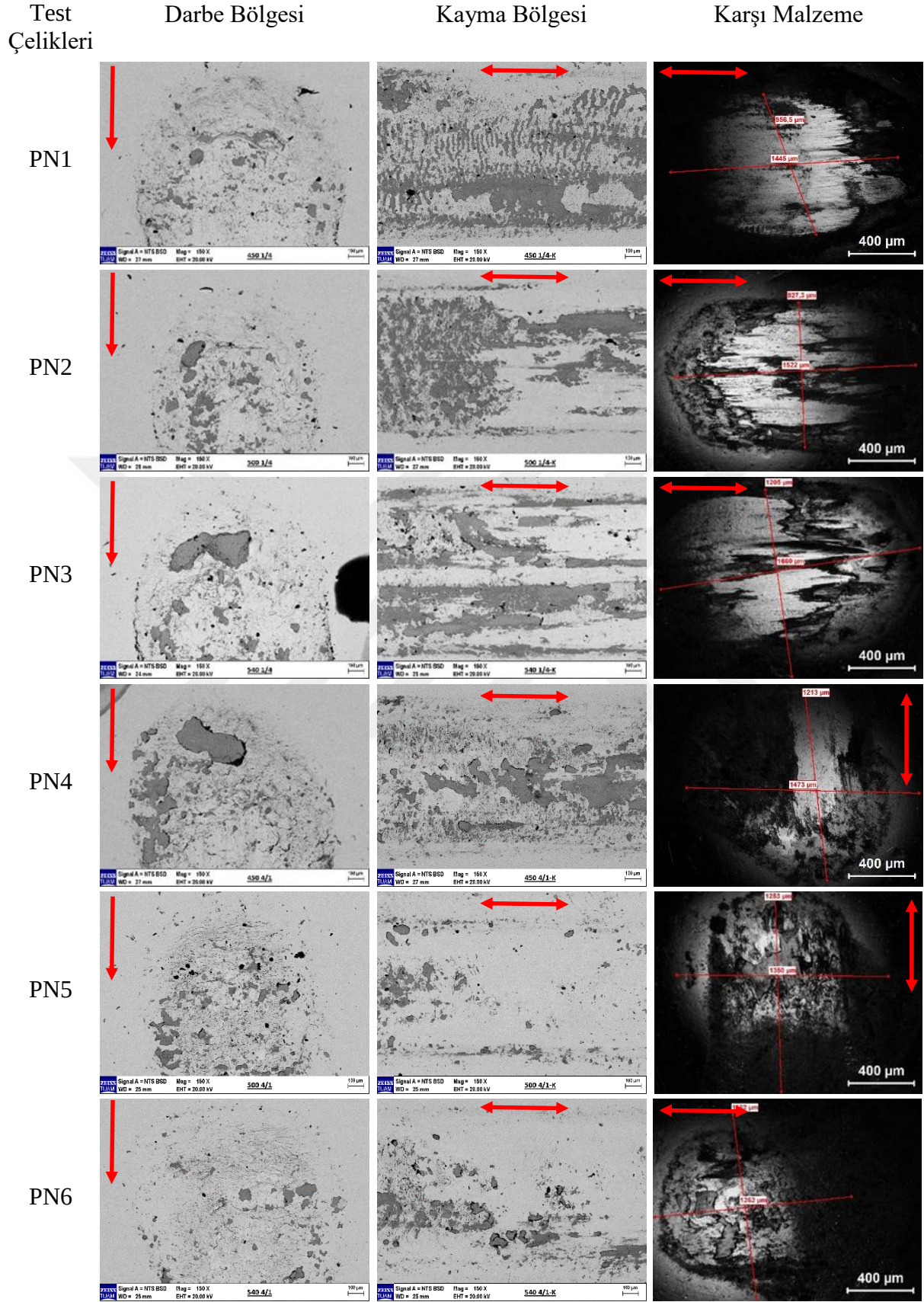
Şekil 7.37’de, işlem görmemiş ve nitrürlenmiş çeliklerin ortalama aşınma hızları karşılaştırılmaktadır. Hacimce %20 N₂ ile nitrürlenmiş PN1, PN2 ve PN3 çeliklerde darbe bölgesindeki aşınma hızları, işlem görmemiş çeliğe göre sırasıyla yaklaşık %34, %57 ve %8 oranında azalmaktadır. Kayma bölgesinde ise sırasıyla yaklaşık %4, %25 ve %1 oranında azalma gözlenmiştir. Bu doğrultuda, PN1, PN2 ve PN3 çeliklerin toplam aşınma hızları işlem görmemiş çeliğe göre sırasıyla yaklaşık %11, %32 ve %2,5 oranında düşmüştür. PN sıcaklığının 500 °C’den 540 °C’ye yükselmesi, PN3 çeliğinde daha yüksek aşınma hızlarıyla sonuçlanmıştır. Hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş PN4, PN5 ve PN6 çeliklerde darbe bölgesindeki aşınma hızı, işlem görmemiş çeliğe kıyasla sırasıyla yaklaşık %31, %56 ve %56 oranında azalmış, kayma bölgesinde ise sırasıyla yaklaşık %15, %21 ve %25 oranında azalma tespit edilmiştir. Bu çeliklerin toplam aşınma hızları ise işlem görmemiş çeliğe göre sırasıyla yaklaşık %18, %29 ve %32 oranında düşmüştür.



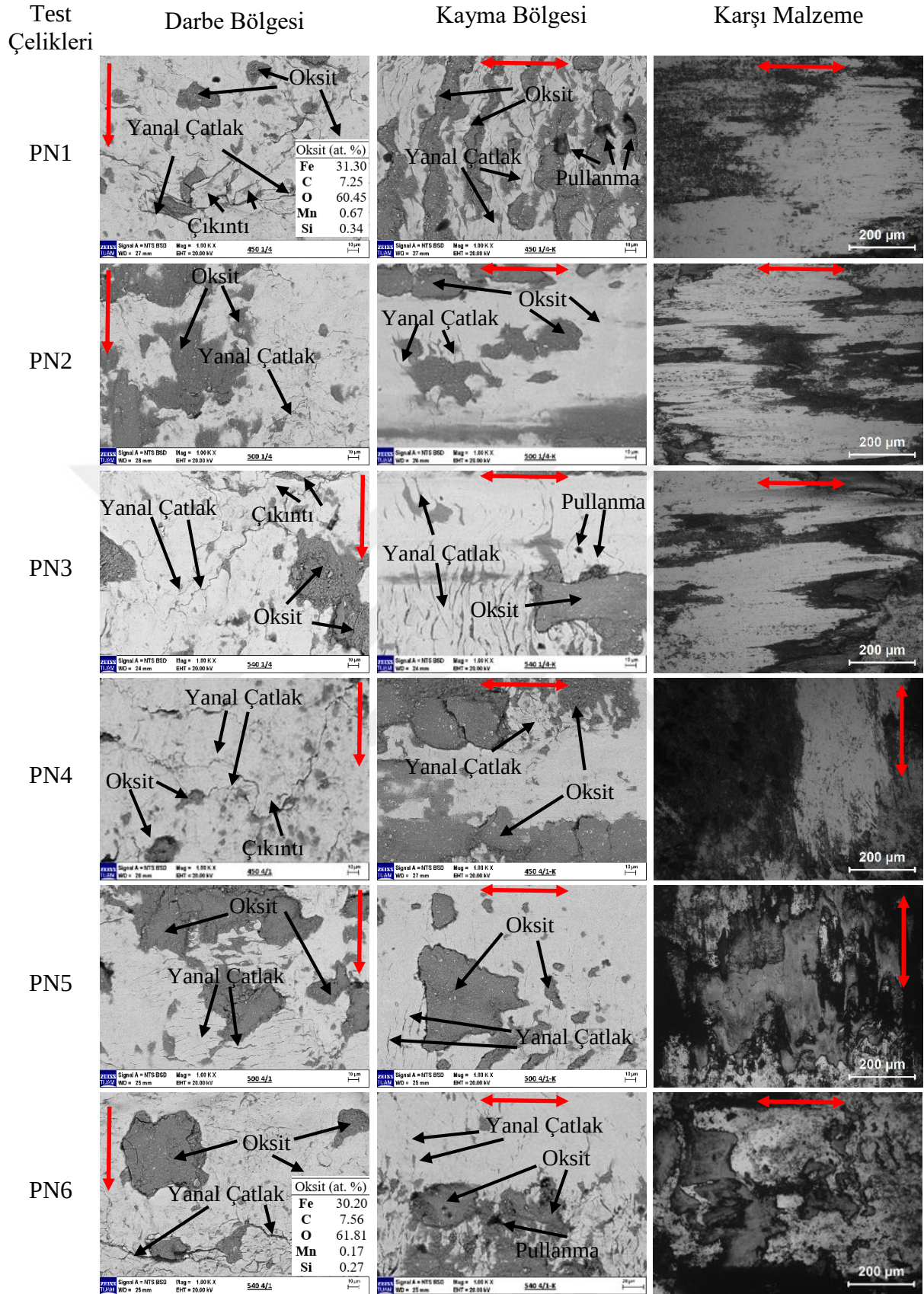
Şekil 7.37. Darbeli-kayma aşınma deneyinden sonra PN işlem görmüş çeliklerin aşınma hız değişimleri

Şekil 7.38 ve Şekil 7.39, nitrürlenmiş çeliklerin aşınma yüzeylerine ait detaylı SEM görüntülerini sunmaktadır. Düşük büyütme SEM incelemeleri, PN2, PN5 ve PN6 çeliklerinde hem darbe hem de kayma bölgelerinde daha sık ve dar aşınma izleri oluştuğunu göstermiştir (Şekil 7.38). Hacimce %20 N₂ ile işlem gören çeliklerin darbe ve kayma bölgelerinde oksit adacıkları gözlenmiştir (Şekil 7.38 ve Şekil 7.39). Yüksek büyütme SEM görüntülerinde, oksit içermeyen bölgelerdeki aşınma yüzeylerinde görülen yanal çatlaklar, yorulma aşınması mekanizmasının baskın olduğunu göstermektedir (Şekil 7.39). PN1, PN3 ve PN4 çeliklerin darbe bölgesinde, plastik deformasyona bağlı tümsekler tespit edilmiştir (Şekil 7.39). Darbe yüklemesi sonucunda PN3 çeliğinin yüzeyinde belirgin ve derin bir krater oluşmuştur (Tablo 7.8, Şekil 7.39). Kayma bölgesindeki aşınma yüzeylerinde ise ne plastik deformasyon ne de abrasif yivler gözlenmemiş, bu durum temas yüzeylerinde yorulma aşınmasının baskın olduğunu ortaya koymaktadır (Şekil 7.39). Yüzey yorulma çatlakları ve küçük kopma bölgelerinin miktarı özellikle PN1 ve PN3 çeliklerin kayma bölgelerinde, PN2 çeliğine kıyasla oldukça yüksek bulunmuştur. PN2 çeliğinin kayma bölgesi ise yüzey parlamasından dolayı daha az yorulma çatlağı sergilemektedir (Şekil 7.39). Daha yüksek sertleşme derinliğine sahip PN2 çeliğinde (Şekil 7.17), difüzyon bölgesinin iki fazlı beyaz tabaka üzerindeki yük taşıma kapasitesi hem darbe hem de kayma bölgelerinde belirgin deformasyon direnci göstermiştir. Buna karşın, PN1 çeliğinin sert ve gevrek fakat ince iki fazlı beyaz tabakası ($\sim 2,72 \pm 0,2 \mu\text{m}$), yüksek basma gerilmesi koşullarında darbe bölgesinde kolaylıkla çatlayıp ilerleyebilmektedir (Zhang vd., 2018).

Aşınma deneyleri sonrasında, hacimce %80 N₂ ile işlem gören çeliklerin aşınma yüzeyleri, oksit adacıkları ve yanal yüzey çatlaklarının varlığı açısından hacimce %20 N₂ ile işlem gören çeliklerin yüzey özellikleriyle büyük ölçüde benzerlik göstermiştir (Şekil 7.38 ve Şekil 7.39). Bu gözlemler, hacimce %80 N₂ ile işlem gören çeliklerde, iki fazlı beyaz tabaka yüzeyinde aşınmanın esas olarak tribo-oksidasyon ve yorulma aşınmasının birleşimiyle gerçekleştiğini ortaya koymaktadır. Özellikle PN5 ve PN6 çeliklerinin kayma bölgelerinde yüzey hasarı ve oksit adacıklarının yoğunluğu, PN4 çeliğine kıyasla belirgin biçimde daha düşük olup, çelik bilyede de daha az hasar gözlenmiştir. Bu durum, hacimce %80 N₂ nitrürleme işlemi sonrasında yüksek yüzey sertliğine sahip iki fazlı beyaz tabakanın sürtünme sürecinde oksidasyon reaksiyonlarını azalttığını, yüzey yorulma çatlaklarının oluşumunu engellediğini ve çeliğin aşınma direncini artırdığını göstermektedir. Aşırı yüksek temas gerilmeleri, kalınlaşan oksitlerin mekanik kararlılığını zayıflatabileceğinden, kayma bölgelerindeki oksit adacıklarının düşük yoğunluğu, kalın oksitlerin çelik bilyenin sonraki kayma hareketleriyle kolayca uzaklaştırılmasına bağlanabilir. Bu durum, darbeli-kayma aşınma deneyleri sırasında PN4 ve PN5 çelikleriyle temas eden çelik bilyelerin yüzeyinde oksitlerin yapışmasının gözlemlenmesini de açıklamaktadır. Aşınma sonrası oluşan oksitler üzerinde gerçekleştirilen EDS analiz sonuçları Şekil 7.39’da verilmiştir. Kato vd. (1994), nitrürlenmiş çeliğin karşı malzeme olarak rulman çeliği ile kaymalı aşınma davranışını kapsamlı şekilde incelediklerinde, Fe₂O₃ ve Fe₃O₄ tipindeki oksitlerin aşınmanın tribo-oksidasyon karakteristiğinde olduğunu ve bunun hafif aşınma rejiminde ilerlediğini rapor etmişlerdir.



Şekil 7.38. PN işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerine ait düşük büyütmeli SEM görüntüleri ve karşı malzeme çelik bilyenin OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü temsil etmektedir)

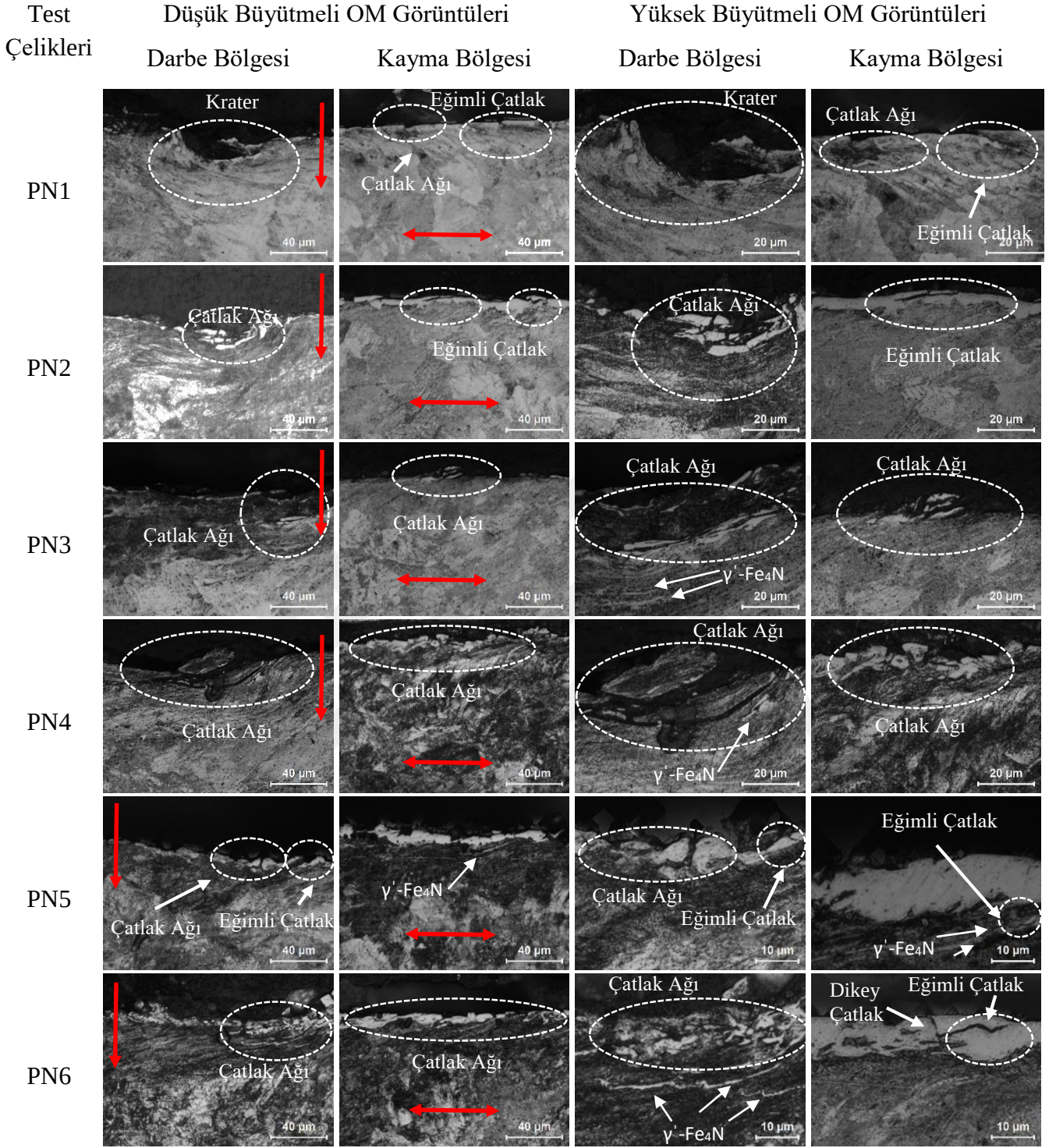


Şekil 7.39. PN işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerine ait yüksek büyütme SEM görüntüleri ve karşı malzeme çelik bilyenin OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü temsil etmektedir)

450 °C, 500 °C ve 540 °C’de, hacimce 20:80 ve 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında nitrürlenmiş çeliklerin aşınma izlerinin kesitlerinden elde edilen OM görüntüleri Şekil 7.40’da sunulmuştur. Düşük büyütme OM görüntüleri, aşınma deneyleri sonrasında darbe ve kayma bölgelerinin altında, farklı derinliklerde kraterler ve soyulmaya hazır çatlak ağlarının varlığını ortaya koymaktadır. Hacimce %20 N₂ ile işlem gören PN1 ve PN3 çeliklerinde, darbe ve kayma bölgelerinin altında sırasıyla ~20 µm ve ~10 µm derinliklere kadar ilerleyen krater/çatlak ağları ve eğimli çatlaklar tespit edilmiştir. Yüksek büyütme OM incelemeleri, kayma bölgesindeki beyaz tabakanın tamamen uzaklaşmadığını, ancak altındaki bölgelerin teğetsel gerilmeler nedeniyle kayma tipi plastik deformasyona maruz kaldığını göstermektedir. Kayma bölgelerindeki beyaz tabakanın altında, perlit plakaları ve uzamış γ' -Fe₄N demir nitrürleri kayma yönüne doğru yeniden yönelmiş olup, çatlak ilerlemesi bu yeniden yönelmeyle uyumlu eğimli morfolojide gerçekleşmektedir. Yüksek büyütme OM incelemelerinde, yüzey kaynaklı çatlakların beyaz tabaka içinde eğimli ilerlemesi de gözlenmiştir. Plastik deformasyon bölgelerinin derinlikleri, hacimce %20 N₂ ile işlem görmüş PN1, PN2 ve PN3 çelikleri için sırasıyla ~10, ~2 ve ~10 µm olarak ölçülmüştür. PN3 çeliğinde, plastik deformasyon bölgesinin genişlemesiyle uyumlu olarak, kayma bölgesinin yaklaşık 10 µm derinliğinde soyulmaya hazır çatlak ağı tespit edilmiştir. Ayrıca PN3 çeliğinde tek fazlı beyaz tabakanın ayrılması gözlenmiştir. Kayma temasının bulunmadığı darbe bölgelerinde kayma tipi plastik deformasyon ve eğimli çatlak ilerlemesi meydana gelmemiştir. Yük uygulandığında depolanan enerjiyi boşaltan dik çatlaklar, tek fazlı beyaz tabakanın karakteristik gradyanı ve heterojenliği nedeniyle kırılmaya daha yatkındır. Hacimce %20 N₂ ile işlem görmüş PN1 ve PN3 çeliklerinde, darbe bölgesinin altında, yaklaşık 10 µm derinliğe sahip bir kraterin köşesiyle çakışan ikinci bir krater ~7 µm derinliğe kadar uzanmış ve uzamış nitrür/matris ara yüzeyini takip edecek şekilde bükülmüştür. Öte yandan, PN2 çeliğinin darbe bölgesine ait yüksek büyütme OM incelemelerinde, iki fazlı beyaz tabaka ve alt tabaka içerisinde yüzey kaynaklı bir çatlağın yaklaşık 15 µm derinliğe kadar dik yönde ilerlediği gözlenmiştir.

Aşınma deneyleri sonrasında, hacimce %80 N₂ ile işlem görmüş çeliklerde, düşük büyütme OM incelemelerinde kayma bölgesinin altında kısa dik çatlaklar (<5 µm) gözlenmiştir. Bu durum, hacimce %20 N₂ ile işlem görmüş çeliklere kıyasla teğetsel gerilmenin etkisinin azaldığını düşündürmektedir. Öte yandan, darbe bölgesinin hemen altında yüzeysel soyulmaya hazır çatlak ağları ve dik çatlaklar tespit edilmiştir. Kayma bölgesinin altından alınan yüksek büyütme OM görüntüleri, yaklaşık ~2 µm derinliğinde sıkı bir plastik deformasyon bölgesinin varlığını ortaya koymaktadır. Bu bölgede eğimli çatlaklara

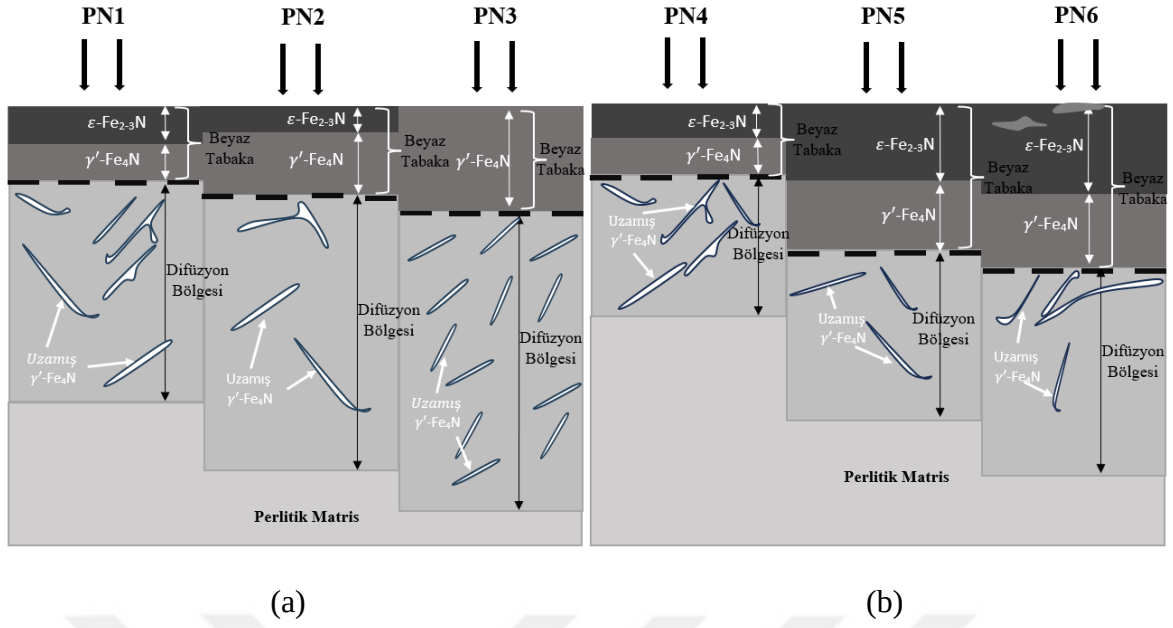
rastlanırken, darbe bölgesinin altında yer alan bir dik çatlak $\sim 7 \mu\text{m}$ derinliğe kadar ilerlemektedir. Düşük büyütmeli OM görüntülerinde, hacimce %80 N_2 ile işlem gören PN4 çeliğinde dalgalı bir iz yüzeyi (yüksek pürüzlülük), yüzey kraterleri ve yaklaşık $\sim 9 \mu\text{m}$ derinliğe sahip çok sayıda soyulmaya hazır çatlak ağı olduğu gözlenmiştir. Yüksek büyütmeli OM incelemelerinde, kayma bölgesinin altında daha geniş ($\sim 8 \mu\text{m}$) bir plastik deformasyon bölgesi ve darbe bölgesinin altında $\sim 2 \mu\text{m}$ derinlikte kesişen eğimli çatlaklar tespit edilmiştir. Kayma bölgesinde az sayıda yanal çatlak belirlenmiş olsa da, temas yüzeylerinin altında eğimli çatlakların ve/veya çatlak ağlarının varlığı, hacimce %80 N_2 ile işlem görmüş PN4 çeliğinde malzeme kaybına yüzey yorulma aşınmasının da katkıda bulunabileceğini göstermektedir. Daha ince iki fazlı beyaz tabaka ($4,6 \pm 2 \mu\text{m}$), kalın iki fazlı beyaz tabakaya ($14,8 \pm 3 \mu\text{m}$) göre çeşitli mekanik özellikler ve gerilme dağılımı faktörlerinden dolayı çatlamaya daha yatkındır. Kalın iki fazlı beyaz tabaka, enerjiyi daha fazla absorbe edebilmekte ve gerilmeyi geniş bir hacme dağıtarak çatlak başlatma ve ilerleme olasılığını azaltmaktadır. Buna karşılık, ince iki fazlı beyaz tabaka gerilmeyi lokal bölgelerde daha hızlı biriktirdiğinden, orta seviyeli yükler altında dahi çatlamaya daha hassastır (Cabrera-Yacuta vd., 2025: 4-6).



Şekil 7.40. PN işlem görmüş çeliklerin aşınma izinin kesitten düşük ve yüksek büyütmeli OM görüntüleri (kırmızı oklar kayma yönünü göstermektedir)

450 °C, 500 °C ve 540 °C’de, hacimce 20:80 ve 80:20 N₂:H₂ gaz karışımlarında nitrürlenmiş çeliklerin beyaz tabaka ve difüzyon bölgeleri Şekil 7.41’de modellenmiştir. PN3 çeliğinin dış yüzeyi, $7,66 \pm 0,84 \mu\text{m}$ kalınlığında tek fazlı beyaz tabaka iken, PN1 ve PN2 çeliklerinin yüzeyi sırasıyla $\sim 2,72 \pm 0,2 \mu\text{m}$ ve $5,69 \pm 1,46 \mu\text{m}$ kalınlığında iki fazlı beyaz

tabakadan oluşmaktadır. PN1 ve PN2 çeliklerinin beyaz tabakanın altında, sırasıyla yaklaşık $117,5 \pm 8 \mu\text{m}$ ve $127 \pm 8 \mu\text{m}$ kalınlığında difüzyon bölgeleri bulunmakta olup, bu bölgelerde perlitik matris içinde rastgele yönelmiş γ' -Fe₄N tipi uzamış demir nitürleri yer almaktadır. PN3 çeliğinde ise beyaz tabakanın altındaki difüzyon bölgesi daha kalın ($\sim 198 \pm 8 \mu\text{m}$) olup, uzamış küçük nitürler içermektedir. Hacimce %80 N₂ ile 450 °C, 500 °C ve 540 °C’de işlem gören çeliklerde iki fazlı beyaz tabaka kalınlıkları sırasıyla $4,6 \pm 1,34 \mu\text{m}$, $14,87 \pm 1,5 \mu\text{m}$ ve $14,89 \pm 2,5 \mu\text{m}$ olarak ölçülmüştür. PN4, PN5 ve PN6 çeliklerinin iki fazlı beyaz tabakalarının altında sırasıyla yaklaşık $95,7 \pm 8 \mu\text{m}$, $138 \pm 8 \mu\text{m}$ ve $179 \pm 12 \mu\text{m}$ kalınlığında difüzyon bölgeleri gözlenmiştir. Hacimce %80 N₂ ile işlem gören çeliklerde daha kalın beyaz tabaka ve daha ince difüzyon bölgesi oluşmuştur; bu, hacimce %20 N₂ ile işlem gören çeliklerden farklıdır. Artan nitrürleme sıcaklığı, hacimce %80 N₂ ile işlem gören çeliklerde baskın ϵ -Fe₂-₃N fazını içeren beyaz tabaka kalınlığını artırmış ve bu fazın artışı, iki fazlı beyaz tabakanın yük taşıma kapasitesini yükselterek, Şekil 7.38 ve Şekil 7.39’da görüldüğü üzere yüzey yorulma çatlaklarının başlamasını engellemiştir. Ayrıca, ray çeliğinin nitrülenmesi elastik deformasyona yol açmış (PN1 için $\sim 0,18$; PN3 için $\sim 0,1$; PN4 için $\sim 0,08$) ve Leskovšek vd. (2008) tarafından modellenen bası kalıntı gerilmesinin gelişimine katkı sağlamıştır. 450, 500 ve 540 °C’de, hacimce %20 ve %80 N₂ ile nitrülen ray çeliklerinde, perlitik matris içinde azot çözünmesi kafes yapısında elastik deformasyon ile ilişkilendirilmiştir (Cho vd., 2013). Hacimce %20 N₂ ile 540 °C’de işlem gören PN3 çeliğinin nitrülenmesi sırasında yayılan azot, difüzyon bölgesinde uyumsuz nitürlerin önemli ölçüde artmasına yol açmaktadır. Bu durum, 450 °C’de hacimce %20 N₂ ile işlem gören PN1 çeliğine kıyasla kafes yapısında elastik deformasyon ve bası kalıntı gerilmelerini azaltmaktadır. Hacimce %20 N₂ ile işlem gören çelikler arasında PN2 en yüksek yüzey sertliğine ulaşırken, hacimce %80 N₂ ile işlem gören çelikler arasında PN5 ve PN6, PN4 çeliğe kıyasla en sert yüzeyleri sergilemiştir.



Şekil 7.41. 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda sırasıyla hacimce (a) %20 ve (b) %80 N₂ ile PN işlem görmüş çeliklerin yüzeyinde beyaz tabaka ve difüzyon bölgenin şematik görünümü

8. SONUÇLAR

Bu tez çalışmasında, işlem görmemiş ile BD, PN ve BD + PN yüzey işlemleri uygulanmış R260 ray çeliklerinin yapısal karakterizasyonu gerçekleştirilmiş ve kuru kayma aşınma davranışı 15 N ile 60 N yük aralığında incelenmiştir. Ayrıca, işlem görmemiş ile BD ve PN uygulanmış çelikler üzerinde darbeli-kayma aşınma deneyleri yapılmıştır. Elde edilen sonuçlar aşağıda sıralanmıştır:

- 1) İşlem görmemiş ray çeliğinin sertliği 300 HV_{0.01} olarak belirlenmiştir. BD işlemi uygulanmış çeliklerin yüzey sertlikleri ise BD1'de 330 HV_{0.01}, BD2'de 349 HV_{0.01} ve BD3'te 407 HV_{0.01} olarak ölçülmüştür. Almen şiddeti ve yüzey örtme oranındaki artış, yüzeyde tanelerin incelmesine ve sertleşmiş tabaka kalınlığının artmasına yol açmıştır. XRD analizlerinde, BD işlemi uygulanmış çeliklerin α -Fe piklerinde, Almen şiddeti ve yüzey örtme oranı arttıkça daha düşük kırınım açılarına doğru bir kayma ve pik genişlemesi gözlenmiştir. Bu durum, çeliklerde bası kalıntı gerilmesi değerlerinin artmasına neden olmuştur. Bası kalıntı gerilmesi değerleri; işlem görmemiş çelikte -0,11 GPa, BD1 çeliğinde -0,31 GPa, BD2 çeliğinde -0,32 GPa ve BD3 çeliğinde -1,24 GPa olarak hesaplanmıştır. BD işlemi uygulanmış çeliklerin çekme mukavemeti değerleri, birbirine yakın sonuçlar göstermiş ve işlem görmemiş çeliğe kıyasla yaklaşık %8 oranında iyileşme sergilemiştir. Ayrıca, BD uygulanmış çeliklerin uzama değerlerinde de işlem görmemiş çeliğe kıyasla artış olduğu belirlenmiştir.
- 2) BD işlem görmüş çeliklerin yüzey pürüzlülük değerlerinin, işlem görmemiş çeliğe kıyasla önemli ölçüde arttığı belirlenmiştir. Kuru kayma koşullarında gerçekleştirilen aşınma deneyleri sonucunda, BD1, BD2 ve BD3 çeliklerinin aşınma hacimleri, tüm yük seviyelerinde işlem görmemiş çeliğe oranla daha yüksek bulunmuştur. Aşınma yüzeylerinin morfolojik incelemelerinde, BD işlem görmüş çeliklerde adhezif, abrazif ve oksidasyon kaynaklı aşınma mekanizmalarının etkili olduğu tespit edilmiştir. Deney yükü arttıkça, işlem görmemiş çelik ile BD1 ve BD2 çeliklerin KSK'larında azalma eğilimi gözlenmiştir. Özellikle, BD2 çeliğin yüzey pürüzlülüğü $R_a = 4,13 \mu\text{m}$ 'den $R_a = 0,75 \mu\text{m}$ değerine düşürüldüğünde, 15 N, 30 N, 45 N ve 60 N yükler altında ölçülen aşınma hacimlerinde sırasıyla %72, %70, %52 ve %50 oranında azalma kaydedilmiştir.
- 3) Darbeli-kayma aşınma deneyleri sonucunda, BD1 ve BD2 çeliklerin darbe bölgesindeki aşınma hızları, işlem görmemiş çeliğe kıyasla sırasıyla yaklaşık %8,3 ve %141 oranında artış göstermiştir. Buna karşılık, BD3 çeliğinde yaklaşık %6,5 oranında azalma gözlenmiştir. Kayma bölgesinde ise BD1, BD2 ve BD3 çeliklerinin aşınma hızları, işlem

görmemiş çeliğe göre sırasıyla yaklaşık %80, %178 ve %75 oranında artmıştır. Toplam aşınma hızı açısından değerlendirildiğinde, BD1, BD2 ve BD3 çeliklerinde sırasıyla yaklaşık %63, %170 ve %55 oranında artış meydana gelmiştir. Ayrıca, BD işlem görmüş çeliklerin darbe bölgelerindeki aşınma iz genişliklerinin, işlem görmemiş çeliğe kıyasla daha dar, kayma bölgelerindeki iz genişliklerinin ise daha geniş olduğu belirlenmiştir. Aşınma izi morfolojik incelemelerde, işlem görmemiş R260 ve BD işlem görmüş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerinde oksit tabakalarının yanı sıra, hareket yönüne dik gelişen yanal (yorulma) çatlakların varlığı tespit edilmiştir. Aşınma izlerinin kesiti incelendiğinde ise darbe ve kayma bölgelerinin altında, yüzeye paralel ilerleyen ve yüzeyden ayrılmaya eğilimli eğimli çatlakların olduğu gözlenmiştir. Bu bulgular, yüksek yüzey sertliği, kalın sertleşmiş tabaka, yüksek bası kalıntı gerilmesi ve düşük yüzey pürüzlülüğü sağlayan bilyalı dövme işleminin, R260 ray çeliği üzerinde uygulanmasının gerekliliğini ortaya koymaktadır.

- 4) Hacimce %20 N₂ ve %80 N₂ gaz karışımları için PN işlem sıcaklığı arttıkça ve gaz karışımındaki azot oranı yükseldikçe, beyaz tabaka kalınlığında belirgin bir artış gözlemlenmiştir. EDS analizleri, beyaz tabakanın dış yüzeyinden difüzyon bölgesine doğru azot atomunun ağırlıkça yüzdesinin azaldığını, difüzyon bölgesinde ise karbon zenginleşmesi oluştuğunu ortaya koymuştur. XRD analizleri, hacimce %20 N₂ gaz bileşimi ile gerçekleştirilen PN işlemlerinde sıcaklığın artmasıyla ϵ -Fe₂₋₃N fazının şiddetinin azaldığını, buna karşılık γ' -Fe₄N fazının şiddetinin arttığını göstermektedir. Sadece 540 °C'de ve hacimce %20 N₂ gaz bileşiminde nitrürlenmiş PN3 çeliğinde tek fazlı γ' -Fe₄N beyaz tabaka yapısı oluşmuştur. Hacimce %80 N₂ gaz bileşimi için ise nitrürlenme sıcaklığı arttıkça ϵ -Fe₂₋₃N fazının şiddeti artmış; 450 °C'den 500 °C'ye yükseltilen PN sıcaklığında hem ϵ -Fe₂₋₃N hem de γ' -Fe₄N faz şiddeti artarken, 500 °C'den 540 °C'ye yükseltildiğinde ϵ -Fe₂₋₃N faz şiddeti artmış, γ' -Fe₄N faz şiddeti ise azalmıştır. İki fazlı beyaz tabakaya sahip PN1, PN2, PN4, PN5 ve PN6 çelikler, tek fazlı beyaz tabakaya sahip PN3 çeliğine kıyasla daha yüksek yüzey sertliği sergilemiştir. Ayrıca, hacimce %20 N₂ ve %80 N₂ gaz karışımlarında PN işlem sıcaklığı arttıkça difüzyon tabaka kalınlığının da arttığı gözlemlenmiştir. Yapılan çekme deneylerinde, PN ve BD+PN işlem gören tüm çelikler düşük çekme mukavemeti göstermiş ve gevrek kırılma davranışı sergilemiştir. Bunun yanı sıra, hacimce %20 N₂ ve %80 N₂ gaz karışımlarında PN işlem sıcaklığı ve azot oranının artışı, yüzey pürüzlülük (R_a) değerlerinin de yükselmesine yol açmıştır.
- 5) PN öncesi çeliklere uygulanan BD işlemi, hem beyaz tabaka kalınlığını hem de faz oranlarını değiştirmiştir. 450 °C'de hacimce %20 N₂ ve %80 N₂ gaz karışımlarında, PN

öncesi çeliklere uygulanan BD ön işlemiyle beyaz tabaka kalınlıklarında belirgin bir değişim gözlenmemiştir. 500 °C’de, hacimce %20 N₂ gaz karışımında Almen şiddetinin artmasıyla beyaz tabaka kalınlığının arttığı, ancak yüzey örtme oranının artmasıyla tekrar azaldığı tespit edilmiştir. 540 °C’de, hacimce %20 N₂ gaz karışımında ise BD1 ön işlem parametresinde beyaz tabaka kalınlığında hafif bir artış gözlenmiş, ancak Almen şiddeti ve yüzey örtme oranının artmasıyla belirgin bir düşüş meydana gelmiştir. 500 °C ve 540 °C gibi yüksek sıcaklıklarda, hacimce %80 N₂ gaz karışımında PN öncesi çeliklere uygulanan BD ön işlemiyle beyaz tabaka kalınlığının, hem Almen şiddeti hem de yüzey örtme oranının artmasıyla azaldığı belirlenmiştir. BD ön işlemlili çeliklerde, 540 °C sıcaklıkta ve hacimce %20 N₂ ile nitrürlenmiş örneklerde, Almen şiddeti ve yüzey örtme oranının artmasıyla γ' -Fe₄N faz yoğunluğu azalmış, α -Fe faz yoğunluğu ise artmıştır. Aynı sıcaklıkta ve hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş çeliklerde, Almen şiddetinin artmasıyla ϵ -Fe₂₋₃N faz yoğunluğu azalırken, γ' -Fe₄N faz yoğunluğu artmıştır. Yüzey örtme oranının artmasıyla ise hem ϵ -Fe₂₋₃N hem de γ' -Fe₄N faz yoğunluğu azalmıştır. PN öncesi çeliklere uygulanan BD ön işlemi ile faz oranlarındaki bu değişimler, nitrürlenmiş çeliklerin yüzey sertliğinin azalmasına neden olmuştur. Ayrıca, BD ön işlemi difüzyon tabaka kalınlığını artırmış ve nitrürlenmiş çeliklerin yüzey pürüzlülük (R_a) değerlerini 2,29 µm-4,26 µm aralığında oluşturmuştur. Bu yüksek pürüzlülük değerleri, BD + PN işlem görmüş çeliklerin aşınma dirençlerinde düşüşe yol açmıştır.

- 6) Kuru kayma koşullarında gerçekleştirilen aşınma deneyleri sonucunda; 450 °C, 500 °C ve 540 °C’de hacimce %20 N₂ ve %80 N₂ gaz karışımlarında nitrürlenmiş çeliklerin 30 N ile 60 N yükler altında aşınma hacimlerinin, işlem görmemiş çeliğe kıyasla azaldığı gözlemlenmiştir. En iyi aşınma direncini, en yüksek ϵ -Fe₂₋₃N faz yüzdesine ve en kalın beyaz tabakaya sahip olan, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda hacimce %80 N₂ gaz karışımında nitrürlenmiş PN5 ve PN6 çelikleri sergilemiştir. Deney yükünün artmasıyla, 450 °C, 500 °C ve 540 °C’de hacimce %20 N₂ ile işlem gören PN1, PN2 ve PN3 çeliklerin, ayrıca 500 °C’de hacimce %80 N₂ ile işlem gören PN5 çeliğin KSK değerlerinde azalma meydana gelmiştir. PN işlem görmüş çeliklerin aşınma yüzeylerinde adhezif, oksidasyon ve yorulma aşınma mekanizmaları tespit edilmiştir. Hacimce %80 N₂ ile işlem gören çelikler, hacimce %20 N₂ ile işlem gören çeliklere kıyasla genel olarak daha dar aşınma izleri göstermiş ve yüzeylerinde daha az hasar oluşmuştur.
- 7) Darbeli-kayma aşınma deneyi sonuçlarına göre; 450 °C, 500 °C ve 540 °C’de hacimce %20 N₂ gaz bileşiminde nitrürlenmiş PN1, PN2 ve PN3 çeliklerin aşınma hızları işlem görmemiş çeliğe göre sırasıyla yaklaşık %11, %32 ve %2,5 oranında azalmıştır. Daha yüksek

sertleşme derinliğine sahip PN2 çeliği, hem darbe hem de kayma bölgelerinde belirgin deformasyon direnci göstermiştir. Aynı sıcaklıklarda hacimce %80 N₂ gaz bileşiminde nitrürlenmiş PN4, PN5 ve PN6 çeliklerin aşınma hızları işlem görmemiş çeliğe kıyasla sırasıyla %18, %29 ve %32 oranında azalmıştır. PN işlem görmüş çeliklerde darbe bölgelerindeki aşınma izleri, kayma bölgelerinden daha derin ve geniş olarak gözlenmiştir. Nitrürlenmiş çeliklerin darbe ve kayma bölgelerindeki aşınma izlerinde oksit lekeler ve yoğun yorulma çatlakları tespit edilmiştir. Sert ve kalın iki fazlı beyaz tabaka yapının, oksidasyon reaksiyonlarını azalttığı, yorulma çatlaklarının başlamasını engellediği ve çeliğin aşınma direncini iyileştirdiği belirlenmiştir. PN işlem görmüş çeliklerin aşınma izi kesitlerinde; PN1 ve PN4 çeliklerin ince beyaz tabaka kalınlıklarının darbe bölgesinden tamamen soyulduğu görülmüştür. Yüzeyden itibaren daha sertleştirilmiş tabakaya sahip PN2, PN5 ve PN6 çeliklerinde kayma bölgelerinde oluşan plastik deformasyon derinliği ile darbe bölgelerinde oluşan kraterlerin derinliği düşük çıkmıştır. Bu bulgular, ince iki fazlı beyaz tabakanın kalın iki fazlı beyaz tabakaya göre daha kolay parçalandığını göstermektedir. Hacimce %80 N₂ ile nitrürlenmiş çelikler, kayma gerilmelerine karşı hacimce %20 N₂ ile işlenen çeliklere kıyasla daha dirençli bulunmuştur. Tüm bu sonuçlar, PN işleminin R260 ray çeliklerinin hem kuru kayma hem de darbeli-kayma aşınma direncini artıran etkili bir yöntem olduğunu doğrulamaktadır.

KAYNAKÇA

- Agin, O.** (2017). Hızlı Tren Hatlarında Yeni Ray Profili. *Demiryolu Mühendisliği*, 6, Article 6.
- Akyazi, T.** (2011). *Investigation of Surface Properties of Plasma Nitrided and Pvd Coated Ti-6AL-4V Alloy for Biomedical Applications*. (Yüksek Lisans Tezi). Istanbul Technical University Institute of Science And Technology, Istanbul.
- Alemanı, M., Gialanella, S., Straffelini, G., Ciudin, R., Olofsson, U., Perricone, G., & Metinoz, I.** (2017). Dry sliding of a low steel friction material against cast iron at different loads: Characterization of the friction layer and wear debris. *Wear*, 376-377, 1450-1459.
- Alpaslan, Ö.** (2011). *Surface Treatment of Heat Treatable Steels Via Nitriding and Thin CrN Coating*. (Yüksek Lisans Tezi). Istanbul Technical University Institute of Science And Technology, Istanbul.
- Arslan, E.** (2023). Yüksek Hızlı Tren Hatlarında Rayların Yeniden Profillendirilmesinde Döner Taşlama Metodunun Uygulanabilirliği: Ankara-Eskişehir Hattı Örneği. *Demiryolu Mühendisliği*, 17, 38-53.
- ASTM E384-99- Standard:** *Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. (1999). ASTM.
- ASTM G133:** *Test method for linearly reciprocating ball-on-flat sliding wear*. (2005). ASTM.
- Atar, E., Sarioglu, C., Cimenoglu, H., & Kayali, E. S.** (2005). Residual stresses in (Zr,Hf)N films (up to 11.9 at.% Hf) measured by X-ray diffraction using experimentally calculated XECs. *Surface and Coatings Technology*, 191(2-3), 188-194.
- Avcu, Y. Y.** (2019). *Ti6Al4V Titanyum Alaşımın Bilyalı Dövme Sonrası Aşınma Davranışının İncelenmesi*. (Doktora Tezi). Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.
- Bagherifard, S., Slawik, S., Fernández-Pariente, I., Pauly, C., Mücklich, F., & Guagliano, M.** (2016). Nanoscale surface modification of AISI 316L stainless steel by severe shot peening. *Materials & Design*, 102, 68-77.
- Bai, W., Xu, X., Liu, Y., Liang, Y., Shen, Y., Han, Z., Sheng, Z., Chen, R., & Zhu, M.** (2023). Microstructural evolutions and impact toughness in simulated welding heat affected zones for a high-strength carbide-free bainitic rail steel. *Materials Science and Engineering: A*, 880, 145325.

- Bai, Z., & Wu, X.** (2024). Improving stress corrosion resistance and wear resistance of austenitic hot-stamping die steels via synergistic effects of shot peening and plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*, 478, 130448.
- Balusamy, T., Narayanan, T. S. N. S., Ravichandran, K., Park, I. S., & Lee, M. H.** (2013). Plasma nitriding of AISI 304 stainless steel: Role of surface mechanical attrition treatment. *Materials Characterization*, 85, 38-47.
- Balyalı, H.** (2015). *Metalik Malzemelerin Bilyalı Dövme Uygulaması Sonrası Tribolojik Davranışının DeneySEL Olarak İncelenmesi*. (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Bartın Üniversitesi. (t.y.).** *Faz Diyagramları* [<https://cdn.bartın.edu.tr/metalurji/d7ee7cd9-f063-4669-8e1c-393503ed6ffb/malzemeisunu8fazdiyagramlari.pdf>].
- Bek, N.** (2009). Peening uygulamaları. *Yüzey İşlem Kumlama Dergisi*, 7(1), 26-28.
- Beynon, J. H., Garnham, J. E., & Sawley, K. J.** (1996). Rolling contact fatigue of three pearlitic rail steels. *Wear*, 192(1-2), 94-111.
- Bolton, P., Clayton, P., & McEwen, I.** (1982). Wear of rail and tire steels under rolling/sliding conditions. *Asle Transactions*, 25(1), 17-24.
- Boztepe, E., Alves, A. C., Ariza, E., Rocha, L. A., Cansever, N., & Toptan, F.** (2018). A comparative investigation of the corrosion and tribocorrosion behaviour of nitrocarburized, gas nitrided, fluidized-bed nitrided, and plasma nitrided plastic mould steel. *Surface and Coatings Technology*, 334, 116-123.
- Cabrera-Yacuta, T. N., Rodríguez-Castro, G. A., Meneses Amador, A., Arzate-Vázquez, I., Morales-Contreras, O., Campos-Silva, I. E., & Melo Pérez, M. A.** (2025). Analysis of the stress field by finite element model in boride layers formed in the Inconel 718 superalloy. *Surface and Coatings Technology*, 498, 131874.
- Chen, M., Xing, S., Li, J., He, J., Lu, Y., Jiang, C., & Ji, V.** (2021). Surface residual stress and microstructure evolutions of Hastelloy X alloy after severe shot peening. *Vacuum*, 187, 110136.
- Chen, Y., Gong, W., & Kang, R.** (2020). Review and propositions for the sliding/impact wear behavior in a contact interface. *Chinese Journal of Aeronautics*, 33(2), 391-406.

- Cho, K. T., Song, K., Oh, S. H., Lee, Y.-K., & Lee, W. B.** (2013). Surface hardening of shot peened H13 steel by enhanced nitrogen diffusion. *Surface and Coatings Technology*, 232, 912-919.
- Clare, A., Oyelola, O., Folkes, J., & Farayibi, P.** (2012). Laser cladding for railway repair and preventative maintenance. *Journal of Laser Applications*, 24(3), 032004.
- Clarke, T. G. R., Da Silva Rocha, A., Reguly, A., & Hirsch, T.** (2005). In situ XRD measurements during plasma nitriding of a medium carbon steel. *Surface and Coatings Technology*, 194(2-3), 283-289.
- Clayton, P., & Danks, D.** (1990). Effect of interlamellar spacing on the wear resistance of eutectoid steels under rolling-sliding conditions. *Wear*, 135(2), 369-389.
- Coşkun, G., & Sariişik, A.** (2016). Slip Safety Analysis of Local Afyon Marble. *Afyon Kocatepe University Journal of Sciences and Engineering*, 16(1), 155-166.
- Çelik, H.** (2019). *Bilyalı Dövme, Plazma Nitrürlleme ve Bilyalı Dövme/Plazma Nitrürlleme Dupleks Yüzey İşlemi Uygulanmış AISI 4140 Çeliğinin Manyetik Alan Altındaki Tribolojik Özelliklerinin İncelenmesi*. (Yüksek Lisans Tezi). Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Çomaklı, O.** (2017). *Çelik ve döküm kam millerinin plazma nitrürlleme işlemi ile tribolojik ve mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi*. (Yüksek Lisans Tezi). Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Çoşkun, Ö. F., Eğercioğlu, A., Özdemir, G., & Mindivan, H.** (2024). The influence of the carburizing process on the impact-sliding wear behavior of 14nicr14 steel. *Eurasian Journal of Science Engineering and Technology*, 5(1), 1-8.
- Çubuk, A. B.** (2020). *Bilyalı Dövme İşleminde Bilya Çarpma Açısı ve Bilya Boyutunun AA7075 Alüminyum Alaşımının Yüzey ve Yüzey Altı Özelliklerine Etkisi*. (Yüksek Lisans Tezi). Kocaeli Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Kocaeli.
- Dayanç, A.** (2017). *Çelik ve döküm kam millerinin plazma nitrürlleme işlemi ile tribolojik özelliklerinin artırılması*. (Yüksek Lisans Tezi). Cumhuriyet Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sivas.
- Devanathan, R., & Clayton, P.** (1991). Rolling-sliding wear behavior of three bainitic steels. *Wear*, 151(2), 255-267.

- Deveci, A.** (2018). *Yüksek Hızlı Demiryollarında Tekerlek-Ray Temas Analiz*. (Yüksek Lisans Tezi). Selçuk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya.
- Dhar, S.** (2019). *Microstructure and Fatigue Properties of Railway Steels for Switches and Crossings*. (Doktora Tezi). Technical University of Denmark.
- DIN 50125:2009-07: Testing of metallic materials-Tensile test pieces.** (2009). DIN.
- Donzella, G., Faccoli, M., Ghidini, A., Mazzù, A., & Roberti, R.** (2005). The competitive role of wear and RCF in a rail steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 72(2), 287-308.
- Eadie, D. T., Elvidge, D., Oldknow, K., Stock, R., Pointner, P., Kalousek, J., & Klauser, P.** (2008). The effects of top of rail friction modifier on wear and rolling contact fatigue: Full-scale rail-wheel test rig evaluation, analysis and modelling. *Wear*, 265(9-10), 1222-1230.
- Edjeou, W., Moström, O., Asplund, M., Larsson-Kråik, P.-O., Pérez-Ràfols, F., Larsson, R., & Almqvist, A.** (2025). Evaluating the impact of rail surface roughness post-grinding: An experimental and elastoplastic modelling approach. *Tribology International*, 201, 110270.
- Ekberg, A., Åkesson, B., & Kabo, E.** (2014). Wheel/rail rolling contact fatigue – Probe, predict, prevent. *Wear*, 314(1-2), 2-12.
- Ekberg, A., & Björn, P.** (2010). *Innotrack Concluding Technical Report*. [Http://publications.lib.chalmers.se/records/fulltext/129645/local_129645.pdf].
- EN 13671-1 (Railway applications—Track—Rail—Part 1): Vignole railway rails 46 kg/m and above.** (2002). European Standard.
- Feng, X. Y., Zhang, F. C., Kang, J., Yang, Z. N., & Long, X. Y.** (2014). Sliding wear and low cycle fatigue properties of new carbide free bainitic rail steel. *Materials Science and Technology*, 30(12), 1410-1418.
- Figueiredo, R. B., Kawasaki, M., & Langdon, T. G.** (2023). Seventy years of Hall-Petch, ninety years of superplasticity and a generalized approach to the effect of grain size on flow stress. *Progress in Materials Science*, 137, 101131.
- Forati Rad, H., Amadeh, A., & Moradi, H.** (2011). Wear assessment of plasma nitrided AISI H11 steel. *Materials & Design*, 32(5), 2635-2643.
- Garnham, J. E., & Beynon, J. H.** (1992). Dry rolling-sliding wear of bainitic and pearlitic steels. *Wear*, 157(1), 81-109.

- Garnham, J. E., & Davis, C. L.** (2011). Very early stage rolling contact fatigue crack growth in pearlitic rail steels. *Wear*, 271(1-2), 100-112.
- Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C.** (2016). Competition Between Surface Defects and Residual Stresses On Fatigue Behaviour of Shot Peened Forged Components. *Procedia Structural Integrity*, 2, 3226-3232.
- Gerin, B., Pessard, E., Morel, F., & Verdu, C.** (2017). Influence of surface integrity on the fatigue behaviour of a hot-forged and shot-peened C70 steel component. *Materials Science and Engineering: A*, 686, 121-133.
- Godefroid, L. B., Moreira, L. P., Vilela, T. C. G., Faria, G. L., Candido, L. C., & Pinto, E. S.** (2019). Effect of chemical composition and microstructure on the fatigue crack growth resistance of pearlitic steels for railroad application. *International Journal of Fatigue*, 120, 241-253.
- Gren, D., & Meyer, K. A.** (2024). Effects of predeformation on torsional fatigue in R260 rail steel. *International Journal of Fatigue*, 179, 108031.
- Hacısalıhoğlu, İ., Yıldız, F., & Çelik, A.** (2018). Tribocorrosion behavior of plasma nitrided Hardox steels in NaCl solution. *Tribology International*, 120, 434-445.
- Hakami, F., Sohi, M. H., Ghani, J. R., & Ebrahimi, M.** (2011). Chromizing of plasma nitrided AISI 1045 steel. *Thin Solid Films*, 519(20), 6783-6786.
- Harzallah, R., Mouftiez, A., Hariri, S., Felder, E., & Maujean, J. P.** (2011). Impact and Sliding Wear Resistance of Hadfield and Rail Steel. *Applied Mechanics and Materials*, 146, 112-123.
- Hasan, M. N., Liu, Y. F., An, X. H., Gu, J., Song, M., Cao, Y., Li, Y. S., Zhu, Y. T., & Liao, X. Z.** (2019). Simultaneously enhancing strength and ductility of a high-entropy alloy via gradient hierarchical microstructures. *I. Journal of Plasticity*, 123, 178-195.
- Hashemi, B., Rezaee Yazdi, M., & Azar, V.** (2011). The wear and corrosion resistance of shot peened–nitrided 316L austenitic stainless steel. *Materials & Design*, 32(6), 3287-3292.
- Hassani-Gangaraj, S. M., Moridi, A., Guagliano, M., Ghidini, A., & Boniardi, M.** (2014). The effect of nitriding, severe shot peening and their combination on the fatigue behavior and micro-structure of a low-alloy steel. *International Journal of Fatigue*, 62, 67-76.

- Hassani-Gangaraj, S. M., Moridi, A., Guagliano, M., & Ghidini, A.** (2014). Nitriding duration reduction without sacrificing mechanical characteristics and fatigue behavior: The beneficial effect of surface nano-crystallization by prior severe shot peening. *Materials & Design*, 55, 492-498.
- Hassani-Gangaraj, S. M., Cho, K. S., Voigt, H.-J. L., Guagliano, M., & Schuh, C. A.** (2015). Experimental assessment and simulation of surface nanocrystallization by severe shot peening. *Acta Materialia*, 97, 105-115.
- Hirsch, T., Clarke, T. G. R., & Da Silva Rocha, A.** (2007). An in-situ study of plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*, 201(14), 6380-6386.
- Hoffmann, F. T., & Mayr, P.** (1992). *Nitriding and nitrocarburizing*. (C. 18). ASM Handbook.
- Hubbard, P.** (2007). *Characterisation of a Commercial Active Screen Plasma Nitriding System*. (Doktora Tezi). RMIT University, Department of Applied Physics, Australia.
- Jiang, W. J., Liu, C., He, C. G., Guo, J., Wang, W. J., & Liu, Q. Y.** (2017). Investigation on impact wear and damage mechanism of railway rail weld joint and rail materials. *Wear*, 376-377, 1938-1946.
- Johnson, K. L.** (1985). *Contact mechanics*. Cambridge university press.
- Jones, C., Tyfour, W., Beynon, J., & Kapoor, A.** (1997). The effect of strain hardening on shakedown limits of a pearlitic rail steel. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit*, 211(2), 131-140.
- Kahraman, F., Gençer, G. M., & Karaden, S.** (2013). Plazma nitrülenmiş X40CRMOV5-1 yüksek alaşımlı çeliğin aşınma davranışının incelenmesi. *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 28(1), 7-14.
- Kalaycıoğlu, O.** (2006). *Kardemir'de Ray Üretiminde İyileştirmeler*. (Yüksek Lisans Tezi). Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.
- Karademir, I., Celik, M. B., Husem, F., Maleki, E., Amanov, A., & Unal, O.** (2021). Effects of constrained groove pressing, severe shot peening and ultrasonic nanocrystal surface modification on microstructure and mechanical behavior of S500MC high strength low alloy automotive steel. *Applied Surface Science*, 538, 147935.
- Karadeniz, S.** (1990). *Plazma tekniği* (Yayın no:137). TMMOB, Makine Mühendisleri Odası.

- Kassa, E., & Nielsen, J. C. O.** (2008). Stochastic analysis of dynamic interaction between train and railway turnout. *Vehicle System Dynamics*, 46(5), 429-449.
- Kato, H., Eyre, T. S., & Ralph, B.** (1994). Sliding wear characteristics of nitrided steels. *Surface engineering*, 10(1), 65-74.
- Kirk, D., & Abyaneh, M.** (1995). Theoretical basis of shot peening coverage control. *Shot Peener(USA)*, 9(2), 28-30.
- Klenam, D. E. P., Chown, L. H., Papo, M. J., & Cornish, L. A.** (2024). Steels for rail axles—An overview. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, 49(2), 163-193.
- Knerr, C. H., Rose, T. C., Filkowski, J. H., O'Brien, J. M., & Goodman, D.** (1991). Gas nitriding of Steels, Liquid Nitriding of Steels. *Plasma (Ion) Nitriding of Steels, ASM Handbook*, 4, 903-923.
- Kondul, B.** (2020). *Borlama ile Yüzeyi Sertleştirilmiş Ray Çeliğinin Aşınma Davranışının İncelenmesi*. (Yüksek Lisans Tezi). Karabük Üniversitesi Lisansüstü Eğitim Enstitüsü, Karabük.
- Kovacı, H., Hacısalihoğlu, İ., Yetim, A. F., & Çelik, A.** (2019). Effects of shot peening pre-treatment and plasma nitriding parameters on the structural, mechanical and tribological properties of AISI 4140 low-alloy steel. *Surface and Coatings Technology*, 358, 256-265.
- Królicka, A., Zwierzchowski, M., Janik, A., Zygmunt, T., & Kuziak, R.** (2025). Wear performance of carbide-free bainitic rail under five years of exploitation in heavy-loaded industrial tracks. *Wear*, 574-575, 206048.
- Kuzkaya, M. S.** (2014). *Yüksek Karbonlu Bir Çeliğin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklerine İzotermal Tavlamanın Etkisi*. (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Laplanche, G., Kostka, A., Horst, O. M., Eggeler, G., & George, E. P.** (2016). Microstructure evolution and critical stress for twinning in the CrMnFeCoNi high-entropy alloy. *Acta Materialia*, 118, 152-163.
- Leskovšek, V., Podgornik, B., & Nolan, D.** (2008). Modelling of residual stress profiles in plasma nitrided tool steel. *Materials Characterization*, 59(4), 454-461.

- Leso, T. P., Siyasiya, C. W., Mostert, R. J., & Moema, J.** (2022). Study of rolling contact fatigue, rolling and sliding wear of class B wheel steels against R350HT and R260 rail steels under dry contact conditions using the twin disc setup. *Tribology International*, 174, 107711.
- Lewis, S. R., Fretwell-Smith, S., Goodwin, P. S., Smith, L., Lewis, R., Aslam, M., Fletcher, D. I., Murray, K., & Lambert, R.** (2016). Improving rail wear and RCF performance using laser cladding. *Wear*, 366-367, 268-278.
- Li, S., Gao, J., Han, Z., Feng, H., Chen, C., Zhao, H., Wang, S., Wang, K., Wu, G., Wu, H., & Mao, X.** (2024). Enhancing strength and toughness in a pearlitic rail steel via multi-alloying and accelerated cooling. *Materials Science and Engineering: A*, 918, 147444.
- Li, Y.** (2015). *Shot-peening and low-cycle fatigue of titanium alloys: Instrumented indentation and X-ray diffraction*. (Doktora Tezi). Université de Technologie de Troyes, France.
- Li, Y., Wang, L., Zhang, D., & Shen, L.** (2010). The effect of surface nanocrystallization on plasma nitriding behaviour of AISI 4140 steel. *Applied Surface Science*, 257(3), 979-984.
- Lichtberger, B.** (2005). *Track compendium: Track system, substructure, maintenance, economics*. Eurailpress.
- Lin, G.-W., Chen, T.-C., Hsu, H.-H., & Tsay, L.-W.** (2024). Synergetic effects of micro-shot peening and gas nitriding on the fatigue performance of AISI 4140 steel. *Surface and Coatings Technology*, 485, 130856.
- Lin, Q., Liu, H., Zhu, C., & Parker, R. G.** (2019). Investigation on the effect of shot peening coverage on the surface integrity. *Applied Surface Science*, 489, 66-72.
- Liu, J. P., Li, Y. Q., Zhou, Q. Y., Zhang, Y. H., Hu, Y., Shi, L. B., Wang, W. J., Liu, F. S., Zhou, S. B., & Tian, C. H.** (2019). New insight into the dry rolling-sliding wear mechanism of carbide-free bainitic and pearlitic steel. *Wear*, 432-433, 202943.
- Maleki, E., & Unal, O.** (2018). Roles of surface coverage increase and re-peening on properties of AISI 1045 carbon steel in conventional and severe shot peening processes. *Surfaces and Interfaces*, 11, 82-90.
- Maleki, E., Unal, O., & Amanov, A.** (2018). Novel experimental methods for the determination of the boundaries between conventional, severe and over shot peening processes. *Surfaces and Interfaces*, 13, 233-254.

- Maleki, E., Unal, O., Reza Kashyzadeh, K., Bagherifard, S., & Guagliano, M.** (2021). A systematic study on the effects of shot peening on a mild carbon steel: Microstructure, mechanical properties, and axial fatigue strength of smooth and notched specimens. *Applied Surface Science Advances*, 4, 100071.
- Manfridini, A. P. A., Godoy, C., Avelar-Batista Wilson, J. C., & Auad, M. V.** (2014). Surface hardening of IF steel by plasma nitriding: Effect of a shot peening pre-treatment. *Surface and Coatings Technology*, 260, 168-178.
- Mashreghi, A. R., Soleimani, S. M. Y., & Saberifar, S.** (2013). The investigation of wear and corrosion behavior of plasma nitrided DIN 1.2210 cold work tool steel. *Materials & Design (1980-2015)*, 46, 532-538.
- Menezes, M. R., Godoy, C., Buono, V. T. L., Schwartzman, M. M. M., & Avelar-Batista Wilson, J. C.** (2017). Effect of shot peening and treatment temperature on wear and corrosion resistance of sequentially plasma treated AISI 316L steel. *Surface and Coatings Technology*, 309, 651-662.
- Meng, L., Zhao, W., Hou, K., Kou, D., Yuan, Z., Zhang, X., Xu, J., Hu, Q., Wang, D., & Zeng, X.** (2019). A comparison of microstructure and mechanical properties of laser cladding and laser-induction hybrid cladding coatings on full-scale rail. *Materials Science and Engineering: A*, 748, 1-15.
- Messaadi, M., Oomen, M., & Kumar, A.** (2019). Friction modifiers effects on tribological behaviour of bainitic rail steels. *Tribology International*, 140, 105857.
- Metin, E., & Inal, O. T.** (1987). Formation and growth of iron nitrides during ion-nitriding. *Journal of Materials Science*, 22(8), 2783-2788.
- Mindivan, H.** (2022). Elektrokimyasal olarak borlanan düşük karbonlu çeliğin yüksek sıcaklık aşınma ve oksidasyon davranışı. *Gazi Üniversitesi Mühendislik Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 38(2), 937-946.
- Mitrovic, S., Adamovic, D., Zivic, F., Dzunic, D., & Pantic, M.** (2014). Friction and wear behavior of shot peened surfaces of 36CrNiMo4 and 36NiCrMo16 alloyed steels under dry and lubricated contact conditions. *Applied Surface Science*, 290, 223-232.
- Mohammadzadeh, R., Akbari, A., & Drouet, M.** (2014). Microstructure and wear properties of AISI M2 tool steel on RF plasma nitriding at different N₂-H₂ gas compositions. *Surface and Coatings Technology*, 258, 566-573.

Niku-Lari, A. (1981). Methode de la Fleche methode de la Source des Contraintes Residuelles. *Proceedings of ICSP 1*, 237.

Orouji, Z., Pour-Ali, S., & Tavangar, R. (2024). Exploring microstructural evolution, nitrogen depth profile, and dry wear performance in 31CrMoV9 steel through combined severe shot peening and plasma nitriding. *Materials Today Communications*, 39, 109182.

Ovalı, O. (2019). *Comparison of Constructional Aspects of Different Railway Point Machines*. (Yüksek Lisans Tezi). The Graduate School Of Natural And Applied Sciences Of Middle East Technical University, Ankara.

Önder, K. G. (2013). *Gaz nitrürlenede işlem parametrelerinin 34CrAlNi7 çeliğinin mekanik özelliklerine etkisi*. (Yüksek Lisans Tezi). Sakarya Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Sakarya.

Özer, A. U. (2012). *Tekerlek Profillerinin Raylı Taşıt Dinamiğine Etkisinin İncelenmesi*. (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Öztorun, L. T. (1994). *Yataklarda Aşınma Problemleri*. (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

P. Suh, N. (1973). The delamination theory of wear. *Wear*, 25(1), 111-124.

Palacios, M., Bagherifard, S., Guagliano, M., & Fernández Pariente, I. (2014). Influence of severe shot peening on wear behaviour of an aluminium alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 37(7), 821-829.

Pålsson, B. A., & Nielsen, J. C. O. (2012). Track gauge optimisation of railway switches using a genetic algorithm. *Vehicle System Dynamics*, 50(sup1), 365-387.

Peng, Y., Chang, X., Sun, S., Zhu, Z., Gong, X., Zou, S., Xu, W., & Mi, Z.-T. (2018). The friction and wear properties of steel wire rope sliding against itself under impact load. *Wear*, 400-401, 194-206.

Person, N. L. (1981). Effect of shot peening variables on fatigue of aluminum forgings. *Metal Progress*, 119(6), 33-35.

Pye, D. (2006). Nitriding techniques, ferritic nitrocarburizing, and austenitic nitrocarburizing techniques and methods. *Steel heat treatment metallurgy and technologies'*, (ed. GE Totten), 475-538.

- Qiu, H., Pei, Y., & Jin, Y.** (1996). An experimental investigation into the influences of plastical deformation on rail steel wear. *Tribology-Beijing*, 16, 80-84.
- Ren, L., Xie, G., & Iwnicki, S. D.** (2012). Properties of wheel/rail longitudinal creep force due to sinusoidal short pitch corrugation on railway rails. *Wear*, 284-285, 73-81.
- Romero, J. S.** (2002). *Optimisation of the shot peening process in terms of fatigue resistance*. (Doktora Tezi). University of Sheffield, United Kingdom.
- Roshan, M. J.** (2018). *Ray Aşınmalarının Azaltılması için Kullanılan Modern Yöntemlerin Karşılaştırılması*. (Yüksek Lisans Tezi). Eskişehir Osmangazi Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Eskişehir.
- Sahoo, B., & Bhat, K. U.** (2025). Cumulative effect of FexN phases, roughness parameters, and asperity geometry on the anti-wear properties of low-temperature plasma nitrided Ti-Nb stabilized IF steel. *Tribology International*, 208, 110652.
- Sandström, J., & Ekberg, A.** (2009). Predicting crack growth and risks of rail breaks due to wheel flat impacts in heavy haul operations. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit*, 223(2), 153-161.
- Sarioglu, C.** (2006). The effect of anisotropy on residual stress values and modification of Serruys approach to residual stress calculations for coatings such as TiN, ZrN and HfN. *Surface and Coatings Technology*, 201(3-4), 707-717.
- Schuster, J., Bruder, E., & Müller, C.** (2012). Plasma nitriding of steels with severely plastic deformed surfaces. *Journal of Materials Science*, 47(22), 7908-7913.
- Selvabharathi, R., & Muralikannan, R.** (2018). Influence of shot peening and plasma ion nitriding on tensile strength of 2205 duplex stainless steel using A-PAW. *Materials Science and Engineering: A*, 709, 232-240.
- Seo, J.-W., Jun, H.-K., Kwon, S.-J., & Lee, D.-H.** (2016). Rolling contact fatigue and wear of two different rail steels under rolling–sliding contact. *International Journal of Fatigue*, 83, 184-194.
- Shen, L., Wang, L., Wang, Y., & Wang, C.** (2010). Plasma nitriding of AISI 304 austenitic stainless steel with pre-shot peening. *Surface and Coatings Technology*, 204(20), 3222-3227.

- Shen, M., Yan, C., Bai, Z., Gong, F., Li, C., & Li, Q.** (2025). Comparative study on wear and fatigue behaviors of rail steels with varying levels of martensite and bainite under rolling-sliding contact conditions. *Wear*, 560-561, 205594.
- Shi, Z., Jiang, X., Li, X., Zhou, F., & Xiao, Z. Y.** (1988). Scanning electron microscope observation of high temperature slide-impact wear of die steel. *Journal of Anhui Institute Technology*, 7(2), 159-165.
- Shih, I.-T.** (1993). *Study of Surface Properties Produced by Magneto-Plasma on Nitriding for Improving Wear Resistance*. (Doktora Tezi). University Microfilms International, Institute of Technology, New Jersey.
- Silva, K. H. S., Carneiro, J. R., Coelho, R. S., Pinto, H., & Brito, P.** (2019). Influence of shot peening on residual stresses and tribological behavior of cast and austempered ductile iron. *Wear*, 440-441, 203099.
- Śledź, M., Stachowicz, F., & Zielecki, W.** (2013). Analysis of the effect of shot peening on mechanical properties of steel sheets used as screener sieve materials. *Journal of Physics: Conference Series*, 451(1), 012029.
- Solano-Alvarez, W., Fernandez Gonzalez, L., & Bhadeshia, H. K. D. H.** (2019). The effect of vanadium alloying on the wear resistance of pearlitic rails. *Wear*, 436-437, 203004.
- Soleimani, H., & Moavenian, M.** (2017). Tribological Aspects of Wheel–Rail Contact: A Review of Wear Mechanisms and Effective Factors on Rolling Contact Fatigue. *Urban Rail Transit*, 3(4), 227-237.
- Stock, R., Eadie, D. T., Elvidge, D., & Oldknow, K.** (2011). Influencing rolling contact fatigue through top of rail friction modifier application – A full scale wheel–rail test rig study. *Wear*, 271(1-2), 134-142.
- Sun, J., Li, J., Xie, J. M., Yang, Y., Wu, W. P., Zhou, X., Zhang, S. H., & Wang, Q. M.** (2022). Properties of rapid arc discharge plasma nitriding of AISI 420 martensitic stainless: Effect of nitriding temperatures. *Journal of Materials Research and Technology*, 19, 4804-4814.
- Terent'ev, M., Kolmakov, K., & Ciuplys, V.** (2007). The effect of nitriding on fatigue strength of structural alloys. *Mechanika*, Nr.2(64), 12-22.

- Tian, Y., Tan, Z., Zhang, J., Yuan, Z., Zhang, X., Zhang, Z., & Zhang, M.** (2023). Microstructure stability in wheel steel: A case of thermal-accumulated damage capacity in pearlite and low-carbon bainite. *Engineering Failure Analysis*, 154, 107656.
- Tong, W. P., Tao, N. R., Wang, Z. B., Lu, J., & Lu, K.** (2003). Nitriding Iron at Lower Temperatures. *Science*, 299(5607), 686-688.
- Tosangthum, N., Krataitong, R., Wila, P., Koiprasert, H., Buncham, K., Kansuwan, P., Manonukul, A., & Sheppard, P.** (2023). Dry rolling-sliding wear behavior of ER9 wheel and R260 rail couple under different operating conditions. *Wear*, 518-519, 204636.
- Trung, Q. P.** (2017). *Experimental and Numerical Investigation on Shot Peening of Low Alloy Steel*. Doktora Tezi. Nanyang Technological University, Singapore.
- TS 6956 EN ISO 4287-Geometrical product specifications (GPS)-surface texture: Profile method-terms, definitions and surface texture parameters.** (2004). Turkish Institute of Standards.
- Turan, T.** (2013). *Inconel 718 Süper Alaşımının Nitrürlenmesi*. (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- UIC 712 R: Rail defects (Ray Kusurları).** (2002). UIC.
- UIC 721 R: Vignole railway rails 46 kg/m and above.** (2002). UIC.
- Unal, O., Maleki, E., Karademir, I., Husem, F., Efe, Y., & Das, T.** (2022). Effects of conventional shot peening, severe shot peening, re-shot peening and precised grinding operations on fatigue performance of AISI 1050 railway axle steel. *International Journal of Fatigue*, 155, 106613.
- Ünal, O.** (2011). *Bilyalı Dövme İşleminin Tane Boyutuna Etkisinin Deneysel İncelenmesi*. (Yüksek Lisans Tezi). Bartın Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bartın.
- Valdés, J., Solis, J., Mercado, R., Oseguera, J., Carreón, H., Aguilar, C., & Medina, A.** (2022). Influence of plasma nitriding treatment on the micro-scale abrasive wear behavior of AISI 4140 steel. *Materials Letters*, 324, 132629.
- Wang, G., Cui, B., Zou, W., Xiong, X., Pan, Y., Liu, F., Zhou, M., He, G., Chen, H., & Qu, S.** (2022). Influence of the compound layer on the rolling contact fatigue properties of nitrided medium-carbon steel at the elevated temperature. *International Journal of Fatigue*, 157, 106725.

- Wang, J., Lin, Y., Yan, J., Zen, D., Zhang, Q., Huang, R., & Fan, H.** (2012). Influence of time on the microstructure of AISI 321 austenitic stainless steel in salt bath nitriding. *Surface and Coatings Technology*, 206(15), 3399-3404.
- Wang, P., Xu, J., Xie, K., & Chen, R.** (2016). Numerical simulation of rail profiles evolution in the switch panel of a railway turnout. *Wear*, 366-367, 105-115.
- Wang, W., Guo, J., Liu, Q., & Zhu, M.** (2014). Effect of laser quenching on wear and damage of heavy-haul wheel/rail materials. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 228(1), 114-122.
- Wang, W. J., Liu, T. F., Wang, H. Y., Liu, Q. Y., Zhu, M. H., & Jin, X. S.** (2014). Influence of friction modifiers on improving adhesion and surface damage of wheel/rail under low adhesion conditions. *Tribology International*, 75, 16-23.
- Wang, X., Zhang, Z., Zhao, Y., Hu, Z., & Li, X.** (2024). Macroscopic morphology and properties of cobalt-based laser cladding layers on rail steel based on pulse shaping. *Optics & Laser Technology*, 168, 109940.
- Wang, Z., Cai, Z., Chen, Z., Sun, Y., & Zhu, M.** (2017). Low-velocity impact wear behavior of ball-to-flat contact under constant kinetic energy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26, 5669-5679.
- Wick, A., Holzapfel, H., Schulze, V., & Vohringer, O.** (1996). Effect of Shot Peening Parameters on the Surface Characteristics of Differently Heat Treated AISI 4140. *Icsp-7*, 42-53.
- Wu, J., Liu, H., Wei, P., Zhu, C., & Lin, Q.** (2020). Effect of shot peening coverage on hardness, residual stress and surface morphology of carburized rollers. *Surface and Coatings Technology*, 384, 125273.
- Wu, Q., Qin, T., Shen, M., Rong, K., Xiong, G., & Peng, J.** (2020). Effect of Gas Nitriding on Interface Adhesion and Surface Damage of CL60 Railway Wheels under Rolling Contact Conditions. *Metals*, 10(7), 911.
- Yalçinkaya, A.** (2019). *Bilyalı Dövme Prosesi Uygulanan Tank Palet Pimlerinin Yorulma Analizi*. (Yüksek Lisans Tezi). Millî Savunma Üniversitesi Alparslan Savunma Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Yan, H., Zhu, P., Chen, Z., Zhang, H., Zhang, Y., & Zhang, Y. (2022). Effect of shot peening on the surface properties and wear behavior of heavy-duty-axle gear steels. *Journal of Materials Research and Technology*, 17, 22-32.

Yang, Y., Xin, Y., Chen, H., Liu, Z., Wang, B., Qiao, H., & Zhang, E. (2024). Improving wear and corrosion resistance of U71Mn rail steel subjected to laser in-situ fabrication of Fe based Cr–V coatings. *Wear*, 546-547, 205312.

Yang, Z. (2012). *The Use of Nitriding to Enhance Wear Resistance of Cast Irons and 4140 Steel*. (Yüksek Lisans Tezi). Applied Science at the University of Windsor, Ontario, Canada.

Yang, Z., Zheng, J., Zhan, K., Jiang, C., & Ji, V. (2022). Surface characteristic and wear resistance of S960 high-strength steel after shot peening combining with ultrasonic sprayed graphene oxide coating. *Journal of Materials Research and Technology*, 18, 978-989.

Yazici, O., & Yilmaz, S. (2018). Investigation of effect of various processing temperatures on abrasive wear behaviour of high power diode laser treated R260 grade rail steels. *Tribology International*, 119, 222-229.

Yilmaz, H. (2014). *Ray Kusurlarının Örnek Hat Üzerinde Ultrasonik Yöntemle İncelenmesi Ve Ray Gerilmelerinin Belirlenmesi*. (Yüksek Lisans Tezi). İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

Zammit, A., Abela, S., Wagner, L., Mhaede, M., & Grech, M. (2013). Tribological behaviour of shot peened Cu–Ni austempered ductile iron. *Wear*, 302(1-2), 829-836.

Zhang, H., Cao, S., Li, C., Li, B., & Qian, G. (2023). Laser powder bed fused 304L steel shot-peened with various ceramic shot sizes: Surface/subsurface characteristics, tensile behavior, and fatigue behavior. *International Journal of Plasticity*, 171, 103784.

Zhang, J., Xie, Z.-H., Chen, H., Hu, C., Li, L., Hu, B., Song, Z., Yan, D., & Yu, G. (2018). Electroless deposition and characterization of a double-layered Ni-B/Ni-P coating on AZ91D Mg alloy from eco-friendly fluoride-free baths. *Surface and Coatings Technology*, 342, 178-189.

Zhang, Q. Y., Chen, K. M., Wang, L., Cui, X. H., & Wang, S. Q. (2013). Characteristics of oxidative wear and oxidative mildwear. *Tribology International*, 61, 214-223.

Zhang, Y., Lai, F., Qu, S., Ji, V., Liu, H., & Li, X. (2020). Effect of shot peening on residual stress distribution and tribological behaviors of 17Cr2Ni2MoVNb steel. *Surface and Coatings Technology*, 386, 125497.

Zhao, C., Zha, W., Zhang, J., & Nie, X. (2019). Surface fatigue cracking of plasma nitrided cast iron D6510 under cyclic inclined contact stresses. *International Journal of Fatigue*, 124, 10-14.

Zhao, Q., Liu, C., Su, X., Zhang, S., Song, W., Wang, S., Ning, G., Ye, J., Lin, Y., & Gong, W. (2013). Antibacterial characteristics of electroless plating Ni–P–TiO₂ coatings. *Applied Surface Science*, 274, 101-104.

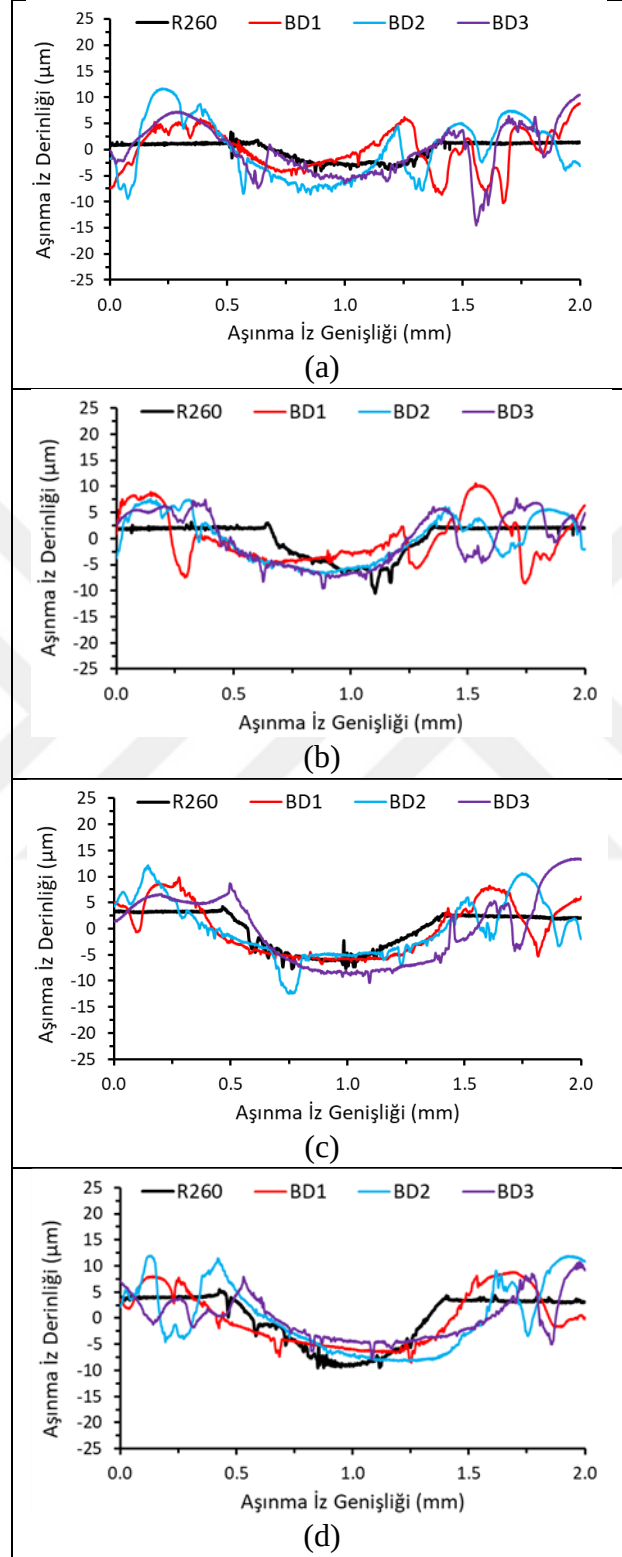
Zhong, W., Hu, J. J., Shen, P., Wang, C. Y., & Lius, Q. Y. (2011). Experimental investigation between rolling contact fatigue and wear of high-speed and heavy-haul railway and selection of rail material. *Wear*, 271(9-10), 2485-2493.

Zhu, Y. T., Lowe, T. C., & Langdon, T. G. (2004). Performance and applications of nanostructured materials produced by severe plastic deformation. *Scripta Materialia*, 51(8), 825-830.

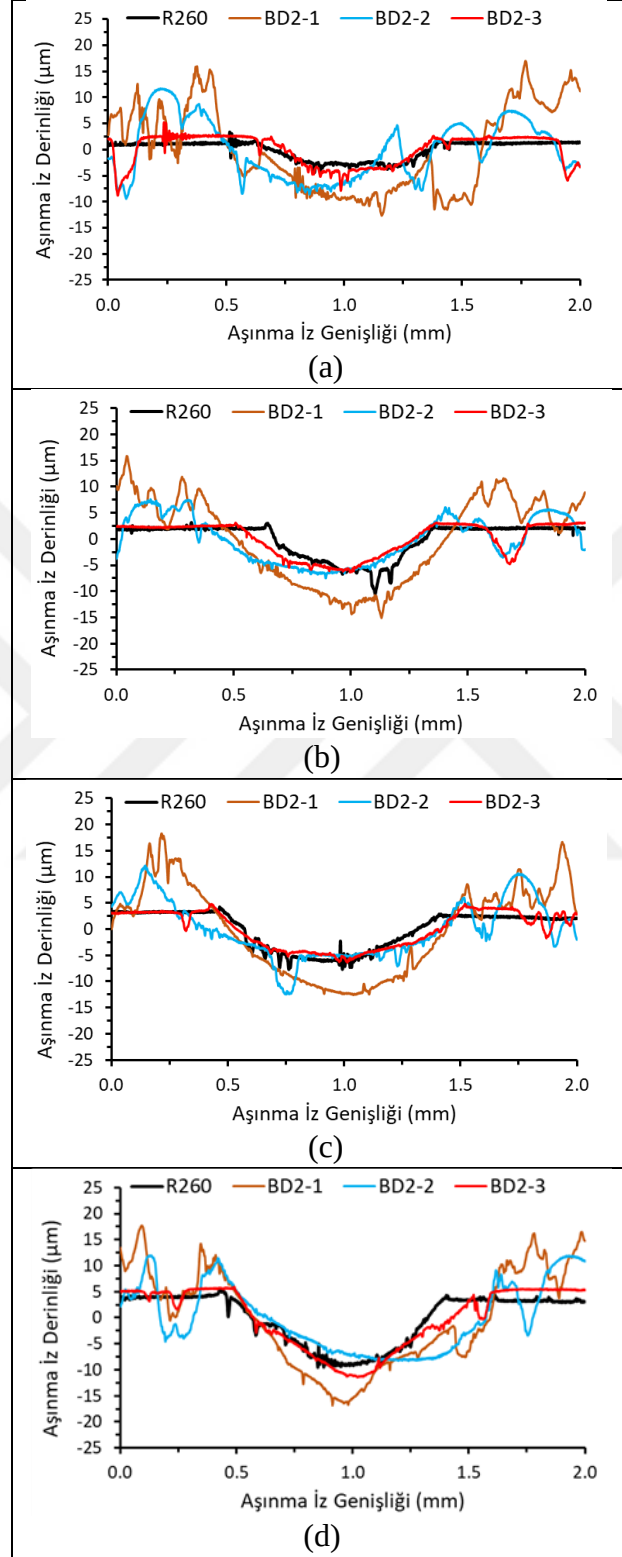
EKLER



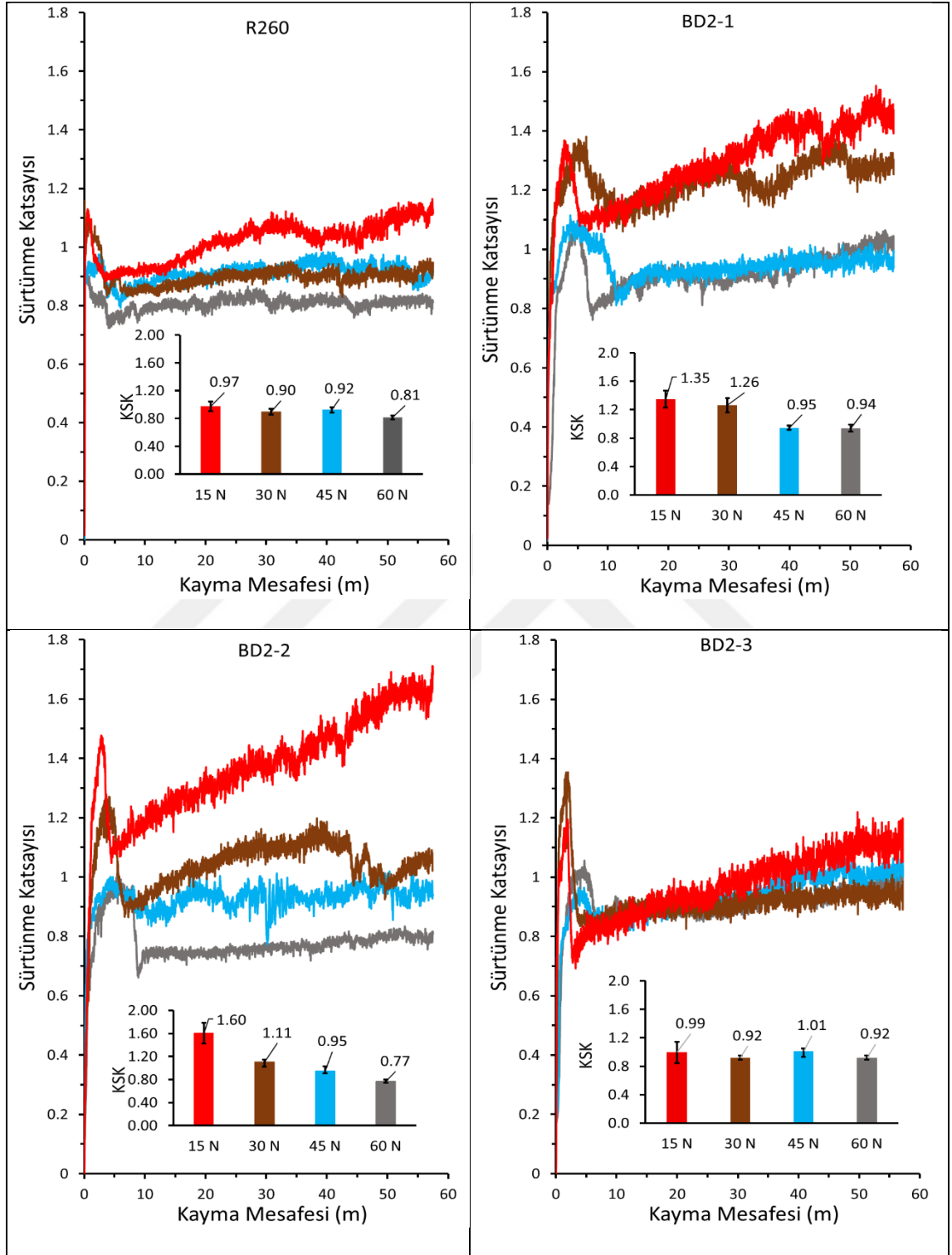
Ek Tablo 1. İşlem Görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin (a) 15N, (b) 30N, (c) 45N ve (d) 60N yük altındaki kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri



Ek Tablo 2. İşlem görmemiş ve farklı yüzey pürüzlülüğüne sahip BD2 çeliklerin (a) 15N, (b) 30N, (c) 45N ve (d) 60N yük altındaki kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri



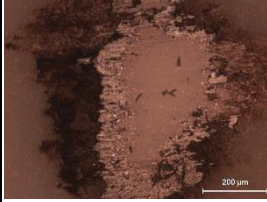
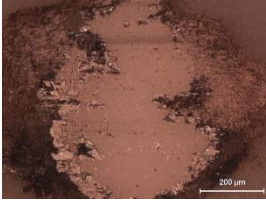
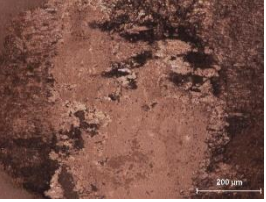
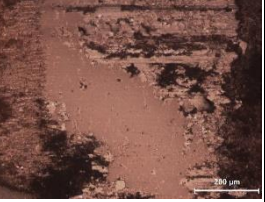
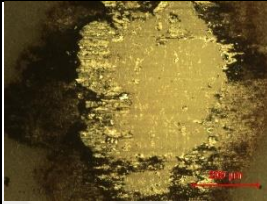
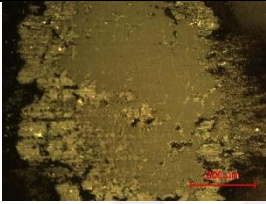
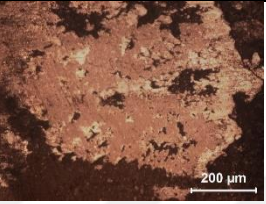
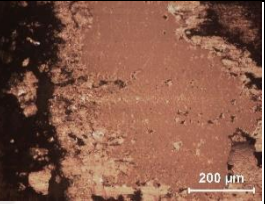
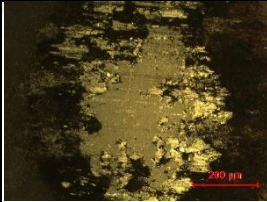
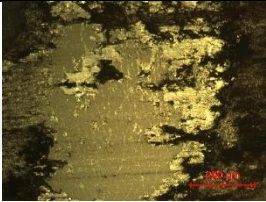
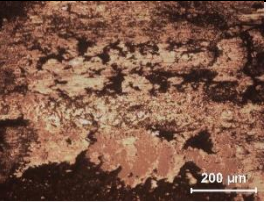
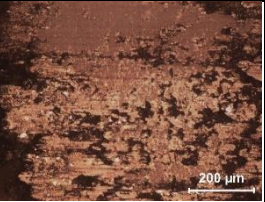
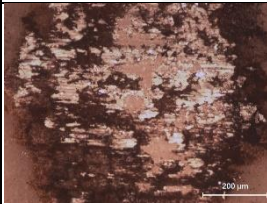
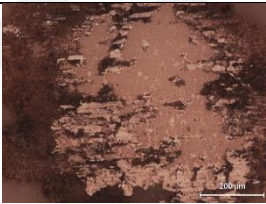
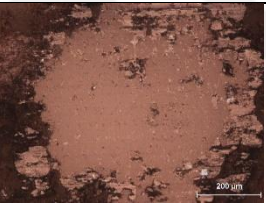
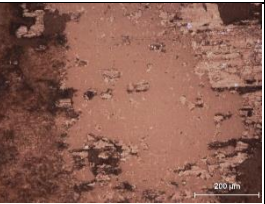
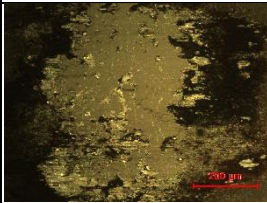
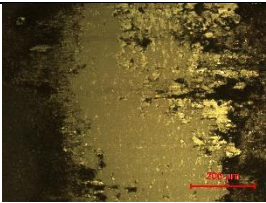
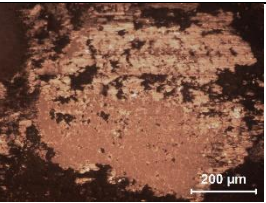
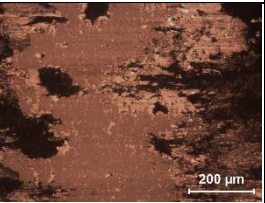
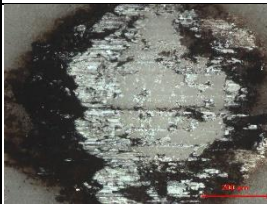
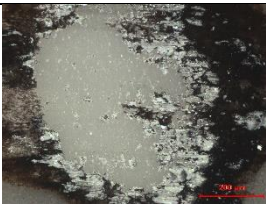
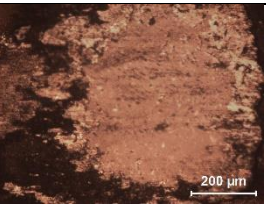
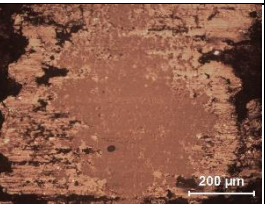
Ek Tablo 3. İşlem görmemiş çeliğin ve farklı yüzey pürüzlülüğüne sahip BD2 (24A + %200) çeliklerin kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları



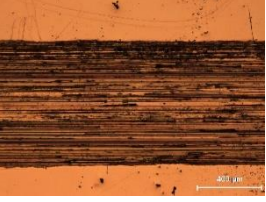
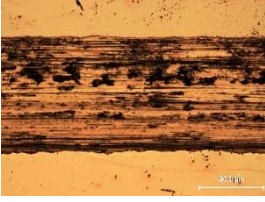
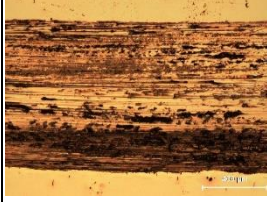
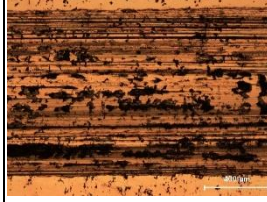
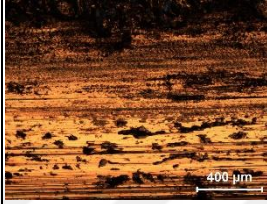
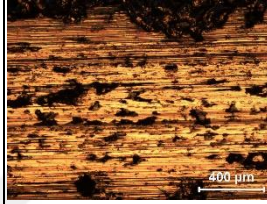
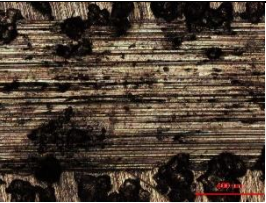
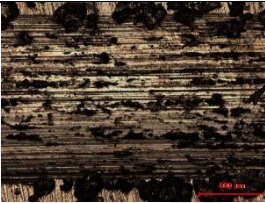
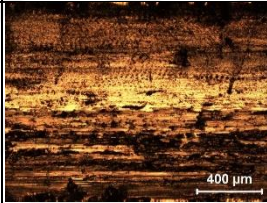
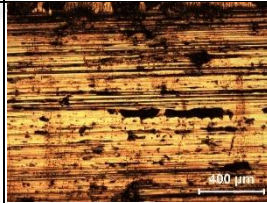
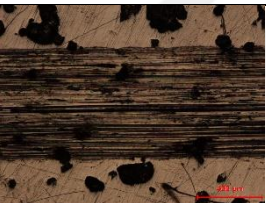
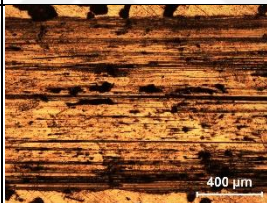
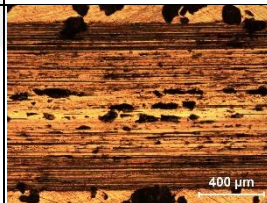
Ek Tablo 4. İşlem görmemiş, BD işlem görmüş çeliklerin kuru kayma aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin düşük büyütme (X50) OM yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
R260				
BD1				
BD2 (BD2-2)				
BD3				
BD2-1				
BD2-3				

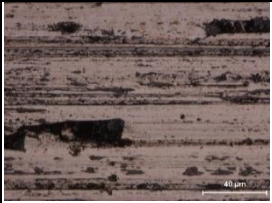
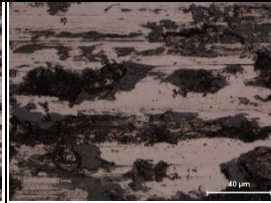
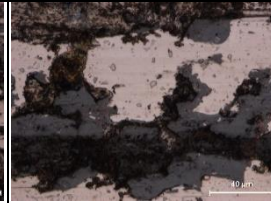
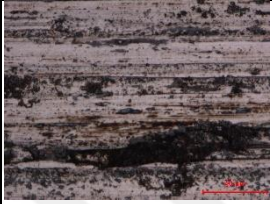
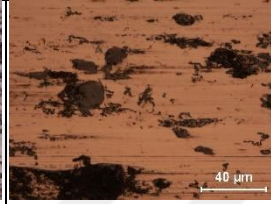
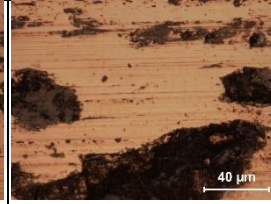
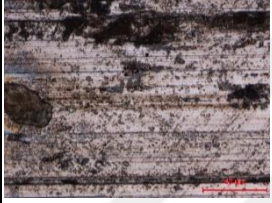
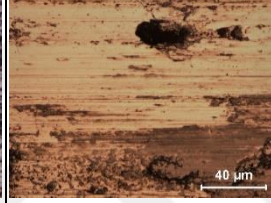
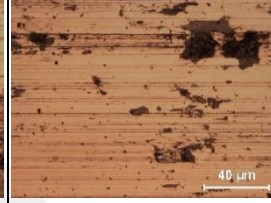
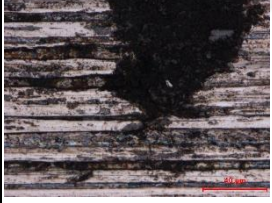
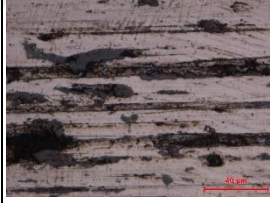
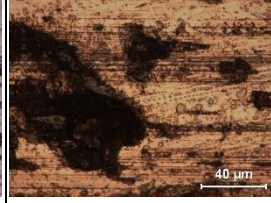
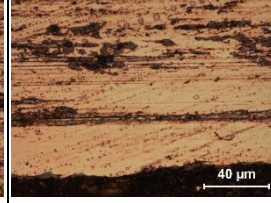
Ek Tablo 5. İşlem görmemiş, BD işlem görmüş çeliklerin kuru kayma aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin yüksek büyütme (X100) OM yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi (x200)			
	15 N	30 N	45 N	60 N
R260				
BD1				
BD2 (BD2-2)				
BD3				
BD2-1				
BD2-3				

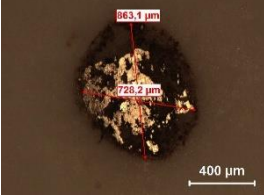
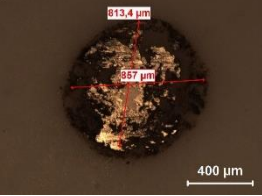
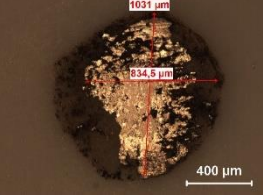
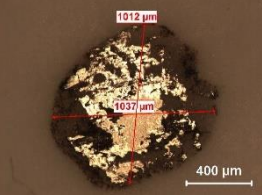
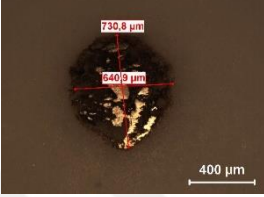
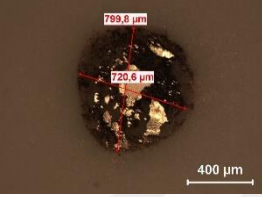
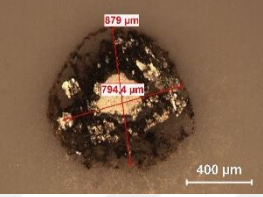
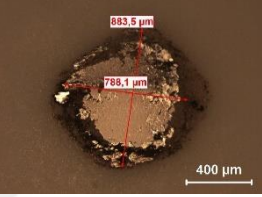
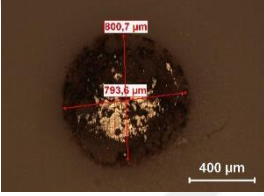
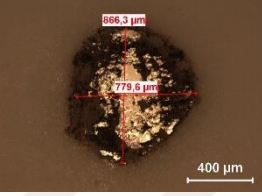
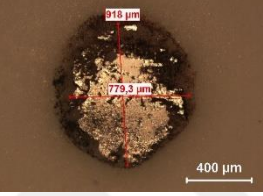
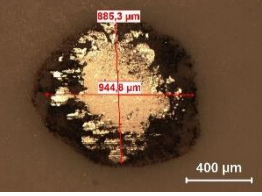
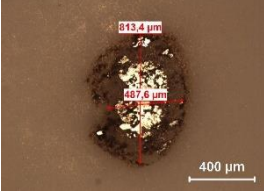
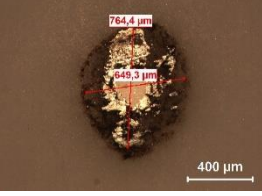
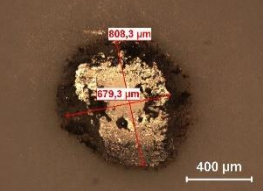
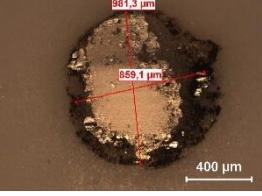
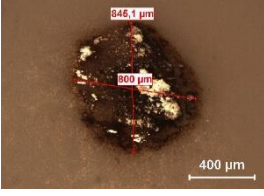
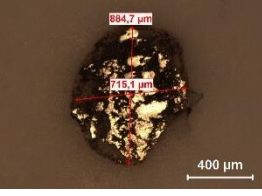
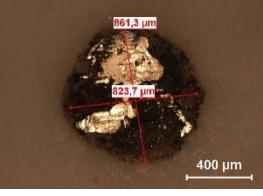
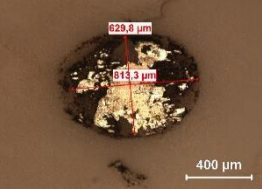
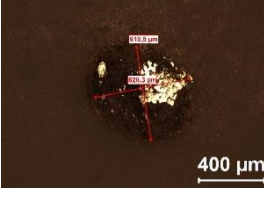
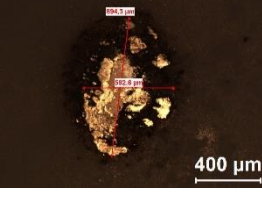
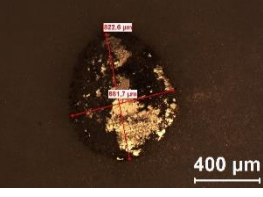
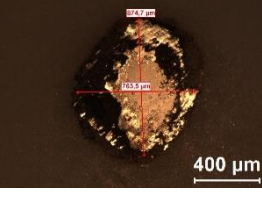
Ek Tablo 6. İşlem görmemiş çeliğin ve farklı yüzey pürüzlülüğüne sahip BD2 (24A + %200) çeliklerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin düşük büyütmeli OM (X50) yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
R260				
BD2-1				
BD2-2				
BD2-3				

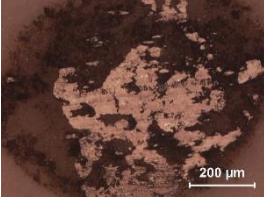
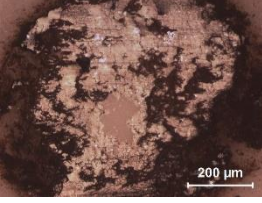
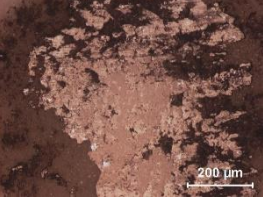
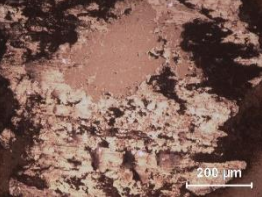
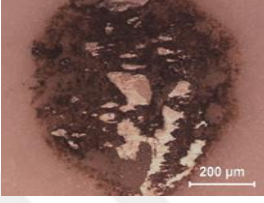
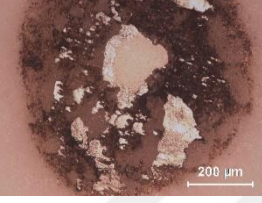
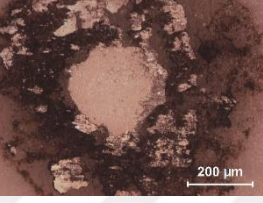
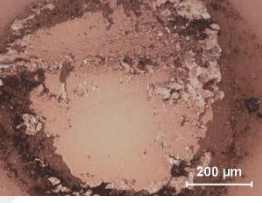
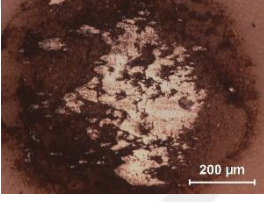
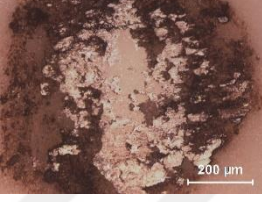
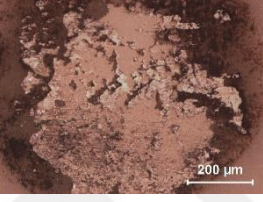
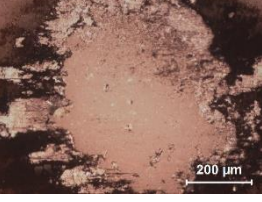
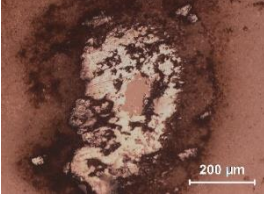
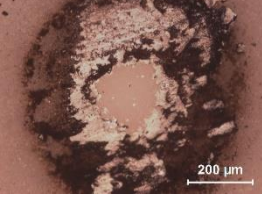
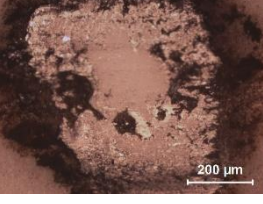
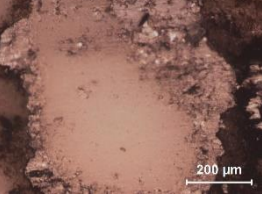
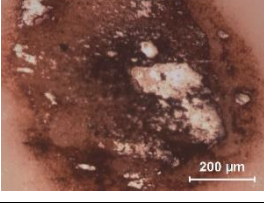
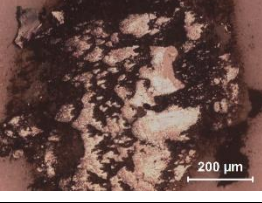
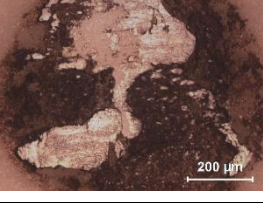
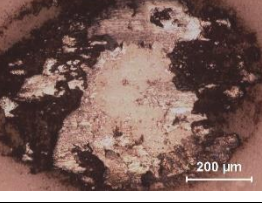
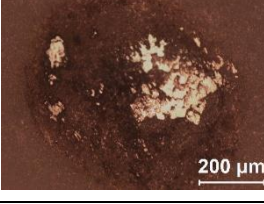
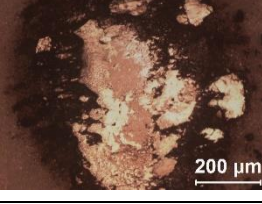
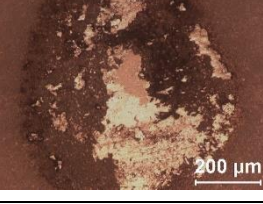
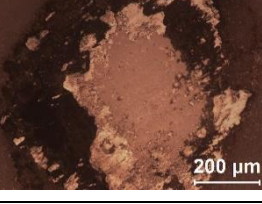
Ek Tablo 7. İşlem görmemiş çeliğin ve farklı yüzey pürüzlülüğüne sahip BD2 (24A + %200) çeliklerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin yüksek büyütme OM (X500) yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
R260				
BD2-1				
BD2-2				
BD2-3				

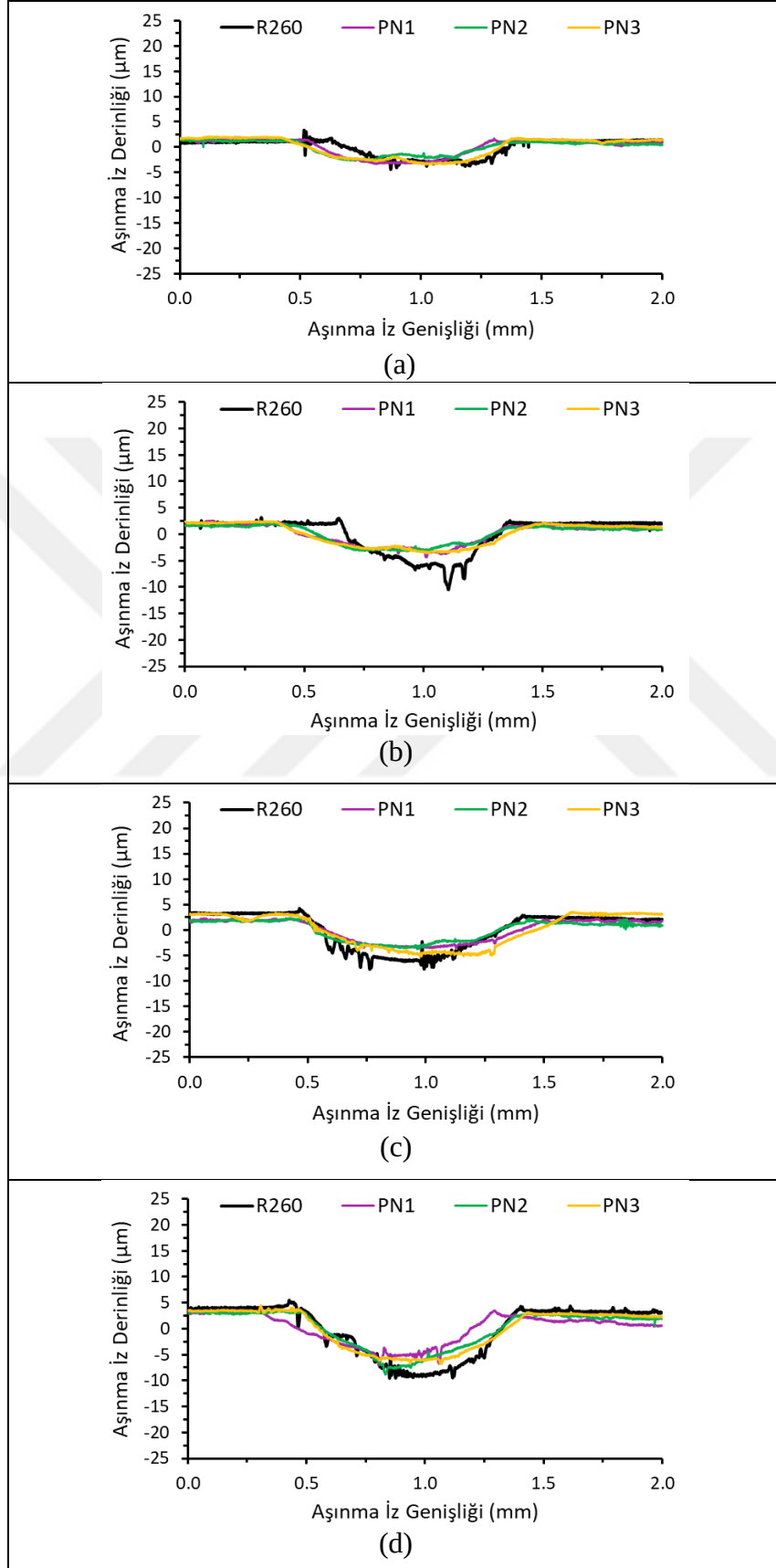
Ek Tablo 8. PN işlem görmüş çeliklerin kuru kayma aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin düşük büyütme (X50) OM yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
PN1				
PN2				
PN3				
PN4				
PN5				
PN6				

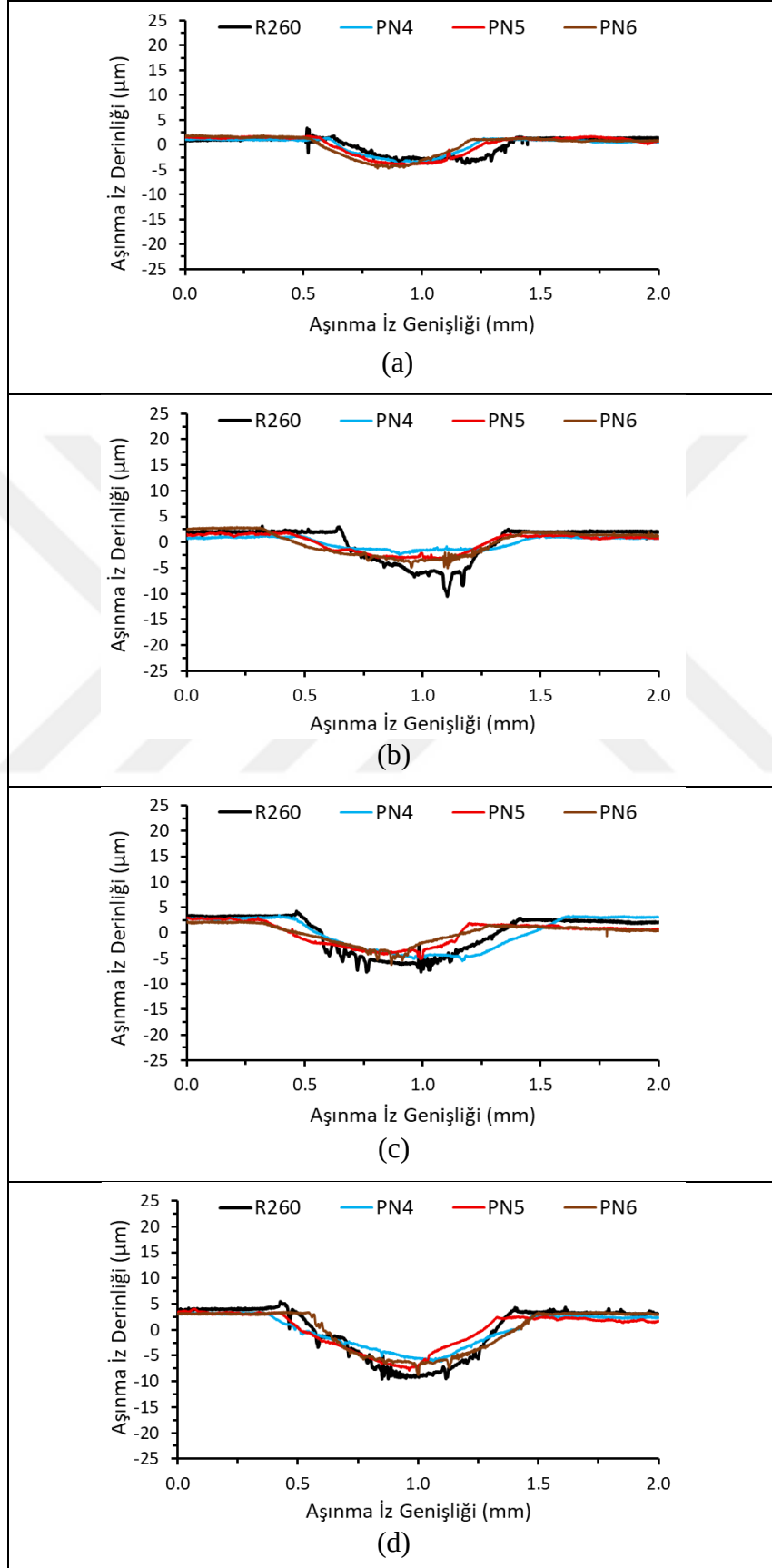
Ek Tablo 9. PN işlem görmüş çeliklerin kuru kayma aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin büyük büyütme (X100) OM yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	30 N	60 N
PN1				
PN2				
PN3				
PN4				
PN5				
PN6				

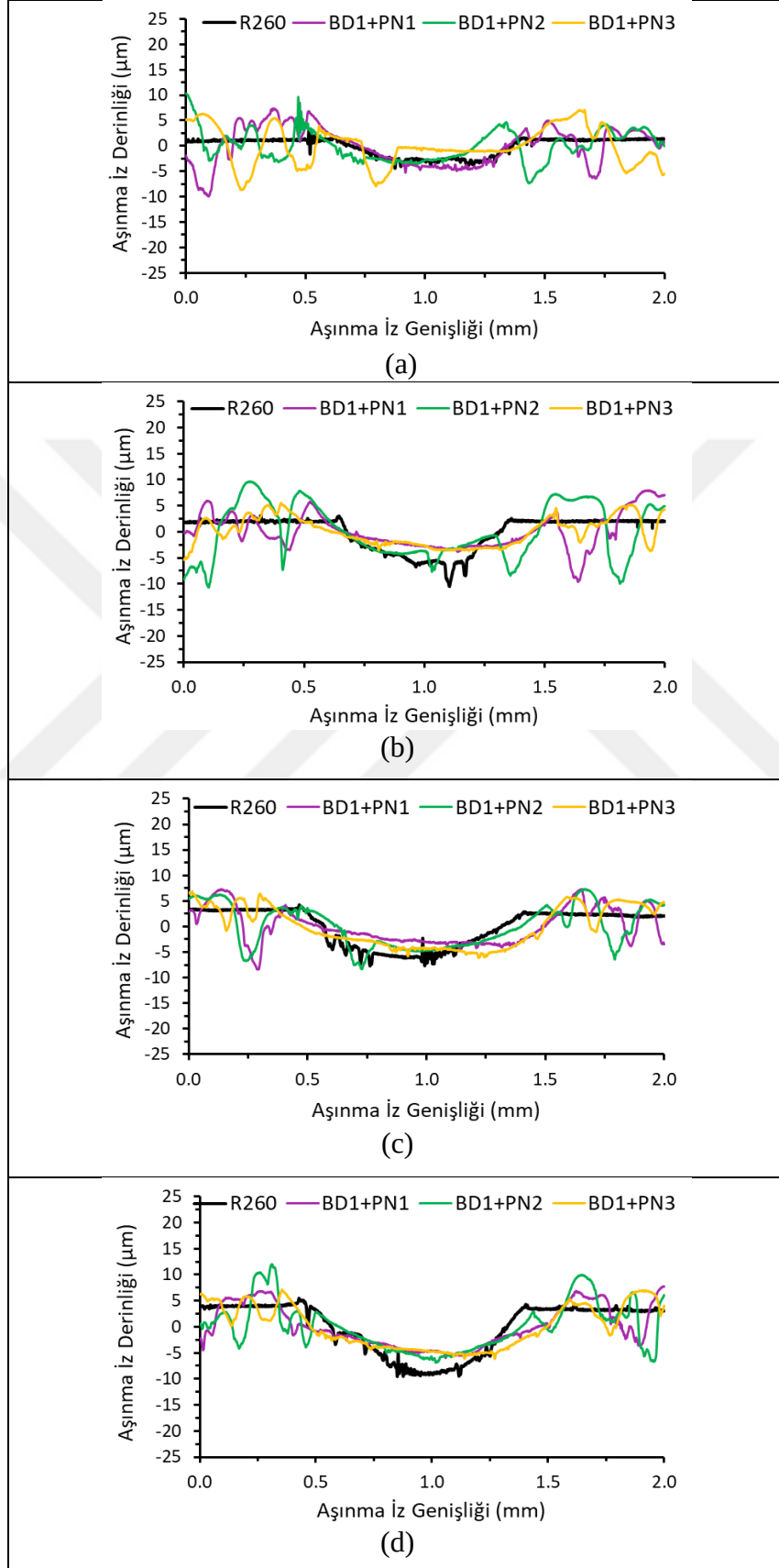
Ek Tablo 10. İşlem Görmemiş ve 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %20 N₂ gaz karışımında PN işlem görmüş çeliklerin (a) 15N, (b) 30N, (c) 45N ve (d) 60N yük altındaki kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri



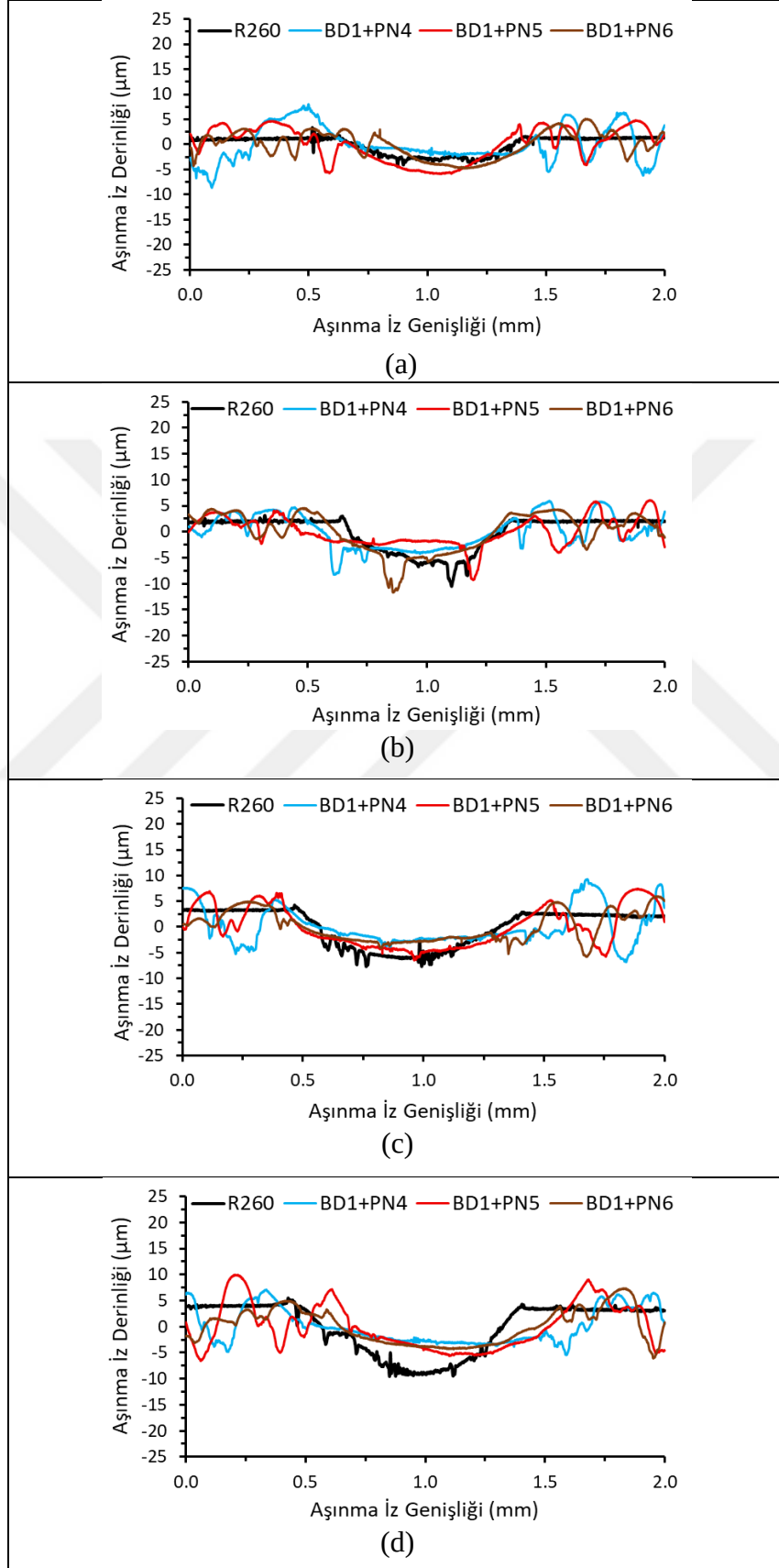
Ek Tablo 11. İşlem Görmemiş ve 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %80 N₂ gaz karışımında PN işlem görmüş çeliklerin (a) 15N, (b) 30N, (c) 45N ve (d) 60N yük altındaki kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri



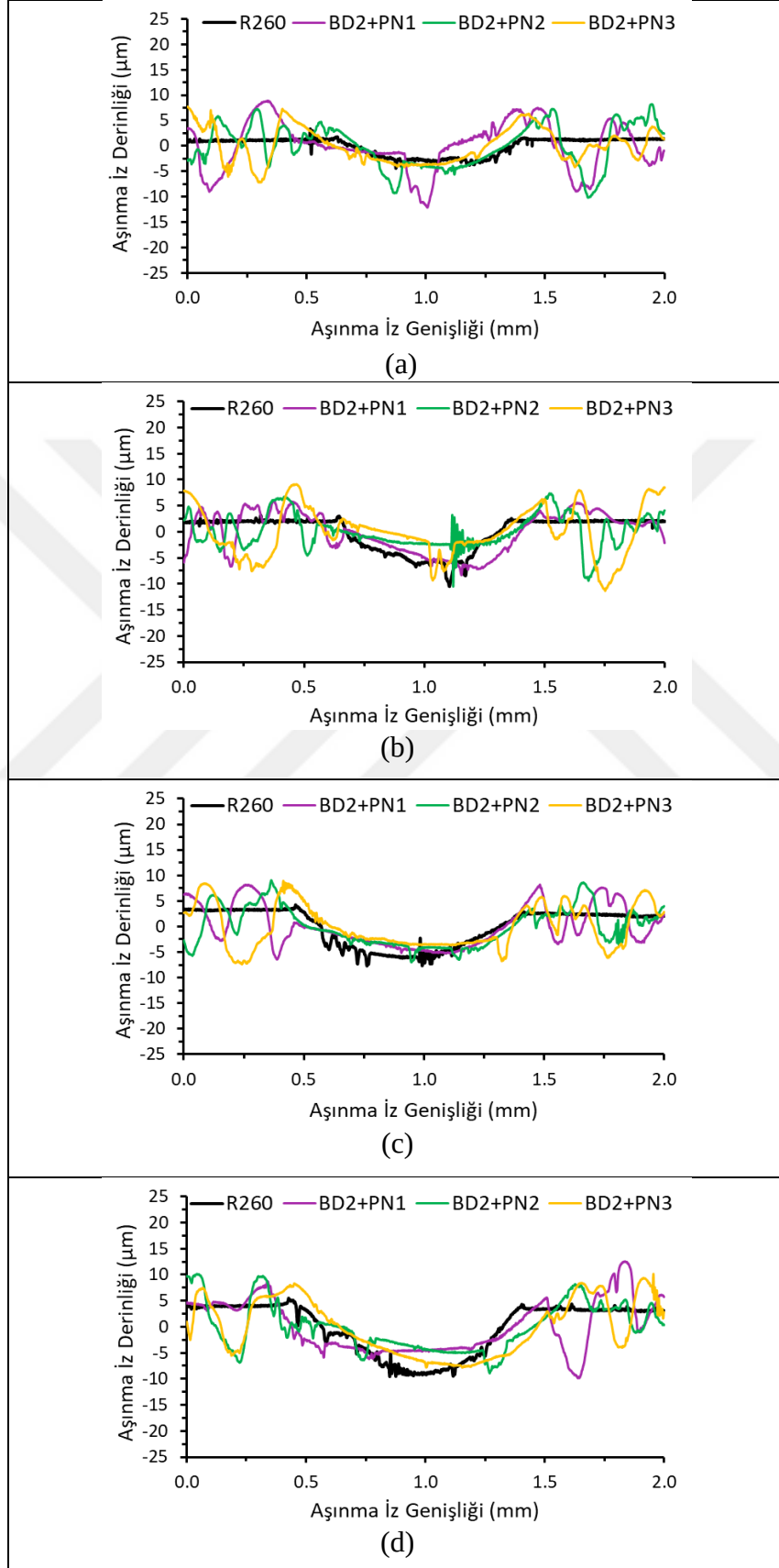
Ek Tablo 12. İşlem Görmemiş ve BD1 ön işlem görmüş çeliklerin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %20 N₂ gaz karışımında PN işlem sonrası (a) 15N, (b) 30N, (c) 45N ve (d) 60N yük altındaki kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri



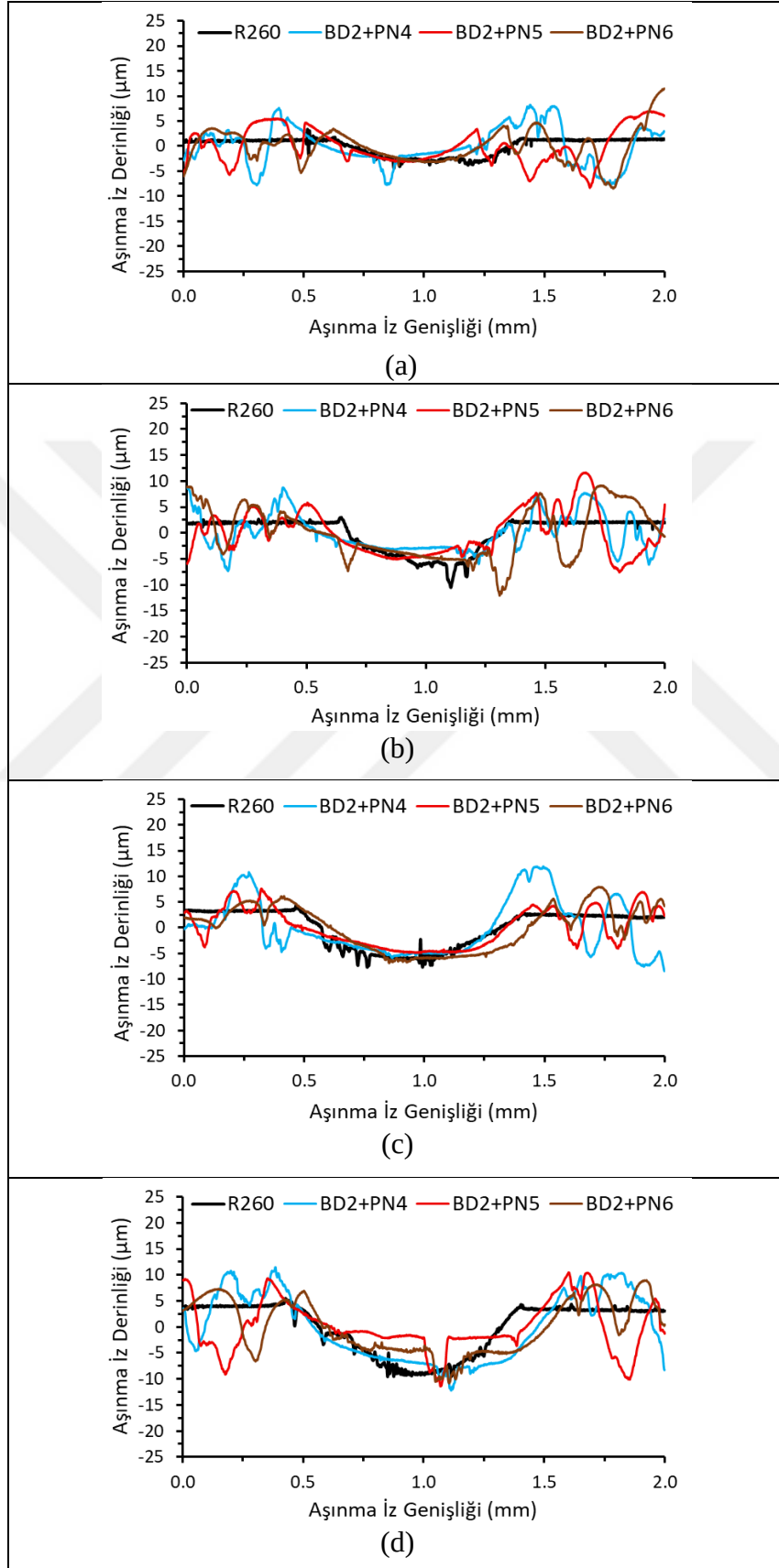
Ek Tablo 13. İşlem Görmemiş ve BD1 ön işlem görmüş çeliklerin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %80 N₂ gaz karışımında PN işlem sonrası (a) 15N, (b) 30N, (c) 45N ve (d) 60N yük altındaki kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri



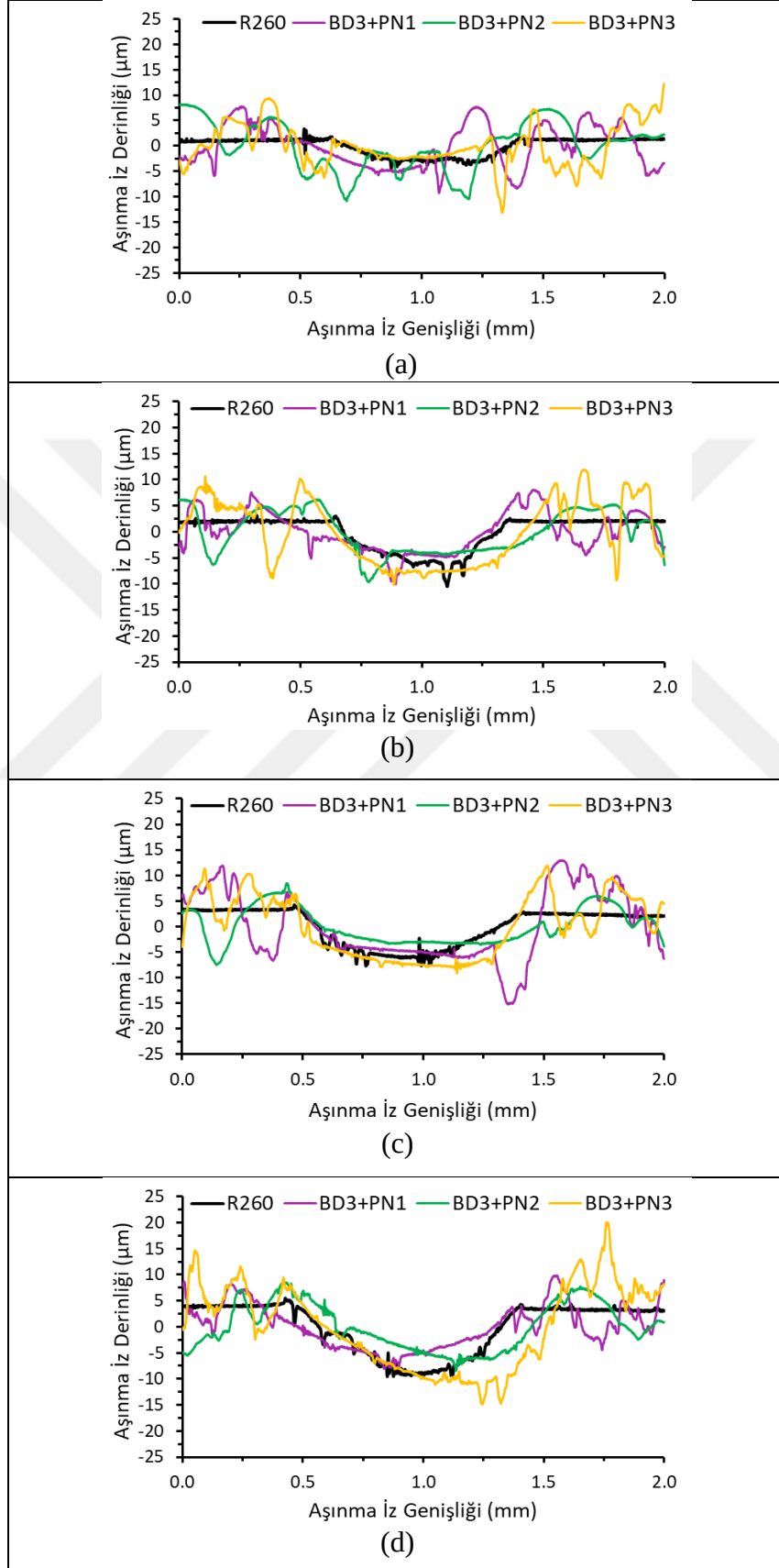
Ek Tablo 14. İşlem Görmemiş ve BD2 ön işlem görmüş çeliklerin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %20 N₂ gaz karışımında PN işlem sonrası (a) 15N, (b) 30N, (c) 45N ve (d) 60N yük altındaki kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri



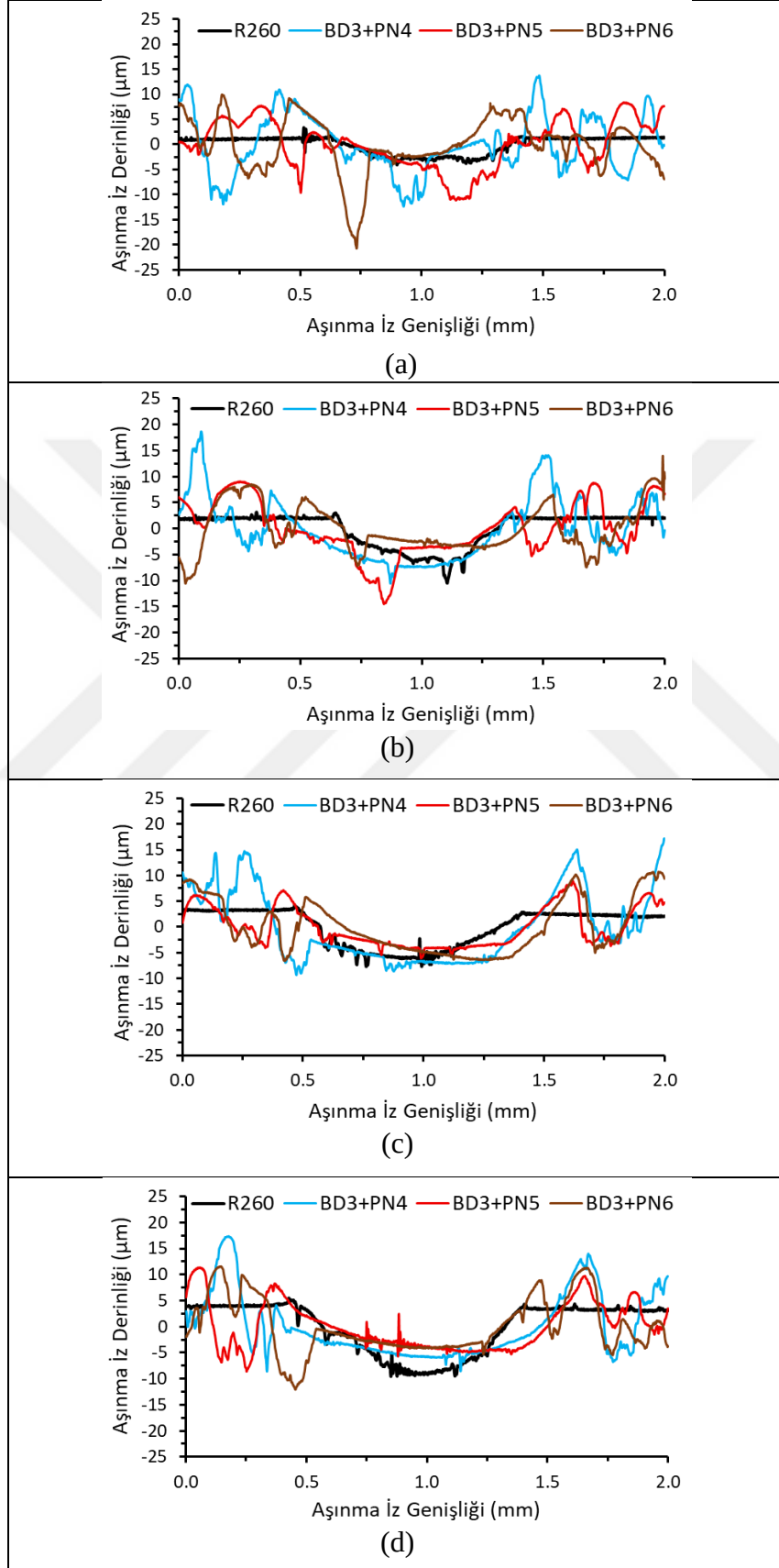
Ek Tablo 15. İşlem Görmemiş ve BD2 ön işlem görmüş çeliklerin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %80 N₂ gaz karışımında PN işlem sonrası (a) 15N, (b) 30N, (c) 45N ve (d) 60N yük altındaki kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri



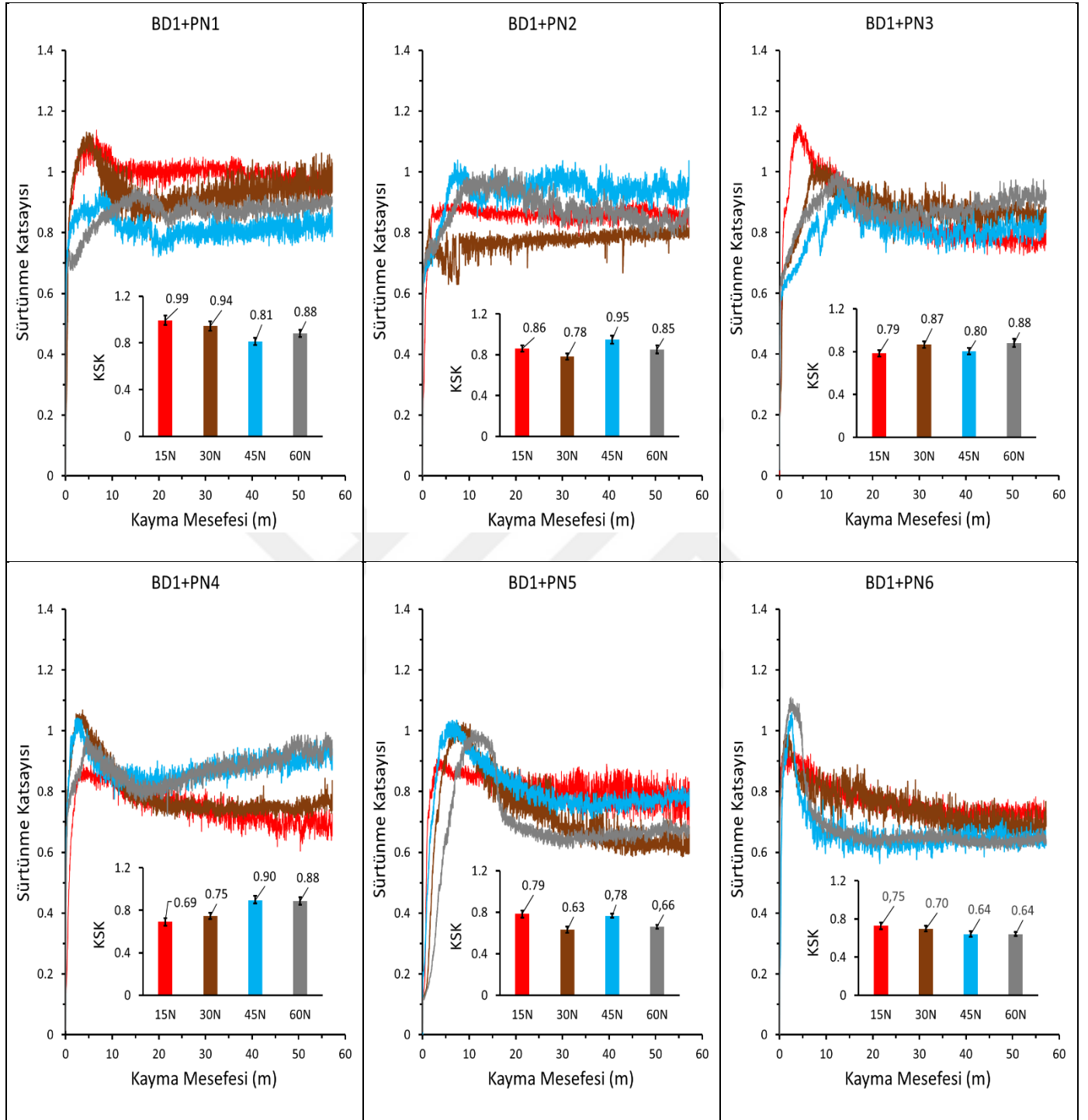
Ek Tablo 16. İşlem Görmemiş ve BD3 ön işlem görmüş çeliklerin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %20 N₂ gaz karışımında PN işlem sonrası (a) 15N, (b) 30N, (c) 45N ve (d) 60N yük altındaki kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri



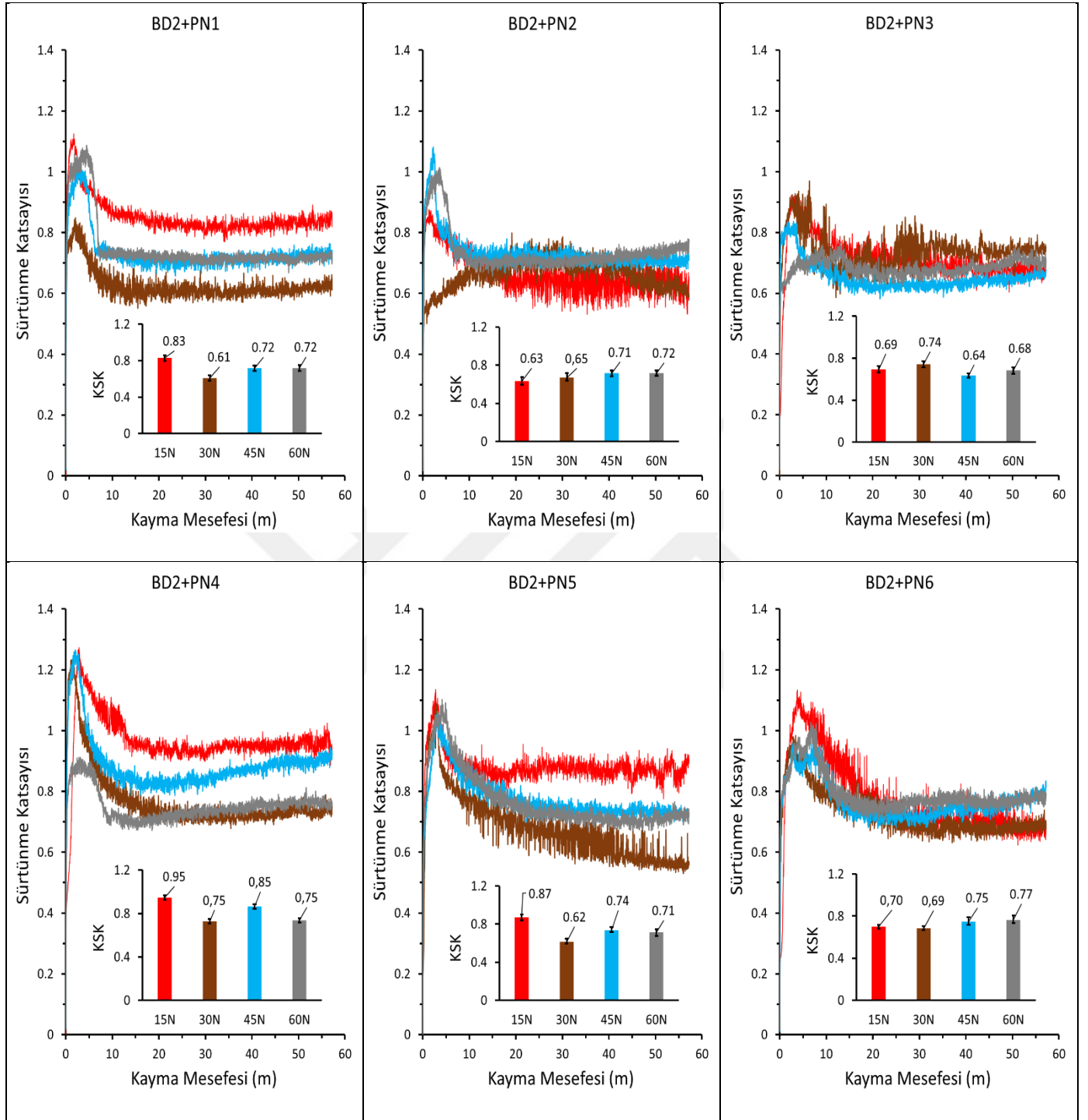
Ek Tablo 17. İşlem Görmemiş ve BD3 ön işlem görmüş çeliklerin 450 °C, 500 °C ve 540 °C sıcaklıklarda ve hacimce %80 N₂ gaz karışımında PN işlem sonrası (a) 15N, (b) 30N, (c) 45N ve (d) 60N yük altındaki kuru kayma aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri



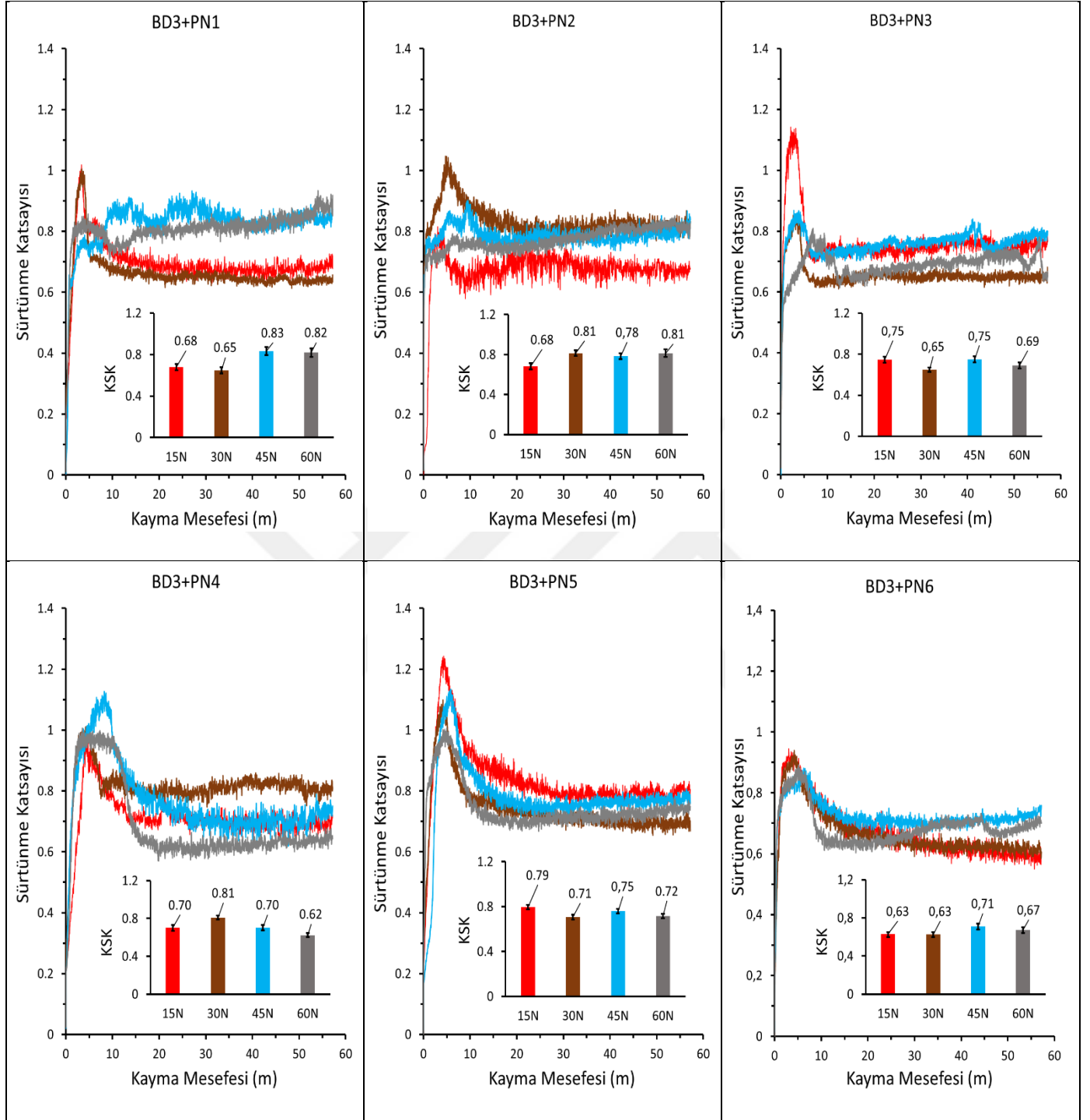
Ek Tablo 18. BD1+PN işlem görmüş çeliklerin kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları



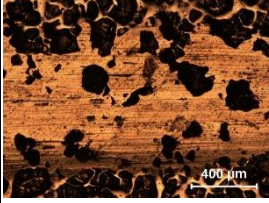
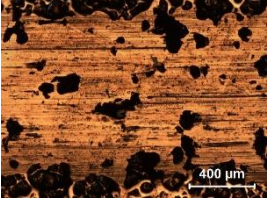
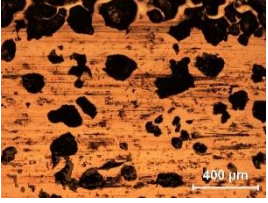
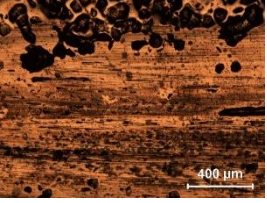
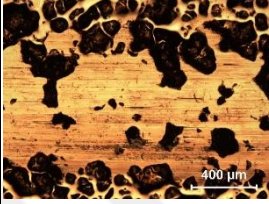
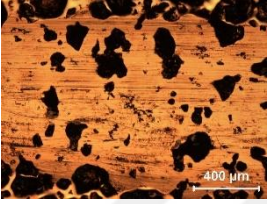
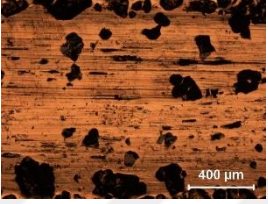
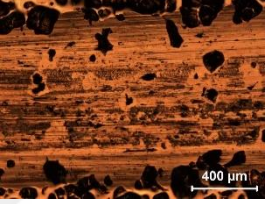
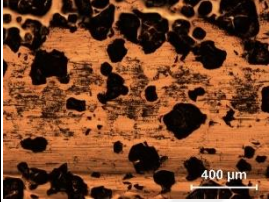
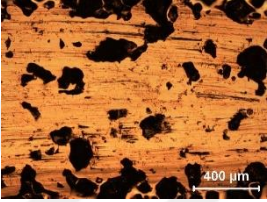
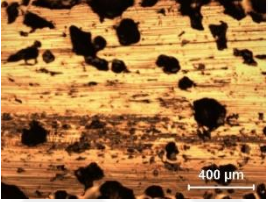
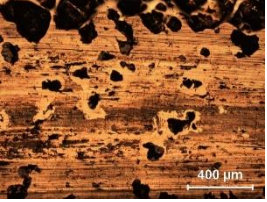
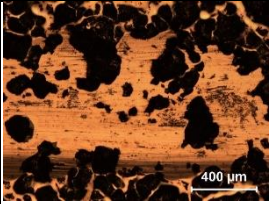
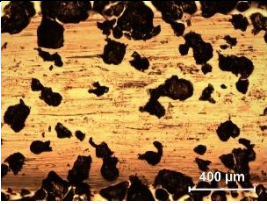
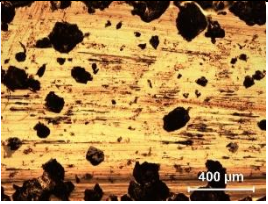
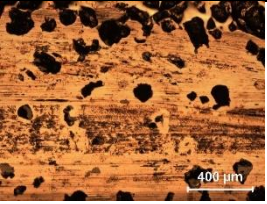
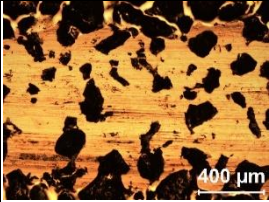
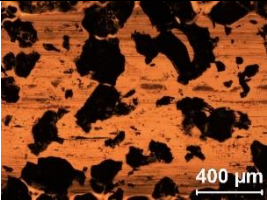
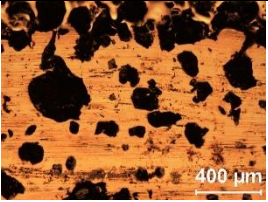
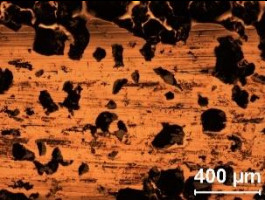
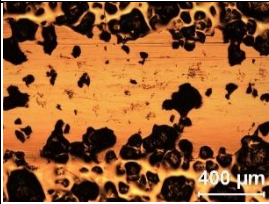
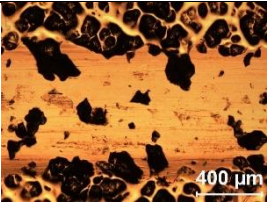
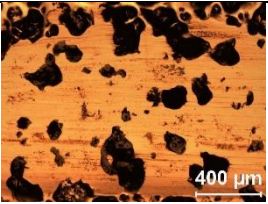
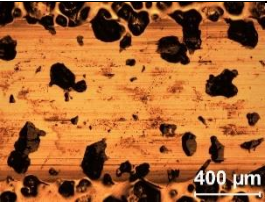
Ek Tablo 19. BD2+PN işlem görmüş çeliklerin kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları



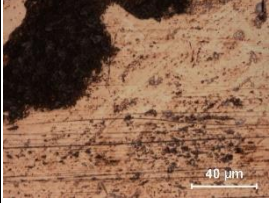
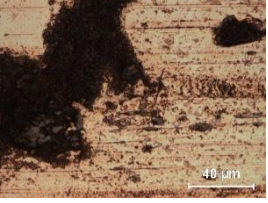
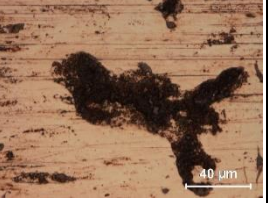
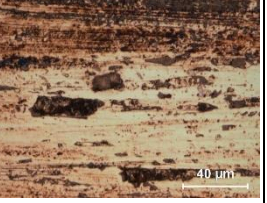
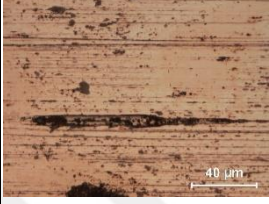
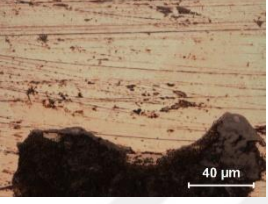
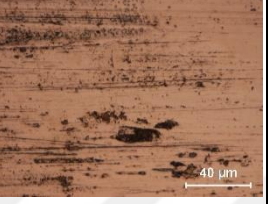
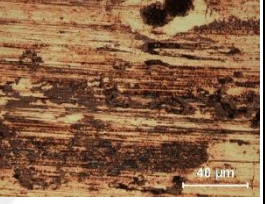
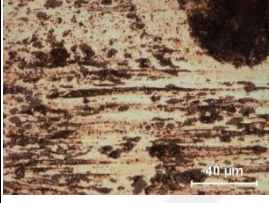
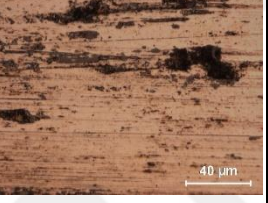
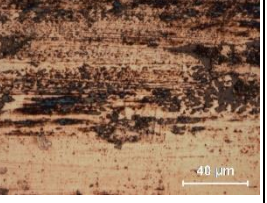
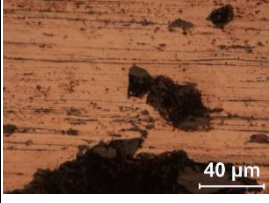
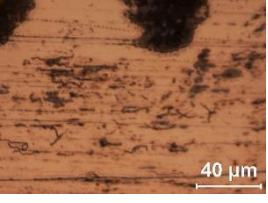
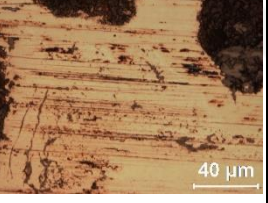
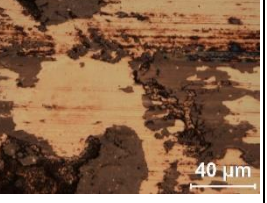
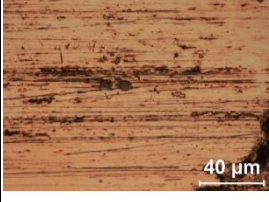
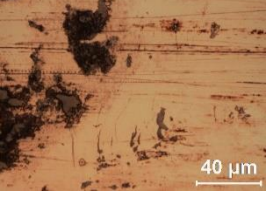
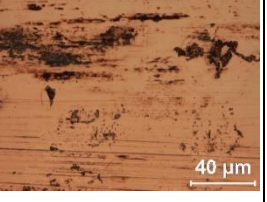
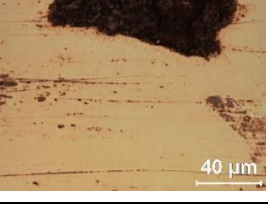
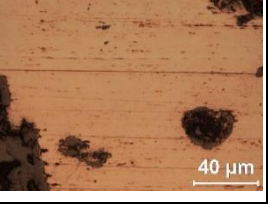
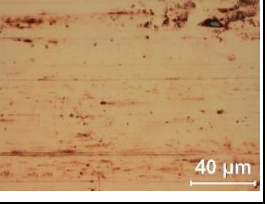
Ek Tablo 20. BD3+PN işlem görmüş çeliklerin kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayıları



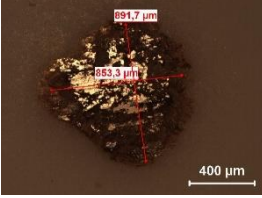
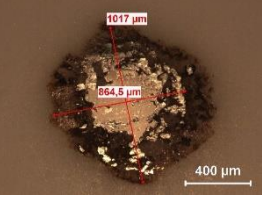
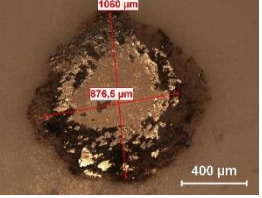
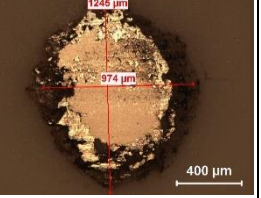
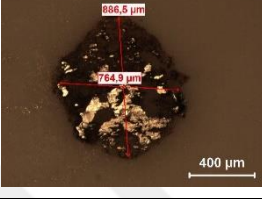
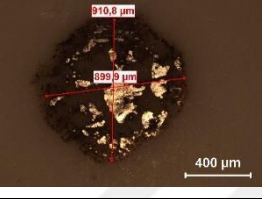
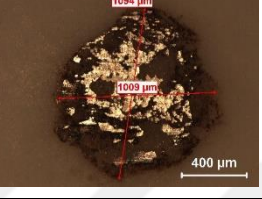
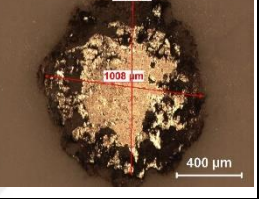
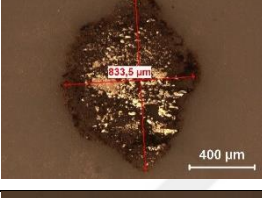
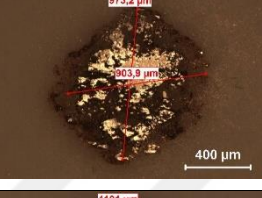
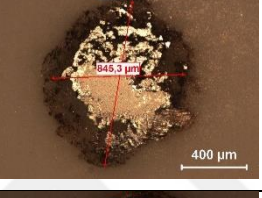
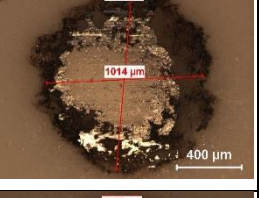
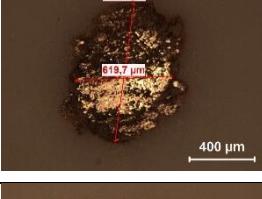
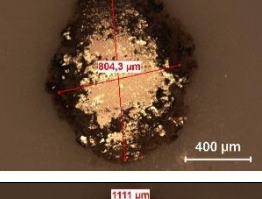
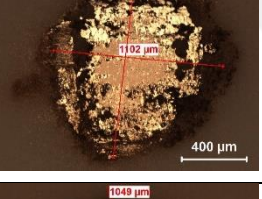
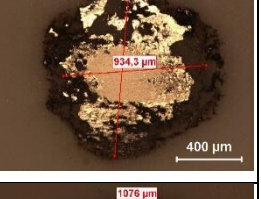
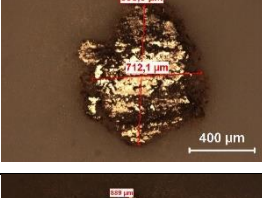
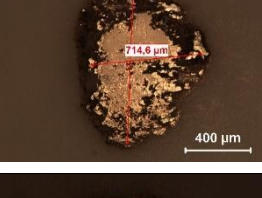
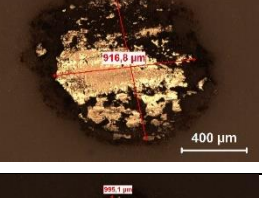
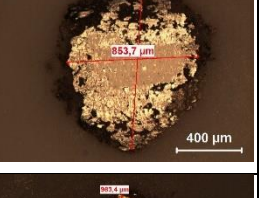
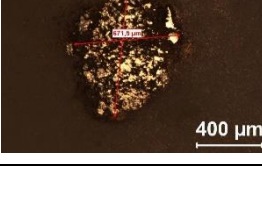
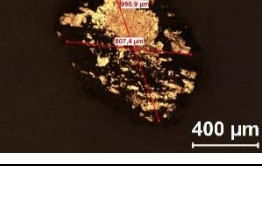
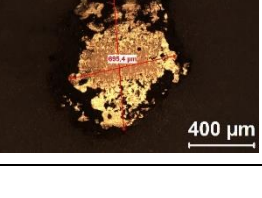
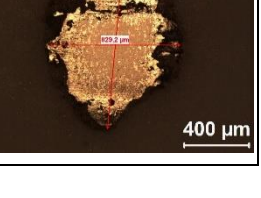
Ek Tablo 21. BD1+PN işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin düşük büyütme OM (X50) yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD1+PN1				
BD1+PN2				
BD1+PN3				
BD1+PN4				
BD1+PN5				
BD1+PN6				

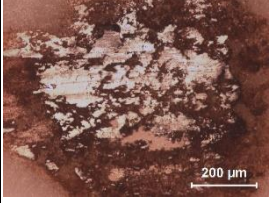
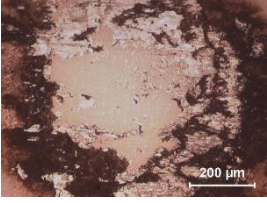
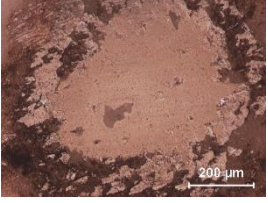
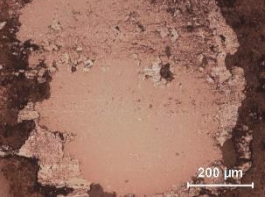
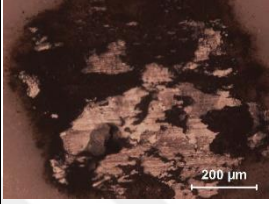
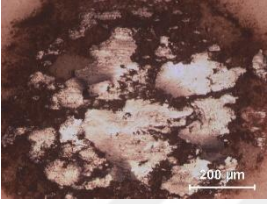
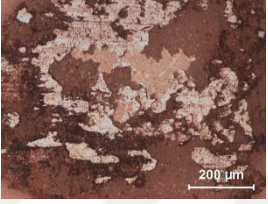
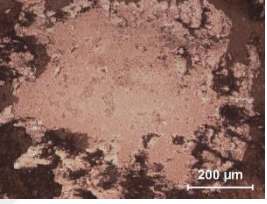
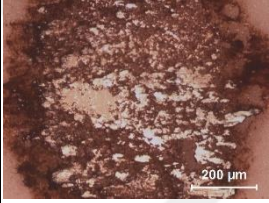
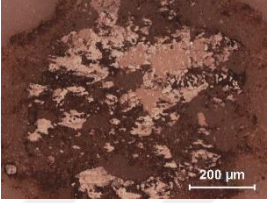
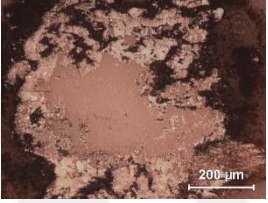
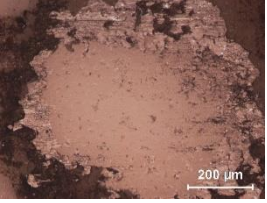
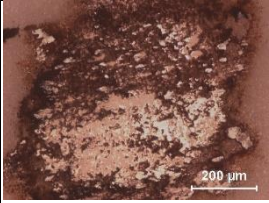
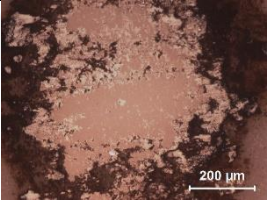
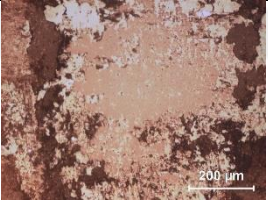
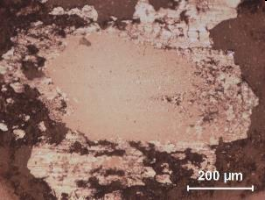
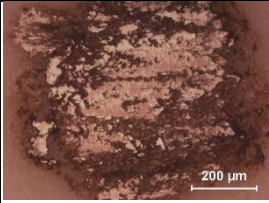
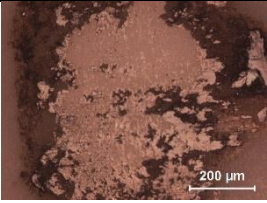
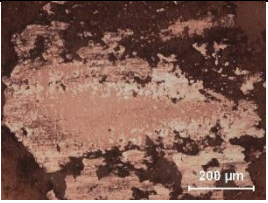
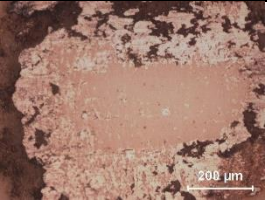
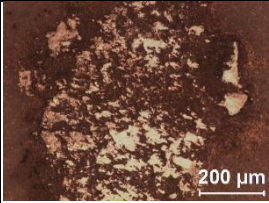
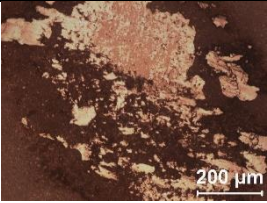
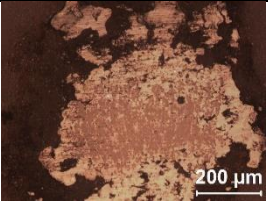
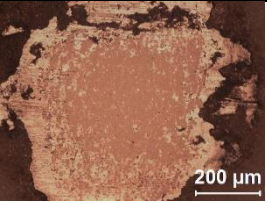
Ek Tablo 22. BD1+PN işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin yüksek büyütme OM (X500) yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD1+PN1				
BD1+PN2				
BD1+PN3				
BD1+PN4				
BD1+PN5				
BD1+PN6				

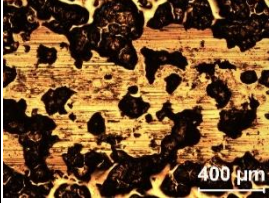
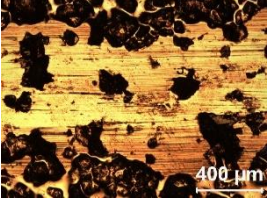
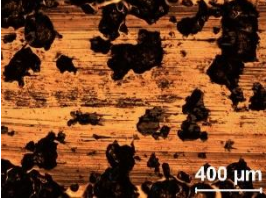
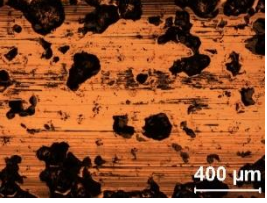
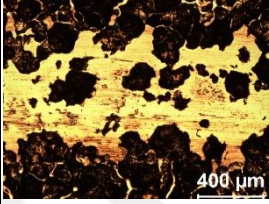
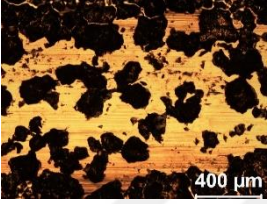
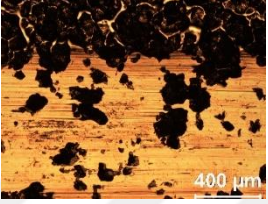
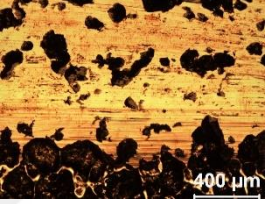
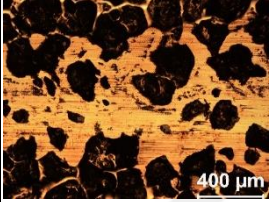
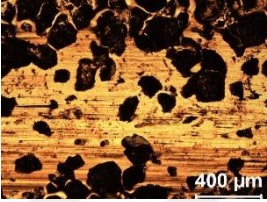
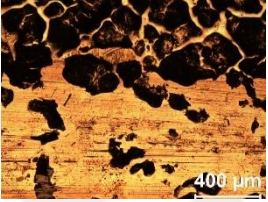
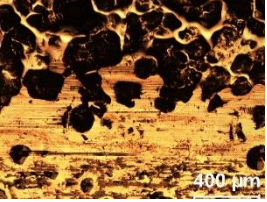
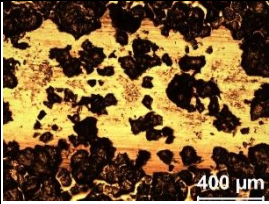
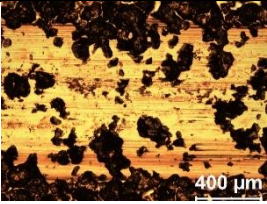
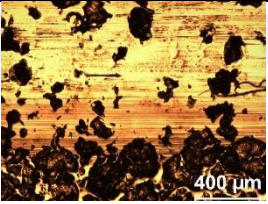
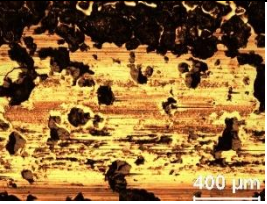
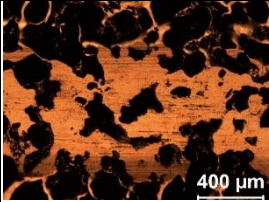
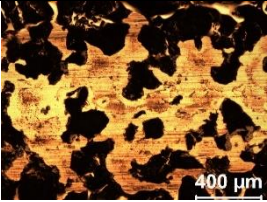
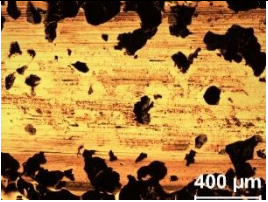
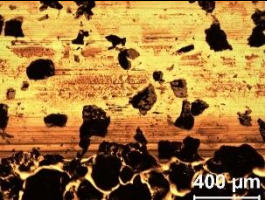
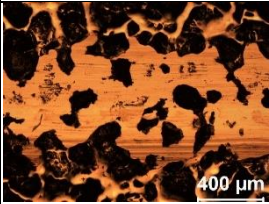
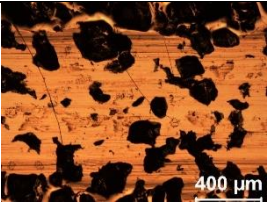
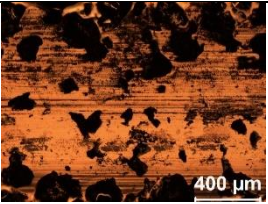
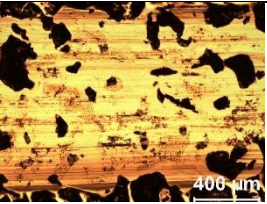
Ek Tablo 23. BD1+PN işlem görmüş çeliklerin kuru kayma aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin düşük büyütme (X50) OM yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD1+PN1				
BD1+PN2				
BD1+PN3				
BD1+PN4				
BD1+PN5				
BD1+PN6				

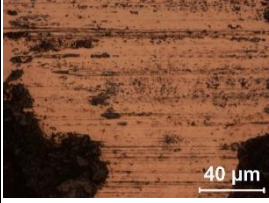
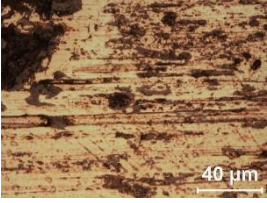
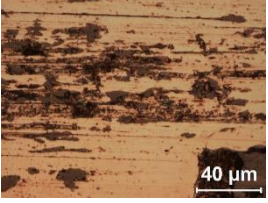
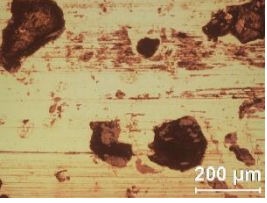
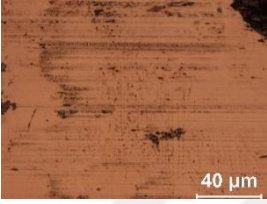
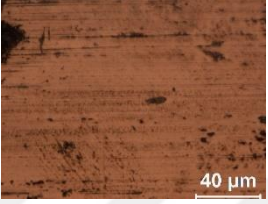
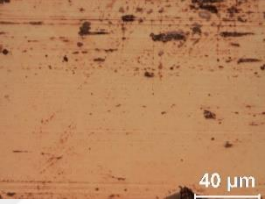
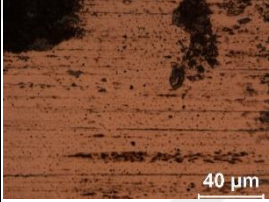
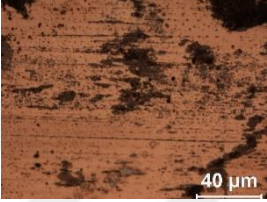
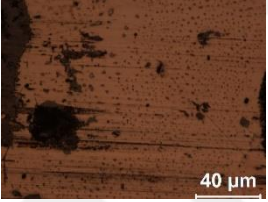
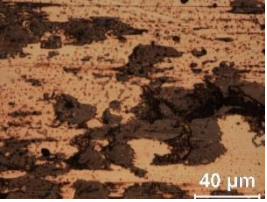
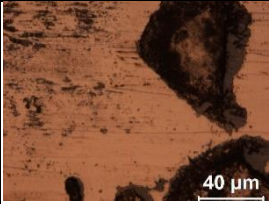
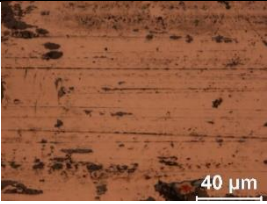
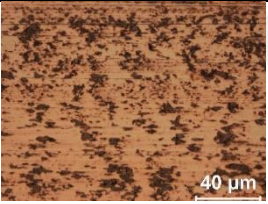
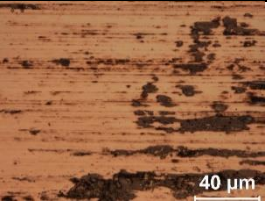
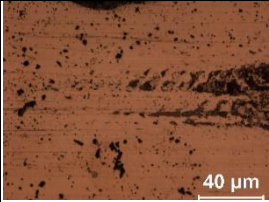
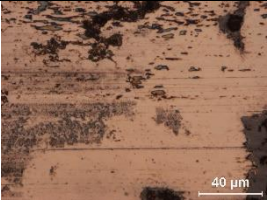
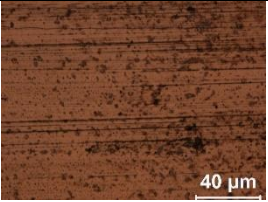
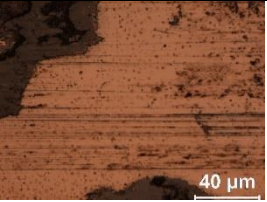
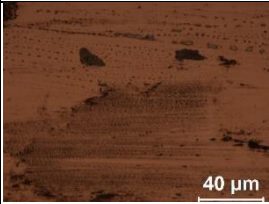
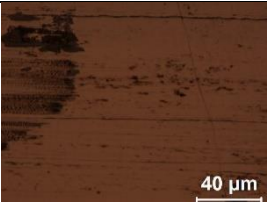
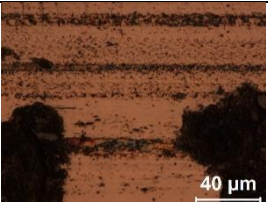
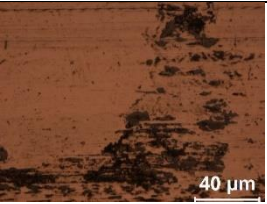
Ek Tablo 24. BD1+PN işlem görmüş çeliklerin kuru kayma aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin yüksek büyütme (X100) OM yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD1+PN1				
BD1+PN2				
BD1+PN3				
BD1+PN4				
BD1+PN5				
BD1+PN6				

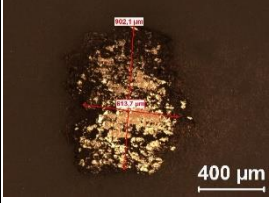
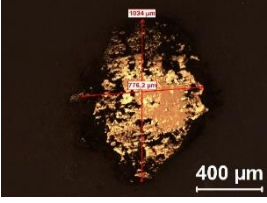
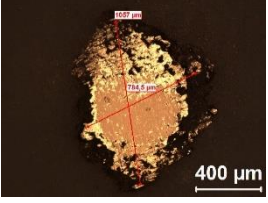
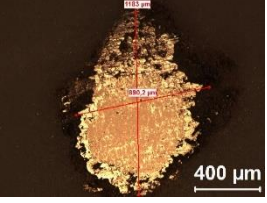
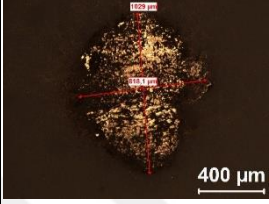
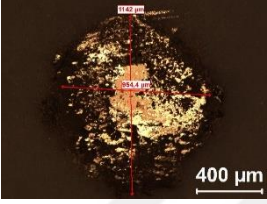
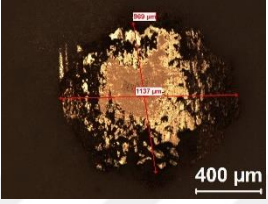
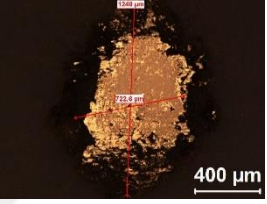
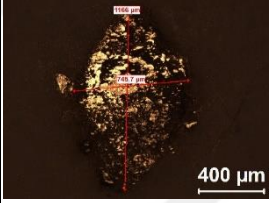
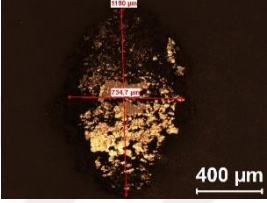
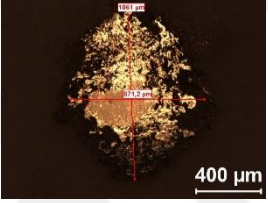
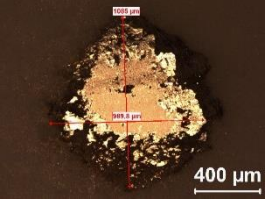
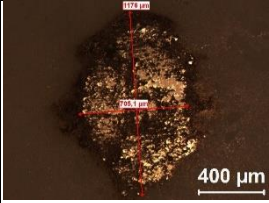
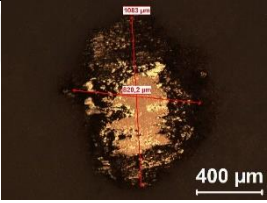
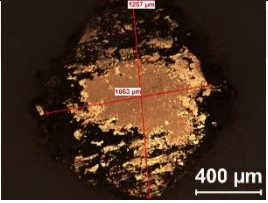
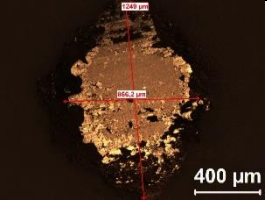
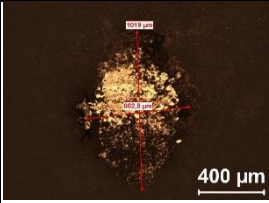
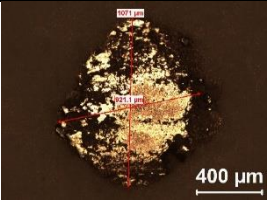
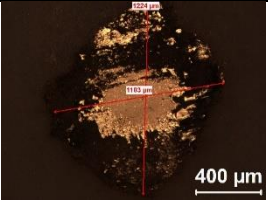
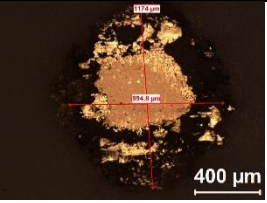
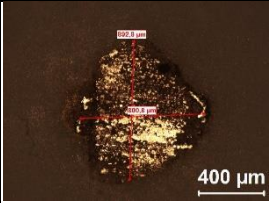
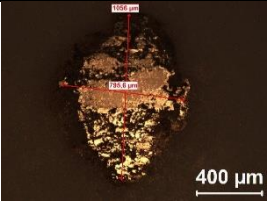
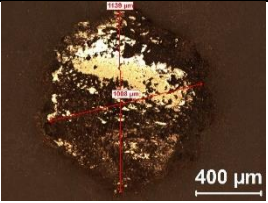
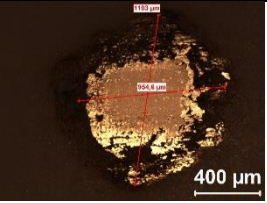
Ek Tablo 25. BD2+PN işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin düşük büyütme OM (X50) yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD2+PN1				
BD2+PN2				
BD2+PN3				
BD2+PN4				
BD2+PN5				
BD2+PN6				

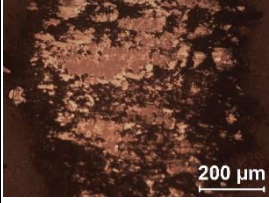
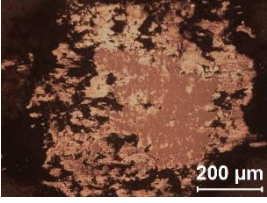
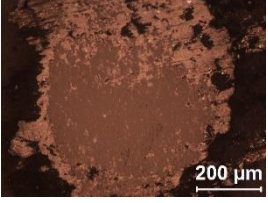
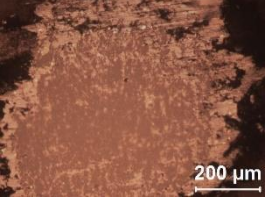
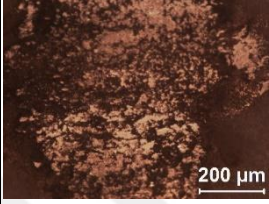
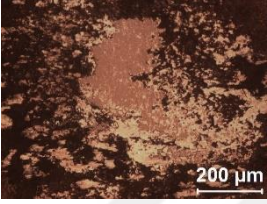
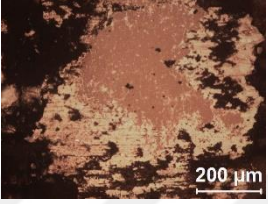
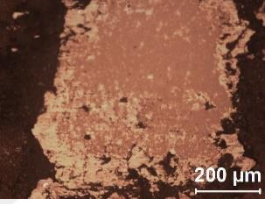
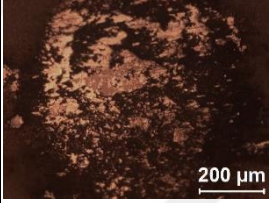
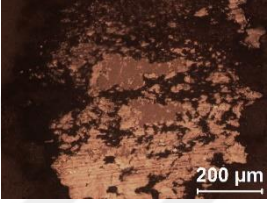
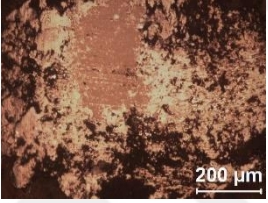
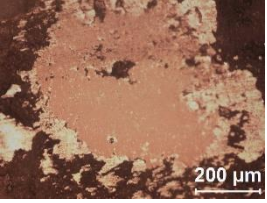
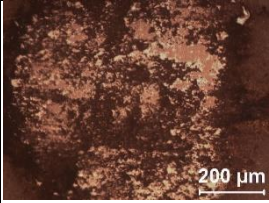
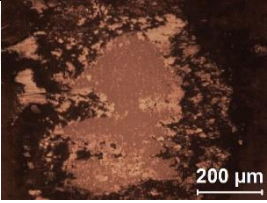
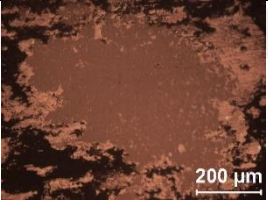
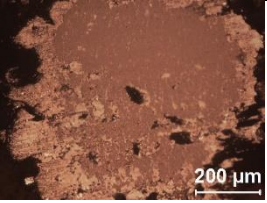
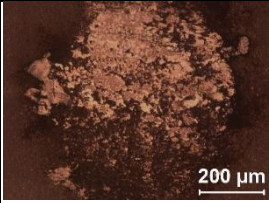
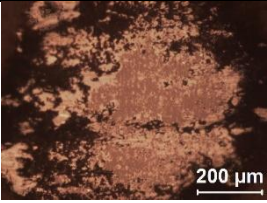
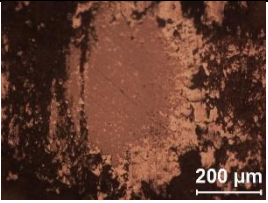
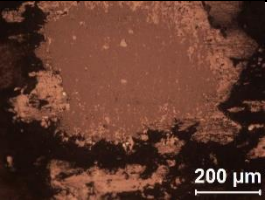
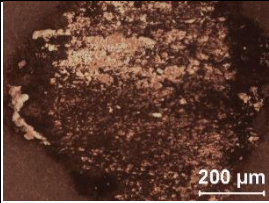
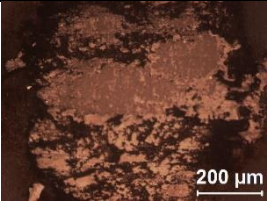
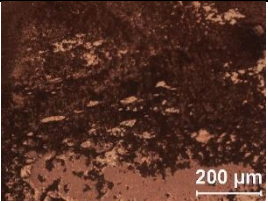
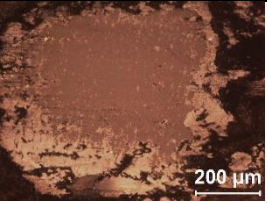
Ek Tablo 26. BD2+PN işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin yüksek büyütme OM (X500) yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD2+PN1				
BD2+PN2				
BD2+PN3				
BD2+PN4				
BD2+PN5				
BD2+PN6				

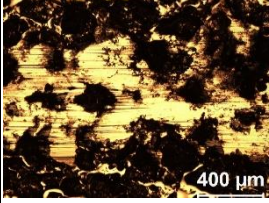
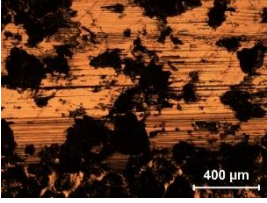
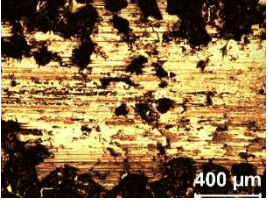
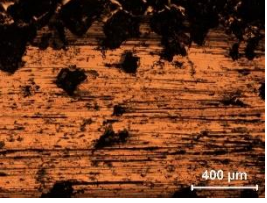
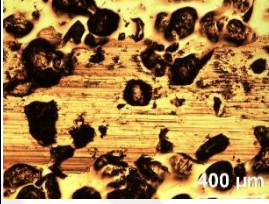
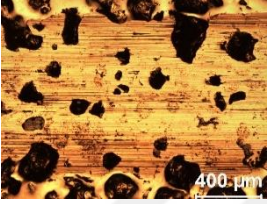
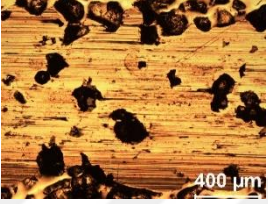
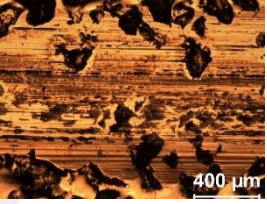
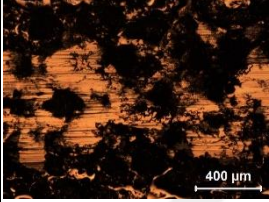
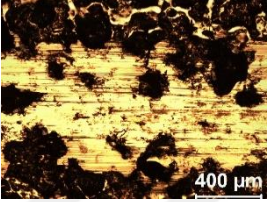
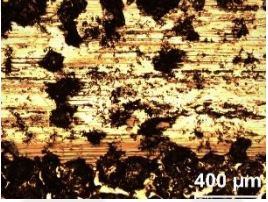
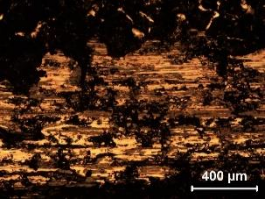
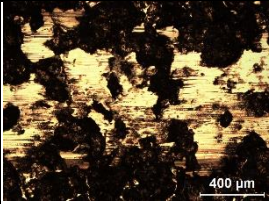
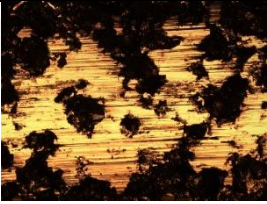
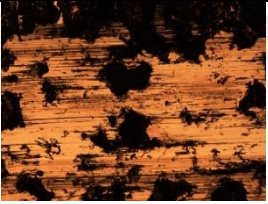
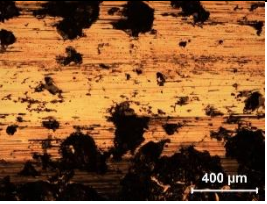
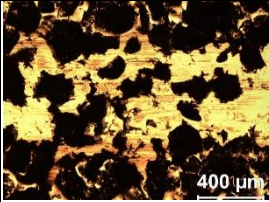
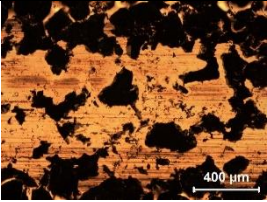
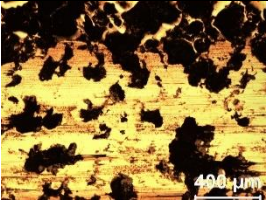
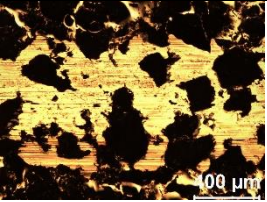
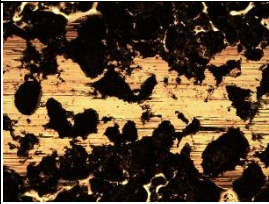
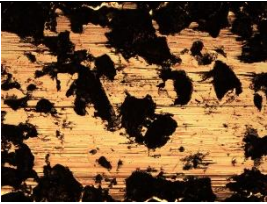
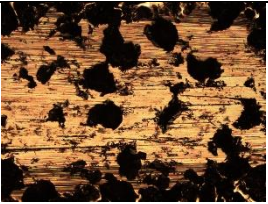
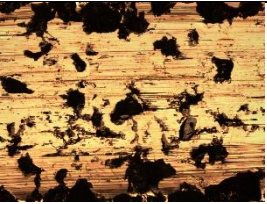
Ek Tablo 27. BD2+PN işlem görmüş çeliklerin kuru kayma aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin düşük büyütme (X50) OM yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD2+PN1				
BD2+PN2				
BD2+PN3				
BD2+PN4				
BD2+PN5				
BD2+PN6				

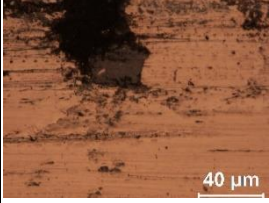
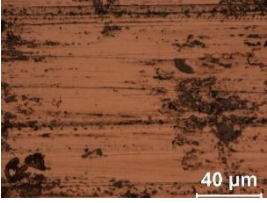
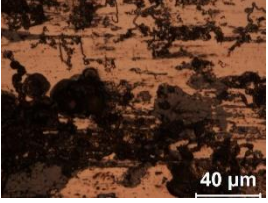
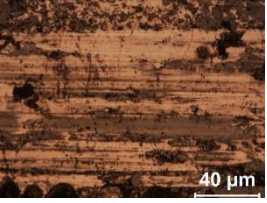
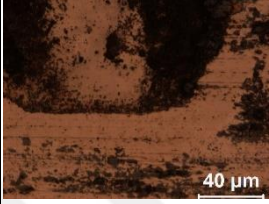
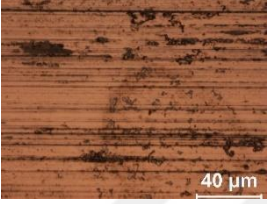
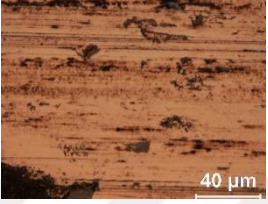
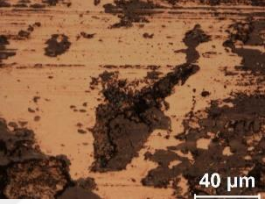
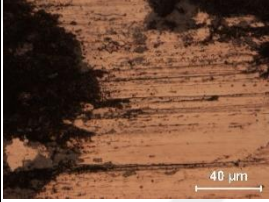
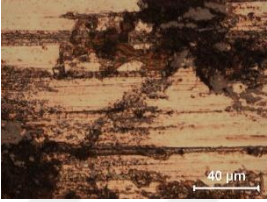
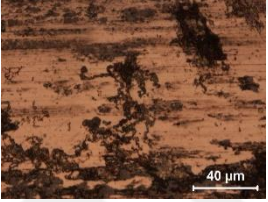
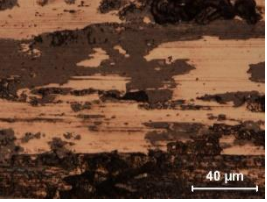
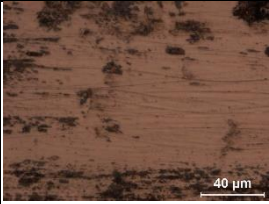
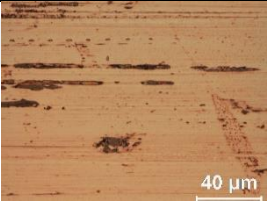
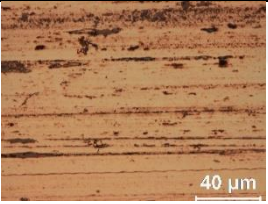
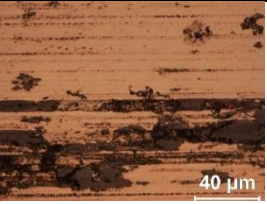
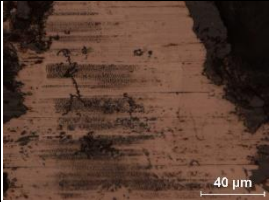
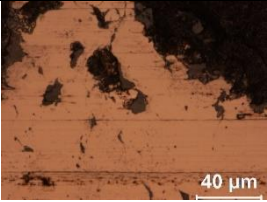
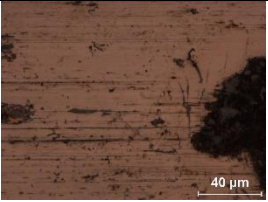
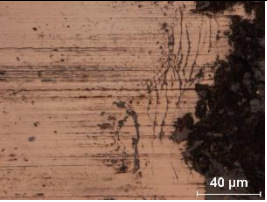
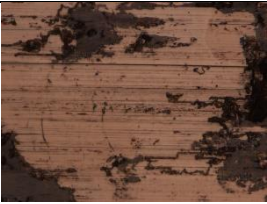
Ek Tablo 28. BD2+PN işlem görmüş çeliklerin kuru kayma aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin yüksek büyütme (X100) OM yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD2+PN1				
BD2+PN2				
BD2+PN3				
BD2+PN4				
BD2+PN5				
BD2+PN6				

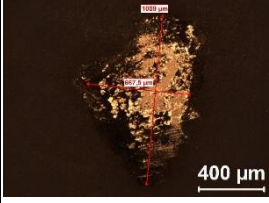
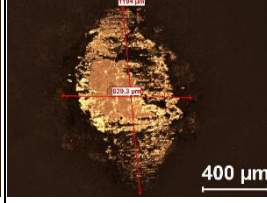
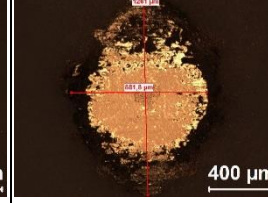
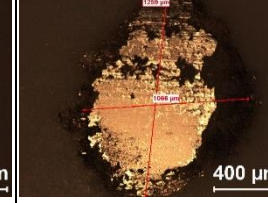
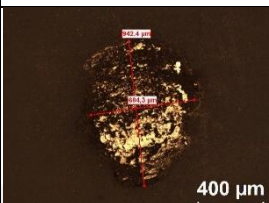
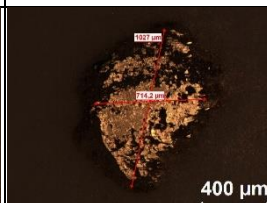
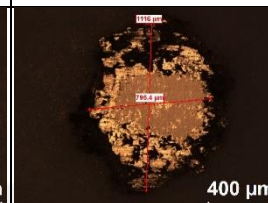
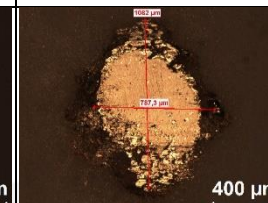
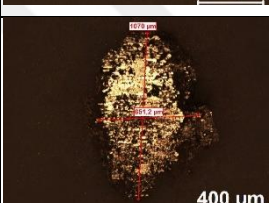
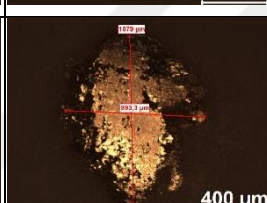
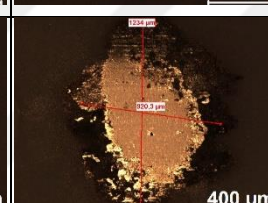
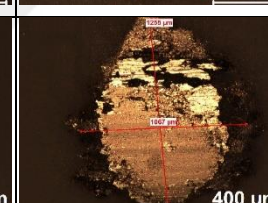
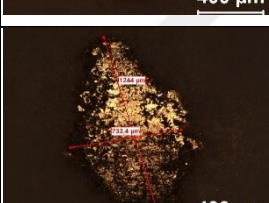
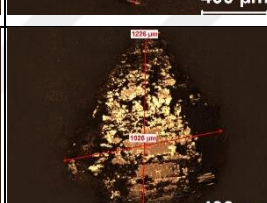
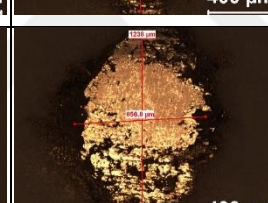
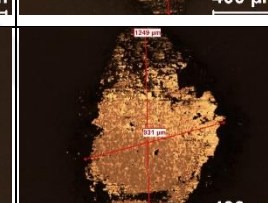
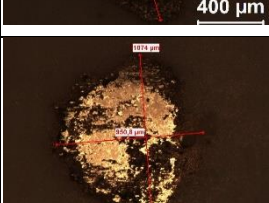
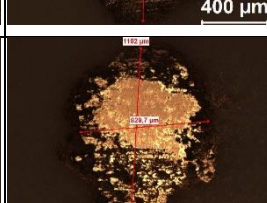
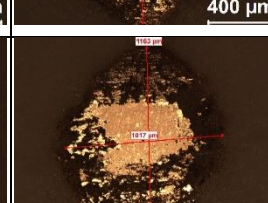
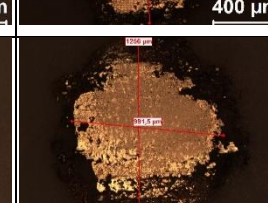
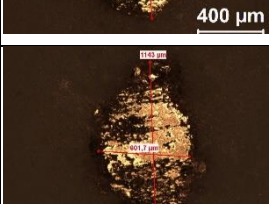
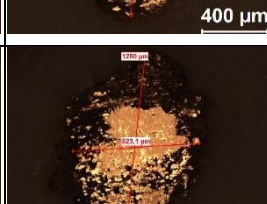
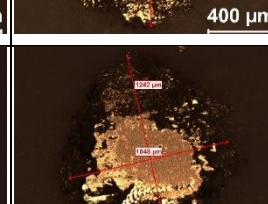
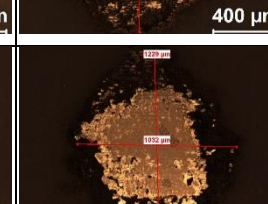
Ek Tablo 29. BD3+PN işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin düşük büyütme OM (X50) yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD3+PN1				
BD3+PN2				
BD3+PN3				
BD3+PN4				
BD3+PN5				
BD3+PN6				

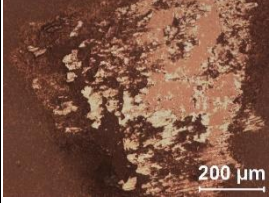
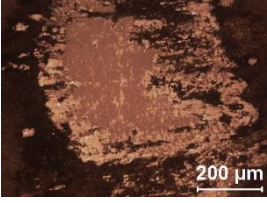
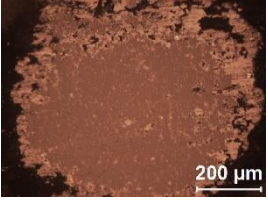
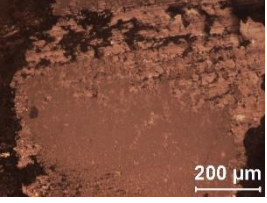
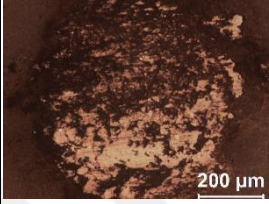
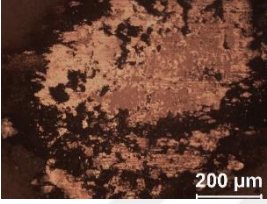
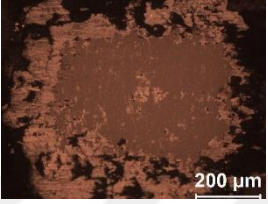
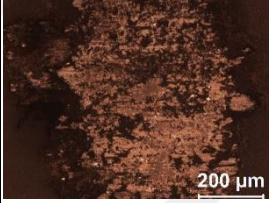
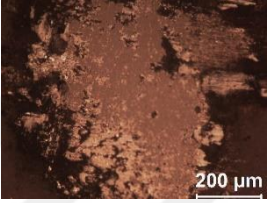
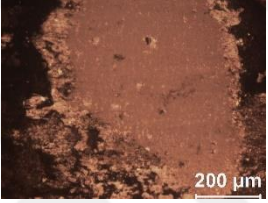
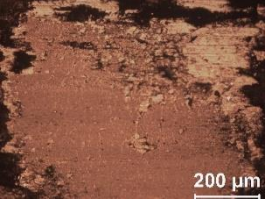
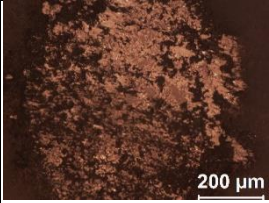
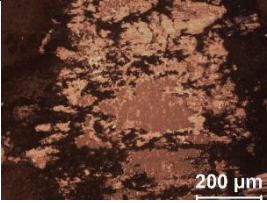
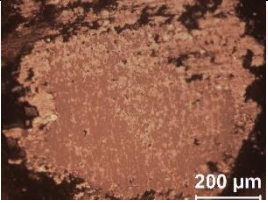
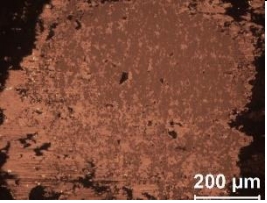
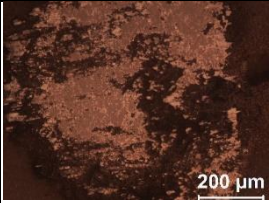
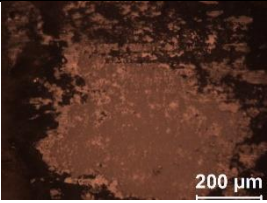
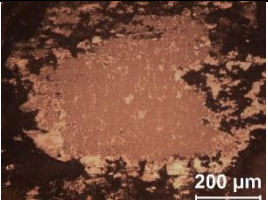
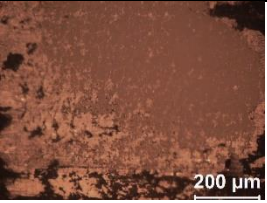
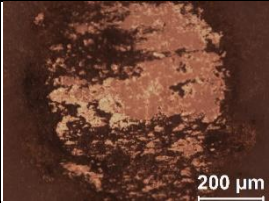
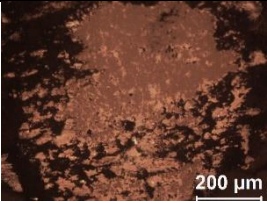
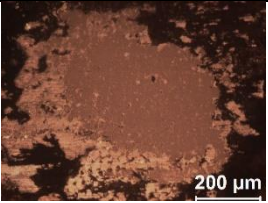
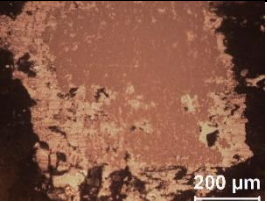
Ek Tablo 30. BD3+PN işlem görmüş çeliklerin yüzeylerinde oluşan aşınma izlerinin yüksek büyütme OM (X500) yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD3+PN1				
BD3+PN2				
BD3+PN3				
BD3+PN4				
BD3+PN5				
BD3+PN6				

Ek Tablo 31. BD3+PN işlem görmüş çeliklerin kuru kayma aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin düşük büyütme (X50) OM yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD3+PN1				
BD3+PN2				
BD3+PN3				
BD3+PN4				
BD3+PN5				
BD3+PN6				

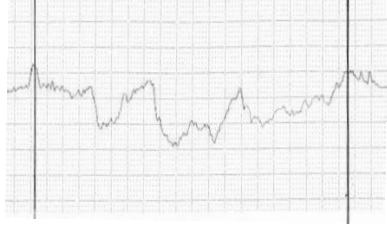
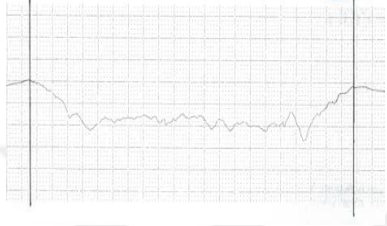
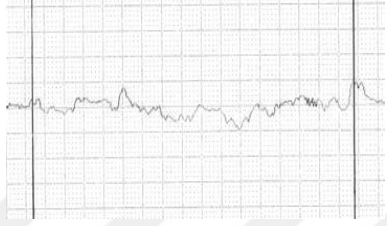
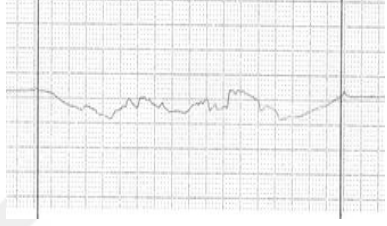
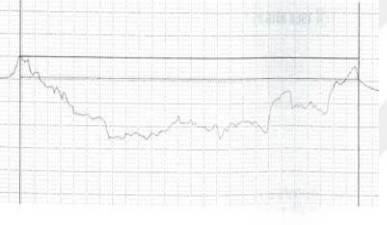
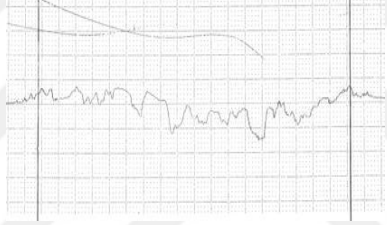
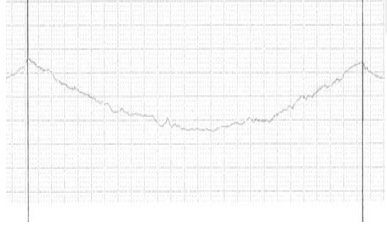
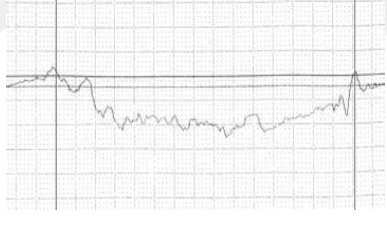
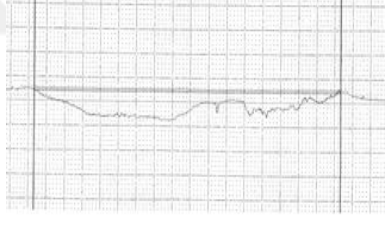
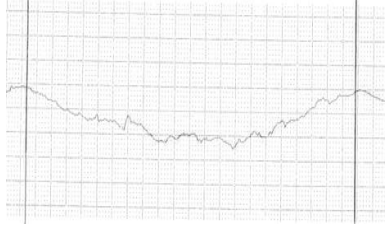
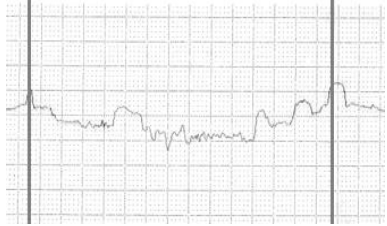
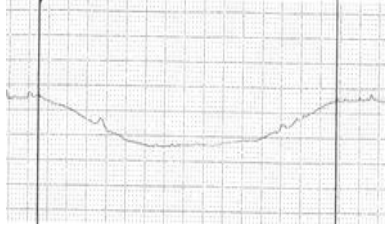
Ek Tablo 32. BD3+PN işlem görmüş çeliklerin kuru kayma aşınma deneylerinde kullanılan Al_2O_3 bilyelerin yüksek büyütme (X100) OM yüzey görüntüleri

Test Çelikleri	Aşınma Yüzeyi			
	15 N	30 N	45 N	60 N
BD3+PN1				
BD3+PN2				
BD3+PN3				
BD3+PN4				
BD3+PN5				
BD3+PN6				

Ek Tablo 33. İşlem görmemiş ve BD işlem görmüş çeliklerin darbeli-kayma aşınma deneylerinden sonra darbe ve kayma bölgelerine ait aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri

Test Çelikleri	Darbe Bölgesi (500x)	Kayma Bölgesi Başı (1Kx)	Kayma Bölgesi Sonu(1Kx)
R260			
BD1			
BD2			
BD3			

Ek Tablo 34. PN işlem görmüş çeliklerin darbeli-kayma aşınma deneylerinden sonra darbe ve kayma bölgelerine ait aşınma izlerinin 2D profil görüntüleri

Test Çelikleri	Darbe Bölgesi (500x)	Kayma Bölgesi Başı (1Kx)	Kayma Bölgesi Sonu(1Kx)
PN1			
PN2			
PN3			
PN4			
PN5			
PN6	