



**AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON UYGULANMIŞ
S500MC OTOMOTİV ÇELİĞİNİN MEKANİK
ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

İbrahim KARADEMİR

**2020
DOKTORA TEZİ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. M. Bahattin ÇELİK**

**AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON UYGULANMIŞ S500MC OTOMOTİV
ÇELİĞİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ**

İbrahim KARADEMİR

**T.C.
Karabük Üniversitesi
Lisansüstü Eğitim Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalında
Doktora Tezi
Olarak Hazırlanmıştır**

**Tez Danışmanı
Prof. Dr. M. Bahattin ÇELİK**

**KARABÜK
Ekim 2020**

İbrahim KARADEMİR tarafından hazırlanan “AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON UYGULANMIŞ S500MC OTOMOTİV ÇELİĞİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ” başlıklı bu tezin Doktora Tezi olarak uygun olduğunu onaylarım.

Prof. Dr. M. Bahattin ÇELİK

.....

Tez Danışmanı, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Bu çalışma, jürimiz tarafından oy birliği ile Makine Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir. 26/10/2020

Ünvanı, Adı SOYADI (Kurumu)

İmzası

Başkan : Prof. Dr. M. Sabri GÖK (BÜ)

.....

Üye : Prof. Dr. M. Bahattin ÇELİK (KBÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. A. Cahit KARAOĞLANLI (BÜ)

.....

Üye : Doç. Dr. Okan ÜNAL (KBÜ)

.....

Üye : Dr. Öğr. Üyesi Fazıl HÜSEM (KBÜ)

.....

KBÜ Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Yönetim Kurulu, bu tez ile Doktora derecesini onamıştır.

Prof. Dr. Hasan SOLMAZ

.....

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü Müdürü

“Bu tezdeki tüm bilgilerin akademik kurallara ve etik ilkelere uygun olarak elde edildiğini ve sunulduğunu; ayrıca bu kuralların ve ilkelerin gerektirdiği şekilde, bu çalışmadan kaynaklanmayan bütün atıfları yaptığımı beyan ederim.”

İbrahim KARADEMİR

ÖZET

Doktora Tezi

AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON UYGULANMIŞ S500MC OTOMOTİV ÇELİĞİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN İNCELENMESİ

İbrahim KARADEMİR

Karabük Üniversitesi

Lisansüstü Eğitim Enstitüsü

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı:

Prof. Dr. M. Bahattin ÇELİK

Ekim 2020, 145 sayfa

Araç ağırlıklarının hafifletilerek yakıt sarfiyatının düşürülmesi isteği ve emisyon miktarlarının azaltılmasına yönelik yasal düzenlemeler, geleneksel çeliklere kıyasla önemli iyileştirmeler sağlayan yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çeliklerin otomotiv endüstrisinde kullanımını ve geliştirilmesini desteklemektedir. Yüksek mukavemetli ve düşük alaşımlı çeliklerin otomotiv endüstrisinde kullanımı, araç ağırlıklarının hafifletilmesinin yanında çarpışma performansının geliştirilmesine de katkıda bulunmaktadır. Otomotiv endüstrisinin ihtiyaçları çerçevesinde otomotiv malzemelerinin geliştirilmesine yönelik çalışmalar yoğun bir şekilde devam etmektedir. Araştırmalar çoğunlukla üstün özellikli yeni mühendislik malzemelerinin üretilmesi üzerine yoğunlaşsada, çeşitli deformasyon işlemleri uygulanarak malzeme özelliklerinin geliştirilmesini amaçlayan çalışmalar da bulunmaktadır. Malzemelerin dayanım, sertlik, aşınma, korozyon ve yorulma dayanımı gibi çeşitli özelliklerinin

geliştirilmesi için aşırı plastik deformasyon işlemlerinin uygulanması önemli araştırma konularındandır.

Bu çalışmada, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı S500MC çeliğine uygulanan yüzey ve hacim aşırı plastik deformasyon (APD) işlemlerinin, S500MC çeliğinin mikro sertlik, çekme dayanımı, yorulma dayanımı ve aşınma özelliklerine etkileri incelenmiştir. Yüzey aşırı plastik deformasyon (YAPD) işlemi olarak aşırı bilyeli dövme (ABD) ve ultrasonik nanokristal yüzey modifikasyonu (UNYM) olmak üzere iki farklı işlem uygulanmıştır. Sınırlandırılmış yivli presleme (SYP) işlemi sac malzemelere uygulanabilirliği nedeniyle hacim APD yöntemi olarak tercih edilmiştir. APD işlemleri ile malzeme yüzeyinde ve tüm hacimde oluşturulan ultra ince taneli yapı optik mikroskop, elektron geri saçılım kırınımı (EBSD) ve X-ışını kırınım (XRD) analizi ile karakterize edilmiştir. Yüzey işlemleri sonucunda yüzey üst bölgesinde ultra ince taneli bir yapı ve bu tabakanın altında tanelerin belirginleşmeye başladığı bir geçiş tabakası içeren kademeli bir mikroyapı gözlemlenmiştir. ABD ve UNYM işlemlerinin yüzeyden itibaren 50-100 µm derinliğe kadar nanokristalizasyon tabakası oluşturabildiği görülmüştür. EBSD incelemeleri ABD ve UNYM işlemleri ile 100 nm altında ortalama tane boyutu elde edilebildiğini göstermiştir. SYP işlemi ile tüm hacimde tane incelmeleri elde edilmiştir. 1 - 4 paso SYP işlemi uygulamasında dayanım artmış fakat yüzde uzama değerinde ani azalma meydana gelmiştir. UNYM işlemi sonucunda dayanım ve süneklik değerlerinin her ikisinde de gelişme görülmüştür. ABD işlemi toplam uzama değerini arttırmasının yanında dayanımın bir miktar azalmasına sebep olmuştur. ABD ve UNYM işlemleri düşük yüklerde SYP ve işlem görmemiş numunelere göre daha iyi sürtünme ve aşınma dayanımı göstermişlerdir. Bununla birlikte, daha yüksek yüklerde aşınma ve sürtünme davranışı, paso sayılarından bağımsız olarak hacim APD uygulamaları için daha iyi sonuçlar vermiştir. YAPD işlemleri yorulma dayanımının artmasını sağlarken, SYP işlemi yorulma üzerinde olumsuz etkilere göstermiştir. Bununla birlikte UNYM işleminin, S500MC yorulma özelliklerinin geliştirilmesinde oldukça etkili olduğu görülmüştür.

Anahtar Sözcükler : S500MC, nanokristalizasyon, dayanım, aşınma, yorulma, ABD, UNYM, SYP.

Bilim Kodu : 91421

ABSTRACT

Ph. D. Thesis

INVESTIGATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF SEVERE PLASTIC DEFORMED S500MC AUTOMOTIVE STEEL

İbrahim KARADEMİR

**Karabük University
Institute of Graduate Programs
Department of Mechanical Engineering**

Thesis Advisor:

Prof. Dr. M. Bahattin ÇELİK

October 2020, 145 pages

Expanding legislative pressures to reduce emissions and the desire to reduce fuel consumption by reducing vehicle weights support the use and development of high strength low alloy steels in the automotive industry, which provide significant improvements compared to conventional steels. The use of high-strength low-alloy steels in the automotive industry contributes to the improvement of crash performance as well as the reduction of vehicle weight. Researchs for the development of materials within the framework of the needs of the automotive industry is continuing intensively. Although the research mostly focuses on the production of new engineering materials with superior properties, there are also studies aiming to improve the material properties by applying various deformation processes. The application of severe plastic deformation processes to improve various properties of materials such as strength, hardness, wear, corrosion and fatigue resistance is an important research topic.

In this study, the effects of surface and bulk severe plastic deformation (SPD) processes on micro hardness, tensile strength, fatigue strength and wear properties of high strength low alloy S500MC steel were investigated. Two different processes have been applied, namely, severe shot peening (SSP) and ultrasonic nanocrystal surface modification (UNSM) as the surface severe plastic deformation (SSPD) process. The constrained groove pressing (CGP) process has been preferred as the bulk SPD method due to its applicability to sheet materials. The ultra-fine grain structure formed in S500MC steel by SPD processes has been characterized by optical microscope, electron backscatter diffraction (EBSD) and X-ray diffraction (XRD) analysis. As a result of surface treatments, a gradual microstructure consisting of an ultra-fine-grained structure and a transition layer under which grains begin to become apparent in the upper part of the surface has been observed. It has been observed that SSP and UNSM could create a nanocrystallization layer up to a depth of 50-100 μm from the surface. EBSD investigations showed average nano-grain size obtained via SSP and UNSM was found to be below 100 nm regime. Grain refinement has been achieved via CGP in whole volume of S500MC steel. The strength was improved via 1st to 4th pass of CGP, but elongation percentage decreased abruptly. UNSM achieves both strength-ductility improvement with gradient structure. SSP improves the total elongation however a slight decrease on strength is observed. SSP and UNSM showed better wear and friction resistance particularly at lower loads compared to CGP and untreated specimens. Nevertheless, wear and friction behavior at higher loads showed better responses for Bulk-SPD applications regardless of pass numbers. While SSP and UNSM improve fatigue strength, CGP have negative effects on fatigue properties of S500MC. However, UNSM was found to be considerably effective in improving the fatigue properties of the S500MC.

Key Word : S500MC, nanocrystallization, strength, wear, fatigue, SSP, UNSM, CGP.

Science Code : 91421

TEŞEKKÜR

Bu tez alıőmasının yrtlmesinde ve oluőumunda ilgi ve desteğini esirgemeyen, ynlendirme ve bilgilendirmeleriyle alıőmamı bilimsel temeller ıőıęında őekillendiren sayın hocam Prof. Dr. M. Bahattin ÇELİK'e sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Tüm çalıőmalarımda yardımlarını esirgemeyen, bilgi ve tecrübelerinin yanında manevi desteği ile de her zaman yanımda olan Doç. Dr. Okan NAL'a sonsuz teőekkürlerimi sunarım.

Deneysel çalıőmalardaki desteklerinden dolayı Karabük Üniversitesi Modern Yüzey İşlemleri Laboratuvarı yelerine çok teşekkür ederim.

Bu tez KBBAP-17-DR-474 no.lu Bilimsel Araştırma Projesi kapsamında Karabük niversitesi tarafından desteklenmiőtir, bu vesileyle Karabük Üniversitesi Rektrlğine teşekkür ederim.

Hayatım boyunca maddi manevi destekleri ile beni bu günlere getiren anne ve babama ve çalıőmalarım boyunca hep yanımda olan, desteğini hiçbir zaman esirgemeyen sevgili eőtım Berrin Nur KARADEMİR'e, varlığı ile hayatımı neőtendiren kızım Zehra'ya yürekten teőekkürü borç bilirim.

İÇİNDEKİLER

	<u>Sayfa</u>
KABUL.....	ii
ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	vi
TEŞEKKÜR.....	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ŞEKİLLER DİZİNİ.....	xiii
ÇİZELGELER DİZİNİ	xviii
SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ	xix
BÖLÜM 1	1
GİRİŞ	1
BÖLÜM 2	4
AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON	4
2.1. HACİMSEL AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON YÖNTEMLERİ	7
2.1.1. Eş Kanallı Açısal Presleme.....	8
2.1.2. Yüksek Basıncılı Burulma	11
2.1.3. Sınırlandırılmış Yivli Presleme	14
2.2. YÜZEY AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON İŞLEMLERİ	17
2.2.1. Aşırı Bilyeli Dövme.....	20
2.2.2. Ultrasonik Nanokristal yüzey Modifikasyonu.....	25
2.2.3. Lazerle Dövme.....	31
BÖLÜM 3	34
OTOMOTİV ÇELİKLERİ.....	34
3.1. DÜŞÜK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER	36
3.1.1. Düşük Karbonlu çelikler.....	36
3.1.2. Arayer Atomsuz (IF) Çelikler.....	36

	<u>Sayfa</u>
3.2. GELENEKSEL YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER	37
3.2.1. Fırında Sertleştirilebilir Çelikler	37
3.2.2. CMn Çelikleri	38
3.2.3. Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli (HSLA) Çelikler	39
3.3. GELİŞMİŞ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER	40
3.3.1. Çift Fazlı (DP) Çelikler	40
3.3.2. Dönüşüm Kaynaklı Plastisite (TRIP) Çelikleri	41
3.3.3. Martenzitik Çelikler	42
3.3.4. İkizlenme Kaynaklı Plastisite (TWIP) Çelikleri	43
 BÖLÜM 4	 44
MALZEMELERDE YORULMA	44
4.1. SONSUZ ÖMÜR	45
4.2. SONLU ÖMÜR ($\epsilon-N$)	45
4.3. HASAR TOLERANSLI ÖMÜR ($da/dN - \Delta K$)	47
4.4. YORULMA DENEYİ	47
 BÖLÜM 5	 50
DENEYSEL ÇALIŞMALAR	50
5.1. S500MC HSLA ÇELİĞİ	50
5.2. SINIRLANDIRILMIŞ YİVLİ PRESLEME İŞLEMİ UYGULAMASI	51
5.3. AŞIRI BİLYALI DÖVME İŞLEMİNİN UYGULANMASI	53
5.4. ULTRASONİK NANOKRİSTAL YÜZEY MODİFİKASYONU İŞLEMİ UYGULAMASI	54
5.5. MİKROYAPISAL ANALİZLER	55
5.5.1. Optik Mikroskop İncelemeleri	55
5.5.2. Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemeleri	56
5.5.3. Elektron Geri Saçılım Kırınım Analizi	57
5.5.4. X-ışını Kırınım Analizi	58
5.6. MEKANİK DENEYLER	60
5.6.1. Mikro Sertlik Ölçümü	60
5.6.2. Çekme Deneyi	61

	<u>Sayfa</u>
5.6.3. Aşınma Deneyi	62
5.6.4. Yorulma Deneyi.....	63
BÖLÜM 6	65
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA.....	65
6.1. YÜZEY AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON İŞLEMLERİNİN	
ETKİLERİNİN İNCELENMESİ	65
6.1.1. Optik Mikroskop ve Elektron Geri Saçılım Kırınım Analizleri	65
6.1.2. X-ışını Kırınım Analizi.....	69
6.1.3. YAPD İşlemlerinin Yüzey Pürüzlülüğüne Etkisi	71
6.1.4. YAPD İşlemlerinin Mikro sertlik Değerlerine Etkisi.....	73
6.1.5. YAPD İşlemlerinin Çekme Dayanımına Etkisi.....	75
6.1.6. YAPD İşlemlerinin S500MC Aşınma Özelliklerine Etkisi	77
6.1.7. YAPD İşlemlerinin S500MC Yorulma Dayanımına Etkisi	84
6.2. SINIRLANDIRILMIŞ YİVLİ PRESLEME İŞLEMİNİN ETKİLERİNİN	
İNCELENMESİ	86
6.2.1. Optik Mikroskop ve Elektron Geri Saçılım Kırınım Analizleri	86
6.2.2. X-ışını Kırınım Analizi.....	90
6.2.3. SYP İşleminin Mikro sertlik Değerlerine Etkisi.....	92
6.2.4. SYP İşleminin Çekme Dayanımına Etkisi.....	94
6.2.5. SYP İşlemlerinin S500MC Aşınma Özelliklerine Etkisi.....	96
6.2.6. SYP işleminin S500MC Yorulma Dayanımına Etkisi.....	103
6.3. YÜZEY VE HACİM APD İŞLEMLERİNİN KARŞILAŞTIRILMASI.....	104
6.3.1. Optik Mikroskop ve Elektron Geri Saçılım Kırınım Analizleri	104
6.3.2. X-ışını Kırınım Analizi.....	110
6.3.3. APD İşlemlerinin Mikro Sertlik Değerlerine Etkilerinin Karşılaştırılması	
.....	112
6.3.4. APD İşlemlerinin Çekme Dayanımına Etkilerinin Karşılaştırılması....	114
6.3.5. APD İşlemlerinin Aşınma Özelliklerine Etkilerinin Karşılaştırılması .	117
6.3.6. APD işlemlerinin Yorulma Dayanımına Etkilerinin Karşılaştırılması .	125
BÖLÜM 7	127
SONUÇLAR VE ÖNERİLER	127

	<u>Sayfa</u>
KAYNAKLAR	131
ÖZGEÇMİŞ	145

ŞEKİLLER DİZİNİ

Sayfa

Şekil 2.1.	Yüksek istif hata enerjili malzemelerde APD sırasında mikroyapısal değişimin şematik gösterimi [15].	5
Şekil 2.2.	Düşük istif hata enerjisine sahip malzemelerde APD işlemi ile tane incelmesi mekanizmasının şematik gösterimi [21].	6
Şekil 2.3.	(a) Kaba taneli Al numuneye ait APD öncesi EBSD görüntüsü (b) 8 paso EKAP sonrası inceltirilmiş tane yapısına ait EBSD görüntüsü [21].	7
Şekil 2.4.	EKAP işlemi şematik gösterimi ve numune yüzey düzlemleri [25].	8
Şekil 2.5.	EKAP işleminde kullanılan 4 temel rota tipi [27].	9
Şekil 2.6.	Farklı rota tipleri kullanılarak 4 Paso EKAP uygulanmış çok kristalli alüminyuma ait TEM görüntüleri [10].	10
Şekil 2.7.	EKAP sıcaklığının tane boyutuna etkisi [28].	10
Şekil 2.8.	YBB işlemi şematik gösterimi [30].	11
Şekil 2.9.	a) Sınırlandırılmamış b, c) sınırlandırılmış YBB işleminin şematik gösterimi [31].	12
Şekil 2.10.	Üst sıra merkez, alt sıra kenara yakın bölgelerden olmak üzere, sırasıyla 1, 3 ve 9 GPa basınç altında 5 defa döndürülerek YBB uygulanmış yüksek saflıktaki Nikel malzemeye ait TEM görüntüleri ve seçili alan elektron kırınım modeli görüntüleri. [30].	12
Şekil 2.11.	Fe- 36% Ni alaşımının farklı sıcaklıklarda 1/2, 1, 5 ve 10 tur döndürme sonrası içyapı elektron geri saçılım kırınımı görüntüleri üst sıra 25 °C ve alt sıra 250 °C sıcaklık değerlerinde [32].	13
Şekil 2.12.	Fe- %36 Ni alaşımının 25 °C ve 250 °C sıcaklıklarda 1/2, 1, 5 ve 10 tur döndürme sonrası döndürme sayısı ile ortalama tane boyutu ve yüksek açılı tane sınırı miktarı grafiği [32].	14
Şekil 2.13.	SYP işlem aşamaları şematik gösterimi.	15
Şekil 2.14.	Sac alüminyumun SYP işlemi sırasında mikroyapıda meydana gelen değişime ait TEM görüntüleri (a) işlem görmemiş, (b) 1 presleme, (c) 2 presleme, (d) 5 presleme, (e) 6 presleme ve (f) 16 presleme [33].	16
Şekil 2.15.	SYP paso sayısının saf alüminyumun dayanım ve uzama değerlerine etkisi [35].	17
Şekil 2.16.	Farklı sürelerde YAPD uygulanmış Nikel esaslı Hastelloy C-2000 malzemesin gerilme birim - şekil değiştirme diyagramı [41].	20
Şekil 2.17.	Farklı bilyalı dövme sistemleri şematik görünümü (a) pnömatik (b) santrifüjlü bilyalı dövme çalışma prensibi [45]	21
Şekil 2.18.	Dövme şiddetinin belirlenmesinde kullanılan Almen sistemi [48].	22

Şekil 2.19.	AISI 1017 düşük karbonlu çelik malzemenin (a) işlem görmemiş (b) A30-32 Almen dövme şiddeti (c) A32-34 Almen dövme şiddeti (d)34-36 Almen dövme şiddeti (e) C8-10 Almen dövme şiddeti ile dövülmesi sonrası mikroyapı optik mikroskop görüntüleri [54].	24
Şekil 2.20.	UNYM cihazı şematik gösterimi [57].	26
Şekil 2.21.	UNYM sonucu mikro yapıdaki değişimin şematik görünümü [57].	27
Şekil 2.22.	(a) işlem görmemiş (b) UNYM uygulanmış numune kesitinin EBSD görüntüsü [57].	28
Şekil 2.23.	Farklı işlemler uygulanmış numune kesit alanlarında mikrosertlik dağılımı grafiği [60].	28
Şekil 2.24.	3D yazıcı ile üretilen Ti64 numunesinin derinliğe bağlı kalıntı gerilme değişim grafiği [66]	29
Şekil 2.25.	Yorulma dayanımı-çevrim sayısı grafiği [59].	30
Şekil 2.26.	Lazerle dövme işlemi şematik gösterimi. a) lazer darbesinden önce b) işlem uygulandıktan sonra [70].	32
Şekil 3.1.	Farklı Çelik sınıflarının yüzde uzama-akma dayanımı grafiği. AHSS: gelişmiş yüksek dayanımlı çelik, BH: fırında sertleştirilebilir, CMn: karbon mangan, CP: kompleks fazlı, DP: iki fazlı, HSLA: yüksek mukavemetli düşük alaşımlı, HSS: yüksek dayanımlı çelik, IF: arayer atomsuz, Mild: düşük karbonlu çelik, MS: martenzitik çelikler, TRIP: dönüşüm kaynaklı plastisite, TWIP: ikizlenme kaynaklı plastisite [78].	35
Şekil 3.2.	Fırında sertleştirme işleminin şematik gösterimi. BHR: fırın sertleştirme tepkisi [81].	38
Şekil 4.1.	Elastik, plastik ve toplam gerinim-hasar çevrim sayısı grafiği [91].	46
Şekil 4.2.	Bir makine elemanına etki eden düzensiz bir gerilmenin zamanla değişimi [87].	48
Şekil 4.3.	Yorulma deneyi yükleme örnekleri [93].	49
Şekil 4.4.	Çelik numuneye ait gerilme- çevrim sayısı grafiği [87].	49
Şekil 5.1.	Kesme işlemi sonrası elde edilen numune fotoğrafı	51
Şekil 5.2.	SYP işleminde kullanılan hidrolik pres makinası	52
Şekil 5.3.	SYP işleminde kullanılan kalıp ve numune görüntüsü (a) Yivli (b) düz kalıp	52
Şekil 5.4.	Dört paso SYP uygulanmış numunenin yüzey (üstte) ve kesit (altta) görüntüleri.	53
Şekil 5.5.	UNYM işlemi şematik görünümü [95].	54
Şekil 5.6.	Nickon Eclipse MA 100 optik mikroskop	56
Şekil 5.7.	TESCAN MAIA3 XMU taramalı elektron mikroskobu.	57

Şekil 5.8.	(a) Kikuchi deseni ve (b) Kikuchi deseninin oluşumu şematik görünümü [96].	58
Şekil 5.9.	Rigaku SmartLab X-ışını kırınım cihazı.	59
Şekil 5.10.	Qness Q10M marka vickers mikro sertlik ölçüm cihazı.	61
Şekil 5.11.	İnstron Satec™ DX Universal çekme basma deney cihazı	62
Şekil 5.12.	MTS 100 kN Servohidrolik Dinamik Test Cihazı	64
Şekil 6.1.	YAPD işlemleri uygulanmış S500MC çelik numune optik mikroskop görüntüsü (a) UNYM, (b) ABD uygulanmış.	65
Şekil 6.2.	YAPD uygulanmış numunelerin EBSD analizi (a) ABD (b) UNSM...	67
Şekil 6.3.	YAPD uygulanmış numunelerin ters kutup şekil haritası (a) UNYM (b) ABD (c) ters kutup şekil göstergesi	68
Şekil 6.4.	(a) ABD (b) UNYM uygulanmış numunelerin tane boyutu sayısal oran grafiği.	68
Şekil 6.5.	İşlem görmemiş ve YAPD uygulanmış S500MC çelik numunelerin X-ışını kırınım desenleri	70
Şekil 6.6.	İşlem görmemiş ve YAPD uygulanmış S500MC çelik numunelerin X-ışını kırınım pikleri.	70
Şekil 6.7.	YAPD uygulanmış numunelerin yüzey pürüzlülüğü profilleri (a) ABD, (b) UNYM.	72
Şekil 6.8.	ABD ve UNYM uygulananmış numunelerin Ra, Rq, Rz yüzey pürüzlülüğü değerleri	73
Şekil 6.9.	YAPD işlemlerinin derinliğe bağlı mikrosertlik değişimine etkisi	74
Şekil 6.10.	YAPD işlemleri uygulanmış ve işlem görmemiş S500MC numunelerine ait gerilme birim şekil değiştirme grafikleri	76
Şekil 6.11.	YAPD işlemlerinin uygulanan yüke bağlı aşınan hacim miktarına etkisi	78
Şekil 6.12.	(a) 5N, (b) 10N, (c) 15N normal yük altında işlem görmemiş ve YAPD uygulanmış numunelerin mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği.	79
Şekil 6.13.	(a) ABD (b) UNYM (c) işlem görmemiş numunelere ait 5N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.	81
Şekil 6.14.	(a) ABD (b) UNYM (c) işlem görmemiş numunelere ait 10N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.	82
Şekil 6.15.	(a) ABD (b) UNYM (c) işlem görmemiş numunelere ait 15N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.	83
Şekil 6.16.	(a) ABD (b) UNYM (c) işlem görmemiş numunelere ait çizgisel EDS analizleri.	84
Şekil 6.17.	YAPD işlemleri uygulanmış S500MC çeliğinin S-N grafikleri	85

Şekil 6.18.	(a) 1 paso (b) 2 paso (c) 3 paso ve (d) 4 paso SYP uygulanmış S500MC çelik numuneleri optik mikroskop görüntüleri	86
Şekil 6.19.	SYP uygulanmış S500MC mikro yapı EBSD görüntüsü (a) 1 paso (b) 2 paso (c) 3 paso ve (d) 4 paso (e) işlem görmemiş	88
Şekil 6.20.	(a) 1 paso (b) 2 paso (c) 3 paso ve (d) 4 paso SYP uygulanmış S500MC çelik numune tane boyutu sayısal oran dağılım grafiği	89
Şekil 6.21.	İşlem görmemiş, 1, 2, 3 ve 4 paso SYP uygulanmış S500MC çelik numunelerin X-ışını kırınım desenleri	90
Şekil 6.22.	İşlem görmemiş, 1, 2, 3 ve 4 paso SYP uygulanmış S500MC çelik numunelerin (211) pikine ait X-ışını kırınım desenleri	91
Şekil 6.23.	İşlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış S500MC numunelerin derinliğe bağlı sertlik değişimleri grafiği.....	93
Şekil 6.24.	İşlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış numunelerin merkez sertlik değerleri grafiği.....	94
Şekil 6.25.	1-4 Paso SYP işlemi uygulanmış ve işlem görmemiş S500MC numunelerine ait gerilme birim şekil değiştirme grafikleri.	95
Şekil 6.26.	İşlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış numunelerin akma dayanımı ve çekme dayanımı grafikleri.....	96
Şekil 6.27.	SYP işleminin, uygulanan yüke bağlı aşınan hacim miktarına etkisi... 97	
Şekil 6.28.	(a) 5N, (b) 10N, (c) 15N normal yük altında işlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış numunelerin mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği	98
Şekil 6.29.	(a) işlem görmemiş, (b) 2 paso (c) 3 paso (d) 4 paso SYP uygulanmış numunelere ait 5N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.	100
Şekil 6.30.	(a) işlem görmemiş, (b) 2 paso (c) 3paso (d) 4 paso SYP uygulanmış numunelere ait 10N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.....	101
Şekil 6.31.	(a) işlem görmemiş, (b) 2 paso (c) 3paso (d) 4 paso SYP uygulanmış numunelere ait 15N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.....	102
Şekil 6.32.	(a) işlem görmemiş, (b) 2 paso (c) 3 paso (d) 4 paso SYP uygulanmış numunelere ait 15N normal yük altında aşınmış yüzey EDS analizleri	103
Şekil 6.33.	SYP işemi uygulanmış S500MC çeliğinin S-N grafikleri	104
Şekil 6.34.	APD işlemleri uygulanmış S500MC çelik numune optik mikroskop görüntüsü (a) UNYM, (b) ABD, (c) işlem görmemiş, (d) 2 paso SYP uygulanmış, (e) 3 paso SYP uygulanmış ve (f) 4 paso SYP uygulanmış	106

Şekil 6.35.	APD işlemleri uygulanmış S500MC çelik numune EBSD görüntüsü (a) ABD, (b) UNYM, (c) işlem görmemiş, (d) 3 paso SYP uygulanmış, (e) 4 paso SYP uygulanmış.	107
Şekil 6.36.	APD işlemleri uygulanmış S500MC çelik numune tane boyutu-sayısal oran dağılım grafikleri (a) ABD, (b) UNYM, (c) 1 paso SYP uygulanmış, (d) 2 paso SYP uygulanmış, (e) 3 paso SYP uygulanmış, (f) 4 paso SYP uygulanmış	108
Şekil 6.37.	İşlem görmemiş, Yüzey ve hacim APD uygulanmış S500MC çelik numunelerin X-ışını kırınım desenleri.	110
Şekil 6.38.	İşlem görmemiş, Yüzey ve hacim APD uygulanmış S500MC çelik numunelerin (211) pikine ait X-ışını kırınım desenleri	112
Şekil 6.39.	(a) Yüzey, (b) hacim APD işlemlerinin yüzey sertliklerinin derinliğe bağlı değişim grafikleri, (c) hacim APD işlemlerinin merkez sertliklerinde meydana getirdiği değişim grafiği	113
Şekil 6.40.	İşlem görmemiş ve APD uygulanmış numunelerin gerilme-birim şekil değiştirme grafikleri (a) yüzey APD (b) hacim APD.	116
Şekil 6.41.	APD işlemlerinin, uygulanan yüke bağlı aşınan hacim miktarına etkisi	117
Şekil 6.42.	(a) 5N, (b) 10N, (c) 15N normal yük altında işlem görmemiş, yüzey ve hacim APD uygulanmış numunelerin mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği.	119
Şekil 6.43.	(a) ABD, (b) UNYM (c) 3paso (d) 4 paso SYP uygulanmış ve (e) işlem görmemiş numunelere ait 5N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.....	121
Şekil 6.44.	(a) ABD, (b) UNYM (c) 3 paso (d) 4 paso SYP uygulanmış ve (e) işlem görmemiş numunelere ait 10N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.....	122
Şekil 6.45.	(a) ABD, (b) UNYM (c) 3 paso (d) 4 paso SYP uygulanmış ve (e) işlem görmemiş numunelere ait 15N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.....	124
Şekil 6.46.	(a) ABD, (b) UNYM (c) 3 paso (d) 4 paso SYP uygulanmış ve (e) işlem görmemiş numunelere ait çizgisel EDS analizleri	125
Şekil 6.47.	Yüzey ve hacim APD işlemleri uygulanmış S500MC çeliği S-N grafikleri.....	126

ÇİZELGELER DİZİNİ

Sayfa

Çizelge 2.1. BD ve YAPD işlemlerinde kullanılan tipik bilya ve saçma parametreleri [39].....	18
Çizelge 4.1. Yorulma tasarım kriterleri [90].....	44
Çizelge 5.1. S500MC kimyasal bileşimi.....	50
Çizelge 5.2. Aşırı bilyalı dövme parametreleri	54
Çizelge 5.3. UNYM işlem parametreleri	55
Çizelge 6.1. YAPD uygulanmış numunelerin Scherrer eşitliği ile hesaplanan tane boyutları.	71
Çizelge 6.2. İşlem görmemiş, UNYM ve ABD uygulanmış numunelerin (110) pikine ait YYPG değerleri.	71
Çizelge 6.3. İşlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış numune tane boyutları .	89
Çizelge 6.4. İşlem görmemiş, UNYM ve ABD uygulanmış numunelerin (110) pikine ait YYPG değerleri	92
Çizelge 6.5. İşlem görmemiş, yüzey ve hacim APD uygulanmış numune tane boyutları.	109
Çizelge 6.6. İşlem görmemiş, Yüzey ve hacim APD uygulanmış numunelerin (110) pikine ait YYPG değerleri	111

SİMGELER VE KISALTMALAR DİZİNİ

SİMGELER

Al	: Alüminyum
B	: Bor
C	: Karbon
cm	: Santimetre
Co	: Kobalt
Cr	: Krom
Cu	: Bakır
GPa	: Gigapascal
H	: Hidrojen
K	: Kelvin
kH	: Kiloherzt
Mg	: Magnezyum
mm	: Milimetre
Mn	: Mangan
Mo	: Molibden
MPa	: Megapascal
m/s	: Metre/saniye
N	: Azot
Nb	: Niyobyum
nm	: Nanometre
O	: Oksijen
P	: Fosfor
Pa	: Pascal
S	: Kükürt
sn	: Saniye
Si	: Silisyum

Ti : Titanyum
V : Vanadyum
W : Tungsten
WC : Tungsten karbür
 μm : Mikrometre
 $^{\circ}\text{C}$: Santigrat Derece (Celcius)

KISALTMALAR

ABD	: Aşırı Bilyeli Dövme
APD	: Aşırı Plastik Deformasyon
AISI	: American Iron and Steel Institute (Amerika Demir ve Çelik Enstitüsü)
ASTM	: American Society for Testing and Materials (Amerika Deneme ve Malzeme Topluluğu)
BD	: Bilyeli Dövme
DIN	: Deutsches Institut für Normung (Alman Standartlar Enstitüsü)
DP	: Dual Phase (Çift Fazlı)
EDS	: Enerji Dağılımı X-Işını Spektroskopisi
EKAP	: Eş Kanallı Açısız Presleme
EN	: European Norm (Avrupa Normu)
EBSD	: Elektron Back Scatter Diffraction (Elektron Geri Saçılım Kırınımı)
HSLA	: High Strength Low Alloy (Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşım)
PEİ	: Parçacık Etkili İşlem
SEM	: Taramalı Elektron Mikroskopu
SYP	: Sınırlandırılmış Yivli Presleme
TEM	: Transmission Elektron Microscopy (Geçirimli Elektron mikroskopisi)
TRIP	: Transformation Induced Plasticity (Dönüşüm Kaynaklı Plastisite)
TSE	: Türk Standartları Enstitüsü
TWIP	: Twinning Induced Plasticity (İkizlenme Kaynaklı Plastisite)
UNYM	: Ultrasonik Nanokristal Yüzey Modifikasyonu
USBD	: Ultrasonik Bilyeli Dövme
XRD	: X-ışını difraktometresi
YAPD	: Yüzey Aşırı Plastik Deformasyon
YBB	: Yüksek Basıncılı Burma
YNS	: Yüzey Nanokristalizasyonu ve Sertleştirme
YMDİ	: Yüzey Mekanik Deformasyon İşlemleri
YYPG	: Yarı Yükseklik Pik Genişliği

BÖLÜM 1

GİRİŞ

Yirminci yüzyılın ikinci yarısı otomotiv ve çelik endüstrileri için hızlı bir gelişme dönemi olmuştur. İnsanların ve malların uzak mesafelere taşınması ihtiyacı ve bu alandaki gelişmeler ulaşım ve taşımacılık endüstrilerinin hızlı bir şekilde büyümesini sağlamıştır. Bu gelişim beraberinde kazalardan kaynaklı yaralanma ve ölümlerle birlikte, içten yanmalı motor emisyonları sonucunda hava kirliliğini de getirmiştir. Müşterilerin sürekli artan konfor ve hız seviyesi beklentisi, geliştirme çabalarının artarak devam etmesine neden olmuştur. Bu beklentilerin karşılanabilmesi daha yüksek mukavemete ve gelişmiş üretilebilirliğe sahip yeni çelik ürünlerin geliştirilmesini gerektirmiştir [1].

Çelik kimyasının ve üretiminin kontrol edilebiliyor olması günümüzde 200'den fazla farklı çelik türünün ulaşılabilir olmasını sağlamıştır. Bireysel araç tasarımlarında muhtemel olarak 20 ila 30 benzersiz kalitelerde çelik kullanılmaktadır. Çelik sac üretimindeki yenilikler otomobil üreticilerinin tasarımlarında daha esnek olmalarını sağlamıştır. Çelik üreticileri, araçlarda farklı uygulamalar için ihtiyaç duyulan gereksinimleri karşılamayı amaçlayan yeni kaliteler geliştirmek için çalışmalarını sürdürmektedirler. Bu çalışmalar performansın geliştirilmesi için ağırlıkların azaltılması ve dayanımın artırılmasından, gelişmiş korozyon direnci için çinko kaplanması ve göçük direnci için fırında sertleştirilebilir kalitelere kadar çeşitli uygulama alanlarını kapsamaktadır. Çelikler, üstün şekillendirilebilirlik özellikleri ile çarpışma performansı için yüksek dayanımlı gövde panellerinin üretiminde avantajlı olmalarının yanında, çarpışma sırasında yolcu bölmesinin ezilmesine karşı da dirençlidirler ve ön ve arka burkulma bölgelerinde enerjinin sönmülmesini sağlayarak kazaların zararlarının azaltılmasında etkili malzemelerdir [2].

Mikro alaşımlı, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (HSLA) çelikler günümüzde yaygın olarak kullanılmaktadırlar. Otomotiv çeliği üreticileri Nb, V, Ti ve Zr gibi karbon nitrür oluşturuçularla alaşımlama ve termomekanik işlem kombinasyonları ile çökeltme ile güçlendirilmiş, ince taneli çelikler üretmişlerdir. Nihai ürünler 280-550 MPa akma dayanımı seviyelerine sahiptirler ve nispeten yüksek süneklik sergilerler [1]. HSLA çelikleri araç gövdelerinin tamamında, özellikle önemli yükler taşıyan ve üstün nokta kaynaklanabilirliğinin gerekli olduğu yapısal parçalarda yaygın olarak kullanılırlar [3].

Malzeme bilimcileri ve mühendislerinin ince taneli malzemelere olan ilgisi Hall [4] ve Petch'in [5] azalan tane boyutu ile artan akma dayanımı arasındaki ilişkiyi ifade eden öncü çalışmalarından bu yana artarak süregelmiştir. Malzemelerin mekanik özelliklerine etki eden birçok faktör olmasının yanında en etkin olanı malzemenin ortalama tane boyutudur. Bu durum Hall-Petch ilişkisi olarak bilinen azalan tane boyutu ile artan akma dayanımı arasındaki bağıntı ile açık bir şekilde ifade edilmiştir. Malzemelerde tane boyutunun düşürülmesi için yaygın bir şekilde kullanılan haddeleme ve ekstrüzyon gibi geleneksel termomekanik işlemler ile tane boyutları yalnızca birkaç mikron mertebelerine kadar düşürülebilmektedir. Bu nedenle ultra ince ve nanometre boyutlarında tanelere sahip malzemelerin üretilmesi için özgün yöntemler, göreceli yakın zamanda ilgi çekici araştırma konuları olmuştur. Tane boyutları 0,1 µm ila 1,0 µm arasında değişen mikronaltı boyutlardaki taneler ile 100 nm'nin altında nanometre mertebelerindeki boyutlara sahip çok kristalli malzemeler ultra ince taneli malzemeler olarak tanımlanırlar [6].

Nano boyutlu tanelere sahip malzeme üretiminde tüme varım ve tümden gelim olmak üzere iki temel yaklaşım söz konusudur. Tüme varım yönteminde karmaşık yapıların oluşturulması için yapı taşları olarak atomlar, moleküller ve hatta nanopartiküller kullanılabilir. Bu yöntemlerin çoğunda nano yapıları malzemelerin üretiminde nano tozlar kullanılmaktadır. Yapısal uygulamalar için, nano tozların nano yapıları hacimler halinde birleştirilmesi gerekmektedir. Bu yöntemlere soy gaz yoğunlaştırma [7], elektro kaplama [8], bilyeli öğütme ve takip eden birleştirme [9] örnek olarak verilebilir. Bu yöntemler nano yapıları malzemelerin üretiminde başarılı olmalarına rağmen, genellikle elektronik cihazlar gibi alanlar için kullanılabilen küçük parçalar

üretilebilmektedir ve genellikle yapısal uygulamalarda kullanılabilir büyük boyutlu parçaların üretimi için uygun değildirler. Ayrıca, bu tekniklerden elde edilen bitmiş ürünler her zaman bir miktar gözeneklilik ve imalat işlemi sırasında ortaya çıkan düşük bir kirlilik seviyesi içerirler. Diğer yaklaşım olan tünden gelim metotları, malzemenin katı hal işlemlerinin etkili örnekleridirler. Bu üretim yaklaşımında, malzemelere büyük miktarda deformasyon uygulanarak veya darbeli yüklemelerin etkisi ile başlangıçta kaba taneli olan malzemelerde tanelerin inceltmesi sağlanarak nano yapılı malzemeler üretilir. Bu yöntem büyük boyutlu malzemelerin üretimini mümkün kılarken, tüme varım yöntemi ile üretilen malzemelerin üretim prosesinden kaynaklı kirlenmeyi de engellemektedir [10]. Bu yaklaşım metoduyla birçok metal ve alaşımlarında kolaylıkla ve hızlı bir şekilde ultra ince ve nano taneli mikroyapı elde edilmesi mümkün olmaktadır. Bu yaklaşımda malzemelere çok büyük miktarlarda deformasyon uygulandığı için genel olarak aşırı plastik deformasyon (APD) yöntemleri olarak adlandırılırlar.

BÖLÜM 2

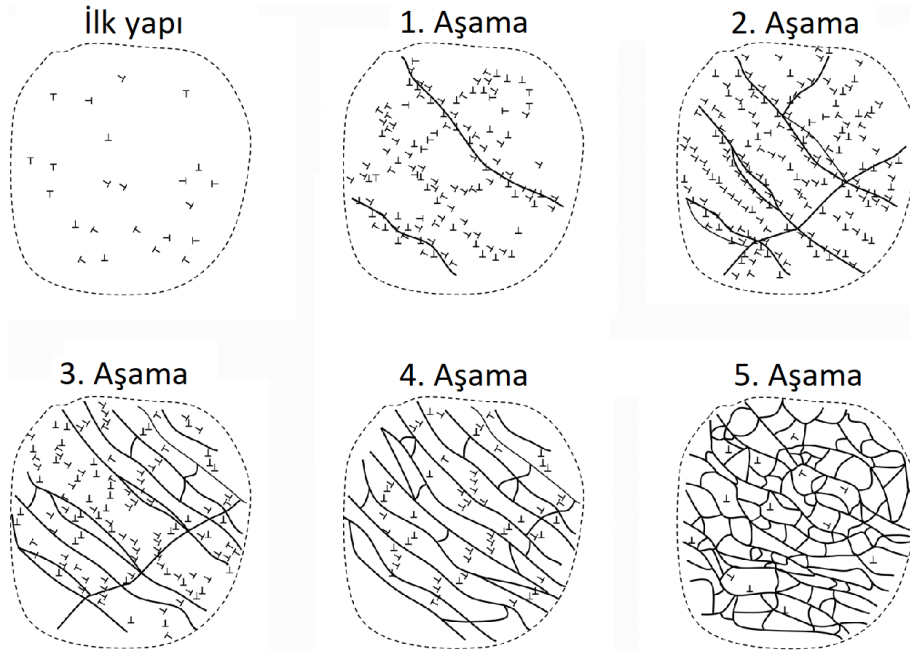
AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON

APD yöntemleri, metal ve alaşımlarına yüksek miktarlarda plastik deformasyon uygulanarak ultra ince kristal yapısı elde edilmesini sağlayan mekanik deformasyon işlemleridir. Ultra ince taneli malzemeler ortalama tane boyutu 1 µm altında, homojen ve eş boyutlu, yüksek açılı tane sınırlarına sahip malzemelerdir. APD başlangıçtaki kaba taneli malzeme içerisinde micronaltı boyutlarda alt tanelerin oluşmasına sebep olur ve bunun sonucu olarak malzemenin mekanik performansında artış meydana gelir [11].

APD işleminin en temel özelliği, malzemelere nispeten düşük sıcaklıklarda (genellikle ergime sıcaklığının 0,4 katından az), geometrik boyutlarında önemli bir değişiklik olmadan uygulanmasıdır. Bu durum, malzemenin serbest bir şekilde akmasını önleyerek önemli bir hidrostatik basınç meydana getirmektedir. Hidrostatik basıncın varlığı yüksek gerinimlerin elde edilebilmesini ve buna bağlı olarak da malzeme içerisinde yoğun kafes kusurlarının oluşturulmasını sağlar. Bu kusurlar ince taneli yapı elde edilebilmesi için gereklidir [12]. APD ile üretilen malzemeler genellikle gelişmiş mekanik özelliklere ve malzemenin bütün hacminde homojen ultra ince taneli yapıya sahiptir. APD sonrası üretilen numunelerde mekanik hasar ve çatlak bulunmamalıdır [13].

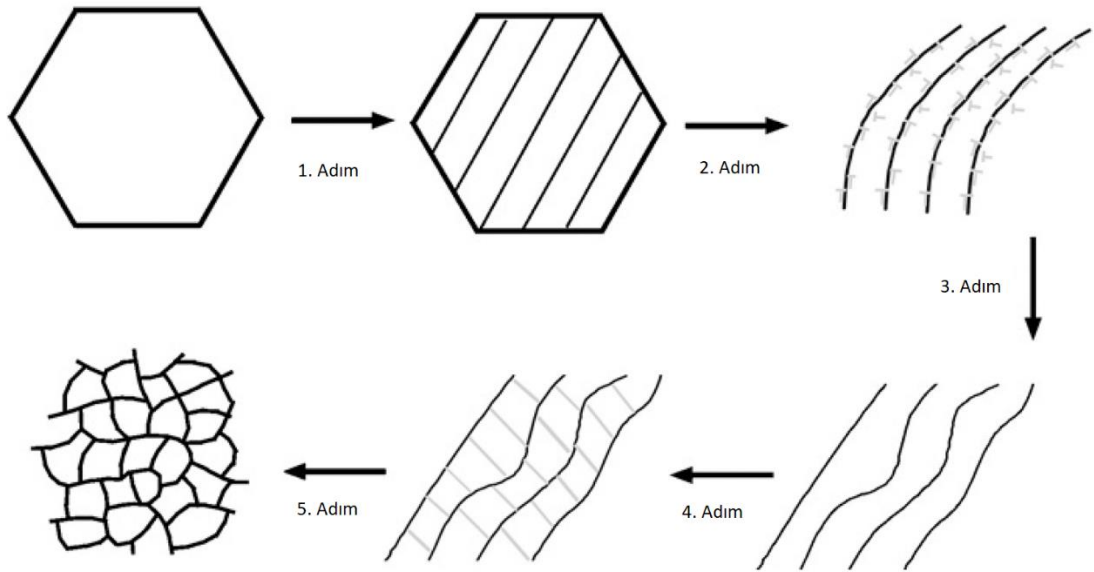
APD ile gerçekleştirilen tane inceltmesi işleminde kayma ve ikizlenme iki temel plastik deformasyon mekanizmasıdır. Deformasyon modunun belirlenmesinde kristal yapısı ve istif bozukluğu erki kritik öneme sahiptir [14]. Yüksek istif bozukluğu erkine sahip olan malzemelerde etkin deformasyon mekanizması dislokasyonların kayma ile hareketi şeklinde gerçekleşmektedir. Bu nedenle APD uygulanan bu tür malzemelerde mikroyapısal dönüşüm, tane bölünmesi ve sonrasında dislokasyon yapılarındaki gelişim ile meydana gelmektedir [15]. Şekil 2.1'de yüksek istif bozukluğu erkine sahip

olan APD uygulanmış malzemenin mikroyapısal dönüşümü şematik olarak gösterilmektedir. Farklı APD yöntemlerinde, deformasyonun uygulanış şekli değişken olmasına rağmen tane incelmesi aşamaları genellikle aynıdır. Birinci aşamada malzemeyi büyük ölçüde güçlendiren belirgin dislokasyonlar ve dislokasyon hücre yapılarını içeren büyük hücre blokları oluşur [16]. İkinci aşamada mikrobantlar ve erken dönüşmüş dislokasyon hücrelerinin yeniden yerleşiminden dolayı artan küçük boyutlu hücre blokları yer almaktadır. Hücre blokları arasındaki hatalı yönlenme açısının artması ve bazılarının yüksek açılı sınırlara dönüşmesi bu aşamada gerçekleşmektedir [17]. Üçüncü aşamada malzeme boyunca elde edilen lamelli yapıdaki alt taneler görülmektedir. Belirgin dislokasyon birikmesinden dolayı lamelli taneler içerisinde birbirine bağlı sınırlar oluşmaya başlar [18]. Dördüncü aşama lamelli yapıdaki ultra ince veya nano taneler görülmektedir. Bu bölümde bazı eş boyutlu taneler oluşmaya başlar. Lamel sınırları arasındaki kısıtlı alan daha fazla dislokasyon oluşumunu ve birikimini oldukça zorlaştırır [19]. APD ile tane inceltmesi işlemi dinamik yeniden kristalleşmeyle [20] ve dislokasyon oluşumu dinamik düzelleme [17] ile dengelendiğinde beşinci deformasyon aşamasına ulaşılmış olur. Bu aşama APD



Şekil 2.1. Yüksek istif hata enerjili malzemelerde APD sırasında mikroyapısal değişimin şematik gösterimi [15].

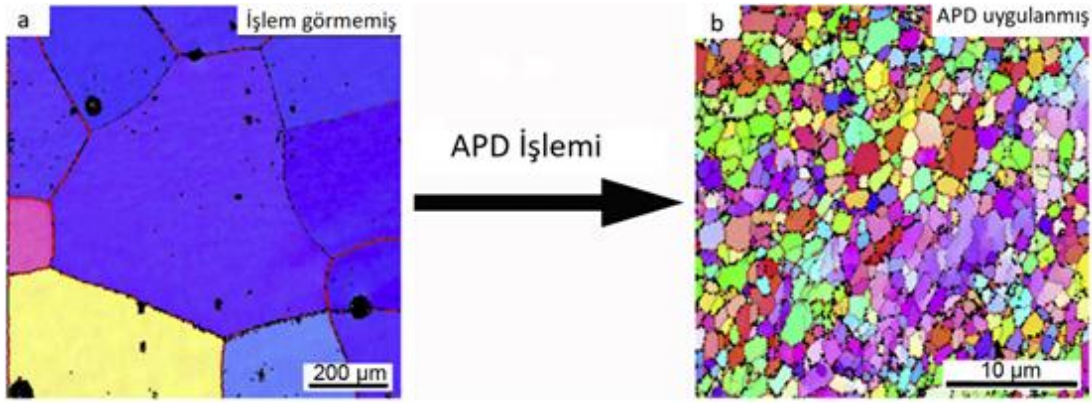
işleminin kararlı hali veya denge aşaması olarak adlandırılır. Bu aşamadaki karakteristik mikroyapı eş boyutlu ve homojen dağılmış ultra ince ve nano tanelerden meydana gelmektedir. İstif bozukluğu erki düşük olan malzemelerde deformasyon ikizlenme ile oluşur. Şekil 2.2’de APD ile tane inceltmesi işlemi uygulanmış bakır çinko alaşımında ikizlenme ile tane inceltmesi adımları gösterilmiştir. İlk olarak eş boyutlu ultra ince taneler ikiz lameller halinde bölünürler. Artan kayma gerilmesi ile



Şekil 2.2. Düşük istif hata enerjisine sahip malzemelerde APD işlemi ile tane inceltmesi mekanizmasının şematik gösterimi [21].

dislokasyonların yoğunluğu, istif bozukluğu erki ve ikizler artmaktadır. İkinci adımda, ikiz sınırlarında birikmeye devam eden dislokasyonlar, atomik olarak düz ve uyumlu olan ikiz sınırlarını bükerek yarı uyumlu ikiz sınırları haline dönüştürür. Üçüncü adımda ise artan deformasyon ile yarı uyumlu ikiz sınırları uyumluluklarını tamamıyla kaybederek yüksek açılı tane sınırlarına dönüşür. Sonuç olarak uzun paralel lamelli taneler oluşur. İkiz sınırları ile dislokasyonlar arasındaki etkileşim sadece ikiz sınırlarını yüksek açılı tane sınırlarına dönüştürmekle kalmaz aynı zamanda tane sınırlarında yeni dislokasyon kaynakları oluşmasını sağlar [22]. Dördüncü adımda ikincil ikizler lamelli taneleri eşkenar dörtgen şeklinde olan alanlara ayırır ve beşinci ve son aşamada ikiz sınırları uyumlu olmayan yüksek açılı tane sınırlarına dönüşerek eş boyutlu nano taneleri oluştururlar. Bu ölçekteki tane boyutu seviyelerinde plastik deformasyonda tane sınırı kayması mekanizması önemli rol oynamaktadır [23].

APD ile büyük tane yapıları malzemeler, yoğun kayma gerinimi uygulanarak etkili bir şekilde ultra ince ve/veya nanokristal yapıya dönüştürülebilmektedir. Şekil 2.3'te eş kanallı açısız presleme (EKAP) işlemi uygulanmış Al malzemenin EKAP öncesi ve sonrası içyapıda meydana gelen tane incelmeleri elektron geri saçılım kırınımı görüntülerinde verilmiştir. Elde edilen ultra ince ve nanokristal malzemelerde porozite ve kirlilik oluşmamaktadır [24].



Şekil 2.3. (a) Kaba taneli Al numuneye ait APD öncesi EBSD görüntüsü (b) 8 paso EKAP sonrası inceltilmiş tane yapısına ait EBSD görüntüsü [21]

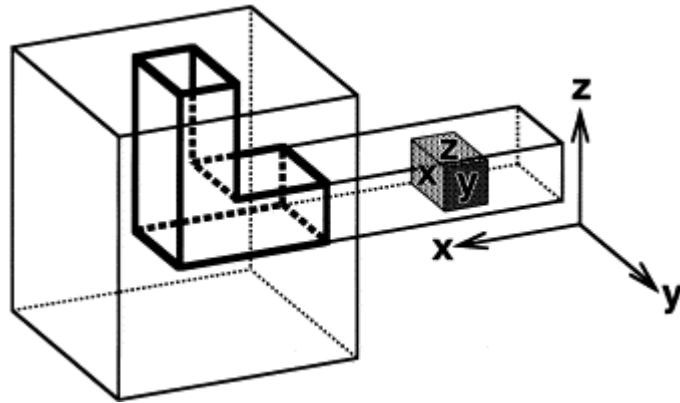
2.1. HACİMSSEL AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON YÖNTEMLERİ

APD yöntemleri ile üretilen hacimsel yapıları nano malzemelerin, diğer nano malzeme üretim yöntemleri ile üretilen malzemelere göre birtakım avantajları bulunmaktadır. APD ile üretilen malzemelerde artık gözenekliliklerin bulunmaması, bilyeli öğütmeden kaynaklı safsızlıkların söz konusu olmaması, büyük ölçekli kütüklerin işlenebilmesi ve pratik uygulanabilirliği APD yöntemlerini ön plana çıkarmaktadır. Soğuk haddeleme ve soğuk çekme gibi yüksek deformasyon uygulamaları, düşük sıcaklıklarda mikroyapıda önemli iyileşmelere sebep olmaktadır. Bununla birlikte meydana gelen mikroyapı, düşük açılı yanlış yönelimlere sahip sınırları olan hücresel tipte altyapılardır. APD yöntemleri ile granüler yapıları, yüksek açılı tane sınırları olan nano yapıları oluşturulabilmektedir. APD yöntemlerinin hacimsel numunelerde nano yapıların oluşturulması için sağlaması gereken bazı gereklilikler bulunmaktadır. İlk olarak malzemelerin özelliklerinde niteliksel bir değişiklik meydana getirilebilmesi için ultra ince taneli mikroyapıda yüksek açılı tane sınırlarının hâkim olması gerekmektedir. İkincisi malzemenin istenilen kararlı özelliklerinin sağlanabilmesi için

tüm hacimde tek tip nano yapıların oluşturulması önemlidir. Bir diğer husus numunelerin büyük plastik deformasyonlara maruz kalsalar dahi herhangi bir mekanik hasar veya çatlak içermemeleri gereklidir. Geleneksel deformasyon yöntemleri bu gereksinimleri sağlamada yetersiz kalmaktadırlar. Nano yapıların, hacimsel numunelerde elde edilebilmesi için büyük deformasyonlar sağlayan özel mekanik deformasyon yöntemleri geliştirilmiştir [13].

2.1.1. Eş Kanallı Açısal Presleme

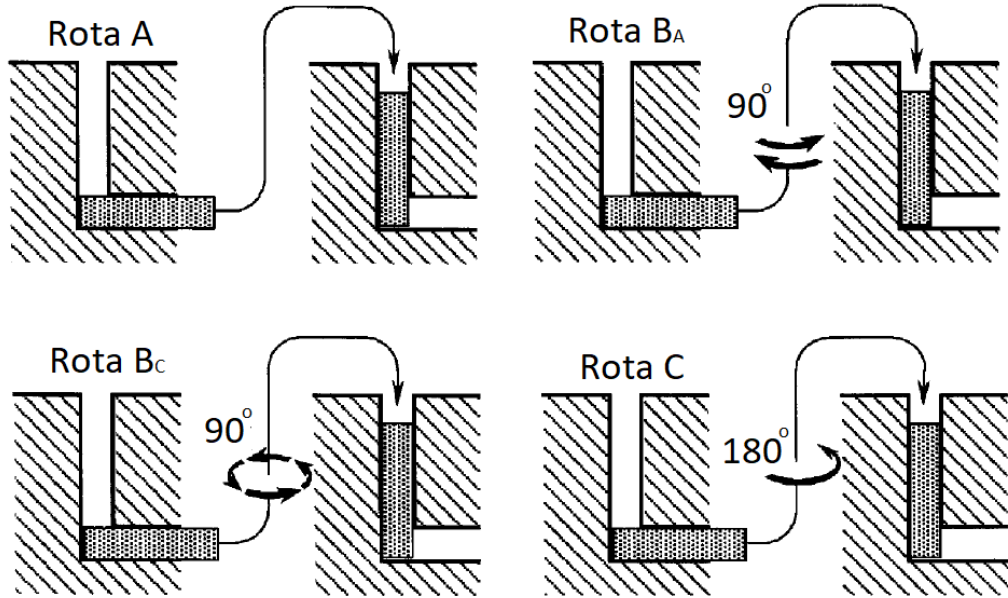
Eş kanallı açısal presleme (EKAP) işlemi, iş parçasının kesit boyutlarında değişiklik yapılmadan yüksek miktarlarda deformasyon uygulanarak gerçekleştirilen bir APD yöntemidir. EKAP işlemi uygulanarak çok kristalli malzemelerde, geleneksel termomekanik işlemlerle ulaşılamayan, mikronaltı boyutlardaki ince taneli yapı elde edilebilir [25]. Şekil 2.4'te gösterildiği gibi, numune kalıp içerisinde bulunan, sabit kesitli, açılı bir kanal içerisinde kuvvet uygulanarak geçirilir. Numune açılı kesitten geçerken kayma gerinimleri meydana gelir. Numunenin kalıba giriş ve çıkış kesitlerinde değişim olmadığından dolayı, aynı numuneye tekrarlı olarak uygulanarak numunede yüksek miktarda gerinim biriktirilmesi mümkün olmaktadır [26].



Şekil 2.4. EKAP işlemi şematik gösterimi ve numune yüzey düzlemleri [25].

EKAP işleminin tekrarlı şekilde gerçekleştirilebilmesi, tekrar eden deformasyon aşamalarında, numunenin kalıp içerisine yerleştirilmeden önce belli açılarla döndürülerek farklı kayma sistemlerinin harekete geçirilmesine olanak tanımaktadır. Farklı rotolarla gerçekleştirilen EKAP işlemleri ile mikro yapılarında önemli

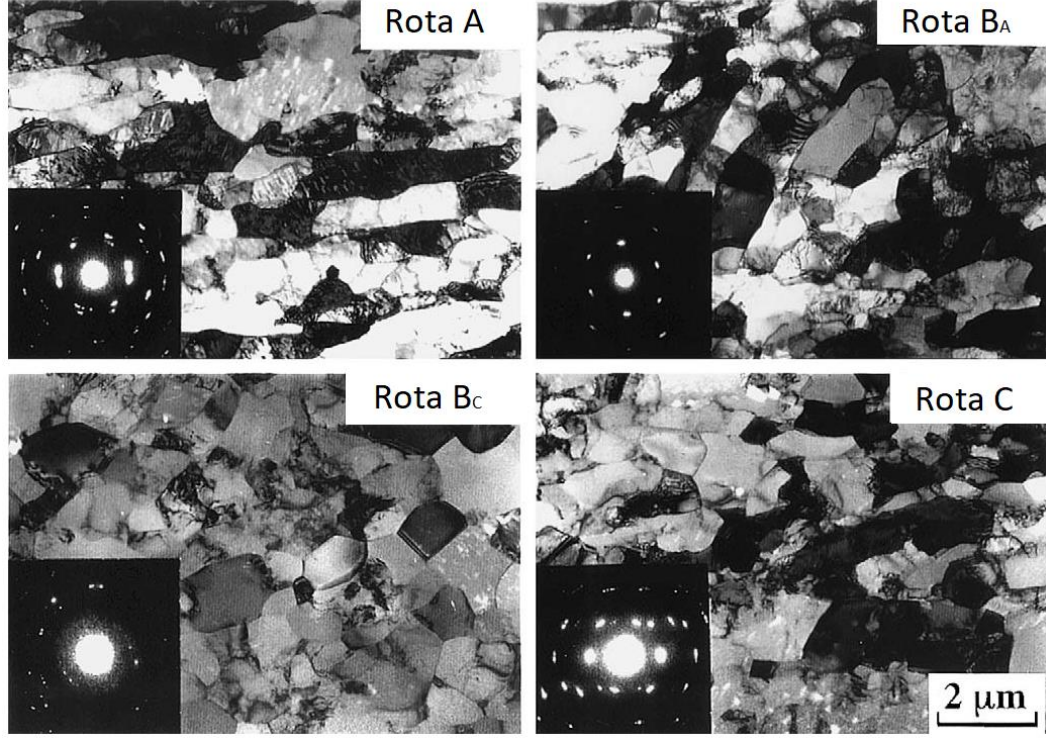
farklılıklar olan numuneler üretilebilmektedir. Şekil 2.5'te dört farklı EKAP rotası şematik olarak gösterilmiştir. Rota A numunenin döndürülmeden, rota B_A tekrar eden geçişlerde zıt yönde 90°, rota B_C aynı yönde 90° ve rota C aynı yönde 180° döndürülerek uygulandığını belirtmektedir [27]. Şekil 2.6'da çok kristalli alüminyuma ait farklı rotalarda 4 paso EKAP işlemi uygulanmış numunelerin geçirimli elektron mikroskobu (TEM) görüntüleri verilmiştir. Rota B_C kullanılarak gerçekleştirilen EKAP işleminde makul derecede dağılmış eş boyutlu ultra ince taneli yapı görülürken, rota A, rota B_A ve rota C kullanılarak gerçekleştirilen işlemlerde uzanmış taneler görülebilmektedir. Bu durum ultra ince tane eldesi için en uygun yöntemin rota B_C kullanılarak gerçekleştirilebileceğini göstermektedir [10].



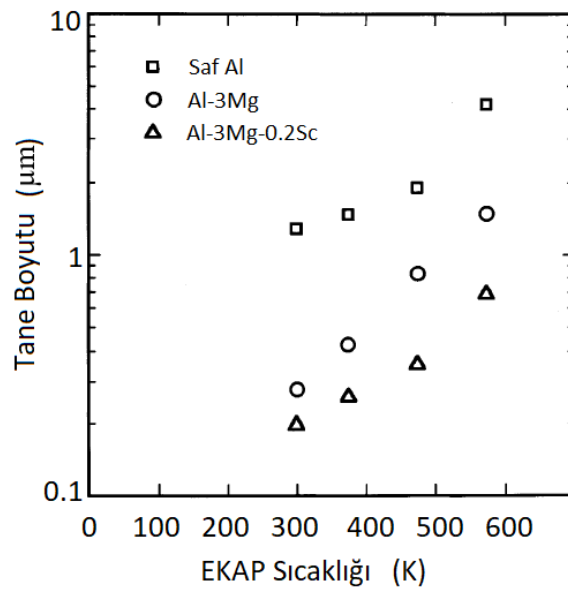
Şekil 2.5. EKAP işleminde kullanılan 4 temel rota tipi [27].

Presleme sıcaklığı EKAP işleminde önemli bir parametredir ve nispeten kolay kontrol edilebilir. Şekil 2.7'de EKAP sıcaklığının saf alüminyum ve alaşımlarının tane boyutuna etkisi gösterilmiştir. Presleme işleminin gerçekleştirilmesi yüksek sıcaklıklarda daha kolay olmasına rağmen, EKAP işleminin malzemenin hasara uğramayacağı mümkün olan en düşük sıcaklıkta gerçekleştirilmesi, optimum ultra ince taneli mikro yapının elde edilebilmesine olanak tanır. Düşük sıcaklıklarda gerçekleştirilen EKAP işlemi hem mümkün olan en küçük eş boyutlu tane yapısının,

hem de ulaşılabilecek maksimum yüksek açılı tane sınırlarının oluşturulmasını sağlar [10].



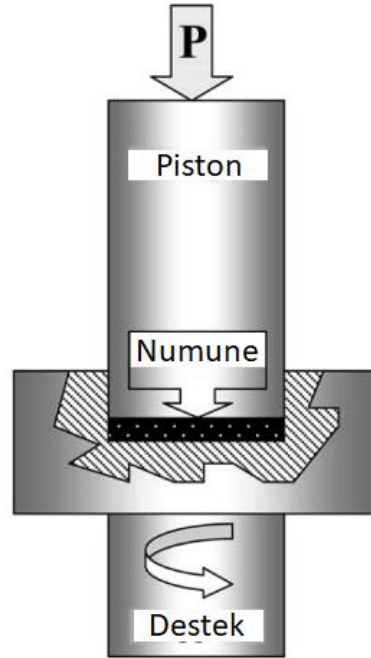
Şekil 2.6. Farklı rota tipleri kullanılarak 4 Paso EKAP uygulanmış çok kristalli alüminyuma ait TEM görüntüleri [10].



Şekil 2.7. EKAP sıcaklığının tane boyutuna etkisi [28].

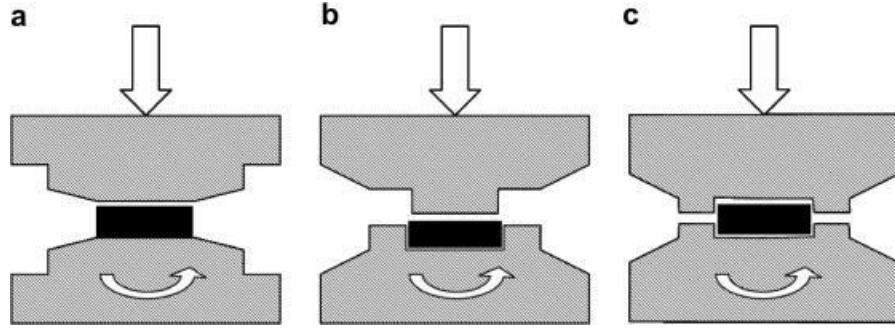
2.1.2. Yüksek Basıncılı Burulma

Yüksek basınçlı burulma (YBB) disk şeklindeki numunelerin Şekil 2.8’de görüldüğü gibi iki mesnet arasında yüksek basınçlarda sıkıştırılıp döndürülmesi ile burulma deformasyonu oluşturulması sağlanan APD yöntemidir. YBB oda sıcaklığında veya yüksek sıcaklıklarda gerçekleştirilebilir ve uygulanan basınç birkaç GPa seviyelerindedir. Yüzeylerde oluşan sürtünme kuvvetleri numunenin kesme gerilmelerine maruz kalmasına ve deforme olmasına sebep olur. YBB işlemi yarı hidrostatik basınç altında gerçekleştirilir [29].



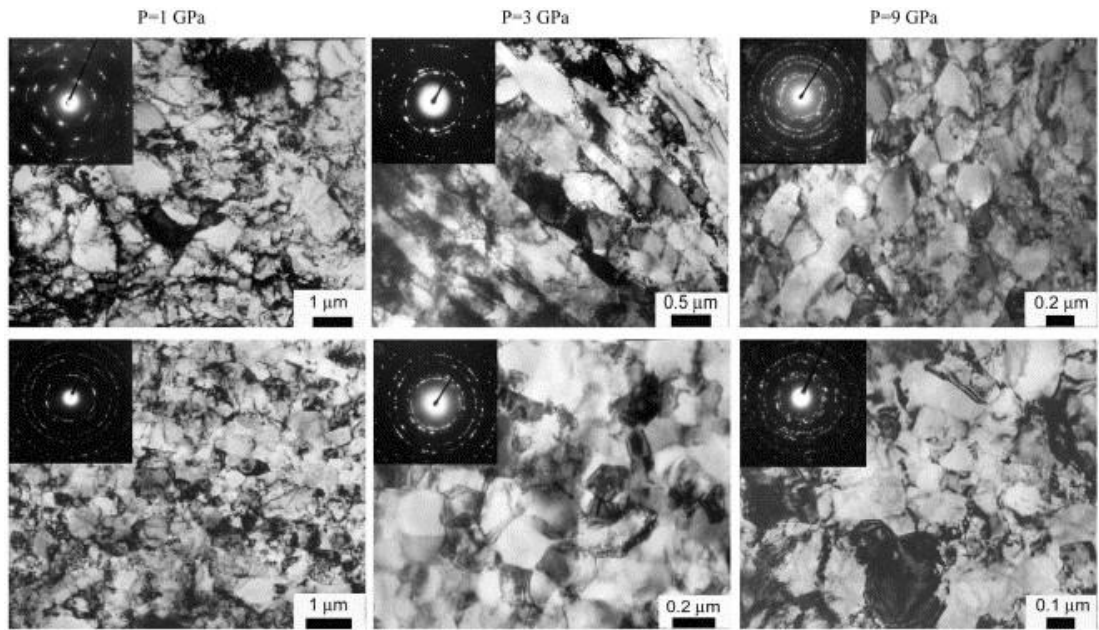
Şekil 2.8. YBB işlemi şematik gösterimi [30].

YBB işlemi üç farklı şekilde gerçekleştirilmektedir. Sınırlandırılmış YBB işleminde numune alt mesnette açılan boşluğa (Şekil 2.9b) veya alt ve üst mesnetlerde açılan boşluklara (Şekil 2.9c) yerleştirilir ve kuvvet uygulanır. Bu yöntemde uygulanan yüksek kuvvete rağmen malzemede dışarı akma meydana gelmez ve işlem geri basınç varlığında gerçekleştirilir. Sınırlandırılmamış YBB (Şekil 2.9a) işleminde uygulanan basınç altında numune mesnetlerin arasından dışa doğru akma gösterebilmektedir ve bu sistemde geri basınç azdır veya hiç meydana gelmemektedir [31].



Şekil 2.9. (a) Sınırlanmamış (b), (c) sınırlanmış YBB işleminin şematik gösterimi [31].

YBB işleminde disk şeklinde numune kullanılır ve meydana gelen deformasyon numune boyunca değişiklik göstermektedir. Teorik olarak merkezde meydana gelen deformasyon sıfırdır. Bu durum YBB işleminin önemli bir dezavantajı olmasına rağmen, ince taneli içyapı oluşturmak için en uygun yöntemlerden biri olarak kabul edilir [29]. Şekil 2.10’da verilen %99,99 saflıktaki numuneye ait TEM görüntülerinde

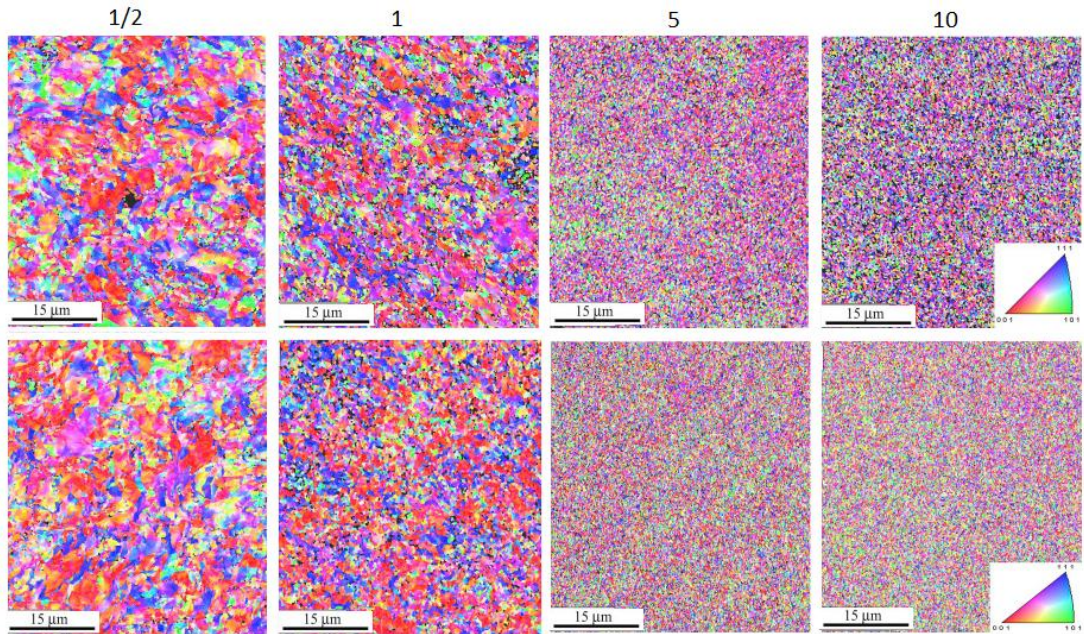


Şekil 2.10. Üst sıra merkez, alt sıra kenara yakın bölgelerden olmak üzere, sırasıyla 1, 3 ve 9 GPa basınç altında 5 defa döndürülerek YBB uygulanmış yüksek saflıktaki Nikel malzemeye ait TEM görüntüleri ve seçili alan elektron kırınım modeli görüntüleri. [30].

merkezdeki tanelerin kenardakilere göre daha büyük olduğu görülmektedir. 1 GPa basınç uygulanan numuneler de merkez ve kenardaki taneler arasında boyut farkı en

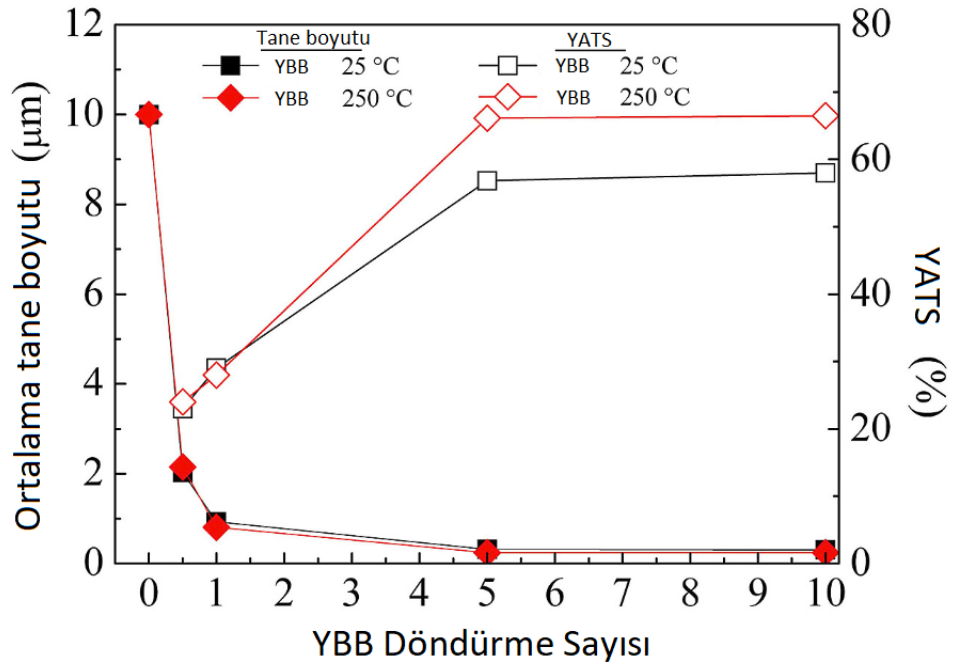
büyüktür. Merkezdeki tane veya alt tanelerin boyutu kenarlardaki tanelerden yaklaşık olarak 2-3 kat daha büyüktür. 3 GPa basınç uygulanan numunelerde tane boyutları arasındaki farkın azalmış olmasına karşı morfolojilerinde büyük farklılıklar gözlemlenmektedir. Kenarlardaki taneler makul oranda eş boyutlu hale gelirken, merkezdeki tanelerde geleneksel haddeleme işlemindekine benzer uzanmış taneler oluşmaktadır. Diğer iki durumun tersine 9 GPa basınç uygulanan numunede merkez ve kenar bölgelerinde ki taneler makul miktarlarda eş boyutlu hale gelmektedir ve yaklaşık olarak 17 μm ortalama tane boyutu elde edilmiştir [30].

Fe- 36% Ni alaşımının 25 $^{\circ}\text{C}$ ve 250 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıklarda farklı döndürme sayılarında gerçekleştirilen YBB işlemine ait elektron geri saçılım kırınımı (EBSD) görüntüleri (Şekil 2.11) incelendiğinde 1/2 tur döndürme sonucunda ayrı ayrı taneler içerisinde yayılmış önemli yönlenmeler gösteren altyapıların oluştuğu görülmektedir. Dahası yapı içerisinde farklı bölgelerde kaba ve önemli derecede incelmış taneler bulunmaktadır. Döndürme sayısı arttıkça her iki sıcaklıkta da tane yapısı daha iyi bir dağılım göstermektedir. Oda sıcaklığı ve 250 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklıktaki, döndürme sayısına bağlı



Şekil 2.11. Fe- 36% Ni alaşımının farklı sıcaklıklarda 1/2, 1, 5 ve 10 tur döndürme sonrası içyapı elektron geri saçılım kırınımı görüntüleri üst sıra 25 $^{\circ}\text{C}$ ve alt sıra 250 $^{\circ}\text{C}$ sıcaklık değerlerinde [32].

olarak ortalama tane boyutu ve yüksek açılı tane sınırları (YATS) grafiğinde (Şekil 2.12) 1 tur döndürme sonucunda her iki numunede de büyük oranda tane incelmeye meydana gelmiştir. 5 tur sonunda ortalama tane boyutu oda sıcaklığındaki ve 250 °C sıcaklıktaki numunelerde sırasıyla yaklaşık olarak 0.30 µm ve 0.24 µm değerlerinde olduğu görülmektedir. Deformasyona bağlı oluşan yüksek açılı tane sınırları da artan döndürme sayısı ile hızlı bir şekilde artarak 5 tur sonrasında oda sıcaklığında %58.1, 250 °C sıcaklıkta %66.5 doyma değerlerine ulaşmıştır [32].

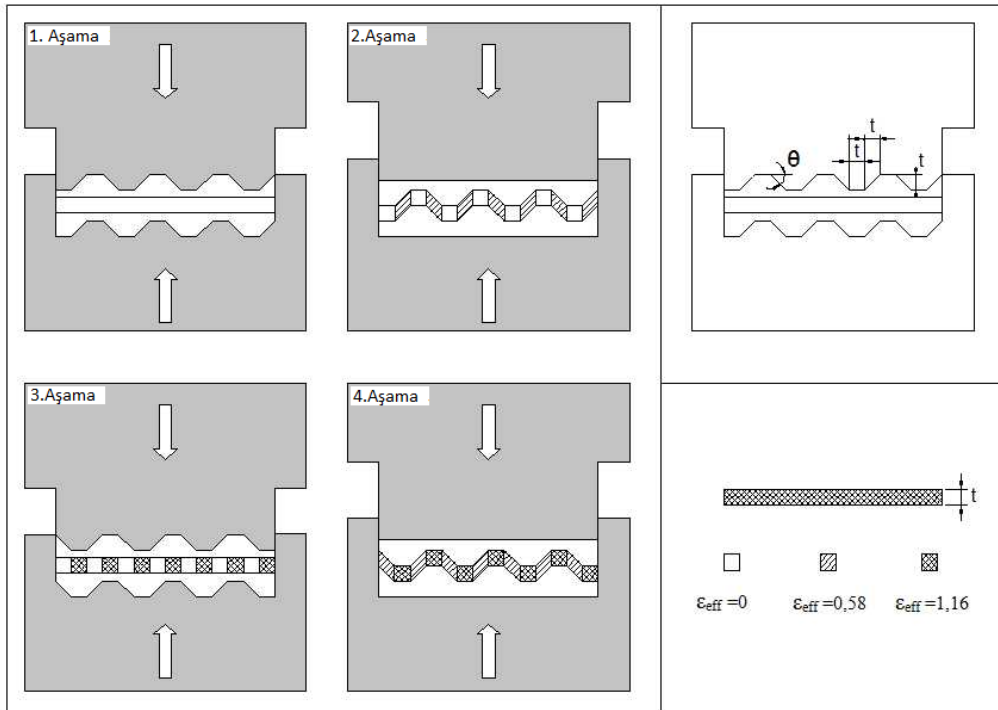


Şekil 2.12. Fe- %36 Ni alaşımının 25 °C ve 250 °C sıcaklıklarda 1/2, 1, 5 ve 10 tur döndürme sonrası döndürme sayısı ile ortalama tane boyutu ve yüksek açılı tane sınırı miktarı grafiği [32].

2.1.3. Sınırlandırılmış Yivli Presleme

Sınırlandırılmış yivli presleme (SYP) yöntemi sac şeklindeki malzemelerde ultra ince taneli içyapı üretimi için Shin ve arkadaşları [33] tarafından geliştirilmiştir. Yöntem sac şeklindeki numunenin yivli ve düz kalıplar arasında tekrarlı olarak deforme edilerek yüksek miktarlarda gerinim biriktirilmesi prensibi ile gerçekleştirilir.

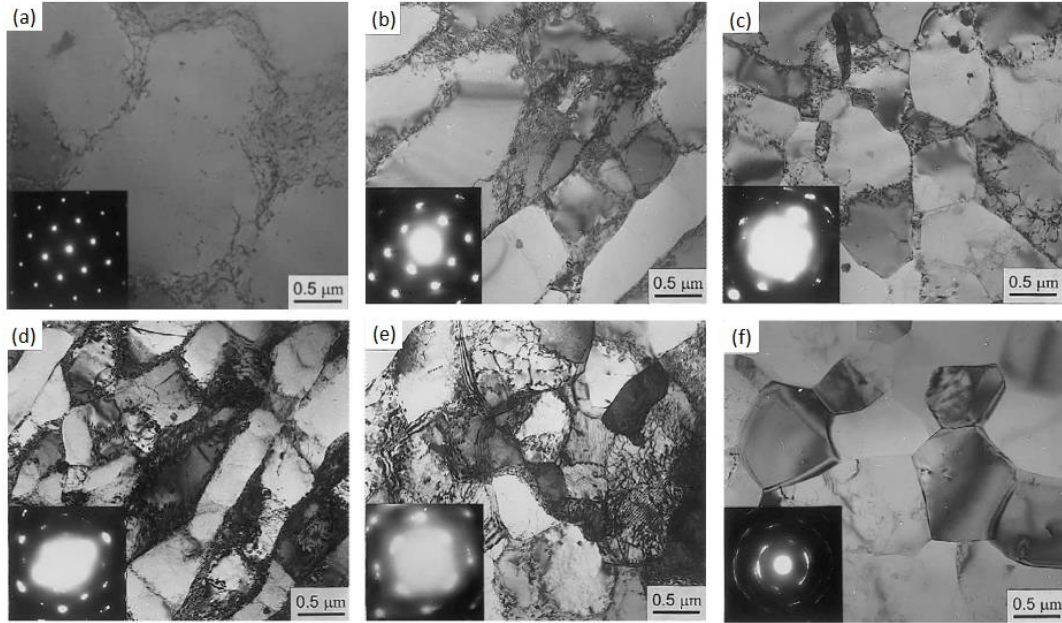
SYP işleminde kalıp ve numuneye ait ölçüler ile işlem aşamalarına göre numunenin farklı bölgelerinde meydana gelen deformasyon miktarlarının şematik gösterimi Şekil 2.13'te verilmektedir. Numune yivli kalıplar arasında basıldıktan sonra düz kalıpta basılarak tekrar eski haline getirilir. Numune veya kalıp döndürülerek işlem tekrarlanır ve deforme edilmeyen bölgelerde de deformasyon işlemi tamamlanarak 1 paso SYP işlemi gerçekleştirilmiş olur. Artan paso sayısı ile sac malzemede yüksek miktarlarda plastik deformasyon oluşturulması sağlanır [34].



Şekil 2.13. SYP işlem aşamaları şematik gösterimi.

SYP işlemi sırasında alüminyum malzemenin içyapısında farklı aşamalarda meydana gelen değişimler Şekil 2.14'te gösterilmektedir. Başlangıçta 3 μm boyutlarında eş boyutlu ve uzanmış dislokasyon hücreleri içeren numune de bir presleme sonrasında çok önemli bir tane incilmesi sergilememekle birlikte 1 μm civarlarında eş boyutlu ve uzanmış hücreler oluşmuştur. Bu aşamada hücre sınırlarındaki dislokasyonlar daha karmaşık bir dizilim sergilemektedir. İki basım sonrasında 0,5 μm boyutlarında eş boyutlu taneler içeren göreceli homojen bir mikroyapı elde edilmektedir. Kaba hücrelerin daha ince hücrelere ayrılması açıktır. Seçilen alan kırınımının nokta deseni, bu aşamada net olup, hücreler arasındaki aynı kristalografik yönlenmeyi gösterir. 3. ve

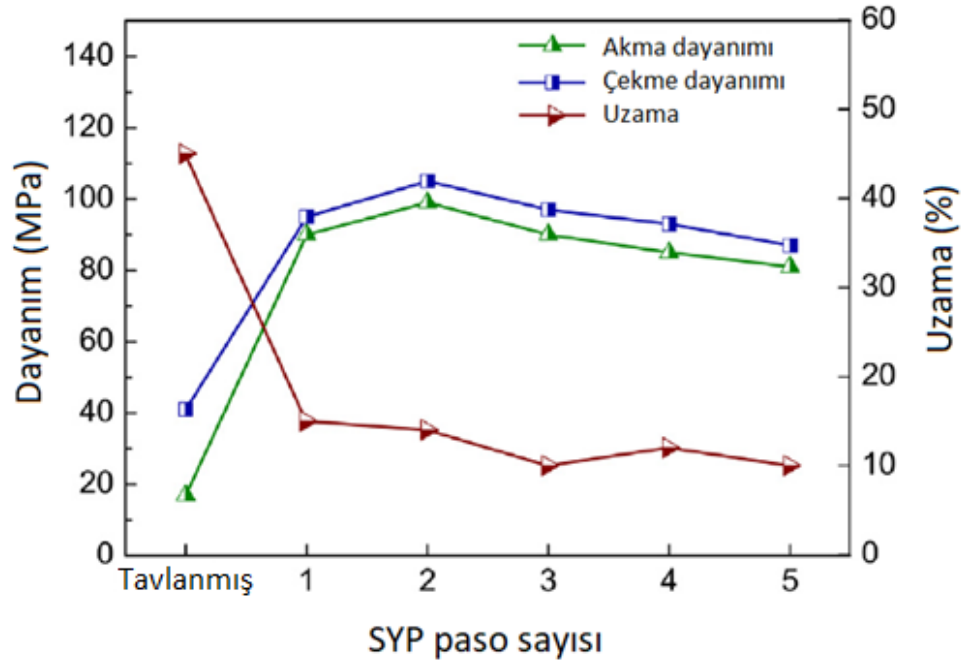
4. presleme deforme edilmeyen bölgelerin deforme edilme işlemini içerdiğinden mikroyapının 1. ve 2. presleme ile aynı olması beklenir. 5. Preslemede mikroyapı 0,5 μm genişliğindeki uzanmış alt taneler ile karakterize edilir. 6. Presleme sonrasında mikroyapı, ultra ince taneli malzemelerin karakteristik yapısı olan yüksek dislokasyon yoğunluklu ve iyi tanımlanmış sınırların bulunduğu bir yapı sergilemektedir. Şekil 2.14e'deki seçili alan kırınım deseninin Şekil 2.14b'de gözlemlenen daha dağınık olması bitişik alt taneler arasındaki yanlış yönelim açısının arttığını göstermektedir. 16 presleme sonrasında elde edilen seçili alan kırınım desenini (Şekil 2.14f) önceki numunelere göre daha dağınık hale gelmiştir ve bu yüksek açılı sınırların oranında artış olduğuna işaret etmektedir [33].



Şekil 2.14. Saf alüminyumun SYP işlemi sırasında mikroyapıda meydana gelen değişime ait TEM görüntüleri (a) işlem görmemiş, (b) 1 presleme, (c) 2 presleme, (d) 5 presleme, (e) 6 presleme ve (f) 16 presleme [33].

SYP işleminin saf alüminyumun dayanım ve uzama özelliklerine etkisi Şekil 2.15'te verilmiştir. Saf alüminyuma uygulanan 1. Paso SYP işlemi ile akma ve çekme dayanımı değerlerinin ikisinde de önemli ölçüde artış meydana gelmiştir. İkinci paso sonrasında her iki özellikte de küçük bir artış gerçekleşmiş ve artan paso sayısı ile düşüş görülmüştür. Akma dayanımı 17 MPa dan 90 Mpa değerine çıkarken, çekme dayanımı 41 MPa değerinden 95 MPa değerine ulaşmıştır. Akma ve çekme

dayanımlarında gerçekleşen bu artış, aşırı plastik deformasyona bağlı olarak artan dislokasyon yoğunluğunun, dislokasyonların kayma ile hareketini zorlaştırarak, dislokasyonların hareketi için gerekli gerilme değerinin artmasına sebep olmasından kaynaklanmaktadır. Sonraki paso sayılarında dayanımdaki düşüşün sebebi, biriken gerinim miktarının artması ile imha olan dislokasyon miktarındaki artış ve oluşan mikro çatlaklardan kaynaklanmaktadır [35].



Şekil 2.15. SYP paso sayısının saf alüminyumun dayanım ve uzama değerlerine etkisi [35].

2.2. YÜZEY AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON İŞLEMLERİ

Yorulma ve aşınma gibi malzemelerin birtakım mekanik özellikleri, yüzey koşulları ile yakından ilgilidir. Bu nedenle malzemelerin mekanik özelliklerinin geliştirilmesi için yüzeye uygulanan deformasyon yöntemleri önem kazanmaktadır. Yüzey aşırı plastik deformasyon (YAPD), malzemelerde nanokristal bir yüzey katmanı oluşturmak amacıyla geliştirilen nispeten yeni bir işlemler ailesidir. YAPD yöntemleri yüksek enerjili bilye darbeleri, çekiçle dövme, yüzey haddeleme, lazer şok işlemi ve yüksek hızlarda talaşlı işleme gibi yöntemlerle malzeme yüzeyinde aşırı plastik deformasyon oluşturulmasını sağlayan yöntemlerdir [36].

Yüksek enerjili bilye darbeleri ile yüzey nanokristalizasyonu işlemlerine genel olarak yüzey mekanik deformasyon işlemleri (YMDİ) denir ve karmaşık şekilli parçaların kolayca işleme tabi tutulabilmesinden dolayı büyük ilgi görmektedirler. Bu yöntemler bilyeleri hızlandırmak için kullanılan sisteme göre ultrasonik bilyeli dövme (UBD), yüzey nanokristalizasyonu ve sertleştirme (YNS), yüksek enerjili bilyeli dövme (YEED) ve parça etkili işlem (PEİ) gibi farklı isimlerle anılmaktadır [37]. UBD'de topların hareketi, toplar ile ultrasonik bir jeneratör tarafından tahrik edilen titreşimli bir oda arasında çarpışma yoluyla üretilirken, YEED ve YNS işleminde titreşim kaynağı olarak bir elektrik motoru kullanılır. PEİ'de yüksek basınçlı hafif gazlar bir nozuldun üflenerek parçacıkların istenilen darbe hızına hızlandırılması sağlanır. Yüzeyde farklı oranlarda plastik deformasyon elde edilebilmesi için çeşitli cihazlar üretilmiştir. Çizelge 2.1'de BD ve YAPD işlemlerinde kullanılan tipik bilye ve saçma parametreleri verilmiştir [36].

Çizelge 2.1. BD ve YAPD işlemlerinde kullanılan tipik bilye ve saçma parametreleri [36].

Yöntem	Bilye veya saçma çapı (mm)	Darbe hızı (m/s)	Bilye veya saçma kinetik enerjisi* (J)
BD	0.25-1.0	20-150	9.2×10^{-6} -0.01
USBD	0.4-3.0	<20	0.0001-0.02
YMDİ	4.0-8.0	2-3	<0.018
YNS	4.0-8.0	5-15	0.0063-0.43
PEİ	4	120	1.88

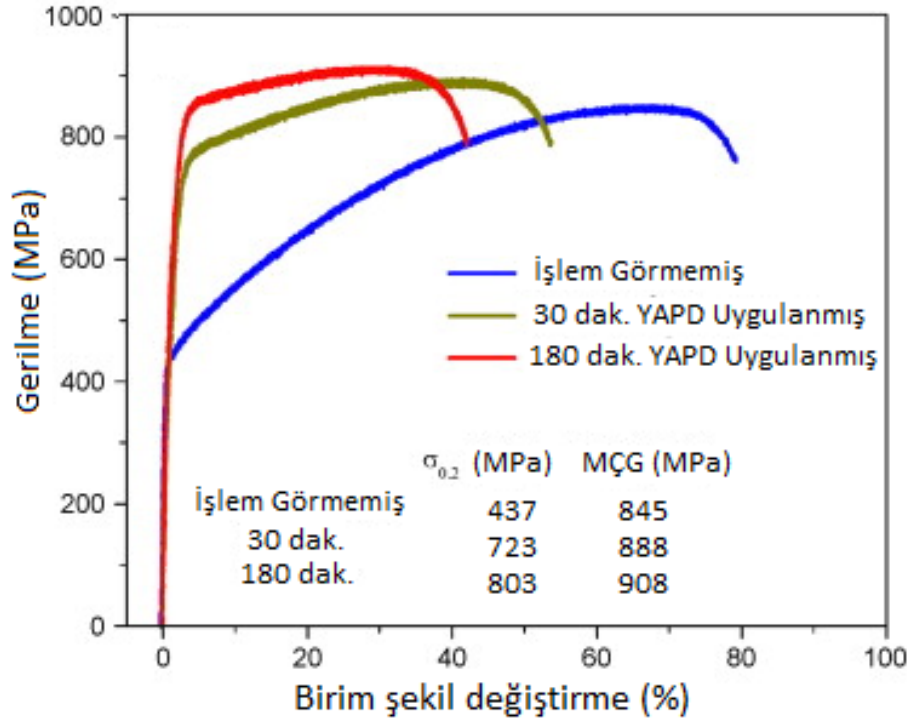
*Kinetik enerji ayrıca kullanılan bilye ve saçma yoğunluğuna da bağlıdır. Tüm bu proseslerde WC bilye ve saçmaların kullanıldığı varsayılmaktadır.

Bilyeli dövme (BD) uzun yıllardan beri metalik bileşenlerin yorulma ömrünü arttırmak için malzeme yüzeyine uygulanan bir yöntemdir. BD ve YAPD işlemleri küresel bilye veya saçma atışlarının yüzeye karşı etki göstermesi bakımından aynıdır. Bununla birlikte YAPD işleminin kinetik enerjisi BD işlemine göre oldukça yüksektir. Bu fark Çizelge 2.1'de görüldüğü gibi vuruş için kullanılan madde boyutlarından

kaynaklanmaktadır. Sonuç olarak YAPD, BD'den çok daha yüksek bir kinetik enerjiye sahiptir. Böylece yüzeyde kolayca nanokristal katmanı oluşturur [38].

YAPD işlemi sırasında nanokristal yüzey oluşum mekanizması saf demir, saf titanyum, saf kobalt, karbon çelikleri, paslanmaz çelik, alüminyum alaşımları ve nikel alaşımları gibi birçok farklı malzeme için incelenmiştir. Araştırmalar yüzey nanokristallizasyon mekanizmasının güçlü bir şekilde malzemenin kristal yapısına ve istif hata enerjisine bağlı olduğunu göstermiştir. Yüksek istif hata enerjisine sahip malzemelerde tane incelmesi yüksek dislokasyon yoğunluklarının, alt tanelerin oluşmasına ve alt tane sınırlarının yüksek oranda yanlış yönlendirilmiş alt tane sınırlarına dönüşmesine neden olan kayma ile olduğunu göstermektedir [39]. Düşük istif hata enerjisine sahip malzemelerde tane incelmesi, deformasyon mikro ikizlerinin oluşumu ve sonrasında ikiz-ikiz kesişmesi veya ikiz-matris lamellerinin içindeki dislokasyonlarla mikro ikizlerin etkileşimi ile gerçekleşmektedir [40].

YAPD işleminin kaba taneli numunelerin mekanik özelliklerine etkisinin araştırıldığı birçok çalışma bulunmaktadır. Yüzey nanokristalizasyonu ve sertleştirme işlemi uygulanmış Nikel esaslı Hastelloy C-2000 malzemesinin gerilme birim - şekil değiştirme diyagramı (Şekil 2.16) incelendiğinde akma dayanımının, kaba taneli numuneye göre 30 dakika işlem uygulanmış numunede %65, 180 dakika işlem uygulanmış numunede %84 oranında artış gösterdiği ve süneklikte açık bir kayıp gerçekleşmediği görülmektedir [41]. Kumar vd., UBD işlemi uygulanmış IN718 numunesinin oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme testlerinde, 60 dakikaya kadar işlem uygulanmış numunelerde akma dayanımının 1287 MPa dan 1332 MPa değerine ulaştığını, işlem süresinin 90 dakikaya çıkarılması ile akma dayanımında 1307 MPa değerine kadar düşme gözlemlendiği belirtmişlerdir. Bununla birlikte artan işlem süresi ile çekme dayanımı değerindeki artışın devam ettiği bildirilmiştir [42].



Şekil 2.16. Farklı sürelerde YAPD uygulanmış Nikel esaslı Hastelloy C-2000 malzemesin gerilme birim - şekil değiştirme diyagramı [41].

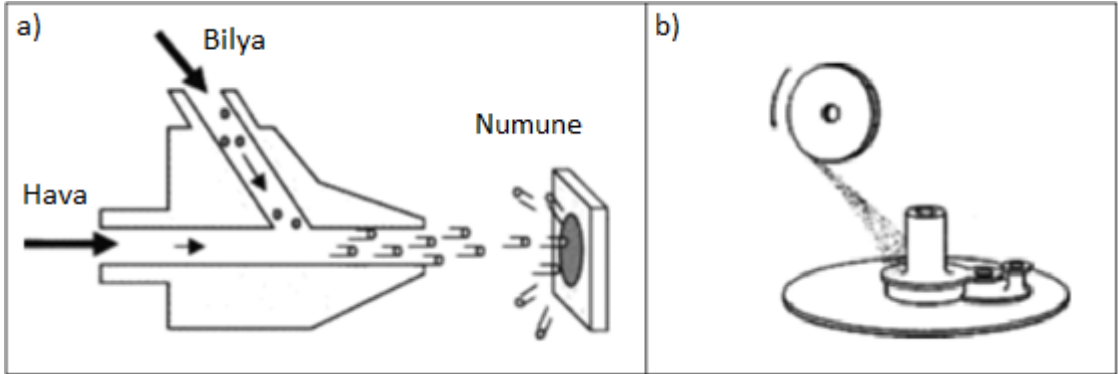
2.2.1. Aşırı Bilyeli Dövme

İnce tane boyutları ve bol miktarda tane sınırları nedeniyle, nanokristal malzemeler yaygın malzemelere göre birçok olağanüstü özelliğe sahiptirler. Nano yapıdaki çoğu metal malzeme yüksek kimyasal aktivite, gelişmiş aşınma ve yorulma özellikleri sergilemeleri bakımından mühendislik uygulamaları için büyük potansiyel gösterirler. Metalik malzemelerin yüzeylerinde nanokristal yüzey tabakası oluşturmak için silindir parlatma, yüksek basınçlı burma, yüzey mekanik deformasyon işlemi ve aşırı bilyeli dövme gibi çeşitli mekanik yüzey işlemleri geliştirilmiştir. ABD, düşük maliyeti, yüksek verimliliği ve numune şekillerindeki esnekliğinden dolayı en yaygın yöntemdir. ABD işlemi, sert toprakların tekrarlı darbeleri ile yüksek plastik gerinim ve incelmış tanelerin oluşmasını sağlayarak metal yüzeyinde aşırı plastik deformasyon meydana getirebilir [43].

BD genellikle metalik bileşenlerin yorulma ömürlerini geliştirmek için kullanılan soğuk dövme işlemidir. Sertleştirilmiş çelik döküm, uygun durumlu kesik tel, cam

veya seramik boncukların numune yüzeyine görece yüksek hızlarda (40-70 m/s) fırlatılması ile yüzeyde basma kalıntı gerilmesi oluşturulur. Bu basma kalıntı gerilmesi alanı, çevrimsel yükleme koşullarında çalışan bileşenlerde erken hasarların önlenmesinde oldukça etkilidir. Yorulma genellikle yüzeydeki çekme gerilmesi bölgesinden başlar ve üst yüzeyden itibaren yayılarak ilerler. Bu durum BD işleminin havacılık, otomotiv ve enerji üretim endüstrilerinin ilgisini çekmesinin arkasında yatan temel unsurdur [44].

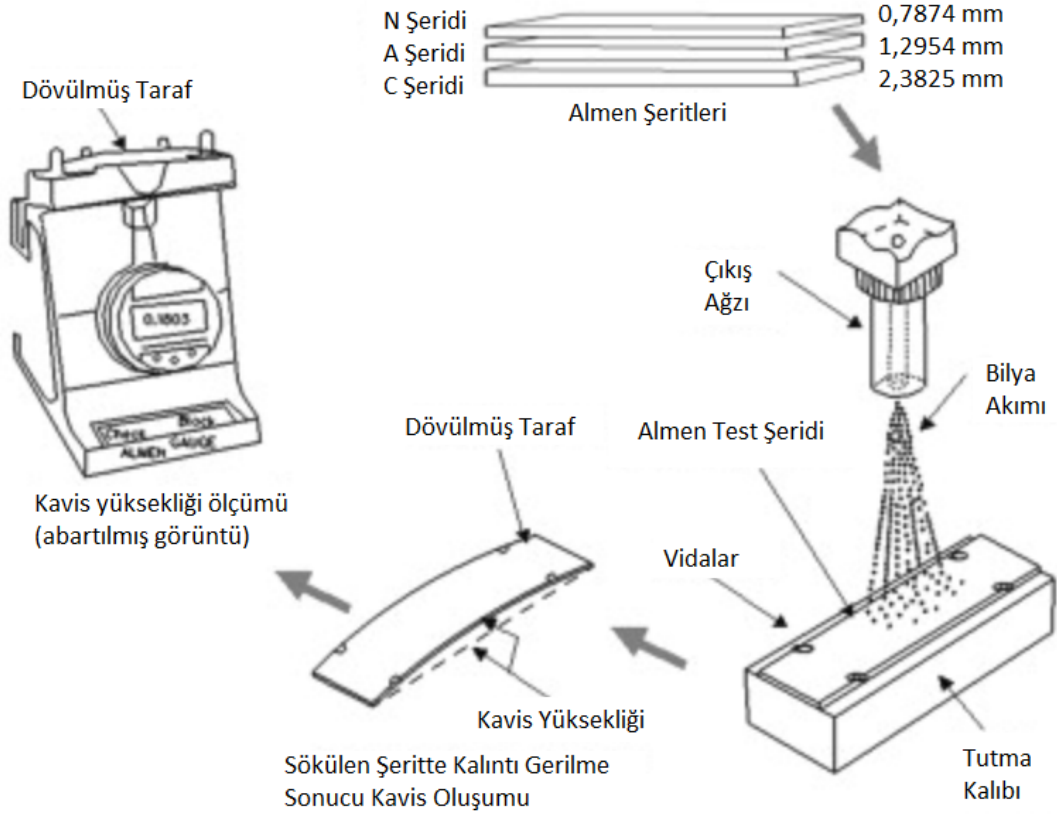
BD işleminde bilye veya saçmaların fırlatılmasında pnömatik ve santrifüjlü olmak üzere kullanılan iki temel sistem bulunmaktadır. Pnömatik (Şekil 2.17a) dövme makinesinde, bilyeler basınçlı hava ile karıştırılır ve yüksek hızda bir nozuldan itilir. Santrifüjlü (Şekil 2.17b) dövme makinelerinde ise bilyeler kanatları bulunan dönen bir tekerleğin göbeğine beslenir ve dönme sırasında merkezkaç kuvveti ile kanatçıklar arasından iş parçasına gönderilir. Şematik görünümünden anlaşılacağı gibi santrifüjlü sistem genellikle daha büyük teğetsel temas kuvvetine sahiptir ve bu durum daha yüksek bir sürtünme kuvvetinin yüzeye etkimesine, sertleşme ve artık gerilmenin farklılaşmasına sebep olur [45].



Şekil 2.17. Farklı bilyeli dövme sistemleri şematik görünümü (a) pnömatik (b) santrifüjlü bilyeli dövme çalışma prensibi [45]

BD otomotiv ve uzay endüstrisinde metalik bileşenlerin yorulma ömrünün geliştirilmesinde yaygın olarak kullanılan mekanik bir yüzey işlemidir. BD işleminin etkinliği ve tekrarlanabilirliği genellikle doyurma oranı ve almen (dövme) şiddeti tarafından kontrol edilir. Almen şiddeti BD sırasında bilye akımının hedef malzemeye transfer ettiği kinetik enerji miktarı ile ilişkilidir [46]. Almen şeritlerinin bilyeli

dövülmesi ile istenilen miktarda plastik deformasyon oranının elde edilebilmesi için önceden ayarlanması gereken hava basıncı, bilye çapı, dövme süresi ve yüzey doyurma oranı gibi ön koşullara karar verilerek iş parçasına da tam olarak aynı işlemin uygulanması için Almen şiddeti belirlenir [47]. Endüstride dövme işlemi sonucu oluşturulan kalıntı gerilmeyi ölçmek için Almen şiddeti yaygın olarak kullanılmaktadır. Almen şiddetinin belirlenmesi Şekil 2.18’de şematik olarak gösterilmiştir. Almen şeritleri tutucular üzerine monte edilir ve gerçek parçalarla aynı dövme koşullarına tabi tutulur. Belirli bir işlem sürecinden sonra tutuculardan çıkarılırlar. Kendiliğinden dengeleyici kuvvet ve momentin olmayışı nedeniyle, şeritler dövme yönüne doğru bükülür. Bu saptamaya Almen şiddeti denir [48].



Şekil 2.18. Dövme şiddetinin belirlenmesinde kullanılan Almen sistemi [48].

Yorulma metalik malzemelerin servis ömrü ile doğrudan ilişkilidir ve araştırmacılar için her zaman sıcak bir konu olmuştur. Metalik bileşenlerin yorulma ömürleri yüzey işlemleri ile etkili bir şekilde geliştirilebilir. BD işleminde soğuk işlem esnasında dövme cihazında hızlandırılan küçük küresel toprak iş parçası yüzeyine çarparak

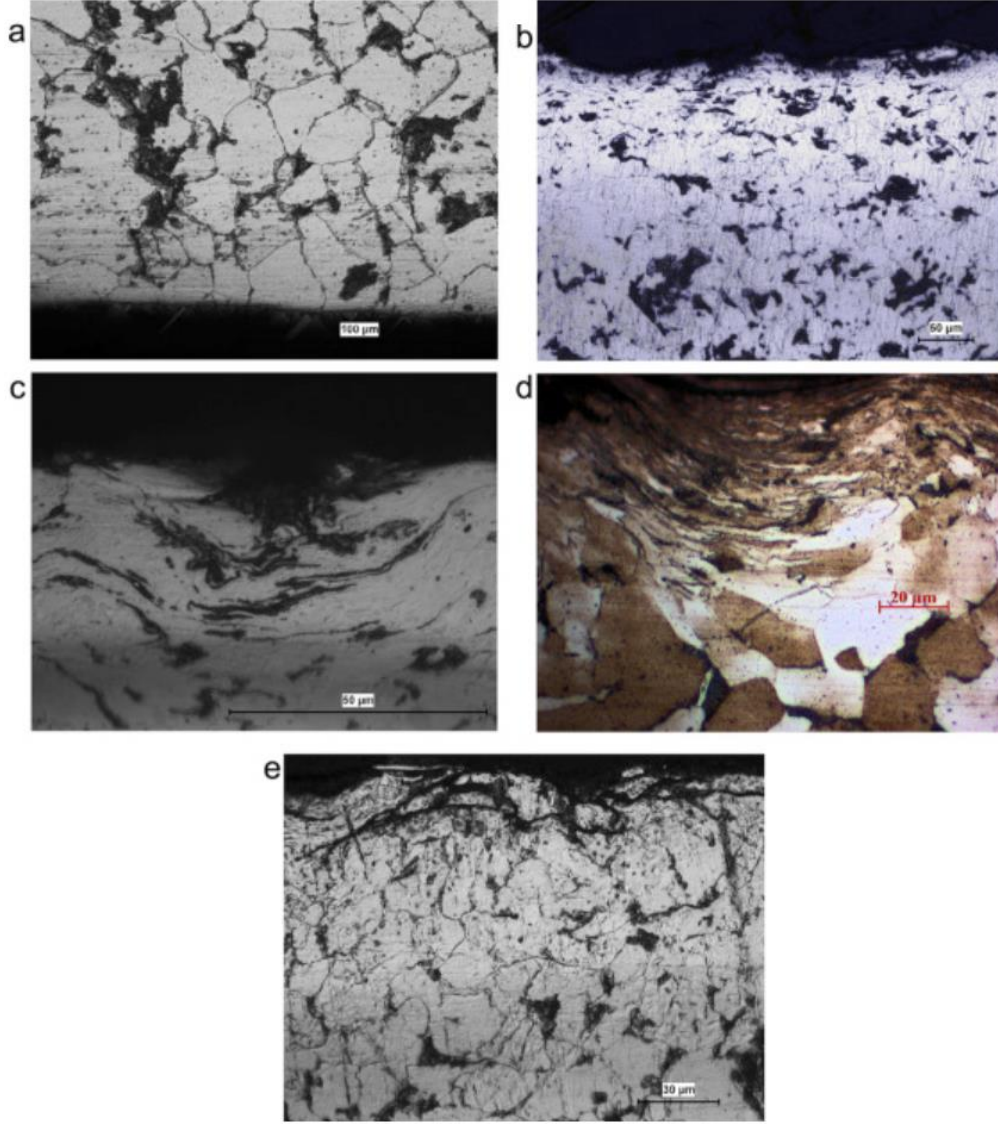
plastik deformasyon, basma kalıntı gerilmesi ve pekleşme meydana getirir ve yüzeye kazandırılan bu özellikler yorulma çatlağı başlangıcını ve büyümesini etkili bir şekilde dizginler. BD yararlı etkisi, dövme yoğunluğu ve doyum oranı olmak üzere temelde endüstriyel olarak standartlaşmış iki parametre ile ilişkilidir. Son yapılan araştırmalar arttırılmış dövme şiddeti ve doyum oranı ile gerçekleştirilen ABD, UBD ve YEED işlemlerinin, malzeme yüzeylerinde ince taneli tabaka oluşturduğunu, servis ömründe ve mekanik özelliklerinde de etkin bir gelişme gözlemlendiğini belirtmektedirler [49].

ABD, hava püskürtmeli bilyeli dövme işleminin alışılmadık bir uygulamasıdır ve geleneksel hava püskürtmeli bilyeli dövme cihazı kullanılarak çok yüksek kinetik enerji seviyeleri elde etmemizi sağlayan dövme parametreleri ile gerçekleştirilir. ABD son zamanlarda APD yöntemi olarak malzeme yüzeyinde nanokristal tabaka oluşturmak için uygulanmaktadır [50].

ABD farklı alaşımların yüzeyinde bası gerilmeleri ve nanokristal tabakalar oluşturmak için endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır. Son yıllarda birçok araştırmacı ABD ile yüzey nanokristalizasyonunu incelemiştir. ABD ile dökme demir numune oluşturulan nanokristal yüzey katmanının yorulma dayanımı ve çatlak başlama direncini arttırdığı bildirilmiştir [51]. Wang vd. 1Cr18Ni9Ti paslanmaz çelik yüzeyinde ABD ile ortalama tane boyutu 18 nm mertebelerinde tabaka üretmişler ve klörür kaynaklı korozyon direncinin yüzey nanokristalizasyonu sonrası arttığını belirtmişlerdir [52]. ABD ile yüzeyde elde edilen nanokristal tabaka ile Fe yapısı içerisinde Al atomlarının difüzyon katsayısının 4 kat arttığı bildirilmiştir [53].

Farklı BD parametreleri direk olarak almen şiddeti ile ilişkilidir. BD ile meydana gelen plastik deformasyon seviyesi almen dövme şiddeti ile kontrol edilir ve ince taneli kristal tabaka kalınlığını ve mekanik özellikleri doğrudan etkiler. AISI 1017 düşük karbonlu çeliğe ait işlem görmemiş (Şekil 2.19a) ve A30-32, A32-34, A34-36 ve C8-10 (Şekil 2.19b-e) almen şiddetlerinde BD işlemi uygulanmış numunelere ait optik mikroskop görüntülerinde, aşırı plastik deformasyon etkisinin yaklaşık olarak 40 µm civarında kalınlıkta olduğu ve bu bölgelerde tane sınırlarının belirsiz hale geldiği görülmektedir. Almen şiddetinin artmasıyla ultra ince tane tabakasının kalınlığı da artmaktadır. Bununla birlikte plastik deformasyon oranının çok yüksek olması ultra

ince taneli tabaka oluşumunun yanı sıra yüzey çatlaklarının oluşmasına ve yayılmasına sebep olmaktadır [54].



Şekil 2.19. AISI 1017 düşük karbonlu çelik malzemenin (a) işlem görmemiş (b) A30-32 Almen dövme şiddeti (c) A32-34 Almen dövme şiddeti (d)34-36 Almen dövme şiddeti (e) C8-10 Almen dövme şiddeti ile dövülmesi sonrası mikroyapı optik mikroskop görüntüleri [54].

Malzemelerin yorulma özelliklerinin tane boyutuna karşı yüksek duyarlılığının olması mekanik yüzey işlemlerinin yorulma dayanımını geliştireceği beklentisini doğrulamaktadır. İnce taneli malzeme yapısı, yorulma çatlak başlama eşiğini artırabilir ve kaba taneler yorulma çatlaklarının tane sınırlarında ilerleme yollarını saptırarak çatlak kapanmasına ve çatlak büyüme oranının azalmasına sebep olabilmektedir.

Metalik malzemelerde yüzey nanokristalizasyon yöntemlerinin yorulma hasarı üzerindeki etkisi üzerinde yapılan çalışmalar, kısa çatlak büyüme oranının, yüzey tane büyüklüğü ve tane büyüklüğü gradyanının derinlik boyunca azalmasıyla azaldığını ortaya koymuştur. Tane içinde çatlak büyüme oranı tane büyüklüğü ile orantılıdır. İnce taneli yapı daha iyi bir yorulma ömrüne sahiptir. Çünkü yüzey nanokristalizasyonu kısa çatlak ilerlemesi sırasında tane sınırları ve alt tane sınırları gibi daha fazla engel çıkararak çatlak ilerlemesini zorlaştırırlar. ABD ile yüzey nanokristalizasyonu sırasında oluşan yüksek basma kalıntı gerilmeleri ve pekleşmenin yorulma ömrüne ilave katkısı olması beklenir [51].

ABD, uygulandığı malzeme yüzeyinde daha derin bir kalıntı gerilme ve pekleşmiş yüzey tabakası oluşumu ile yüzey sertliğini arttırarak malzeme yüzeyinin özelliklerinin geliştirilmesini sağlar [55]. Geleneksel bilyeli dövme işleminin malzemelerin korozyon direncini düşürdüğünün bilinmesine karşı, bazı çalışmalarda ABD işleminin korozyon direncini arttırabileceği belirtilmektedir [56] .

2.2.2. Ultrasonik Nanokristal yüzey Modifikasyonu

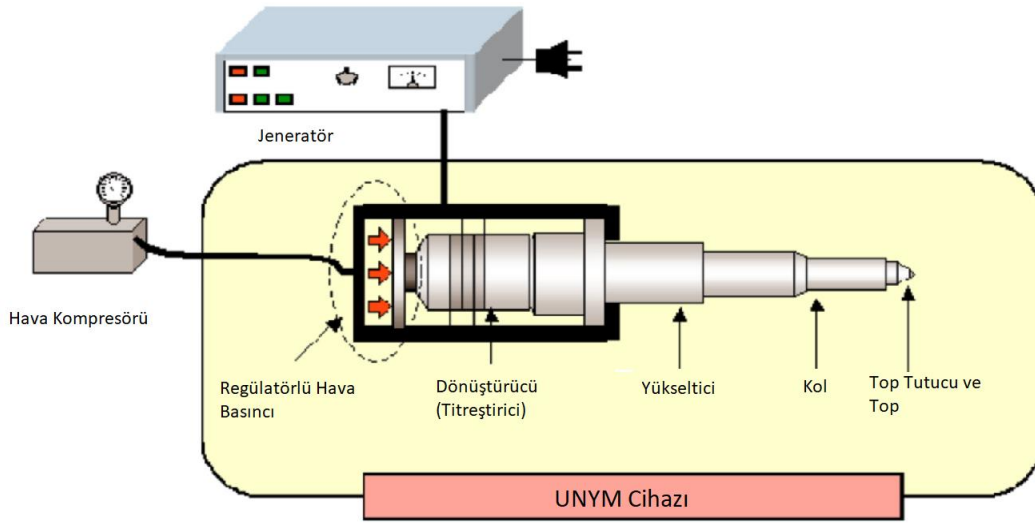
UNYM metalik malzemelerin geliştirilmesi için ultrasonik enerjinin kullanıldığı bir yöntemdir. Yöntem, ekonomik etkinliği, iş parçası üzerindeki etkilerinin hassas bir şekilde ayarlanabilmesi, makine parçaları ve çeşitli amaçlı makinelerin üretiminde uygulama için güvenli, basit ve etkili bir yöntem olması nedeniyle büyük ilgi uyandırmaktadır. UNYM teknolojisi yüzey kalitesini, özelliklerini ve karakteristiğini kontrol eder. Uygulandığı yüzey bölgesinin özelliklerini değiştirerek yorulma ve korozyon direncini artırır. Ayrıca aşınma ve temas yüzeylerinde meydana gelen hasarlara karşı direnç sağlar. Yüzey katmanında APD ve kalıntı gerilme oluşturarak malzemenin kalite ve güvenilirlik özelliklerini geliştirir [57].

UNYM yöntemi metalik ve seramik malzemelerin yüzeyinde APD uygulayarak nano yapıly yüzey tabakası oluşturmak için etkili bir yöntemdir. UNYM tekniği boyutu 1-6 mm aralığında olabilen, tungsten karbür (WC) veya silisyum nitrür (Si_3N_4)'den imal edilmiş bir topun, 20 veya 40 kHz frekansında numune yüzeyine saniyede 20000 defaya kadar vuruş yapılarak gerçekleştirilen bir işlemdir. Bu dövme işlemi yüzeydeki

kaba taneli yapıyı yüzeyden itibaren net bir derinliğe kadar nano boyutlu tanelere dönüştürür. UNYM cihazı, ultrasonik güç çevirici, numuneye etki eden bir uç ve bu ucun bağlı bulunduğu bir yükseltici kolu içermektedir. UNYM cihazının şematik görüntüsü Şekil 2.20’de verilmiştir. Yükseltici kol dönüştürücü tarafından oluşturulan yüksek frekanslı ultrasonik titreşimleri yükseltir. UNYM işleminin diğer mekanik yüzey modifikasyon yöntemlerine karşı en önemli avantajı, düzenli ve homojen bir işlem sağlayan kontrol edilebilir statik ve dinamik yüklemenin yapılabilmesi olmasıdır. UNYM işleminde toplam vurma kuvveti eşitlik 2.1 kullanılarak hesaplanabilir.

$$F=P_{st}+P\sin 2\pi ft \quad (2.1)$$

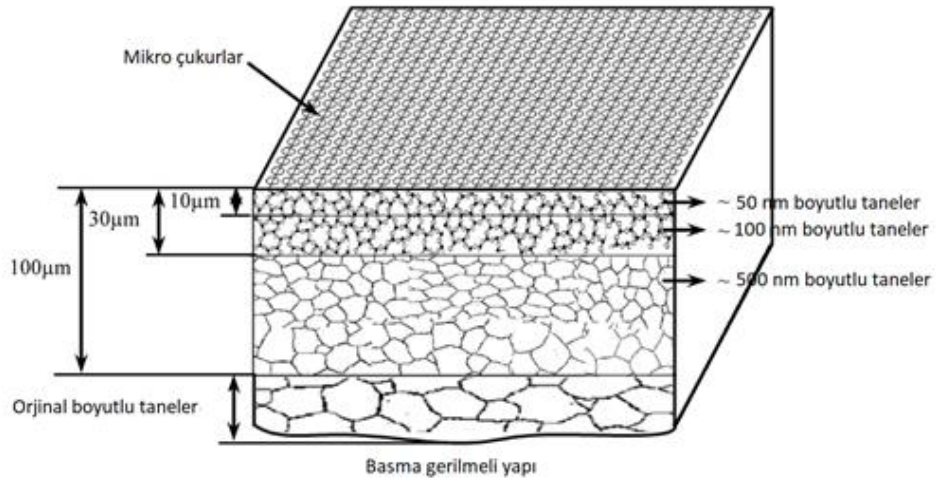
Burada, F toplam vurma kuvveti, P dinamik yükün genliği, P_{st} normal statik kuvvet, t saniye cinsinden zaman ve f yükün frekansını ifade etmektedir [58].



Şekil 2.20. UNYM cihazı şematik gösterimi [57].

UNYM, metalik malzemelerin yüzey tabakasını plastik deformasyon tabakasına dönüştürerek, yüzeyin dayanım ve sertliğini önemli ölçüde geliştirir. Yüzeyde UNYM ile oluşturulan plastik deformasyon tabakası ile kaba taneli yapı herhangi bir kimyasal değişim olmadan nanometre boyutundaki tanelere dönüşür. Yüzeyden itibaren birkaç mikron derinliğe kadar meydana gelen çok katmanlı tane yapısının şematik görünümü ve SAE52100 rulman çeliğine ait EBSD mikroyapı görüntüleri sırasıyla Şekil 2.21 ve

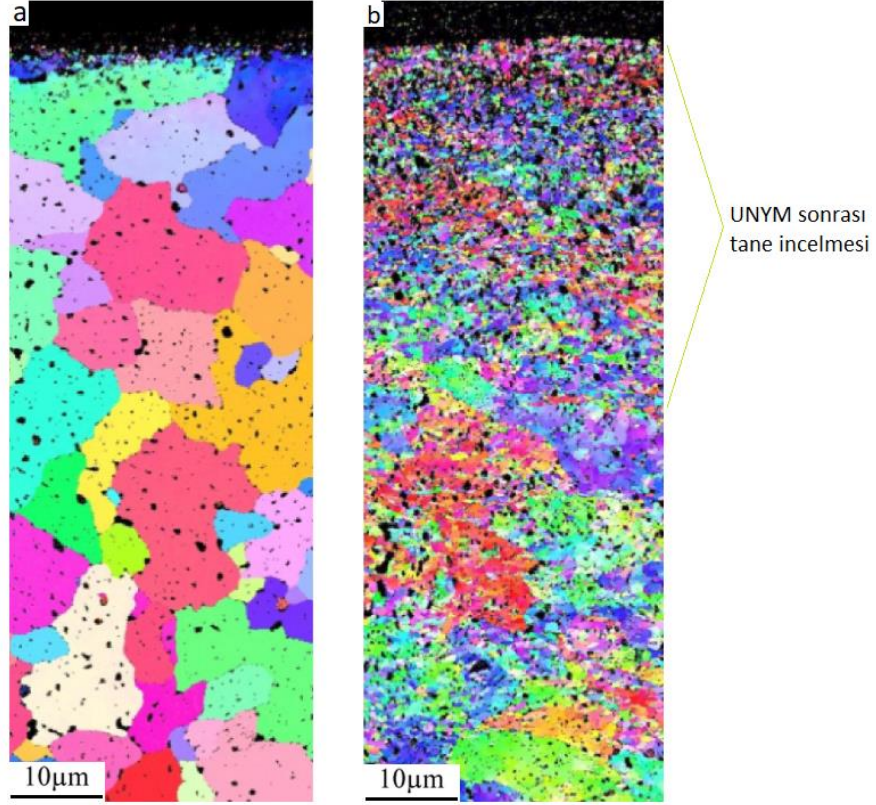
Şekil 2.22’de verilmiştir. Şekil 2.22a ve Şekil 2.22b’de sırasıyla işlem görmemiş ve UNYM uygulanmış numunelere ait EBSD mikroyapı görüntülerinde, UNYM işlemi ile yüzey tabakasında elde edilen APD etkisi, işlem görmemiş numuneye kıyasla belirgin olarak görülmektedir. UNYM işlemi ile kaba taneli işlem görmemiş numune yüzey tabakasında oldukça ince taneli bir mikro yapı elde edildiği görülmektedir. Yüzeyde elde edilen bu yapının altında tanelerin kademeli olarak büyüdüğü görülmektedir [57].



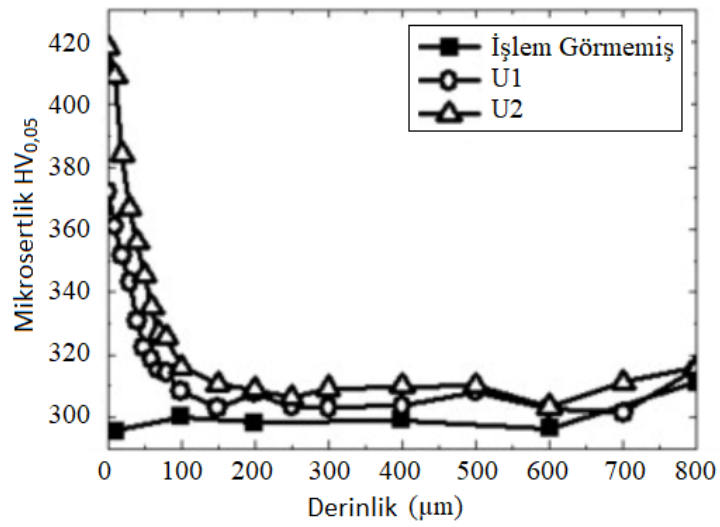
Şekil 2.21. UNYM sonucu mikro yapıdaki değişimin şematik görünümü [57].

UNYM işlemi çeşitli malzemelerde yüzey ve yüzeye yakın bölgelerde tane iyileşmesi ve pekleşme meydana getirerek Hall-Petch ilişkisine bağlı olarak sertlik artışına neden olmaktadır [59]. UNYM ile inceltirilmiş tanelere bağlı artan sayıdaki tane sınırları, pekleşme sonucu artan dislokasyon yoğunluğunun dislokasyon hareketini engellemesi malzemeyi daha sert ve güçlü hale getirmektedir. Wu ve arkadaşlarının UNYM işlem parametrelerinin malzeme özelliklerine etkilerini inceledikleri çalışmada S45C çelik numunelerde UNYM işlem yoğunluğunu değiştirerek elde ettikleri mikrosertlik dağılımı grafiği Şekil 2.23’de verilmiştir. İşlem görmemiş numune sertliği 300 Hv seviyelerinde iken, mm^2 'ye 34000 vuruş gerçekleştirilen numunede sertlik değeri 372 Hv ve mm^2 'ye 68000 vuruş gerçekleştirilen UNYM işlemi sonucunda sertlik 418 Hv değerlerine ulaşmıştır. Yüzeyden uzaklaştıkça UNYM etkisi zayıflamakta ve temel malzemenin sertliğine ulaşmaktadır [60]. Yüzeydeki deformasyon bölgesinin durumu

uygulanan YAPD işlem parametreleri (bilye boyutu, atış yönü ve işlem süresi) ile yakından ilişkilidir [61].

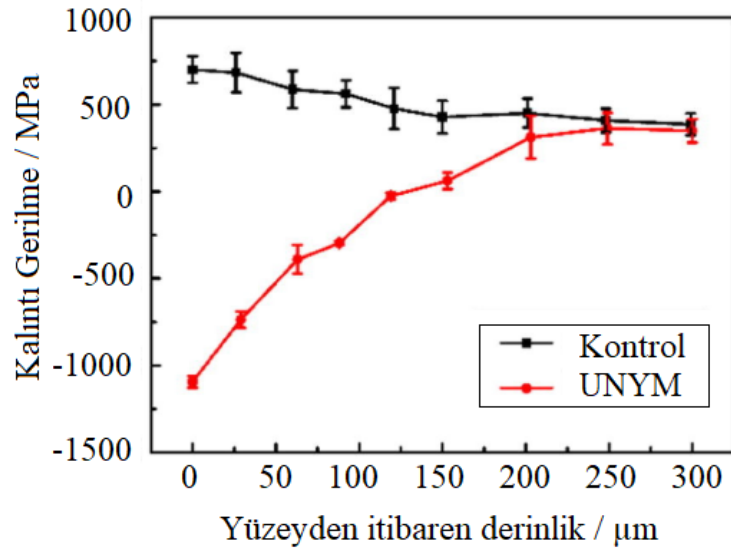


Şekil 2.22. (a) işlem görmemiş (b) UNYM uygulanmış numune kesitinin EBSD görüntüsü [57].



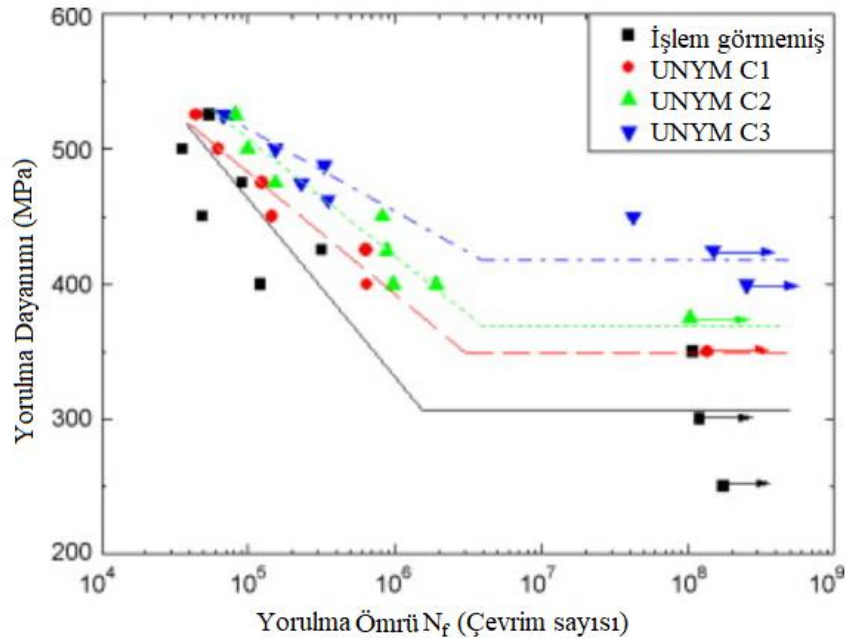
Şekil 2.23. Farklı işlemler uygulanmış numune kesit alanlarında mikrosertlik dağılımı grafiği [60].

Yorulma çatlakları genelde malzemelerin serbest yüzeylerinden başlar ve bu nedenle malzeme yüzeyinin durumu kritik öneme sahiptir. Yüzey durumu iki önemli faktör hesaba katılarak karakterize edilir. Bunlardan ilki çentik benzeri yapılar olan yüzeydeki düzensizlikler ve yüzey pürüzlülüğü, ikincisi ise yüzey tabakasındaki kalıntı gerilmelerdir. Yüzey boyunca bulunan düzensizlikler gerilme konsantrasyonlarına neden olarak yüzeyde çatlak başlangıcına sebep olurlar [62]. Metalik malzemelerde çekme gerilmeleri yorulma dayanımına ters etki yaparken, basma kalıntı gerilmeleri yorulma davranışlarını önemli ölçüde geliştirmektedir [63]. Yüzey işlemleri çoğu zaman malzeme yüzeyinde basma kalıntı gerilmeleri oluşturmak için uygulanırlar [62]. Metalik malzemelerin yorulma ömürleri derin basma gerilmeleri ile arttırılabilir. UNYM işlemleri yüzey altı bölgelerde önemli ölçüde basma kalıntı gerilmeleri oluşturmaktadır [64,65]. Şekil 2.24'te 3 boyutlu yazıcı ile üretilen Ti6Al4V numunesine uygulanan UNYM işlemleri sonucu kalıntı gerilmenin derinliğe bağlı değişim grafiği verilmiştir. UNYM işlemleri çekme kalıntı gerilmesini, yüzey bölgesinde 1094 MPa büyüklüğünde basma kalıntı gerilmesine dönüştürmüştür. Yüzeyden itibaren derine inildikçe basma kalıntı gerilmesi azalarak 130 μm derinlikte çekme kalıntı gerilmesine dönüşmüştür [66]. Yüzeyde oluşturulan basma kalıntı gerilmeleri malzemelerin yorulma dayanımının geliştirilmesinde önemli bir parametredir.



Şekil 2.24. 3D yazıcı ile üretilen Ti64 numunesinin derinliğe bağlı kalıntı gerilme değişim grafiği [66]

Basma kalıntı gerilmelerine ek olarak, yüzey nano yapısı ve yüzey altında oluşturulan deformasyon sertleşmesinin de yorulma ömrü üzerinde belirgin bir olumlu etkisi vardır. Yüzey altı deformasyon sertleşmesi, yüksek yoğunluklu deformasyon duvarları, dislokasyon dolanımı ve düşük açılı tane sınırları ile karakterize edilir. Teoride mikroyapıda bulunan bu tür düzensizlikler, kafes kusurları nedeniyle büyüyen çatlakları sınırlayarak çatlak ilerlemesinin yavaşlamasını ve yayılma hızının düşmesini sağlar [67]. Cao vd.'nin 30 N statik yükte ve 30 μm titreşim genliği değeri ile mm^2 'ye 34000, 45000 ve 68000 vuruş gerçekleştirerek ürettikleri, sırasıyla UNYM C1, UNYM C2, UNYM C3 numunelerine uyguladıkları dönel eğmeli yorulma deneyi ile elde ettikleri yorulma dayanımı–çevrim sayısı grafiği Şekil 2.25'te verilmiştir. UNYM işlemi ile yorulma dayanımı artmaktadır. En fazla vuruş sayısı ile üretilen UNYM C3 numunesinde yorulma dayanımı %33'e kadar artmıştır [59]. Zhang ve arkadaşları 3 boyutlu yazıcı ile üretilen Ti-6Al-4V numunelerinin yorulma dayanımlarının UNYM ile 80 MPa seviyelerinden %100 artışla 160 MPa'a çıktığını bildirmişlerdir. Aynı zamanda 150 MPa ve 180 MPa yük altında gerçekleştirilen deneylerde kontrol numunelerinin yorulma ömürleri sırasıyla 59,600 ve 29,800 iken UNYM ile yorulma ömrü artarak 1,500,000 çevrimin üstüne çıkmıştır [66].



Şekil 2.25. Yorulma dayanımı–çevrim sayısı grafiği [59]

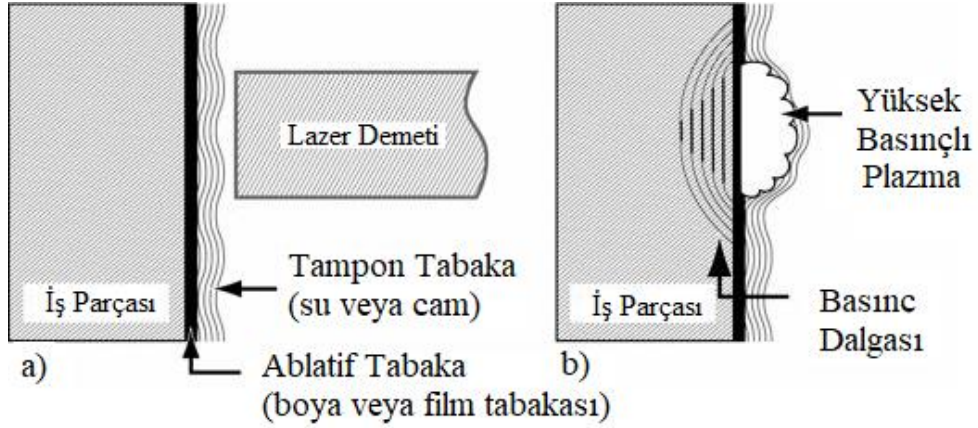
2.2.3. Lazerle Dövmeye

Lazerle dövme, metal ve alaşımlarının yorulma özelliklerini geliştirmede oldukça etkili olması nedeniyle otomotiv ve havacılık endüstrileri için umut verici bir yöntemdir. Havacılık ve otomotiv endüstrisinde kullanılan alüminyum alaşımları, çelikler ve nikel esaslı alaşımların statik, çevrimsel, titreşimli aşınma yorulması ve gerilmeli korozyon performansı üzerinde olumlu etkileri bulunmaktadır. Lazerle dövme ayrıca uçak gaz türbin kanatçıklarının, yabancı cisim hasarlarına karşı direncini arttırmak için başarılı bir şekilde kullanılmıştır [68].

Lazerle dövme, malzemelerin yüzeyinde basma kalıntı gerilmesi oluşturulması (genellikle 1 mm'den fazla derinliğe kadar) için kullanılan bir yöntemdir [69]. İlk olarak malzeme yüzeyine işlem sırasında buharlaşan koruyucu kaplama yapılıır. Buharlaşan bu kaplama tabakası lazerle dövme işlemi esnasında malzemeyi termal hasarlardan korur. Bu tabaka siyah boya veya metalik folyo olabilir. Daha sonra koruyucu tabaka üzerine, lazer darbesi tarafından üretilecek olan yüksek basınçlı plazmanın genişlemesini sınırlayan ve lazerle dövme işleminin etkinliğini büyük ölçüde arttıran şeffaf eylemsiz bir sıkıştırma tabakası uygulanır. Bunun için genellikle ince bir su filmi veya cam kullanılır. Lazerle dövme işleminin şematik görünümü Şekil 2.26'da verilmiştir. Yüksek enerjili lazer ışını malzemeye çarptığında transparan tabakayı geçer ve opak tabaka tarafından emilir ve opak tabaka yüzeyinden ince bir tabakanın buharlaşmasına neden olur. Buhar lazer enerjisini emmeye devam ettikçe ısınır ve bir plazmada iyonize edilir. Hızla genişleyen plazma, malzemenin yüzeyine karşı şeffaf kaplama tarafından sınırlandırılarak malzemeye bir şok dalgası olarak yayılan yüksek bir yüzey basıncı yaratılır. Yüzeyin altında şok dalgası sonucu elde edilen gerilmenin maksimum değerinin Hugoniot elastik limitini (HEL bir malzemenin şok koşulunda basınç akma dayanımı) aşmadığı derinliğe kadar plastik deformasyon ve etkili derinliğe kadar basma kalıntı gerilmesi oluşturur [68].

Lazerle dövme, yüzey sertleşmesi ve kalıntı gerilme dağılımı üzerinde belirgin etkiye sahiptir. Yüzeyde oluşturulan kalıntı gerilmelerin malzemelerin yorulma direnci, korozyon direnci ve farklı metallerin aşınma dirençlerini arttırdığı bilinmektedir.

Lazerle dövmenin çentik hassasiyeti ve yüzey kusurlarını azaltması, yorulma ömrünün geliştirilmesine ayrıca katkıda bulunmaktadır [70].



Şekil 2.26. Lazerle dövme işlemi şematik gösterimi. a) lazer darbesinden önce b) işlem uygulandıktan sonra [71].

Lazerle dövme işleminde en önemli parametre kalıntı gerilmeyi de etkileyen güç yoğunluğudur. Bu işlem parametresi lazer demetinin içerdiği enerji yoğunluğunu tanımlamak için kullanılır. Güç yoğunluğu, lazer enerjisinin, lazer noktasının alanı ve lazer genişliğine bölünerek elde edilir. Kaplama olmadan gerçekleştirilen lazerle dövme işleminde güç yoğunluğunun artmasıyla yüzey pürüzlülüğü azalmaktadır [72]. Lazerle dövmenin, çeşitli malzemelerde yüzeye yakın bölge sertliklerini %10-20 oranında etkilediği gösterilmiştir [73,74]. Sertleşme derecesi lazer güç yoğunluğu, mikroyapı, darbe sayısı ve dövme metodolojisi gibi başlangıç koşullarına bağlıdır. Temel olarak yüzey sertliği, dövme koşullarına (güç yoğunluğu, etki sayısı) ve malzemenin basınç darbesi tarafından etkinleştirilebilecek kayma sistemlerinin sayısını belirleyen mekanik özelliklerine bağlıdır [73,75].

Lazerle dövme teknolojisi, daha derin seviyede bir basma gerilmesi sağlamanın yanı sıra metaller üzerinde uygun yüzey kalitesinin korunmasını sağlayan daha yüksek bir proses kontrolü sunar. Özel bir termal şok dalgası oluşturmak için küçük bir noktaya odaklanmış yoğun bir lazer ışını kullanılır. Bu termal şok dalgası metale derinlemesine etki eder ve ihtiyaca göre ve sadece bileşen yüzeyinin seçilmiş alanlarında kontrollü kalıntı gerilmelere neden olur. İşlem uygulanan bölge malzemeye herhangi bir zararlı ısı seviyesi getirmez [76].

Lazerle dövme, bilyeli dövme ve su ile dövme gibi klasik mekanik yüzey işlemleri ile kıyaslandığında en üstün yöntem olarak değerlendirilmektedir. Lazerle dövme, kısa işlem süreleri, karmaşık şekilli parçaların kolay işlenebilmesi ve daha derin etki alanı gibi avantajları olmasına karşı, ilk yatırım maliyetinin yüksekliği nedeniyle yüksek sıcaklıkta çalışan parçalar, türbin parçaları ve bazı otomotiv parçaları gibi kritik uygulamalarda tercih edilmektedir [76].

BÖLÜM 3

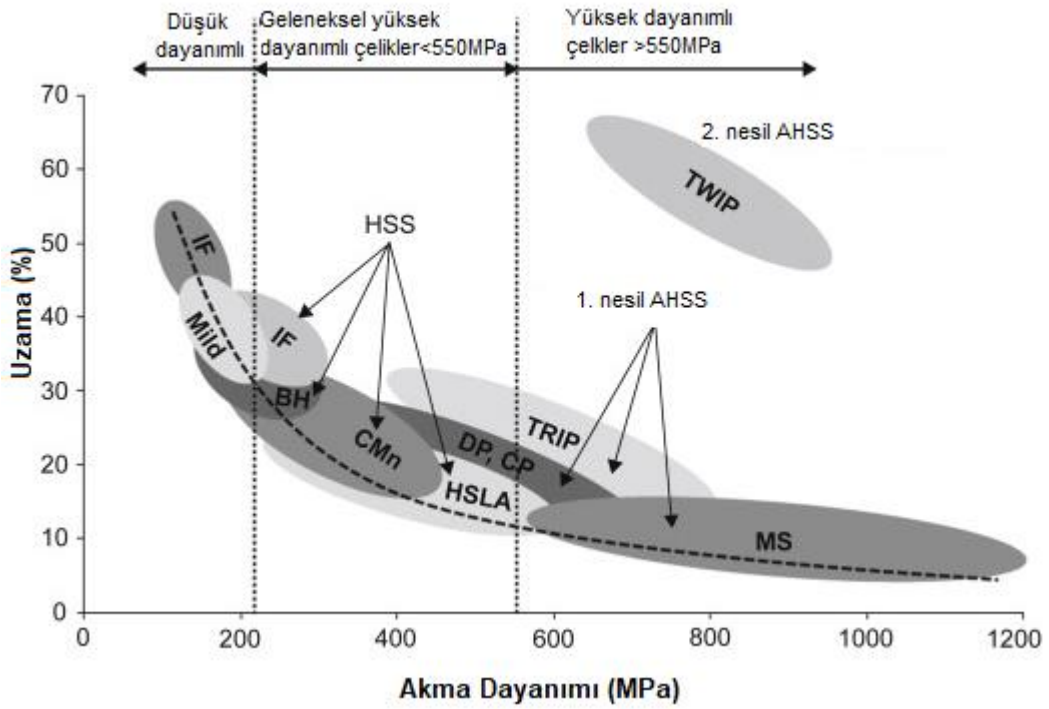
OTOMOTİV ÇELİKLERİ

Çelik kullanımı geçtiğimiz yüzyılda otomotiv gövde tasarımının neredeyse tamamına hakim olmuştur. İlk otomobillerde kullanılan birincil kaliteler yumuşak çelikler veya daha doğru adlandırma ile düşük karbonlu çeliklerdir. Bu çelikler neredeyse mükemmel dayanım, şekillendirilebilirlik, maliyet ve tasarım esnekliği dengesi ile endüstrinin dünyanın gelişmiş bölgelerine yayılması için ihtiyaç duyduğu, zamanının mevcut taleplerini karşılamışlardır. 1970'lerin başındaki ilk petrol şoku ve Kuzey Amerika'da yakıt ekonomisi standartlarının benimsenmesinden sonra, otomotiv endüstrisi araçların kütlelerini azaltmak ve yakıt ekonomisini iyileştirmek için daha yüksek mukavemetli çeliklerin üretilmesini desteklemiştir. O zamandan itibaren otomobillerin yapısal tasarımları ve tasarımların üretiminde kullanılan çelik kaliteleri, yakıt ekonomisi, emisyonlar ve çarpışmaya dayanıklılık gibi sorunlara yanıt olarak sürekli bir evrim içinde olmuştur [3].

Çelik otomotiv endüstrisinde hayati bir malzeme olarak kabul edilir. Yüksek mukavemetli çeliklerin üretilmesi için yeni çelik formülasyonları geliştirilmektedir. Bu gelişmeler otomotiv şirketlerinin yeni tasarım, imalat ve montaj tekniklerine odaklanmalarını gerektirmiştir. Çelikler yalnızca otomotiv gövdelerinde değil aynı zamanda motor, şasi, tekerlekler ve diğer birçok parça ve bileşende kullanıldığından, ağırlık azaltma, artırılmış yakıt verimliliği ve eş zamanlı olarak mukavemet, sertlik ve yapısal karakteristiklerinin geliştirilmesi amaçlanmaktadır [77].

Çelikler çok yönlülüğü ve fiyatları nedeniyle otomotiv sektöründe birincil malzeme olarak kullanılmışlardır. İlk kullanılan çelikler ağırlıklı olarak ferrit mikroyapısına sahip, düşük mukavemetli ve yüksek süneklik özellikleri gösteren çelikler olmuşlardır. Katı çözelti mukevemetlenmesi, tane inceltme ve çökeltme sertleştirilmesi gibi mekanizmalarla güçlendirilmesi şekillendirilebilirlik özelliğinde azalmaya sebep

olmaktadır. Şekillendirilebilirlikteki bu azalma önceki dönemde otomotiv sektöründe daha yüksek mukavemetli ve dolayısıyla daha ince ölçülerde üretilen çeliklerin kullanımını sınırlandırmıştır. Şekil 3.1 hâlihazırda otomotiv gövde yapılarında kullanılan fırında sertleştirilebilen çelikler ve HSLA çelikleri gibi geleneksel yüksek mukavemetli çelikler dahil olmak üzere farklı çelik gruplarının akma dayanımı ile yüzde uzama arasındaki ilişkiyi göstermektedir. Geleneksel yüksek mukavemetli çeliklerin nihai gerilme mukavemeti 600MPa'ın altındadır. 1980'lerde düşük mukavemetli çelikler otomobil gövdelerinde baskın olarak kullanılmıştır ve sıcak haddelenmiş çelikler sınırlı uygulamalarda kendilerine yer bulabilmişlerdir [78].



Şekil 3.1. Farklı çelik sınıflarının yüzde uzama-akma dayanımı grafiği. AHSS: gelişmiş yüksek dayanımlı çelik, BH: fırında sertleştirilebilir, CMn: karbon mangan, CP: kompleks fazlı, DP: iki fazlı, HSLA: yüksek mukavemetli düşük alaşımlı, HSS: yüksek dayanımlı çelik, IF: arayer atomsuz, Mild: düşük karbonlu çelik, MS: martenzitik çelikler, TRIP: dönüşüm kaynaklı plastisite, TWIP: ikizlenme kaynaklı plastisite [78].

Otomotiv çelikleri birkaç farklı şekilde sınıflandırılabilirler. Yaygın sınıflandırma düşük mukavemetli çelikler (arayer atomsuz ve düşük karbonlu çelikler), geleneksel yüksek mukavemetli çelikler (karbon-mangan, fırında sertleştirilebilir ve yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler) ve gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler

(AHSS) (iki fazlı, dönüşüm kaynaklı plastisite, ikizlenme kaynaklı plastisite, ferritik-beynitik kompleks fazlı ve martenzitik çelikler) olarak yapılmaktadır.

3.1. DÜŞÜK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER

3.1.1. Düşük Karbonlu çelikler

Düşük karbonlu çelikler yapılarında %0,25'den az miktarlarda karbon içeren çeliklerdir. Düşük karbonlu çeliklerin dayanımları ısıtılma işlemleri ile geliştirilememekte ve dayanım artışı soğuk dövme ile gerçekleştirilebilmektedir. Bu çelikler göreceli olarak yumuşak ve zayıf olmalarına karşın, mükemmel süneklik ve tokluk sergilerler. Kolay işlenebilirlik ve üstün kaynaklanabilirliğe sahip olmalarının yanında nispeten ucuz çeliklerdir. Bu özellikleri düşük karbonlu çeliklerin otomotiv endüstrisinde uzun yıllar boyunca başlıca malzeme olarak kullanımını sağlamıştır.

3.1.2. Arayer Atomsuz (IF) Çelikler

Arayer atomsuz çelikler, katı demir kristal kafesi içerisinde, mukavemet artırıcı herhangi bir arayer atomunun bulunmadığı çeliklerdir. Bu çelikler arayer atomsuz hacim merkezli kübik ferrit matrisli yapıdadırlar. IF çelikler yapılarında tipik olarak %0,003'den daha az karbon ve %0,004'den daha az azot içerirler ve bu özelliklerinden dolayı düşük akma dayanımı sergilerler.

IF çelikleri otomobil gövdelerinin dış bileşenlerinin üretiminde yoğun olarak kullanılırlar. Düşük karbon içeriklerinin sağlanabilmesi için vakumlu gaz giderme ve düşük karbonlu kalıp tozlarının kullanılması gereklidir. Son üründe çökeltilerin elimine edilebilmesi için titanyum ve/veya niyobyum ilavesi yapılır. Yeniden ısıtma ve haddeleme işlemleri sırasında çökeltilerin kontrolü, istenilen kristalografik yapı ve tane boyutunun elde edilebilmesi açısından çok önemlidir. Takip eden soğuk haddeleme ve tavlama işlemleri çeliğin son özelliklerinin belirlenmesini sağlar. İstenilen özelliklerde IF çeliklerinin elde edilebilmesi için kimyasal bileşim, sıcak haddeleme, soğuk haddeleme ve tavlama parametrelerinin optimizasyonu büyük önem arz etmektedir [79].

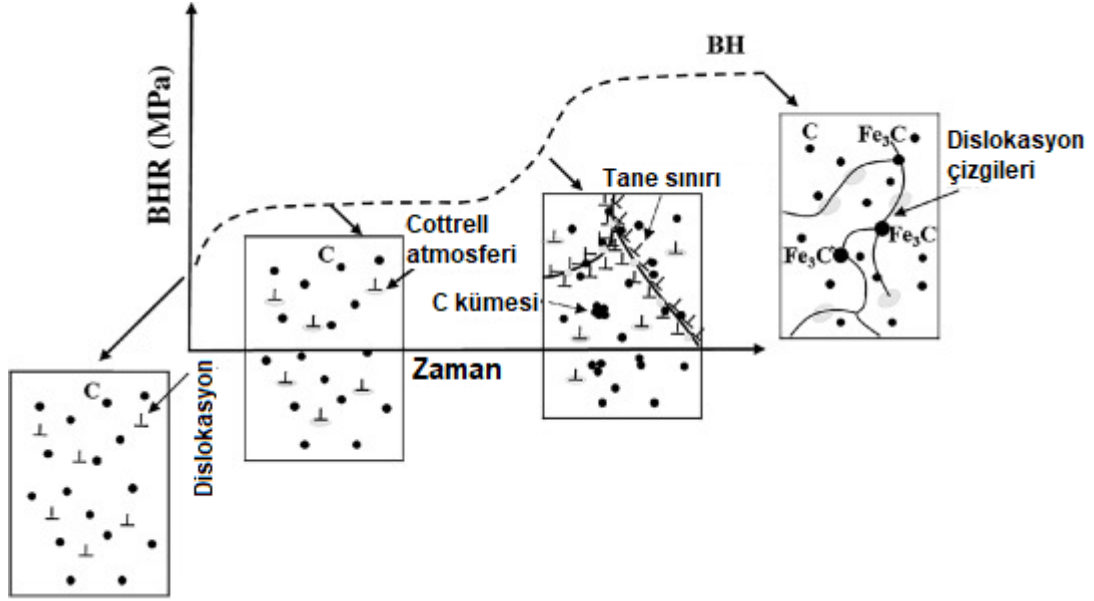
IF çelikler 170 MPa'dan daha düşük ve 210 MPa'dan daha yüksek mukavemetli olarak üretilebilmektedirler. IF çelikleri titanyum ile stabilize edilmiş, niyobyum ile stabilize edilmiş ve hem titanyum hem de niyobyum ile stabilize edilmiş olmak üzere genel olarak üç şekilde sınıflandırılırlar. İstenen özelliklere sahip IF çeliklerinin geliştirilebilmesi için titanyum ve/veya niyobyumun eklenmesinin, karbonitrürlerin çökeltmesi ile stabilizasyon mekanizmasının anlaşılması gerekmektedir. Ti ve Nb güçlü karbür/nitrür oluşturunuculardır ve sıvı demir çözeltisi içerisinde kalan C ve N'in uzaklaştırılmasını sağlarlar. Böylece bu iki element katılmış demir atomlarının arasındaki boşluklarda bulunmamaktadır. Bunun için, yeniden ısıtma ve son haddeleme sıcaklıkları, soğutma koşulları ve sargı sıcaklığı gibi işleme parametreleri üzerinde dikkatli kontrol gereklidir [79].

3.2. GELENEKSEL YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER

3.2.1. Fırında Sertleştirilebilir Çelikler

Fırında sertleştirme otomobil gövdelerinde kullanılan yüksek dayanımlı çeliklerin üretilmesinde kullanılan gelişmiş bir üretim tekniğidir. Bu çelikler basit ferritik mikroyapıdadırlar ve katı çözelti mukavemetlenmesi mekanizması ile dayanımları artırılabilir. Fırında sertleştirme işlemi yapılabilmesi için çözelti içerisinde yeteri kadar C'un olması gerekir ve bunun elde edilebilmesi için bir grup tavlama işlemi gerekmektedir. Fırın boya işlemi ile otomotiv gövdelerinin ve panellerinin güçlendirilmesi sağlanır. Bu etki Cottrell atmosferi olarak adlandırılan, çözünen karbon atomlarının dislokasyonları sabitlemesinden kaynaklanmaktadır [80].

Fırında sertleştirme işlemi ile uzun bekletme sırasında meydana gelen olaylar Şekil 3.2'de şematik olarak gösterilmiştir. Şekilde zamanla dislokasyonlarda atmosfer oluşumu, ferrit matrisinde C kümelenmelerinin oluşumu, karbonun düzlemsel kusurlara ayrılması ve karbür oluşumu olayları şematize edilmektedir. Başarılı bir fırında sertleştirme işleminin yapılabilmesi için yeni oluşmuş hareketli dislokasyonların varlığının gerekli olmasının yanında, yumuşama olmaması için dislokasyonların düzenlenmesi yavaş olmalıdır ve bu dislokasyonların sabitlenebilmesi için yeteri kadar hareketli, çözünmüş atom bulunmalıdır [81].



Şekil 3.2. Fırında sertleştirme işleminin şematik gösterimi. BHR: fırın sertleştirme tepkisi [81].

Fırında sertleştirilebilir çelikler çözünen karbon oranının düşük olmasından dolayı kontrollü karbon gerinim yaşlandırması sağlanır, böylece göçme direncini artırır ve bir miktar kalınlığın azaltılmasına izin verir. Üretimde kullanılan presle şekillendirme sırasında malzemede gerinim elde edilir ve fırın boya işlemi de yaşlandırmayı hızlandırır. Fırında sertleştirilebilen çelikler yeteri kadar süper doymuş çözünmüş karbon içerirler ve yaşlandırma işlemi panellerin akma dayanımında 27-55 MPa artış sağlamaktadır [80].

3.2.2. CMn Çelikleri

CMn çelikleri yapılarında %0,08-0,20 C ve %0,5-1,5 Mn içerirler. Sıcak haddeleme işlemi ile sırasıyla 300 MPa ve 450 MPa akma ve çekme dayanımları elde edilebilir. Elde edilen mukavemet ferrit tane inceltmesi ve içerdiği perlitin hacim oranına bağlıdır. Prensipde içeriğindeki C ve Mn miktarı artırılarak daha yüksek mukavemetli çelikler üretilebilir. Fakat böyle bir durumda kaynaklanabilirlik özelliğinin kaybı söz konusu olmaktadır. CMn çeliğinin içeriğindeki ikinci fazın yapısının perlitin, östenitin daha sert bir dönüşüm ürününe çevrilmesi alternatif güçlendirme mekanizması olarak kullanılabilir [82].

3.2.3. Yüksek Mukavemetli Düşük Alaşımli (HSLA) Çelikler

Yüksek mukavemetli düşük alaşımli (HSLA) çelikler, geleneksel karbon çeliklerine göre daha iyi mekanik özellikler ve artırılmış atmosferik korozyon direnci sağlaması için tasarlanmış mikro alaşımlandırılmış çeliklerdir. HSLA çelikleri, yeterli şekillendirilebilirlik ve kaynaklanabilirlik sağlamak için %0,05-0,25 arasında düşük karbon içeriğine sahiptir ve %2'ye kadar mangan içerebilir. Belirli özelliklerin kazandırılması için çeşitli kombinasyonlarda, küçük miktarlarda krom, nikel, molibden, bakır, azot, vanadyum, niyobyum, titanyum ve zirkonyum ilavesi yapılır [83].

HSLA çeliklerinin tamamı arabaların, kamyonların ve römorkların süspansiyon sistemleri, şasileri ve takviye parçaları gibi yapısal bileşenleri için uygundur. HSLA çelikleri iyi derecede yorulma dayanımı, burulma direnci ve darbe dayanımı sergilerler. Bu özellikleri ile HSLA çelikleri takviye parçalarında ve yapısal bileşenlerde ağırlık azaltılmasına yardımcı olurlar [84].

HSLA çelikleri sıcak ve soğuk haddeme ile birçok farklı kalitelerde üretilmektedirler. Sıcak haddelenmiş saclar şasi parçaları, motor yatağı, jantlar süspansiyon bileşenleri gibi uygulamalarda kullanılırken soğuk haddelenmiş ürünler yüksek şekillendirilebilirlik gerekmeyen parçalarda kullanılırlar [84].

HSLA çelikleri içerdikleri mikro alaşım elementleri ile yalın karbonlu çeliklerin özel bir grubudur ve üstün mekanik özellikler sergilerler. Bazı HSLA çeliklerinin akma dayanımları 690 MPa'a kadar çıkabilmektedir ve bu değer, 170-250 MPa aralığında akma dayanımlarına sahip olan tipik yalın karbonlu çeliklerden iki kat daha fazladır. HSLA çeliklerinin yüksek mukavemeti, tane inceltmesi, çökme sertleştirilmesi ve kalıntılar gibi mikroyapısal faktörlerden kaynaklanmaktadır. Mikro alaşımlandırılmış HSLA çelikleri karakteristik olarak yüksek akma-çekme dayanımı oranına sahiptirler ve pekleşme katsayıları düşüktür. Bu özellik, şekillendirme işlemleri sırasında lokal akma dayanımını gerinim miktarına oldukça duyarsız hale getirir [84].

HSLA çeliklerinde istenen özelliklerin elde edilmesi temel olarak ferrit tane inceltmesi ve mikro alaşımlı karbonitrür parçacıklarının çöktürülmesi yoluyla sağlanmaktadır. Mikro alaşımlı çeliklerin üretilmesi için termomekanik olarak kontrol edilen çeşitli işlemlerle bu etkilerin maksimize edilmesi gerekmektedir [85].

HSLA çelikleri temel olarak yüksek akma dayanımı, düşük darbe geçiş sıcaklığı ve iyi kaynaklanabilirlik özellikleri gereksinimi için üretilirler. Yüksek akma dayanımı ve düşük darbe geçiş sıcaklığı, nitrojenin kısmen yararlı olduğu ferrit tane inceltmesi yoluyla elde edilir. Bununla birlikte, ferrit içinde çözünen nitrojen aynı zamanda dayanım ve tokluğu da etkiler. Azotun ferrit içindeki katı çözünebilirliği çok sınırlı olduğu için katı çözümlü mukavemetlenmesi çok küçüktür, ancak gevrekleşme eğilimi de artabilir. Bu nedenle ferrit içerisinde çözülmüş azotun minimize edilmesi gerekir. Mikro alaşımlı çeliklerde Al, V, Nb veya Ti ilavesi ferrit içerisinde çözülmüş azotun kararlı nitritlere dönüştürülmesini sağlarlar. Bu nitritler östenit tanelerini ve dolayısıyla, ferrit tanelerini de inceltme kabiliyetine sahiptirler [85].

HSLA çelikleri mikro alaşım elementleri ilavesi ve farklı termomekanik işlemler uygulanarak geniş bir akma dayanımı aralığında üretilebilmektedir. Üretim aşamalarında uygulanan işlemler ile kazandırılabilen üstün özellikleri ile otomotiv endüstrisinin çeşitli ihtiyaçlarına cevap verebilen bir çelik grubu olarak uzun yıllardan beri kullanılmakta ve gelecekte de birçok yapı ve bileşenin üretilmesinde yoğun olarak kullanılabilme potansiyeline sahip çeliklerdir.

3.3. GELİŞMİŞ YÜKSEK MUKAVEMETLİ ÇELİKLER

3.3.1. Çift Fazlı (DP) Çelikler

DP çelikleri, tipik olarak ferrit matrisiyle çevrili martenzit adalarından oluşan bir mikroyapıya sahiptir. DP çeliğinin üretimi ferrit ve östenit oluşturmak için faz diyagramında ferrit ve östenitin kritik bölgesinde kısa bir tavlama süresini içerir ve bu aşamada östenit karbonca zenginleşir. Bunu, östeniti martenzite dönüştürmek için yeterince hızlı soğutma takip eder. Kimyasal kompozisyon küçük farklılıklar içerirse de ağırlıkça yaklaşık olarak %0,1 C ve %1,5 Mn içerirler. Geleneksel çelik saclarına göre

daha yüksek olan karbon ve mangan içeriği, perlit veya beynitin oluşmasını önlemeye yardımcı olarak istenen sertleşebilirliği sağlamak için önemlidir [78].

DP çelikleri tipik olarak sürekli akma gösterirler ve düşük akma-çekme dayanımı oranına sahiptirler. Bu durum başlangıç pekleşme oranlarının yüksek olması ile sonuçlanır. Düşük, sürekli akma ferrit fazı ile ilişkilendirilirken yüksek çekme dayanımı, sert martenzit bölgeleri ile ilgilidir. Üretim sırasında östenitten martenzite dönüşüm, ferrit matrisinde dislokasyonlar oluşturur. Buda düşük akma dayanımına ve sürekli akma davranışına katkıda bulunur [78].

Otomotiv endüstrisi için tasarlanmış genel DP çelik sınıfları DP500 ve DP1000 arasındaki kalitelerdir. DP çeliklerinin çekme dayanımları içeriğindeki martenzit fazının hacim oranındaki artış ile artar. Düşük mukavemetli kalitelere yaklaşık olarak %20 martenzit yapısı bulunmaktadır. DP çelik kaliteleri için çekme dayanımı (martenzitin hacim oranı) ve süneklik arasında doğrusal bir ilişki vardır. Martenzit hacim oranı artırılarak DP çeliğinin akma dayanımı artırılabilir. DP600 ve DP780/800 otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır [78].

3.3.2. Dönüşüm Kaynaklı Plastisite (TRIP) Çelikleri

Dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP) çelikleri, çift fazlı çeliklere benzer şekilde üretilir. Her ikisi de sürekli tavlama hatları gerektirir, ancak TRIP çeliklerinin biraz daha yavaş bir soğutma hızı ve kritik sıcaklığın altındaki bir sıcaklıkta izotermal bekletilmesi gerekir. İzotermal bekletme ile bu çeliklerin yapılarındaki yüksek karbon ve silisyum veya alüminyum içerikleri, kayda değer miktarda yarı kararlı kalıntı östenit mikroyapıya yol açmaktadır [3].

TRIP çelikleri yapılarında tipik olarak ferrit, kalıntı östenit, beynit ve/veya martenzit içeren çok fazlı çeliklerdir. TRIP çeliklerinin kimyasal bileşimi temelde karbon ve mangan, ilave olarak da silisyum veya alüminyum elementlerini içerir. Silisyum ve alüminyum ilaveleri beynitik dönüşüm sırasında karbür oluşumunun baskılanmasında yardımcı olurlar [78]. TRIP çelikleri, sert martenzit ve beynit fazlarının aralara

dağıldığı ferrit ve %5'ten büyük hacim oranlarında östenit mikroyapısına sahiptirler [3].

TRIP çelikleri yüksek dayanım ve uzama, yüksek enerji sönümlenme ve fırında sertleştirilebilme özelliklerine sahiptirler. Orantılı uzama sınırına kadar yükselebilen pekleşme katsayısı özelliği gösterirler. Bu çelikler kenar elemanları, şasi yan kolu, şasi takviyeleri, çarpışma kutusu, gösterge paneli, tavan rayları, B sütunu, motor kızağı ile ön ve arka raylar gibi çeşitli otomotiv parçalarının üretilmesinde kullanılmaktadırlar [77].

3.3.3. Martenzitik Çelikler

Martenzitik çelikler östenit bölgesinde sürekli tavlama ve hızlı su verme işlemi ile oluşturulan iğnemsiz martenzit mikroyapısına sahiptir. Daha yüksek sertleşebilirlik içeriğindeki karbon oranının artırılmasıyla elde edilebilir. Mangan içeriği de %1,5 gibi makul ölçülerde yüksektir ve sertleştirilebilirliği daha da arttırmak için az miktarda boron ilavesi yapılabilir. Alaşımlama yoluyla artırılmış sertleşebilirlik, tamamen martenzitik bir yapı elde etmek için gerekli olan su verme süresini azaltır [78].

Martenzitik sac çelikler, 900 ila 1600 MPa arasında değişen gerilme mukavemetine sahiptir ve toplam uzamalar tipik olarak % 4–7 aralığındadır. Akma gerilimi 800 ila 1350 MPa arasında değişir, bu da bu çeliklerin çok düşük pekleşme davranışına sahip olduğu anlamına gelir. Mukavemet ayrıca mikroyapının karbon içeriği ile ilgilidir ve artan karbon, artan mukavemete neden olur[78].

Martenzitik çeliklerin biçimlendirilmesi, yüksek akma dayanımı ve düşük süneklik özelliklerinden dolayı zordur. Oda sıcaklığında, haddeleme birincil şekillendirme yöntemidir. Haddeleme, martenzitik çeliklerin kullanıldığı parça tasarımının karmaşıklığını sınırlandırarak martenzitik çeliklerin potansiyel kullanımlarını sınırlamaktadır [78].

3.3.4. İkizlenme Kaynaklı Plastisite (TWIP) Çelikleri

TWIP çelikleri yüksek mangan içeriğinden dolayı oda sıcaklığında kararlı östenit faz yapısına sahiptir. Mangan oranı %15 ile %30 aralığındadır ve %0,6 karbon içerirler. TWIP çeliklerine gerinim uygulandığında, düşük istif hata enerjilerinden dolayı östenit yapısında deformasyonla ikizler çekirdeklenmektedir. İkizler, dislokasyon bariyeri gibi davranırlar ve dislokasyonların ortalama serbest yolarını düşürürler. Bu ikizler oldukça incedir ve yeni ve daha küçük ikizlerin çekirdeklenmesi devamlıdır. Bu çelikler ayrıca düşük istif hata enerjisinden kaynaklanan azaltılmış çapraz kaymaya bağlı, ikiz oluşumundan bağımsız yüksek bir dislokasyon birikimi oranına sahiptirler [78].

Alüminyum ve silisyum TWIP çelikleri üretiminde genellikle kullanılan alaşım elementleridir. Alüminyum istif hata enerjisini arttırarak martenzit dönüşümünü baskılamak, silisyum tersi yönde etki ederek martenzit dönüşümünün sürdürülmesine yardımcı olur. Daha yüksek silisyum ilavesi dayanımın artmasına neden olur ve ikiz yerine martenzite dönüşme eğilimindedir. Alüminyum miktarı arttırıldığında ise daha düşük dayanım ve deformasyonla sertleşebilirlik özelliği arttırılabilir [78].

TWIP çeliklerinin çekme dayanımları DP ve TRIP çeliklerine benzerdir. Bununla birlikte çekme uzamaları %40-80 gibi önemli derecede yüksektir. Süneklik ve dayanım mangan içeriği ile ilişkilendirilmektedir. Küçük mangan ilavesi yüksek mukavemet ve düşük süneklik eldesi sağlar. TWIP çeliklerinin yüksek toplam uzama özelliği, TRIP ve DP çelikleri ile aynı dayanımlardaki benzer son ürünlerin elde edilmesinde daha fazla presleme ihtiyacı doğuracağından otomotiv de kullanımını zorlaştırmaktadır [78].

BÖLÜM 4

MALZEMELERDE YORULMA

Mühendislik malzemeleri ve yapıları hizmet şartlarında yaygın olarak statik, tekrarlı veya darbeli yükler ile bu üçünün kombinasyonları şeklinde yüklemelere maruz kalırlar. 19. Yüzyılın son yarısından itibaren tekrarlanan gerilmeler altında meydana gelen kırılma olaylarının tanımlanmasında “yorulma” terimi kullanılmıştır. Yorulma hasarları malzemelerin çekme dayanımlarının ve birçok malzeme için akma dayanımlarının çok altındaki gerilme değerlerinde meydana gelebilirler [86].

Yorulma hasarları belli bir çalışma süresinden sonra meydana gelir ve hasar öncesi makroskobik plastik deformasyon gibi gözlemlenebilecek herhangi bir belirti göstermezler [87]. Bu özelliğinden dolayı yıkıcı sonuçları olabilecek sinsi bir hasar türüdür ve, yapı ve bileşenlerin tasarımında göz önünde bulundurulması elzemdir.

Yorulma, malzemelerin veya yapısal bileşenlerin döngüsel yüklemelere maruz kaldıklarında çatlamlar veya bozulmalar sonucu hasara uğraması olarak tanımlanır. Araştırmacılar ve mühendisler yorulmanın temel mekanizmalarını ortaya çıkarmak ve ani hasarlar sonucu büyük felaketlerin önüne geçmek için çeşitli çalışmalar yapmışlardır. Bu amaçla çeşitli araştırma yöntemleri ve teorik modeller geliştirilmiştir [88]. Yapı ve bileşenlerin yorulma kriterine göre tasarımı Çizelge 4.1’de verilen üç temel tasarım felsefesine göre gerçekleştirilir [89].

Çizelge 4.1. Yorulma tasarım kriterleri [89]

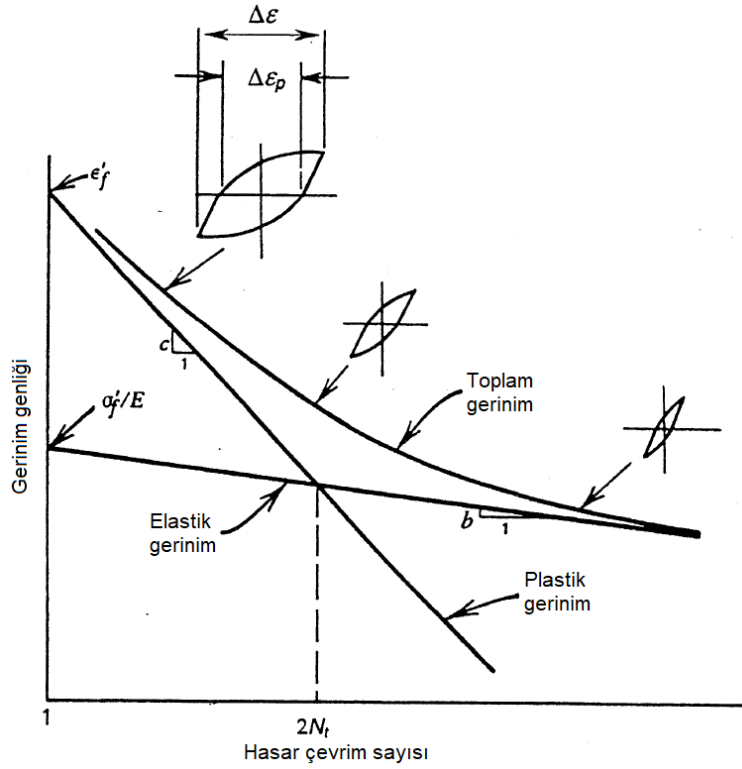
Tasarım Felsefesi	Tasarım Metodolojisi	Temel Test Verileri
Emniyetli Ömür, sonsuz ömür	Gerilme - ömür	$S-N$
Emniyetli Ömür, sonlu ömür	Gerinim - ömür	$\epsilon-N$
Hasar toleranslı ömür	Kırılma mekaniği	$da/dN - \Delta K$

4.1. SONSUZ ÖMÜR

Gerilme – ömür yaklaşımı ilk olarak 1860’lı yıllarda Wöhler’in çalışmalarında karşımıza çıkmaktadır. Bu yaklaşım, hata bulunmayan bir malzemenin “yorulma limiti” veya “dayanım limiti” olarak adlandırılan bir değerinin altında uygulanan gerilmelerde, sonsuz yorulma ömrüne sahip olacağını beklemektedir. Bu ampirik metot özellikle yüksek çevrimli yorulma olarak adlandırılan, düşük genlikli çevrimsel yüklemelerin, esas olarak elastik deformasyona neden olduğu uygulamalarda kullanılmaktadır [88]. Gerilme – ömür yaklaşımında yapısal bir bileşenin ömrü, alternatif gerilmenin büyüklüğüne göre tahmin edilir. Bu yaklaşım gerçek malzeme tepkisini göz ardı eder ve tüm davranışı elastik olarak ele alır. Bu nedenle plastik gerinim katkısı önemli olduğunda yorulma ömrünün fazla tahmin edilmesine sebep olur [90]. Bu yaklaşım günümüzde de gerilmelerin malzemenin elastik şekil değişimi bölgesinde kaldığı, hasara uğrama çevrim sayıları yüksek olan bileşenlerin tasarımında yaygın şekilde kullanılmaktadır.

4.2. SONLU ÖMÜR (ϵ - N)

Gerinim – ömür tasarım metodu, çentikli parçaların yorulma ömrünü, çentik kökü ile aynı çevrimsel gerinimlerin uygulandığı küçük, çentiksiz numune ile ilişkilendirmeye dayanır [91]. Bu yaklaşımda yorulma yüklemesi sırasında meydana gelen plastik deformasyon dikkate alınmaktadır ve genellikle düşük çevrimli yorulma (göreceli kısa yorulma ömrü) durumunda metal bileşenlerde görülen lokal akma olayını açıklar [92]. Gerinim temelli yaklaşımda verilen bir gerinim değerinde malzemenin yorulma ömrünün belirlenmesinde, logaritmik ölçekte çizilen gerinim genliği-hasar çevrim sayısı grafiği (Şekil 4.1) kullanılır. Grafiğin çiziminde gerilme ve gerinim arasındaki ilişkiyi açıklayan çevrimsel gerilme-gerinim eğrilerinden yararlanır [91].



Şekil 4.1. Elastik, plastik ve toplam gerinim-hasar çevrim sayısı grafiği [91].

Grafik üzerinde verilen,

$$\Delta\epsilon/2 = \text{toplam gerinim genliği} = \epsilon_a$$

$$\Delta\epsilon_e/2 = \text{elastik gerinim genliği} = \Delta\sigma/2E = \sigma_a/E$$

$$\Delta\epsilon_p/2 = \text{plastik gerinim genliği} = \Delta\epsilon/2 - \Delta\epsilon_e/2$$

$$\epsilon_f' = \text{yorulma süneklik katsayısı}$$

$$c = \text{yorulma süneklik üsteli}$$

$$\sigma_f' = \text{yorulma dayanım katsayısı}$$

$$b = \text{yorulma dayanım üsteli}$$

$$E = \text{elastisite modülü}$$

$$\Delta\sigma/2 = \text{gerilme genliği} = \sigma_a \quad \text{değerlerini ifade etmektedir.}$$

Grafikte elastik ve plastik bileşenlerin kesiştiği nokta N_t geçiş yorulma ömrü olarak adlandırılır. N_t çevrim sayısını altında kalan ömürlerde deformasyon plastiktir ve bu durumda düşük çevrimli yorulma olayının gerçekleşeceği söylenir. Aynı şekilde bu değerın üstündeki ömürlerde yüksek çevrimli yorulma gerçekleşeceği söylenebilir. Geçiş yorulma ömrü değeri çeliklerde sertlik arttıkça azalmaktadır. Yüksek

mukavemetli çeliklerde sadece birkaç çevrime kadar düşebilirken sünek metallerde 10^5 çevrim civarlarında olabilir. Önemli plastik gerinim sergileyen sünek malzemelerde yorulma ömrünün belirlenmesinde uygun bir yaklaşım olarak kullanılabilir [91].

4.3. HASAR TOLERANSLI ÖMÜR ($da/dN - \Delta K$)

Bir yapı veya bileşenin dayanımı, bulunan çatlak veya süreksizliklerden dolayı önemli ölçüde azalabilir. Başlangıç çatlak ve süreksizlik boyutları, çoğu durumda yıkıcı hasar için kritik olmamakla birlikte mevcut çatlak veya süreksizlikler büyüyerek kritik boyuta ulaşır ve kırılmaya neden olur [91]. Önceden var olan kusurları içeren bileşenlerin ömrü, prensip olarak kırılma mekaniği kavramları kullanılarak hesaplanabilir. Kırılma mekaniği yaklaşımı, yüklü bir cisimdeki çatlağı çevreleyen karakteristik gerilme alanının matematiksel ifadesine dayanmaktadır. Bu yaklaşımda çatlak büyüme oranı (da/dN) ile gerilme yoğunluk faktörü (ΔK) arasındaki ilişki kullanılarak, izin verilebilir çatlak boyutuna ulaşılacak hasar çevrim sayısı değeri hesaplanarak malzeme ömrü tayin edilir. Paris-Erdoğan denklemi (Eşitlik 4.1) ile yorulma çatlak büyüme oranının temsil edilebileceği, birçok koşulda deneysel olarak gösterilmiştir [89].

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (4.1)$$

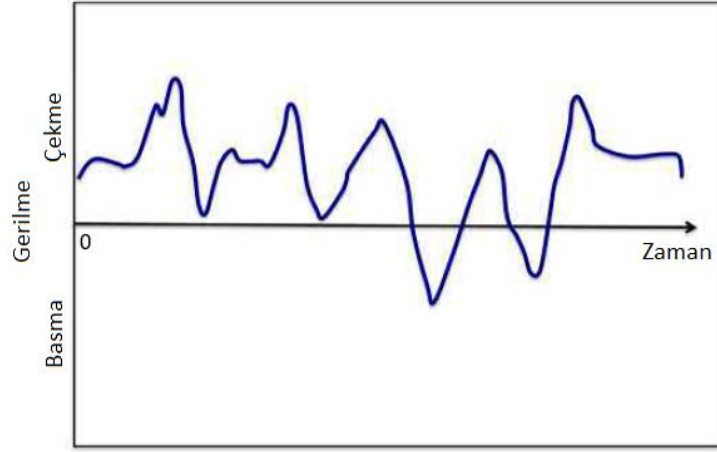
Denklemden a çatlak boyu, N çevrim sayısı, C ve m malzeme parametreleri ve ΔK gerilme yoğunluk faktörünü ifade etmektedir.

4.4. YORULMA DENEYİ

Yorulma testleri, malzemelerin tekrarlanan yük uygulaması altında hasara, mukavemet kaybına ve arızaya karşı direncini ölçer. Malzemeler tekrarlanan yüklemeye ile hasar görebilir, bu da güç kaybına neden olur ve sonunda tam bir arızaya neden olur. Yorulma testleri, tekrarlanan yüklemeye altında malzemelerin sertlik ve

mukavemetindeki azalmayı ölçmek ve arızaya kadar olan toplam yük döngüsü sayısını belirlemek için yapılır [93].

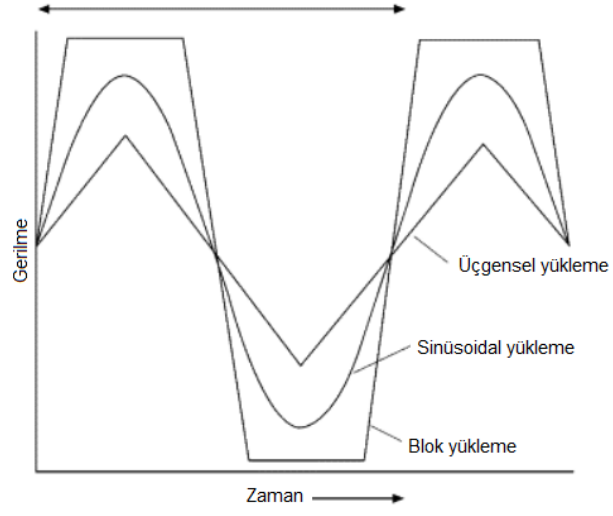
Yorulma arızaları sadece basit alternatif gerilme türlerinde (ör. Çekme, basma, burma ve bükülme) meydana gelmeyip Şekil 4.2’de görüldüğü gibi düzensiz bir yapıda, karmaşık tiplerde uygulanan gerilmelerle de meydana gelebilirler [87].



Şekil 4.2. Bir makine elemanına etki eden düzensiz bir gerilmenin zamanla değişimi [87].

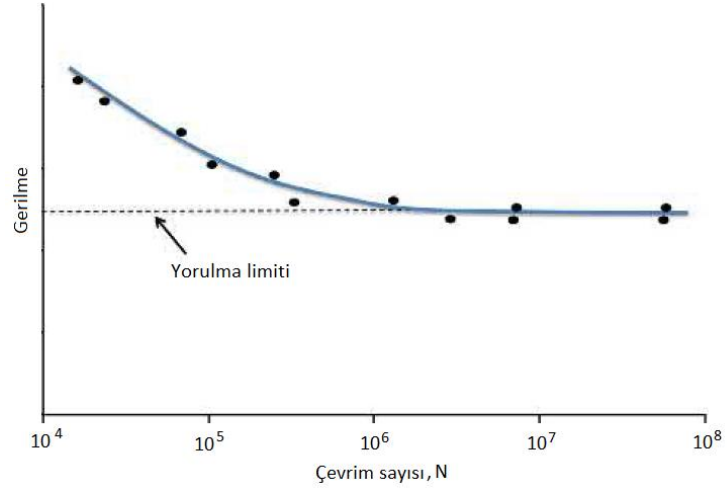
Yorulma testleri, tekrarlanan çekme - çekme, basma - basma, çekme - basma veya diğer döngüsel yükleme kombinasyonları ile yapılır. Yorulma gerilmesi, Şekil 4.3’te gösterildiği gibi çeşitli yük dalga formları kullanılarak numuneye tekrar tekrar uygulanır. Yorulma testlerinde üçgen ve blok şeklinde yüklemelerin de kullanılmasına rağmen, genellikle sinüzoidal yükleme kullanılır. Yükleme çevrimlerinin frekansı genellikle 1-20 Hz (saniyedeki yük çevrimi) aralığında düşük değerlerde seçilir. Böylece numunenin ısınması ve yorulma deney sonucuna etki etmesinin önüne geçilmesi sağlanır [93].

Laboratuvar ortamında bir yorulma testi gerçekleştirildiğinde numune düzenli olarak basit ve zamanla değişen gerilme türlerine maruz kalır. Nadir durumlarda ise bileşenlerin çalışma koşulları kopyalanarak testler gerçekleştirilir. Testler belirli sayıda numunenin, farklı gerilme seviyelerinde hasara uğradığı çevrim sayılarının ölçülmesi şeklinde gerçekleştirilir. Yarı logaritmik bir diyagramda, maksimum



Şekil 4.3. Yorulma deneyi yüklemeleri [93]

gerilmeye karşılık hasar çevrim sayısı değerleri ile bir eğri grafiği elde edilmektedir. Şekil 4.4'te bir örneği verilen bu eğri $S-N$ eğrisi veya Wöhler eğrisi olarak adlandırılmaktadır [87].



Şekil 4.4. Çelik numuneye ait gerilme-çevrim sayısı grafiği [87].

BÖLÜM 5

DENEYSEL ÇALIŞMALAR

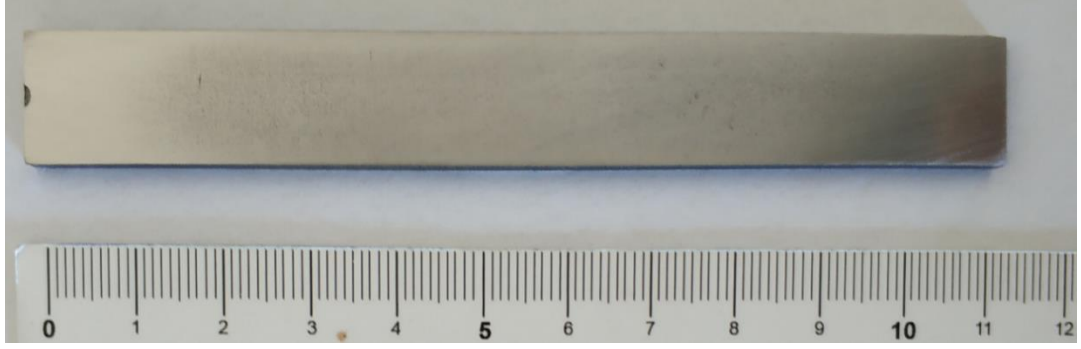
Bu bölümde, bu çalışmada kullanılan malzemelerin genel özellikleri ve malzeme üzerinde gerçekleştirilen işlemler ile, bu işlemlerin gerçekleştirildiği işlem parametreleri verilmiştir. Optik mikroskop, XRD (X- ışını kırınımı), SEM (taramalı elektron mikroskobu), EBSD (elektron geri saçılım kırınımı) gibi karakterizasyon işlemleri ve numune hazırlama teknikleri bu bölümde belirtilmiştir.

5.1. S500MC HSLA ÇELİĞİ

Tez çalışmasında otomotiv endüstrisinde önemli bir potansiyele sahip olan HSLA çeliklerinden S500MC çelik numuneler APD işlemleri için seçilmiştir. S500MC çeliği düşük alaşım elementi içeriğine sahip olup kimyasal bileşimi Çizelge 5.1’de verilmiştir. S500MC çeliği, 500 MPa akma dayanımı değerine sahiptir. Termomekanik haddelene ile üretilmiş, ince taneli, dengeli bir mikroyapısı vardır. Yüksek saflıktaki S500MC çeliği üstün bükme ve kesme özellikleri sergileyerek bilinen tüm kaynak yöntemleri ile kaynaklanabilme özelliği sergiler. Bu özellikleri ile SYP, ABD ve UNYM işlemlerinin gerçekleştirilmesi için oldukça uygun bir malzemedir. Numuneler 3 mm kalınlığında, 1100x2460 mm boyutlarında temin edilen sac malzemedir. Numuneler 15x112 mm ölçülerinde (Şekil 5.1) lazer ile kesilerek elde edilmiştir.

Çizelge 5.1. S500MC kimyasal bileşimi

Malzeme	C	Mn	P	S	Si	Al	Nb	Ti	V
S500MC	max.	max.	max.	max.	max.	max.	max.	max.	max.
	0.12	1.70	0.025	0.015	0.50	0.015	0.09	0.15	0.20



Şekil 5.1. Kesme işlemi sonrası elde edilen numune fotoğrafı

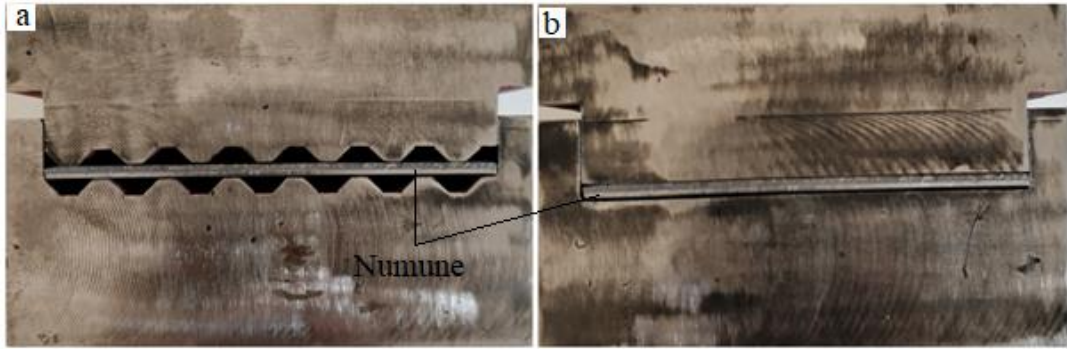
5.2. SINIRLANDIRILMIŞ YİVLİ PRESLEME İŞLEMİ UYGULAMASI

SYP saç metal malzemelere uygulanabilen bir hacimsel APD yöntemidir. İşlem sac malzemenin önce oluklu bir yapıya deforme edilip sonra düzleştirilmesi şeklinde tekrarlanarak uygulanması prensibine dayanır. Tüm malzemenin başarılı bir şekilde oluklu hale getirilip düzleştirilmesi işlemi tamamlandığında 1 paso tamamlanmış olur ve bunun sonucunda malzemenin tamamında 1,16 değerinde homojen bir gerinim meydana getirilmiş olur [34]. Arttırılan SYP paso sayıları ile numunenin başlangıç boyutları değiştirilmeden çok yüksek miktarlarda plastik gerinim oluşturulabilmektedir.

SYP işlemi S500MC çelik numunelerin bütün hacminde APD oluşturmak için seçilmiştir. SYP işlemi numunenin yivli kalıpta, üst ve alt kalıp arasında basılarak deforme edilmesi ve sonrasında düz kalıpta düzeltilmesi ile tekrarlı olarak deforme edilmesi şeklinde gerçekleştirilmektedir. İlk bükme ve düzeltme işleminden sonra numune 180° döndürülerek işlem tekrarlanır ve numunenin tamamının deforme edilmesi sağlanmış olur. 15x112 mm ölçülerinde hazırlanan 3 mm kalınlığındaki numunelere Bartın Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarında, İnstron 1000 RD hidrolik pres (Şekil 5.2) cihazında SYP işlemi uygulanmıştır. SYP işleminde kullanılan yivli ve düz kalıplar ile numuneye ait görüntüler sırasıyla Şekil 5.3a ve Şekil 5.3b'de verilmiştir.



Şekil 5.2 SYP işleminde kullanılan hidrolik pres makinası



Şekil 5.3. SYP işleminde kullanılan kalıp ve numune görüntüsü (a) Yivli (b) düz kalıp

SYP işlemi gerçekleştirilen ilk denemelerde kalıp yivlerinin temas ettiği çizgilerde erken hasar oluşumu gözlenmiştir. Bunun üzerine işlem esnasında numune ile kalıp arasına ince sac plaka yerleştirilerek yivler ile kalıbın doğrudan temas etmesi engellenmiş ve 4 paso SYP işlemi gerçekleştirilmiştir. 4 paso SYP uygulanan numunenin yüzey ve kesit görüntüsü Şekil 5.4'te verilmiştir.



Şekil 5.4. Dört paso SYP uygulanmış numunenin yüzey (üstte) ve kesit (altta) görüntüleri.

5.3. AŞIRI BİLYALI DÖVME İŞLEMİNİN UYGULANMASI

ABD, uzun zamandan beri malzeme yüzeyinde basma kalıntı gerilmeleri oluşturarak yorulma ömrünü arttırmak için kullanılan ticari bilyeli dövme işleminin değiştirilmiş bir versiyonudur. Geleneksel bilyeli dövme işlemi, küçük küresel metal veya seramik topların malzeme yüzeyine fırlatılmasıyla yakın yüzey tabakasında basma kalıntı gerilmesi ve pekleşme meydana getirir. ABD işlemi daha yüksek enerjili darbeler ile yüzeyde artan plastik gerinim elde etmemizi sağlayan, arttırılmış dövme parametreleri kullanılarak gerçekleştirilir. Tekrarlanan yüksek enerjili darbeler, dislokasyonların ve ikizlerin yeniden sıralanmasını ve sonuç olarak yüzeyden birkaç mikron derinliğe kadar yeni tane sınırları ve ultra ince tanelerin oluşmasını sağlar.

ABD işlemi Sigma Shot Peening Sistemleri ve Yüzey İşlem Teknolojileri Ltd. Sti. tarafından hava püskürtmeli bilyeli dövme cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Malzeme yüzeyinde APD oluşturmak için bilye boyutu, hava basıncı, bilye hızı, doyurma oranı ve dövme süresi gibi geleneksel bilyeli dövme parametrelerinin arttırılarak uygulanması gerekmektedir. Literatür çalışmaları [47,94] incelenerek, malzeme yüzeyinde APD meydana getirecek şekilde seçilen BD işlem parametreleri ve bu parametrelerle almen şeritleri üzerinde gerçekleştirilen işlem sonucu elde edilen ark yüksekliği Çizelge 5.2’de verilmiştir.

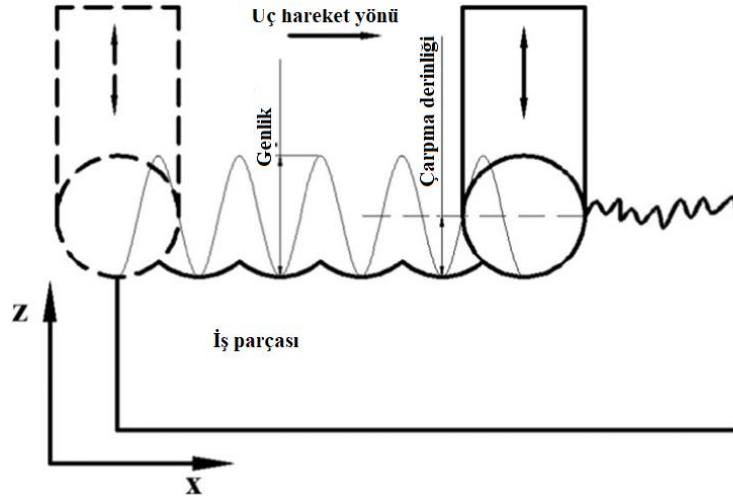
Çizelge 5.2. Aşırı bilyalı dövme parametreleri

Almen yoğunluğu	Bilye çapı	Doyurma oranı (%)	Süre (sn)	Basınç kPa	Ark yüksekliği (mm)
29A	S230	200	15	414	0,29

5.4. ULTRASONİK NANOKRİSTAL YÜZEY MODİFİKASYONU İŞLEMİ UYGULAMASI

UNYM, ultrasonik titreşimler kullanarak nanokristal yüzeye sahip çeşitli makine bileşenleri üretmek için ekonomik, basit ve uygun bir mekanik yüzey işlemidir. UNYM, işlem parametrelerini tam olarak kontrol etmemize olanak sağlar. Bu şekilde yüzey özellikleri etkili bir şekilde kontrol edilebilirken mekanik özellikler, yorulma davranışı ve korozyon dayanımı artırılabilir. UNYM işleminin malzeme

Ultrasonik jeneratörden enerji alan bir ucun statik bir yükü, belirli bir frekansta S500 MC çelik malzeme yüzeyine sabit oranda vurarak UNYM işlemi gerçekleştirilmiştir. UNYM işlemi şematik görünümü Şekil 5.5.'te verilmiştir. UNYM işleminin malzeme



Şekil 5.5. UNYM işlemi şematik görünümü [95]

yüzey mikro yapısına etkisi statik yük, dinamik yük (ultrasonik titreşimin genliği), tarama hızı ve besleme oranı olmak üzere dört parametre ile kontrol edilir. İşlem 2,38

mm çapa sahip tungsten karbür uç kullanılarak 20 kHz vuruş frekansında milimetre kareye 31112 vuruş yapılarak gerçekleştirilmiştir. Kullanılan UNYM işlem parametreleri Çizelge 5.3'te verilmiştir.

Çizelge 5.3. UNYM işlem parametreleri

Frekans (kHz)	Genlik (μm)	Uç Hızı (mm/dk)	Statik Yük (N)	Aralık (mm)	Top Çapı (mm)
20	30	3000	20	0,07	2,38

5.5. MİKROYAPISAL ANALİZLER

APD uygulanmış numunelerin yüzey ve iç bölgelerinde mikro yapıda meydana gelen değişimler optik mikroskop, taramalı elektron mikroskobu, elektron geri saçılım kırınımı ve X-ışını kırınım analizleri ile karakterize edilmiştir. UNSM ve ABD işlemlerinde yüzey bölgeleri, SYP işleminde iç bölgeler karakterizasyon işleminde incelenen kısımlardır.

5.5.1. Optik Mikroskop İncelemeleri

Optik mikroskop analizi malzeme mikro yapısı ve mikro yapıda bulunması muhtemel çökelti ve kalıntı fazları anlamamıza yardımcı olmaktadır. Optik mikroskop aynı zamanda tane boyutu ölçümünde kullanılmaktadır. Optik mikroskop analizi için işlem görmemiş ve APD uygulanmış sac levhalardan kesilen numuneler bakalit kalıp içine alınmıştır. Kalıp içine alınan numuneler 240 ile 2000 numara arasındaki SiC aşındırıcı zımpara kağıtları ile zımparalanmıştır. Zımparalanan numunelere, 3 μm , 1 μm ve 0,25 μm boyutlu partiküller içeren elmas pasta ile parlatma işlemi gerçekleştirilmiştir. Parlatma işleminden sonra numuneler %2 nital çözeltisi (çözelti 2 ml nitrik asit, 98 ml etil alkol kullanılarak hazırlanmıştır) kullanılarak bir pamuk yardımı ile numune yüzeyine sürülerek kimyasal olarak dağlanmıştır.

Mikroyapıya ait optik mikroskop görüntüleri Nikon MA100 optik mikroskop (Şekil 5.6) ve mikroskoba bağlı bulunan bir CCD kamera kullanılarak elde edilmiştir.



Şekil 5.6. Nikon Eclipse MA 100 optik mikroskop

5.5.2. Taramalı Elektron Mikroskobu İncelemeleri

Optik mikroskoplarda kullanılan görülebilir ışığın dalga boyu $4000 - 7000 \text{ \AA}$ arasında iken 10 kV ile hızlandırılmış elektronların dalga boyu $0,12 \text{ \AA}$ değerindedir ve çok daha yüksek çözünürlük elde edilmesini sağlar. Elektron mikroskopları vakum içerisinde numune yüzeyine elektron demeti gönderirler. Bu elektronların yüzey ile etkileşimi sonrası gösterdikleri davranışlar farklı dedektörler ile tespit edilerek görüntü oluşturulur. Elektron demetinin numune atomları ile elastik olmayan etkileşimi sonucu, numune atomlarının dış yörüngesinden fırlayan düşük enerjili elektronlar ile elde edilen ikincil elektron modu en yaygın kullanılan görüntüleme modudur. Bir diğer görüntüleme modu olan geri saçılan elektron modu ile görüntüleme işleminde, numune yüzeyine gönderilen ve numune ile elastik etkileşime girerek geri yansıyan elektronlardan yararlanılarak görüntü elde edilir.

Taramalı elektron mikroskobu incelemeleri gerçekleştirilen aşınma deneylerinde aşınma yüzeyi analizlerinde kullanılmıştır. Taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

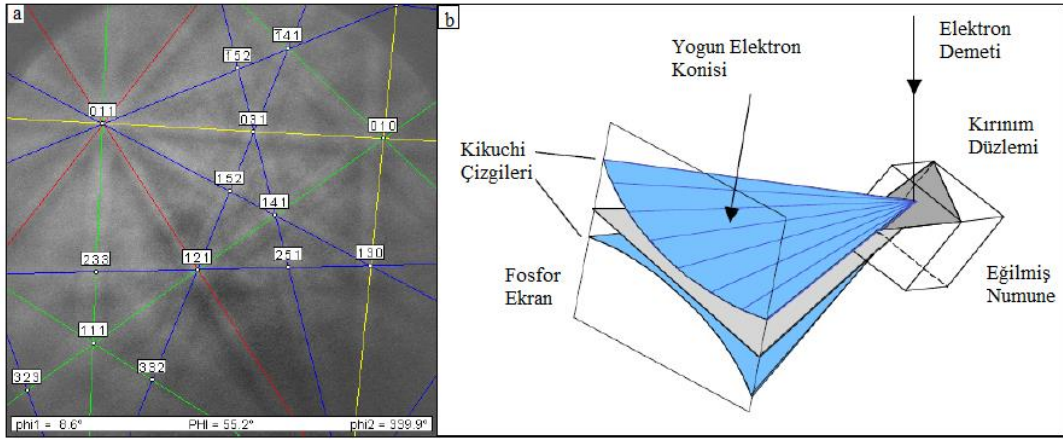
Bartın Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarında TESCAN MAIA3 XMU cihazında (Şekil 5.7), 30kV voltaj kullanılarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.7. TESCAN MAIA3 XMU taramalı elektron mikroskobu.

5.5.3. Elektron Geri Saçılım Kırınım Analizi

Elektron geri saçılım kırınımı (EBSD) analizinin, taramalı elektron mikroskopunda ek bir karakterizasyon tekniği olarak kullanılmaya başlaması ile çok kristalli malzemelerin yüzeyinde ayrı tanelerin yönelimleri, bölgesel doku, noktadan noktaya yönelim korelasyonları, fazlar ve dağılımları belirlenebilmektedir. Elektron geri saçılım kırınımı analizi, konvansiyonel bir taramalı elektron mikroskobu içine yatayla 70°'lik açıyla yerleştirilen bir numuneden geriye saçılmış elektronların özel bir geri saçılım kırınım kamerasının fosfor ekranında yakalanarak Kikuchi desenlerinin çıkarılması ile gerçekleştirilir. Kikuchi bantları bir bilgisayar yazılımı ile analiz edilerek o noktada kristalin yönelimini belirlememize yardımcı olur. Şekil 5.8a'da Kikuchi deseni ve Şekil 5.8b'de Kikuchi deseninin oluşumunun şematik gösterimi verilmektedir [96].



Şekil 5.8. (a) Kikuchi deseni ve (b) Kikuchi deseninin oluşumu şematik görünümü [96].

Elektron geri saçılım kırınım incelemesi APD uygulanmış numunelerde plastik gerinim, tane boyutu, yapı ve ikizlenme veya kayma deformasyon mekanizmalarının karakterize edilmesinde kullanılmaktadır. UNYM ve ABD yüzeye yakın bölgelerde, SYP ise tüm hacimde tane incelmeye sebep olmaktadır. APD uygulanmış numunelerin enine kesitinden parçalar kesilerek optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskopunda olduğu gibi yüzey hazırlama işlemi uygulanmıştır. Elektron geri saçılım kırınımı analizi Bartın Üniversitesi Merkezi Araştırma Laboratuvarında Oxford Nordlys EBSD dedektörü kullanılarak TESCAN MAIA3 XMU cihazında (Şekil 5.7) 20 kV hızlandırma gerilimi uygulanarak gerçekleştirilmiştir.

5.5.4. X-ışını Kırınım Analizi

X-ışını kırınım (XRD) analizi kristal yapı ve malzeme bileşiminin belirlenmesinde kullanılan analitik bir yöntemdir. Her türlü malzemeye uygulanabildiği için birçok alanda yaygın olarak kullanılmaktadır.

XRD analizi, alternatif bir elektromanyetik alandaki bir elektronun, alanla aynı frekansta salınım yapması prensibi kullanılarak gerçekleştirilir. Bir X-ışını demeti bir atoma çarptığında, atom çevresindeki elektronlar gelen ışın ile aynı frekansta salınım yapmaya başlarlar. Bir kristaldeki atomların diziliminin düzenli modeli sayesinde birkaç yönde yapıcı girişime izin verir. İyi tanımlanmış X ışınlarının numuneyi çeşitli

yönlere terk ederken kristal içindeki düzlemlerin yönelimleri ve düzlemler arası mesafeleri hakkında bilgi verir [80].

APD numunelerinin X- ışını kırınım desenleri Şekil 5.9’da verilen Rigaku SmartLab X-ışını kırınım cihazı ile gerçekleştirilmiştir. $\text{CuK}\alpha$ X-ışınları numune yüzeyine 10 ila 90 derece arasındaki farklı açılarla gönderilmiştir. X-ışınları bir bakır tüpten 30 mA akım ve 40 kV voltajda üretilmişlerdir. Kırılan X-ışınlarının yoğunluğu, kırınım grafiğini oluşturmak için bir dedektör tarafından kaydedilmiştir. Pikler karşılık gelen kristalografik düzlemlere göre indekslenmiştir.



Şekil 5.9. Rigaku SmartLab X-ışını kırınım cihazı

ABD ve UNYM uygulanmış numunelerin yüzeylerindeki tane boyutu X-ışını kırınım grafiğindeki yarı yükseklikteki pik genişlemesinden (YYPG) yararlanılarak eşitlik 4.1’de verilen Scherrer eşitliği kullanılarak hesaplanmıştır.

$$D = \frac{K\lambda}{\beta \cos\theta} \quad (4.1)$$

Burada D ortalama tane boyutu, K Scherrer sabiti (0,9), λ kullanılan X-ışını dalga boyu, β kırınım pikine ait YYPG değerini ve θ radyan cinsinden pik pozisyonu açısının yarısını ifade etmektedir.

5.6. MEKANİK DENEYLER

APD işlemlerinin malzeme özelliklerine etkisini belirlemek için vickers mikrosertlik ölçümleri, çekme testi, yorulma deneyi ve aşınma deneyleri gerçekleştirilmiştir.

5.6.1. Mikro Sertlik Ölçümü

Sertlik bir malzemenin sürtünmeye, çizilmeye, kesmeye ve plastik deformasyona karşı gösterdiği direnç olarak tanımlanır. Sertlik deneysel bir yöntem olmasına rağmen malzemelerin çekme dayanımı ile ilişkilendirilebilir ve aynı zamanda aşınma özellikleri ve süneklik için de bir göstergedir. Mikro sertlik testleri, daha büyük bir matris içindeki mikro yapıların sertliklerinin ölçümünde, çok ince folyo benzeri malzemelerin testlerinde veya bir kesit boyunca bir numunenin sertlik derecesini belirlerken gerekli verileri sağlamak amacıyla kullanılabilir.

Mikro sertlik ölçümü işleminde iz boyutları mikron mertebesinde olmaktadır ve izlerin ölçümü için mikro sertlik ölçüm cihazları entegre bir mikroskop ihtiva etmektedirler. Çok küçük boyutlarda oluşturulan sertlik izlerinin daha doğru ölçülebilmesi için işlem görmemiş ve APD uygulanmış numunelerden 3x15 mm ölçülerinde parçalar kesilerek bakalit kalıp içerisine alınmıştır. Kalıp içine alınan numuneler SiC zımpara kağıtları ile zımparalanmış ve elmas pasta ile yüzey parlatma işlemi yapılmıştır. Parlatılmış numunelerin mikro sertlik ölçümü Qness Q10M (Şekil 5.10) marka vickers mikro sertlik ölçüm cihazında gerçekleştirilmiştir. Deneyler HV_{0,02} işlem koşulunda 20 gram yük ve 15 sn batma süresi ile gerçekleştirilmiştir. İşlem görmemiş numunelerin ve APD uygulanmış numunelerin yüzey ve orta kısımlarında yer alan üç farklı bölgeden sertlik ölçümleri gerçekleştirilerek bu ölçümlerin ortalama değerleri hesaplanarak malzemelerin yüzeyden itibaren mikro sertlik değişim grafikleri ile CGP numunelerinin iç bölge sertlik grafikleri oluşturulmuştur.



Şekil 5.10. Qness Q10M marka vickers mikro sertlik ölçüm cihazı

5.6.2. Çekme Deneyi

Çekme deneyleri malzemelerin mekanik özelliklerinin belirlenmesinde kullanılan en temel ve en yaygın deney yöntemlerinden biridir. Çekme deneyi ile sabit yük altında malzemelerin elastik ve plastik davranışları belirlenmektedir. Deneyler standartlara uygun olarak hazırlanmış numunelerin, sabit bir eksenel çekme yükü altında kopana kadar geçen zaman aralığında yük ile uzama değerlerinin ilişkilendirilmesi şeklinde gerçekleştirilir.

Çekme deneyleri Şekil 5.11’de verilen İnstron Satec™ DX Universal çekme basma deney cihazı ile oda sıcaklığında, 5mm/dk sabit hızda gerçekleştirilmiştir. Çekme deneylerinde TS EN ISO 6892 standartlarına göre hazırlanmış 110x15x3 mm ölçülerinde numuneler kullanılmıştır.



Şekil 5.11. Instron Satec™ DX Universal çekme basma deney cihazı

5.6.3. Aşınma Deneyi

Triboloji deneyleri çok sayıda değişik yolla yapılabilmektedir. Bir triboloji deneyinin sonucu malzeme çiftinin özelliklerinin yanında aynı zamanda tüm mekanik sistem ve çevresi ile de güçlü bir ilişki içerisinde. Bu nedenle anlamlı yorumların

yapılabilmesi için deney yönteminin çalışma koşulları göz önünde bulundurularak belirlenmesi gerekmektedir [97].

Aşınma deneyleri ball-on-plate aşınma test düzeneği ile oda sıcaklığında ve kuru kayma koşullarında gerçekleştirilmiştir. Aşınma deneylerinde 6 mm çapında WC top kullanılmıştır. Topun sabitlendiği tutucu üzerine yerleştirilen 5N, 10N ve 15N'luk yükler, parlatılmış ve APD uygulanmış S500MC çelik plakaların yüzeyine dik olarak etki ettirilmiştir. Aşınma deneyi 12 mm iz uzunluğu olacak şekilde 8 m/s hız ve toplam 500 m kayma mesafesi boyunca gerçekleştirilmiştir. Top tutucuya yerleştirilen bir gerinim ölçer ile her iki saniyede bir sürtünme kuvveti ölçülerek kaydedilmiştir. Top ile numuneler arasında meydana gelen sürtünme katsayısı eşitlik 4.2 ile hesaplanmıştır.

$$\mu = \frac{\text{Sürtünme Kuvveti}}{\text{Normal Yük}} \quad (4.2)$$

Parlatılmış ve APD uygulanmış numune yüzeylerinde oluşturulan aşınma izi derinlikleri iz boyunca 0,5 mm aralıklarla ölçülmüş ve hacim kaybı hesaplanmıştır.

5.6.4. Yorulma Deneyi

Yorulma testi malzeme ve yapıların karakterizasyonu için en önemli deneylerden biridir. Geleneksel olarak yorulma testi, malzemenin gerilim genliği aralıkları içerisinde çevrimsel yükler uygulanarak, malzemenin hasara uğradığı çevrim sayılarının kaydedilmesi şeklinde yapılmaktadır. Yorulma testinde yük, sabit bir yükün tekrarlı olarak veya hizmet içi yüklerin bir simülasyonu şeklinde uygulanabilir. Yük saniyede birkaç yüz defaya kadar tekrarlanarak milyonlarca kez tekrarlanabilir. Birçok uygulamada malzemeler titreşimli ve salınımlı değişken kuvvetlere maruz kalırlar ve değişken yükleme durumu altında malzeme davranışları statik yük altındakinden farklıdır. Kullanım koşullarında malzemeler tekrarlanan yüklere maruz kaldıklarından tasarım aşamasında, malzemelerin hasar çevrim sayısı olarak tanımlanan yorulma ömrünün tahmin edilmesi gerekmektedir.

Yüzey ve hacim APD işlemlerinin S500 MC çelik numunelerin yorulma özelliklerine etkilerini belirlemek için MTS 100 kN Servohidrolik Dinamik Test Cihazı (Şekil 5.12) kullanılmıştır. Yorulma deneyleri oda sıcaklığında 40 Hz frekansında ve sabit gerilme genliği altında ($R=-1$) aksenal çekme-basma yorulma testi şeklinde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.12. MTS 100 kN Servohidrolik Dinamik Test Cihazı

BÖLÜM 6

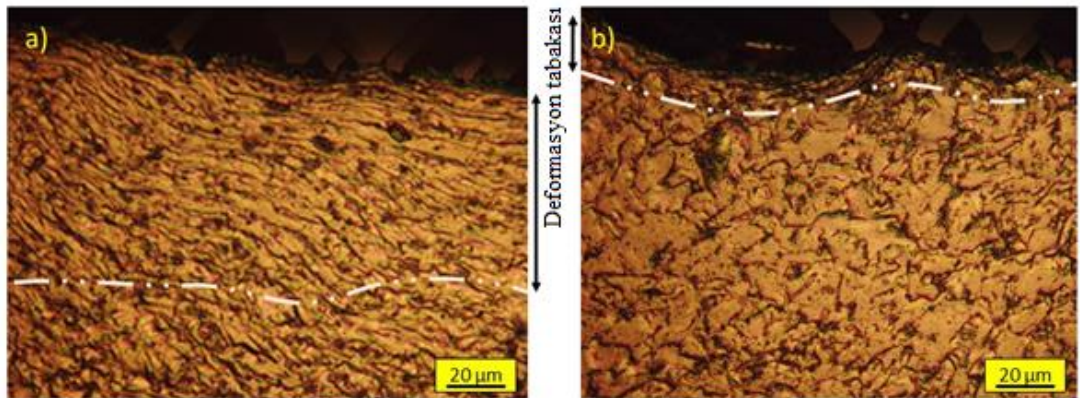
DENEYSEL SONUÇLAR VE TARTIŞMA

6.1. YÜZEY AŞIRI PLASTİK DEFORMASYON İŞLEMLERİNİN ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

6.1.1. Optik Mikroskop ve Elektron Geri Saçılım Kırınım Analizleri

Yüzey aşırı plastik deformasyon işlemleri olan UNYM ve ABD'nin S500MC çelik malzemenin yüzey mikroyapı analizleri, optik mikroskop ve EBSD görüntüleri ile gerçekleştirilmiştir. Farklı yüzey işlemlerinin yüzeyde ne tür değişiklikler meydana getirdiğinin belirlenmesi için UNSM ve ABD mikroyapı görüntüleri birlikte verilmiştir.

UNYM ve ABD işlemleri uygulanmış S500MC numunelerinin kesit yüzey optik mikroskop görüntüleri sırasıyla Şekil 6.1a ve Şekil 6.1b'de verilmiştir. Yüzey morfolojileri incelendiğinde yüzeye uygulanan mekanik deformasyon işlemlerinin etkileri açıkça görülmektedir. UNYM uygulanmış numune yüzeyi daha düzgün bir



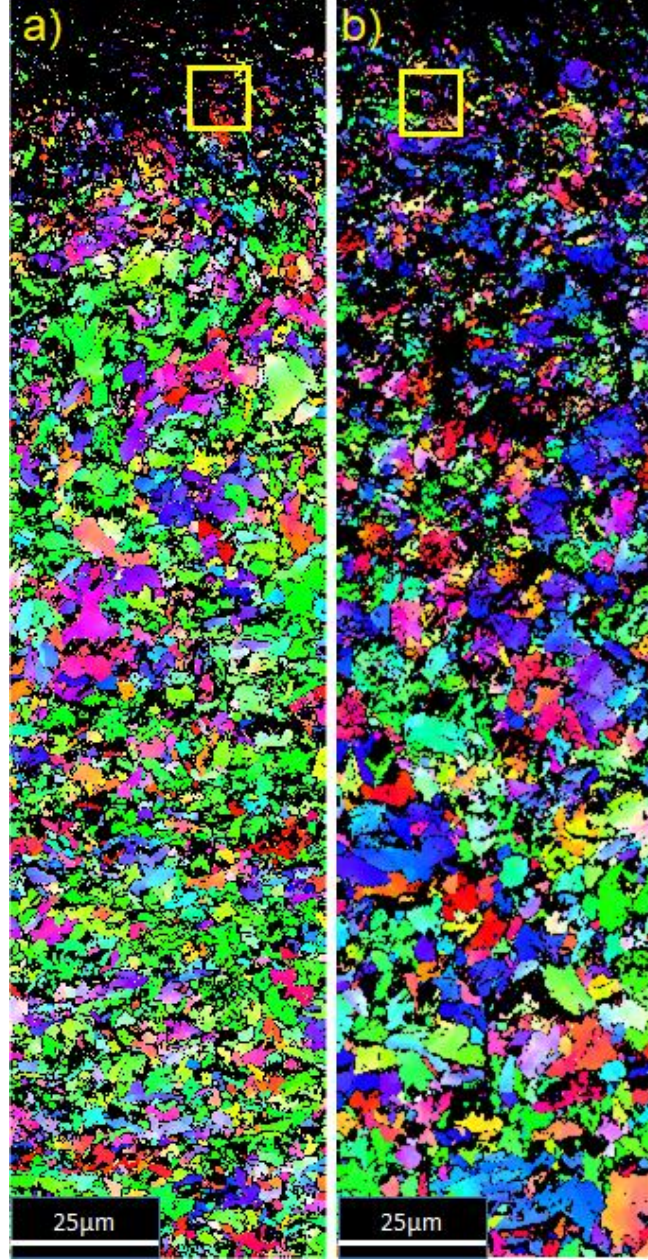
Şekil 6.1 YAPD işlemleri uygulanmış S500MC çelik numune optik mikroskop görüntüsü (a) UNYM, (b) ABD uygulanmış.

yüzey profiline sahipken ABD işlemine tabi tutulan numune daha girintili çıkıntılı bir görüntü sergilemektedir. UNYM işleminin 60 µm'lik bir yüzey ve yüzey altı bölgesinde deformasyon tabakası etkisi görülürken, bu tabakanın kalınlığı ABD işleminde 20 µm mertebelerinde gözlemlenmektedir. ABD ve UNYM operasyonları işlem ön koşulları nedeniyle ayırt edilebilir özelliklere sahiptir. ABD işleminde numune yüzeyinin deformasyonu için yüksek hızlı kinetik enerji kullanılırken, UNYM uygulaması yüksek titreşim enerjisi kullanır. ABD'nin etkisi büyük ölçüde yüzey üst bölgesinde görülürken, UNYM işleminde deformasyon iç bölgelere dağılmıştır. Amanov ve diğerleri UNYM'nin etkiyi homojen bir şekilde iç bölgelere dağıttığını vurgulamışlar ve bunun bir sonucu olarak işlem görmüş numunelerin yüzey alt bölgelerinde olası çatlak başlangıcını önleyebileceğini belirtmişlerdir [98]. Bununla birlikte ABD etkisinin yüzeye odaklanma eğiliminden dolayı tane küçülmesi ve sertlik artışında daha etkili olabilmektedir.

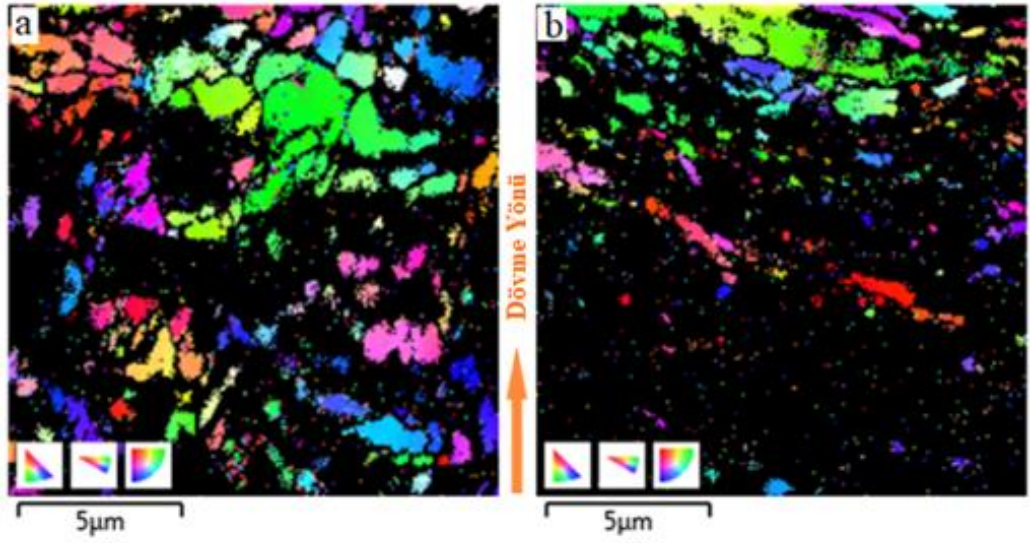
ABD ve UNYM uygulanmış numunelere ait EBSD analizi görüntüleri sırasıyla Şekil 6.2a ve Şekil 6.2b'de verilmiştir. Şekillerde verilen EBSD görüntüleri malzeme iç bölgelerinin homojen bir yapıda eş eksenli tanelerden meydana geldiğini göstermektedir. Çok yüksek miktarlarda plastik deformasyonun biriktirilmiş olmasının sonucu olarak, orijinal tane sınırlarının tespiti yapılamamaktadır. UNYM ve ABD işlemleri uygulanmış numunelerin yüzeyden itibaren derine doğru mikro yapılarındaki değişiklikler, deformasyon derinliklerinin optik mikroskop gözlemleri ile oldukça uyumlu olduğunu göstermektedir. Gerçekleştirilen çalışmalarda UNYM ve ABD işlemleri ile üç farklı bölgenin oluştuğu belirtilmektedir. Yüzey işlemi sonrası mikroyapı, ultra ince taneli tabaka, deformasyondan etkilenen geçiş tabakası ve deformasyon etkisi bulunmayan orijinal tane boyutlu tabakadan oluşmaktadır [99]. Tane sınırı yoğunluğu tabakalar arasında değişim göstermektedir. En üst bölgede yüksek tane sınırı yoğunluğu elde edilirken, deformasyondan etkilenmeyen orijinal tane boyutlu bölgelere doğru yoğunluk azalmaktadır.

Şekil 6.2a ve Şekil 6.2b'de sarı kutu ile işaretlenmiş bölgelerden alınan EBSD görüntüleri sırasıyla Şekil 6.3a ve Şekil 6.3b'de verilmiştir. UNYM ve ABD işlemlerinin etkilerine bakıldığında ABD uygulanmış numunede tane incelmesinin

daha aktif olduğu gör÷lmektedir. EBSD dedektörünün Kikuchi desenlerini dizinleyememesi nedeniyle nanokristalizasyon tabakası gözlemlenememiştir [100].

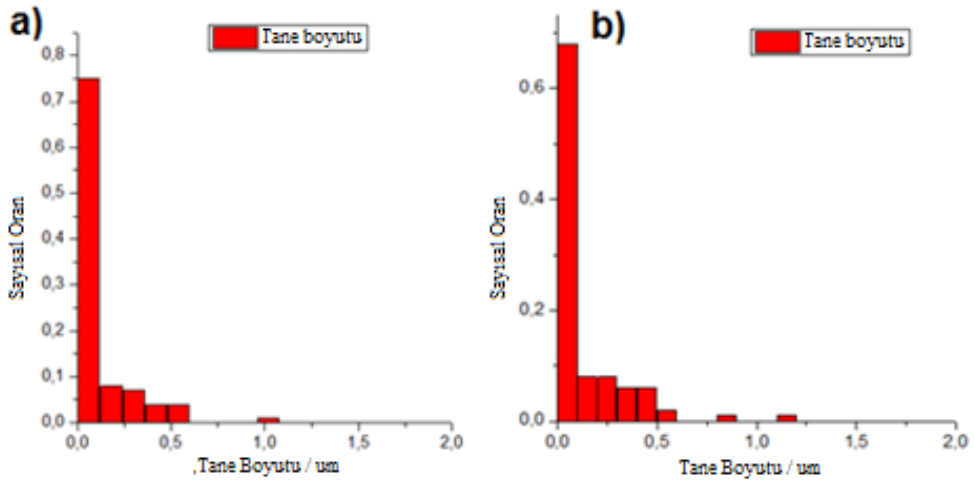


Şekil 6.2. YAPD uygulanmış numunelerin EBSD analizi (a) ABD (b) UNSM.



Şekil 6.3. YAPD uygulanmış numunelerin ters kutup şekil haritası (a) UNYM (b) ABD (c) ters kutup şekil göstergesi

EBSD analizleri her iki YAPD işleminin de yüzey nanokristalizasyonu için önemli yöntemler olduğunu göstermektedir. UNYM işlemi daha kalın bir deformasyon tabakası meydana getirirken, ABD tane boyutunun küçültülmesinde daha etkili olmaktadır. UNYM ve ABD uygulanmış numune yüzey bölgesinde farklı boyutlu tanelerin sayısal olarak hangi oranlarda yer aldığını gösteren grafik Şekil 6.4'te verilmiştir. Grafiğe göre tanelerin %98'i 500 nm değerinden küçüktür ve %85'i 200 nm altındaki boyutlara sahiptir.



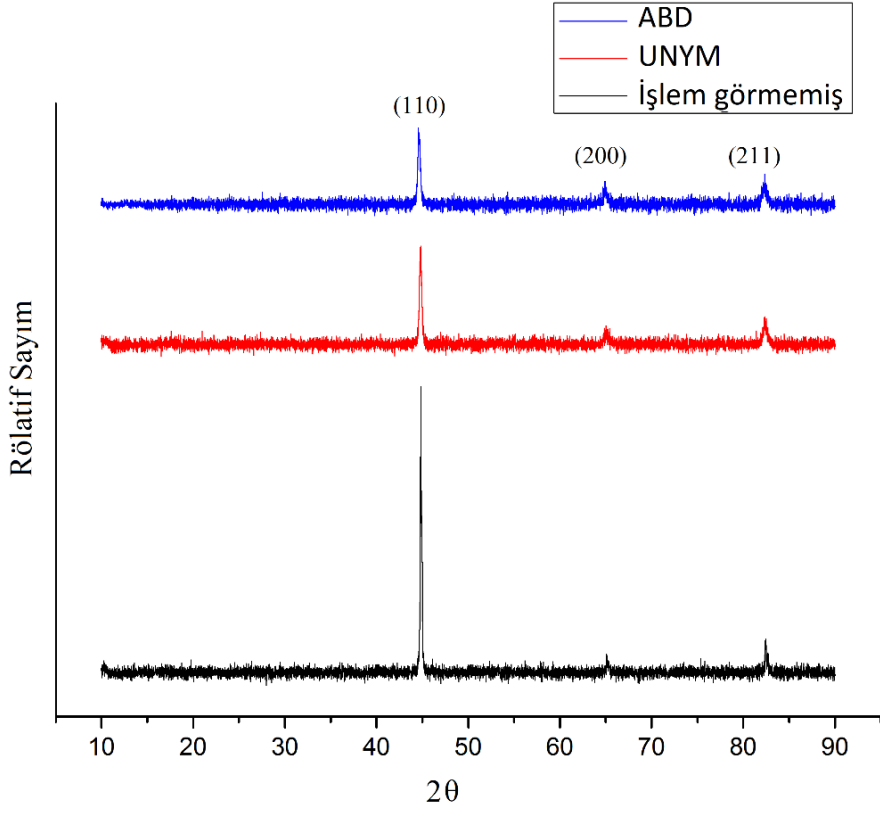
Şekil 6.4. (a) ABD (b) UNYM uygulanmış numunelerin tane boyutu sayısal oran grafiği.

APD yöntemleri ile üretilen nanokristal yapılı malzemelerin özellikleri tane boyutları ile yüksek derecede ilişkilidir. Bu nedenle nanokristal malzemelerin mikroyapılarının karakterizasyonu büyük önem taşımaktadır. APD sonrası tane boyutlarının belirlenmesinde geçirimli elektron mikroskobu ve x-ışını kırınım analizleri iki etkili yöntemdir. Geçirimli elektron mikroskobu hücre yapısı, dislokasyon yoğunluğu ve düşük yoğunluklu istif hatalarının karakterize edilmesinde kullanılabilir. İncelemeler deforme olmuş bölgeden çıkarılan çok küçük bir örnek üzerinde gerçekleştirilir. Bu nedenle karakterizasyon bütün numuneyi temsil etmemektedir. Aksine X-ışın kırınım analizlerinde daha geniş bir alanda incelemeler gerçekleştirilebilir ve yığın malzemeler için daha güvenilir sonuçlar vermektedir [101].

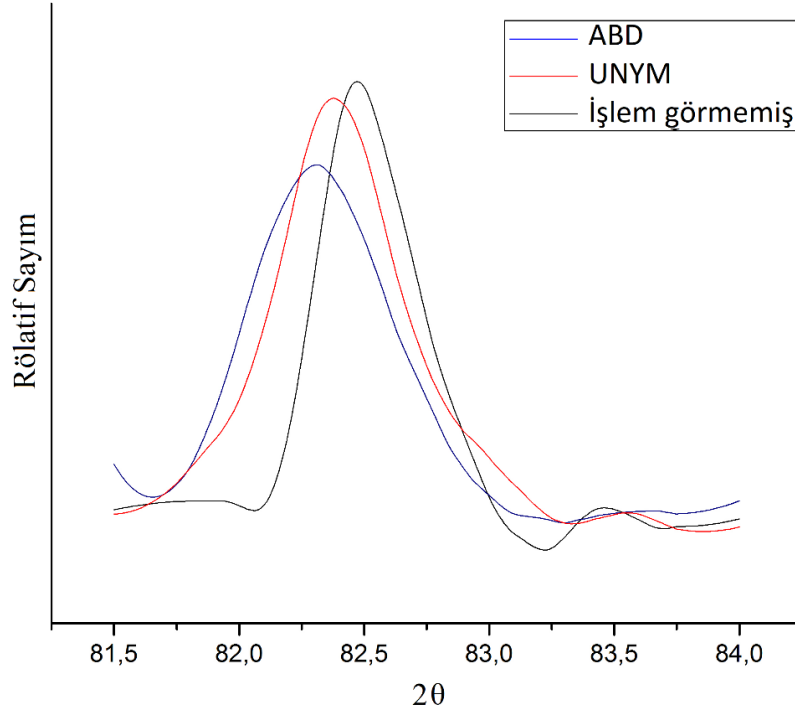
6.1.2. X-ışını Kırınım Analizi

UNYM ve ABD işlemleri uygulanmış ve işlem görmemiş S500MC çelik numunelerin X-ışını kırınım desenleri Şekil 6.5'de verilmiştir. APD uygulamalarının sonucunda XRD grafiklerinde önemli değişikliklerin meydana geldiği görülmektedir. İşlem görmemiş numune ile karşılaştırıldığında, UNYM ve ABD uygulanmış numunelerin pik yüksekliklerinin belirgin bir şekilde düştüğü ve yarı yükseklik pik genişliği (YYPG) değerlerinin ise arttığı görülmektedir. APD sonrası XRD piklerinin YYPG değerlerinin artması, tane incilmesi ve kristal kafes bozulmalarının meydana gelmesi ile ilişkilendirilmektedir [102]. YAPD uygulanmış numunelerin tane boyutu Scherrer eşitliği kullanılarak tahmin edilmeye çalışılmıştır (Çizelge 6.1). Tane boyutu değerleri ABD ve UNYM işlemleri için sırasıyla 25,72 ve 31,27 nm olarak hesaplanmıştır. YAPD yöntemleri arasında en küçük tane boyutu ABD işlemi ile elde edilmiştir.

YAPD işlemlerinin, numunelerin YYPG değerlerinde meydana getirdiği değişimin daha net görülebilmesi için işlem görmemiş, UNYM ve ABD uygulanmış numunelerin (110) pikine ait YYPG değerleri Çizelge 6.2'de verilmiştir. YAPD işlemi numunelerin YYPG değerlerini belirgin bir şekilde yükseltmiştir. YYPG değerindeki en büyük artış ABD numunesinde görülmüştür. YAPD işlemleri ile mikro yapıda belirgin değişiklikler meydana gelmiştir. XRD piklerinin YYPG değerlerinde gözle görülür bir genişlemenin elde edilmesi, önemli derecede bir tane incilmesi ve yüksek kristal kafes



Şekil 6.5. İşlem görmemiş ve YAPD uygulanmış S500MC çelik numunelerin X-ışını kırınım desenleri



Şekil 6.6. İşlem görmemiş ve YAPD uygulanmış S500MC çelik numunelerin X-ışını kırınım pikleri.

bozulmalarının gerçekleştiğinin kanıtı olarak gösterilmektedir [104]. İşlem görmemiş, UNYM ve ABD işlemleri uygulanmış numunelerin (211) pikleri Şekil 6.6'da gösterilmektedir. Şekil incelendiğinde APD işleminin (211) pikini orijinal pozisyonundan daha düşük bir kırınım açısına doğru kaydırıldığı görülmektedir.

Malzemelerde basma kalıntı gerilmelerinin oluşturulması, malzemenin karakteristik piklerinin orijinal konumuna göre daha düşük kırınım açılarında kaymasına sebep olur [103]. Pik pozisyonlarındaki en büyük değişim ABD numunesinde görülmüştür. Bu durum ABD işleminin daha yüksek plastik deformasyona neden olduğu ve aynı zamanda daha fazla basma kalıntı gerilmesi oluşturduğunun göstergesidir.

Çizelge 6.1. YAPD uygulanmış numunelerin Scherrer eşitliği ile hesaplanan tane boyutları.

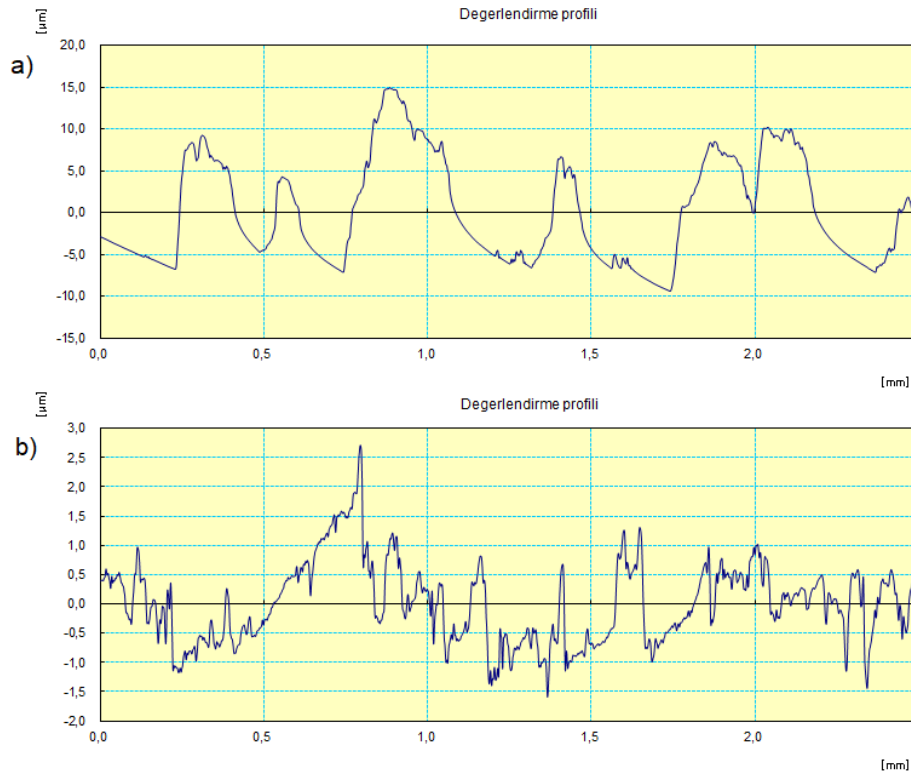
Numune	ABD	UNYM
Tane boyutu (nm)	25,72	31,27

Çizelge 6.2. İşlem görmemiş, UNYM ve ABD uygulanmış numunelerin (110) pikine ait YYPG değerleri.

Numune	2- θ	YYPG ($^{\circ}$)
İşlem görmemiş	44.826	0.113
UNYM	44.729	0.201
ABD	44.588	0.267

6.1.3. YAPD İşlemlerinin Yüzey Pürüzlülüğüne Etkisi

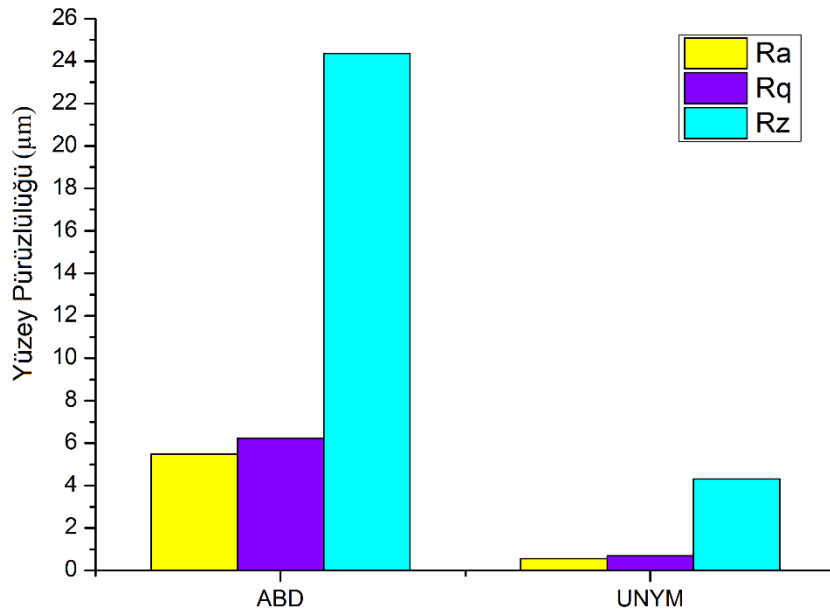
Malzemelerin yüzey özellikleri, yorulma ve aşınma gibi çalışma koşullarında malzemelerin işlev kaybına neden olabilecek hasar mekanizmalarının ortaya çıkmasında doğrudan ilişkilidir. Mekanik yüzey deformasyon işlemlerinin malzeme yüzey pürüzlülüğü üzerinde önemli etkileri bulunmaktadır. ABD ve UNYM işlemlerinin S500MC yüzey pürüzlülüğü üzerine etkilerinin belirlenmesi için elde edilen yüzey pürüzlülüğü profilleri Şekil 6.7'de verilmiştir. Şekilde, ABD ve UNYM



Şekil 6.7. YAPD uygulanmış numunelerin yüzey pürüzlülüğü profilleri (a) ABD, (b) UNYM

numuneleri arasında önemli farklılıklar görülmektedir. ABD numunesinde girinti ve çıkıntıların boyutları $-10 \mu\text{m}$ ile $15 \mu\text{m}$ arasında çok geniş bir aralıkta seyrederken, UNYM numunesinde $-1,5 \mu\text{m}$ ila $2,5 \mu\text{m}$ mertebelerinde seyretmektedir.

Şekil 6.8 ABD ve UNYM uygulanmış numunelerin yüzey pürüzlülüğü değerleri (R_a , R_q ve R_z) değişimini göstermektedir. ABD yüzey pürüzlülüğü değerleri UNYM işlemi yüzey pürüzlülüğünden 10 kat daha fazla olduğu görülmektedir. ABD R_a değeri $5,488 \mu\text{m}$ iken UNYM R_a değeri $0,561 \mu\text{m}$ olarak hesaplanmıştır. ABD işlemi sonrası numune yüzey pürüzlülüğü değerlerinin artması, elde edilen olumlu özelliklerin faydalı etkilerinde azalmaya sebep olmaktadır. ABD işleminin çok yüksek kinetik enerjisine bağlı olarak yüzeyde mikro çatlaklar oluşabilmektedir. Bu durum özellikle yorulma özelliklerinde olumsuz sonuçlar ortaya çıkmasına neden olabilmektedir. Yüzey pürüzlülüğünün olumsuz etkilerinin azaltılması için düşük şiddetli yeniden dövme işlemleri uygulanabilmektedir [104,105].



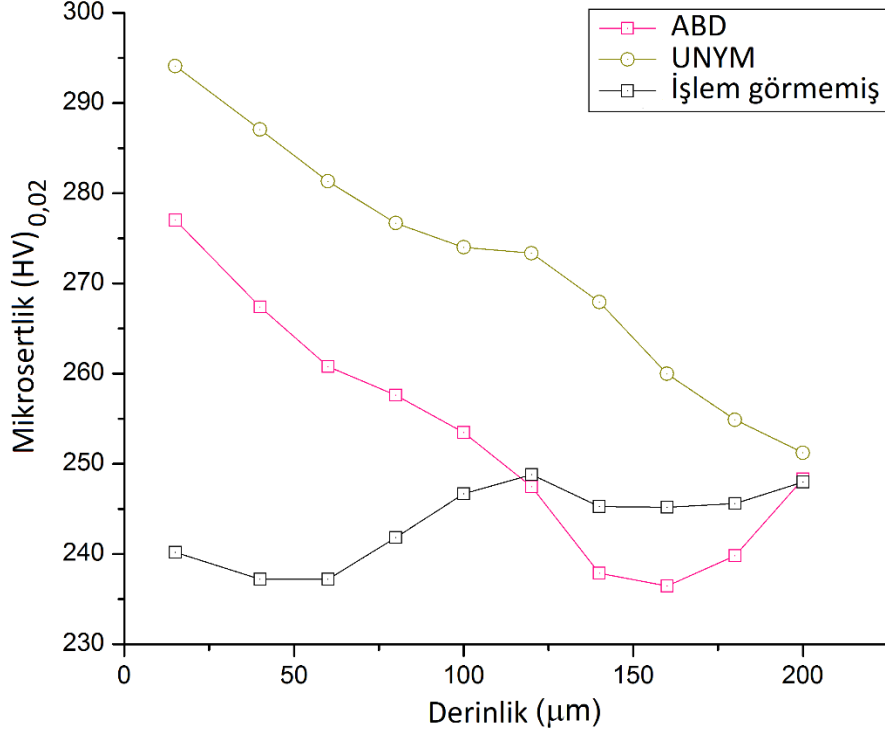
Şekil 6.8. ABD ve UNYM uygulananmış numunelerin Ra, Rq, Rz yüzey pürüzlülüğü değerleri

6.1.4. YAPD İşlemlerinin Mikro sertlik Değerlerine Etkisi

YAPD işlemlerinin S500MC çeliğinde meydana getirmiş olduğu deformasyon etkilerinin belirlenmesi için mikro sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Ölçümler yüzeyden itibaren iç kesimlere doğru yapılarak malzemenin yüzey özellikleri ile iç bölgeler arasında meydana getirilen değişiklikler belirlenmiştir.

YAPD işlemleri sonrası yüzey sertlik değerlerinde önemli gelişimler görülmüştür. İşlem görmemiş, UNYM ve ABD uygulanmış numunelerin derinliğe bağlı mikro sertlik değişim grafikleri Şekil 6.9'de verilmiştir. UNYM işlemi sonucu S500 MC çelik numune sertlik değeri, işlem görmemiş numune sertlik değeri olan 248 Hv değerinden, 295 Hv değerine kadar yükselmiştir. ABD işlemi sonucu elde edilen sertlik değeri ise UNYM işlemine kıyasla daha sınırlı bir gelişim göstererek 280 Hv değerinde ölçülmüştür. UNYM işlemi ile mikro sertlikte yaklaşık olarak %19'luk bir artış görülmektedir. ABD işleminde artış UNYM işlemine göre daha sınırlı olmuş ve yaklaşık %13 olarak gerçekleşmiştir. YAPD işlemlerinin derine doğru meydana

getirdikleri mikro sertlik artış değerleri mikro yapı görüntülerinden elde edilen bulgularla uyum içindedir. Mikroyapı görüntülerinden elde edilen veriler, UNYM



Şekil 6.9. YAPD işlemlerinin derinliğe bağlı mikrosertlik değişimine etkisi

işleminin etkilerinin ABD işlemine göre yüzeyden itibaren daha derine kadar devam ettiğini göstermektedir. UNYM işlemi sonucu yüzeyde meydana gelen sertlik artışı derine doğru azalarak devam etmekte ve yaklaşık olarak 200 µm derinlikte işlem görmemiş numune sertlik değerine eşit olmaktadır. Yüzey sertliğindeki bu değişim benzer şekilde ABD uygulanmış numunede de görülmekte ve yüzeyden yaklaşık olarak 120 µm derinlikte işlem görmemiş numune sertliğine ulaşmaktadır. UNYM işlemi, plastik deformasyon etkilerinin daha derine etki ettirilmesinde daha etkili olmuştur. YAPD işlemleri sonrasında S500MC çeliğinin yüzey sertliklerinin artması APD ile oluşturulan yüzey nanokristalizasyonu ve artan dislokasyon yoğunluğu ile ilişkilidir. İç bölgelerdeki kaba taneli mikroyapıdan kenar bölgelere doğru görülen tane incelmeleri sertlik değerlerindeki değişim ile uyum içindedir. Malzeme

yüzeyindeki daha küçük tane boyutu için, malzeme sertliğinin daha büyük olması Hall-Petch denklemi (eşitlik 6.1) ile açıklanabilir.

$$H_V = H_0 + k_H / \sqrt{d} \quad (6.1)$$

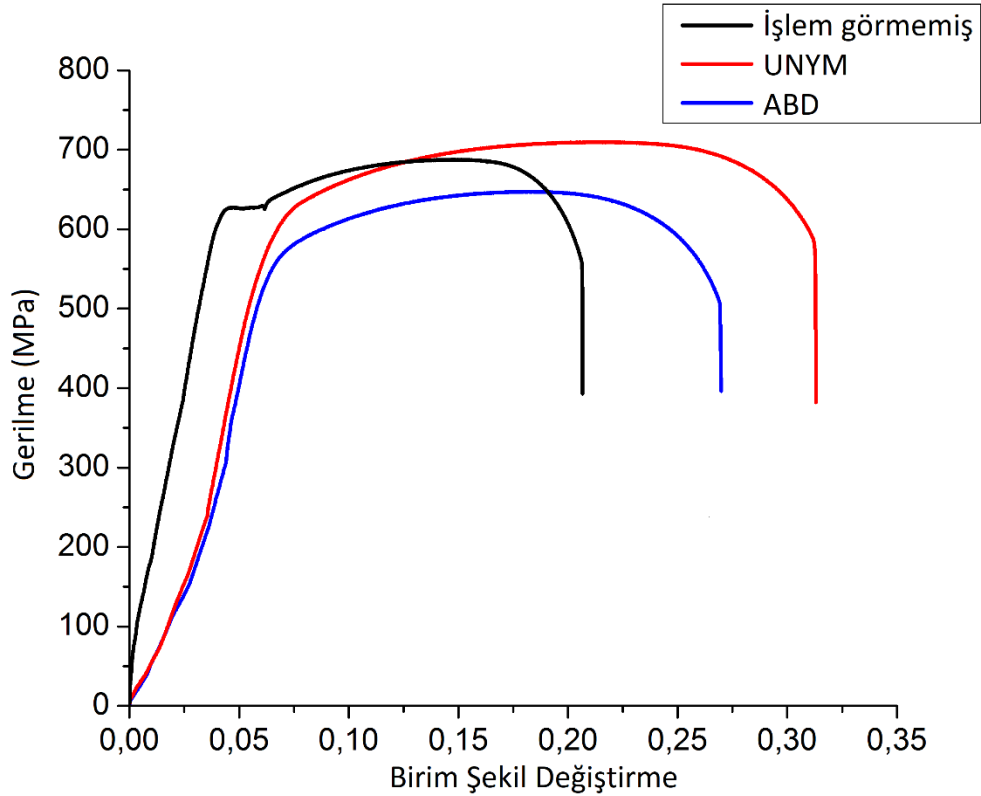
Burada d ortalama tane boyutu, k malzeme sabiti ve H_0 sertlik ölçümü ile ilişkili sabittir [57].

YAPD numunelerinin mikroyapı incelemeleri UNYM ve ABD işlemlerinin aşırı plastik deformasyona ve artan dislokasyon yoğunluğuna neden olduğunu göstermiştir. Elde edilen deformasyonun derecesi artan derinlikle birlikte azalmaktadır. APD işlemleri sonrası malzeme kademeli bir mikro yapı sergilemektedir. Malzeme yüzey bölgesinde tane boyutları UNYM ve ABD için sırasıyla 31 ve 25 nm olarak hesaplanmıştır. Mikro sertlik ölçümleri ile elde edilen sertlik değerleri ile hesaplanan tane boyutları karşılaştırıldığında küçük tane boyutuna sahip olan ABD numune sertlik değeri daha düşük elde edilmiştir. Optik mikroskop ve EBSD incelemelerinde, ABD numunelerinde deformasyondan etkilenen bölgenin UNYM işlemine göre daha sınırlı olduğu görülmektedir. Sertlik ölçümlerinin doğru sonuçlar verebilmesi için serbest yüzeyle ölçüm izi arasında bir miktar mesafe olması gerekliliği bulunmaktadır. ABD işleminde yüzeyden derine doğru hızlı bir şekilde gerçekleşen mikroyapı değişimi, tane boyutu hesaplamaları ile mikrosertlik ölçümleri arasında görülen bu çelişkiyi ortadan kaldırmaktadır. ABD sonucu yüzey sertlik değerleri derine doğru hızlı bir şekilde azalmış ve işlem görmemiş numune sertlik değerlerine ulaşmıştır. UNYM işleminde sertlikteki azalma ABD işlemine göre daha yavaş gerçekleşmiştir. Bununla birlikte gerçekleştirilen ölçümlerle her iki YAPD yönteminin de malzemenin yüzey ve yüzey altı mikrosertliklerinin artırılmasında etkili yöntemler olduğu değerlendirilmektedir.

6.1.5. YAPD İşlemlerinin Çekme Dayanımına Etkisi

YAPD işlemlerinin S500MC çelik numunelerin mekanik özelliklerine etkilerinin belirlenmesi amacıyla gerçekleştirilen çekme deneyleri ile elde edilen gerilme - birim şekil değiştirme grafikleri Şekil 6.10'de verilmiştir.

Gerilme-birim şekil değiştirme grafikleri incelendiğinde UNYM ve ABD işlemleri sonucu S500MC numunelerinin çekme özelliklerinde belirgin değişiklikler meydana geldiği görülmektedir. ABD işlemi ile akma ve çekme dayanımı değerlerinde düşüş görülürken, yüzde uzama değerinde artış olduğu görülmektedir. ABD işlemi sonucu akma ve çekme dayanımlarındaki azalma aynı oranlarda gerçekleşmiş olup yaklaşık olarak %7 olarak hesaplanmıştır. Bununla birlikte birim şekil değiştirme oranındaki değişim yaklaşık olarak %28 oranında gerçekleşmiştir. UNYM işlemi uygulanan numunelerin akma dayanımında değişiklik görülmemesinin yanında çekme dayanımı değerinde çok küçük bir artış görülmüştür. UNYM numunelerinde yüzde uzama ABD numunelerinden daha fazla gerçekleşmiş ve % 57 gibi yüksek bir oranda meydana gelmiştir.



Şekil 6.10. YAPD işlemleri uygulanmış ve işlem görmemiş S500MC numunelerine ait gerilme - birim şekil değiştirme grafikleri

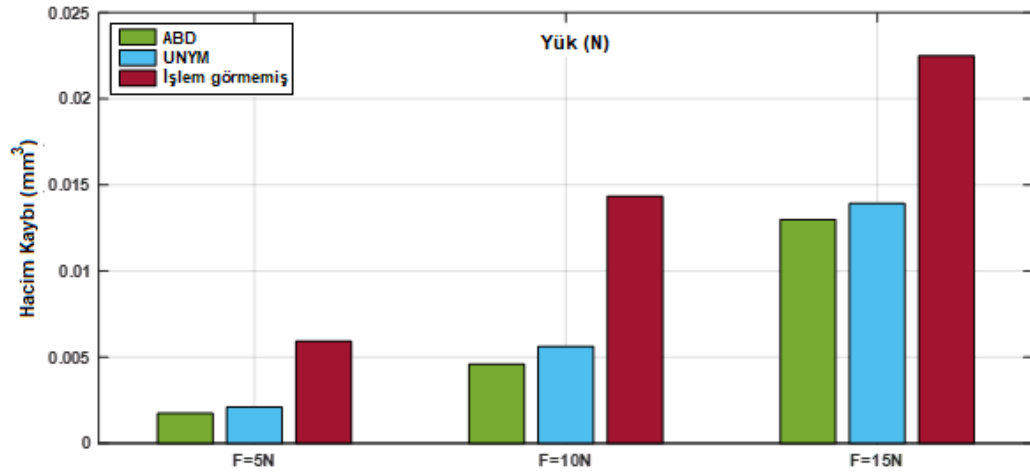
YAPD işlemlerinin malzemelerin akma ve çekme dayanımlarına etkileri ile yüzde uzama oranındaki değişikliklerin incelendiği birçok çalışma bulunmaktadır. Farklı malzemeler için oda sıcaklığında gerçekleştirilen çekme deneylerinde, tane boyutunun düşmesi ile akma dayanımının artarak çekme dayanımında belirgin bir değişiklik

gözlemlenemeyen [106,107] çalışmaların yanında, hem akma hem de çekme dayanımlarında belirgin artışların görüldüğü [108–111] çalışmalar da bulunmaktadır. Bununla birlikte gerçekleştirilen çalışmaların ortak noktası APD sonrası malzemelerin % uzama değerlerinde farklı oranlarda düşüş görülmesidir [42,106–112]. Grafik incelendiğinde işlem görmemiş numune belirgin bir akma gösterirken YAPD numunelerinde bu duruma rastlanmadığı görülmektedir. Düşük karbonlu çeliklerde belirgin akma görülmesinin nedeninin, C, H, N ve O gibi küçük boyutlu atomların dislokasyon çevrelerine yerleşerek olası dislokasyon hareketini engellemesi ve dislokasyonların kilitlenmesinden kaynaklı akma dayanımının normalden bir miktar yüksek olduğu bilinmektedir. Cottrell atmosferi denilen bu atomların haddede üretim aşamasında malzeme yüzeyine yerleştiği ve APD işlemi ile bu atomların difüzyonu ile dislokasyon hareketini engelleyen bu durumun ortadan kalktığı ve belirgin akma görülmediği değerlendirilmektedir. UNYM ve ABD numunelerinin her ikisinde de elde edilen % uzama değerindeki artışın, yüzeyde elde edilen tane incelmeleri etkisi ile artan süneklikten kaynaklı olabileceği düşünülmektedir. Beklenenin aksine ABD numunesinin akma dayanımında görülen azalmanın sebebinin, ABD işleminin malzeme yüzeyinde meydana getirdiği süreksizlikler olabileceği değerlendirilmektedir.

6.1.6. YAPD İşlemlerinin S500MC Aşınma Özelliklerine Etkisi

İşlem görmemiş ve YAPD işlemleri uygulanmış numunelerin 5N, 10N ve 15N yük altında, kuru kayma koşullarında, 500 m kayma mesafesindeki hacim kayıpları Şekil 6.11’de verilmiştir. UNYM ve ABD işlemlerinin numunelerin kuru kayma aşınma özelliklerine olumlu etkileri açıktır. YAPD numunelerinin aşınan hacim miktarları 5N, 10N, ve 15N yükleme durumlarının tümünde işlem görmemiş numuneye kıyasla daha düşüktür. Malzemelerin yüzeylerine uygulanan farklı mekanik deformasyon işlemlerinin, aşınma oranının azalmasına olan etkisi, yüzeyde elde edilen sertlik artışına bağlanmaktadır [113–115]. Uygulanan normal yükün artması ile aşınan hacimlerde artış meydana gelmesi beklenen bir durumdur. 5N’luk yük uygulandığında YAPD uygulanmış numunelerde aşınma miktarları işlem görmemiş numuneye kıyasla oldukça az gerçekleşmiştir. Bu durum 10N normal yük uygulandığında da geçerli olmuştur. Normal yük 15N olduğunda işlem görmemiş ve YAPD uygulanmış

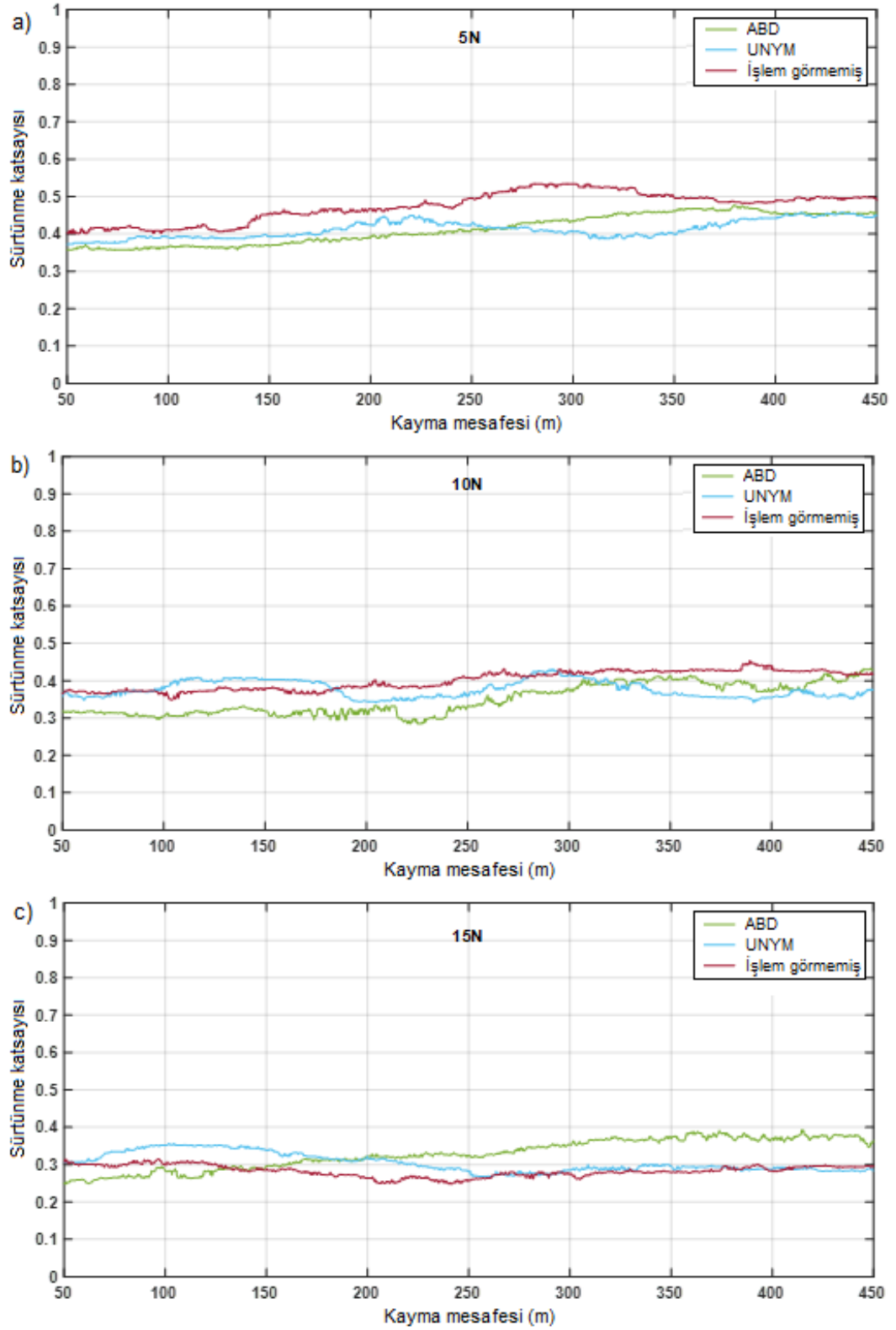
numuneler arasındaki aşınan hacim miktarlarındaki fark azalmaktadır. YAPD numunelerinin yüzeyinde ve yüzey altı tabakada, kademeli tane incelmesi ve yüzeyden iç bölgelere doğru sertlikte görülen değişim, aşınma oranlarında artan yük ile aşınan hacim miktarlarındaki değişim oranlarının mantığını açıklamaktadır. Uygulanan normal yük 15 N olduğunda aşınma en üst tabakasındaki sertlik miktarı en yüksek olan tabakayı bir miktar aşarak nispeten sertliğin azaldığı tabakaya ulaşmakta ve daha fazla aşınan hacim kaybına sebep olmaktadır.



Şekil 6.11. YAPD işlemlerinin uygulanan yüke bağlı aşınan hacim miktarına etkisi

Farklı normal yükler altında, sürtünme katsayılarının mesafeye bağlı değişimleri Şekil 6.12'de verilmiştir. 5N normal yük uygulanarak gerçekleştirilen deneylerde UNYM ve ABD işlemleri uygulanan numunelerin ortalama sürtünme katsayıları daha düşüktür. İşlem görmemiş, UNYM ve ABD numunelerinin ortalama sürtünme katsayıları sırasıyla 0,4612, 0,4191 ve 0,3968 olarak hesaplanmıştır. Bununla birlikte ABD başlangıçta daha etkin bir görünüm sergilerken UNYM bunun aksi bir görünümde dir. EBSD araştırmaları ABD işleminin etkisini büyük oranda en üst yüzey tabakasında gösterdiğini, aksine UNYM işlem etkilerinin yüzeyden derine doğru bir miktar daha devam ettiğini ortaya koymaktadır. ABD işleminin başlangıçta daha etkili olmakta, fakat 300 m kayma mesafesinden sonra bu etki azalarak yok olmaktadır.

10N yükleme koşullarında numunelerin sürtünmeye karşı davranışında bir kısım değişiklikler gözlemlenmektedir. ABD işleminin sürtünme katsayısı üzerinde etkisi

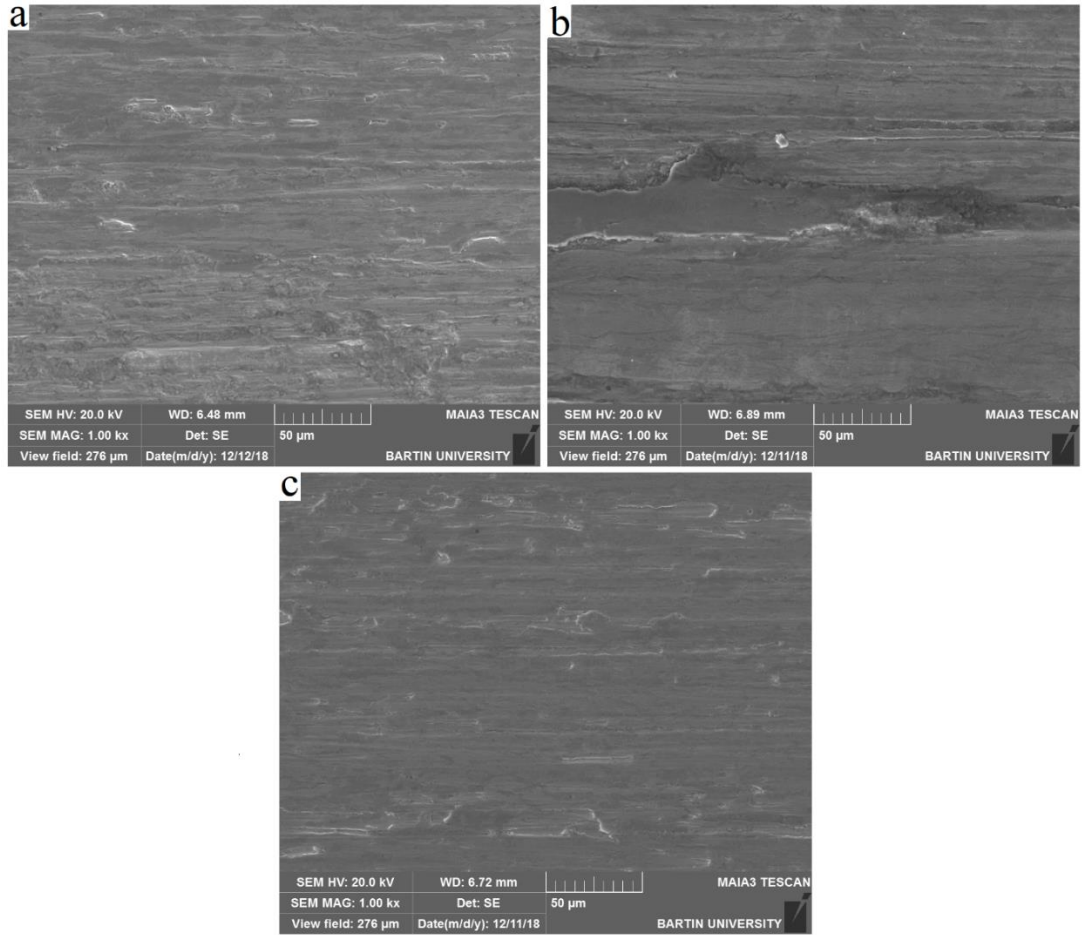


Şekil 6.12. (a) 5N, (b) 10N, (c) 15N normal yük altında işlem görmemiş ve YAPD uygulanmış numunelerin mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği

baskın bir görünüm sergilemektedir ve artan yük ile sürtünme katsayısı düşmüştür. UNYM numunesi 5N yükte sergilediği baskın özelliğini kaybetmiştir. Kayma mesafesinin ilk aşamalarında (200 m'ye kadar) beklenen aksine etkisiz kalmıştır. Beklenmeyen bu durum, mikro kanalların aşınma probunun ucu ile anlık ve kısa süreli etkileşimi ile ifade edilebilir. Bununla birlikte 300 m'den sonra UNYM numunesinin sürtünmeye karşı davranışı ve direnci artmıştır. Tüm kayma mesafesi boyunca en yüksek sürtünme katsayısı değeri işlem görmemiş numunede görülmüştür. Uygulanan normal yükün artmasıyla yüzey işlemlerinin sürtünmeye karşı göstermiş olduğu davranışta belirgin değişiklikler gözlemlenmektedir. Yük 15 N'a çıkarıldığında UNYM numunesi ile işlem görmemiş numune sürtünme özellikleri arasında yakınsama olduğu görülmektedir. Kayma mesafesinin ilk bölümünde ABD numunesi sürtünmeye karşı etkili bir görünüm sergilemiş fakat ilerleyen kısımlarda bu özelliğini kaybetmiştir. Çelik bir levha üzerinde, batıcı bir ucun kayması sırasında sürtünme kuvveti, çelik yüzeyinin plastik deformasyonu için gereken kuvvetle ilişkilidir. Yüzey mekanik deformasyon işlemleri ile arttırılan yüzey sertliği, batıcı ucun derine etkimesini önlemekte ve plastik deformasyon için gereken kuvvet azalmaktadır [116]. Bu durum düşük yüklerde UNSM ve ABD numunelerinin sürtünme katsayılarının işlem görmemiş numuneden daha düşük olmasını açıklamaktadır.

YAPD uygulanmış ve işlem görmemiş numunelere ait 5N, 10N ve 15N normal yük altında gerçekleştirilen aşınma deneylerine ait, aşınma yüzeyleri SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 6.13, Şekil 6.14 ve Şekil 6.15'te verilmiştir. 5N ve 10N normal yük altında işlem görmemiş numune aşınma yüzeyi plastik deformasyon tabakalarının varlığı ile karakterize edilebilir. Aşınma izlerinde oldukça pürüzsüz bir yüzey ve kayma yönünde meydana gelmiş abrasif çizikler ve adhezif aşınma ile oluşmuş küçük çukurcuklar görülmektedir. Bununla birlikte adhezyonun baskın aşınma mekanizması olduğu görülmektedir. İşlem görmemiş numunenin düşük sertliği adhezyon mekanizmasının daha etkin olmasını sağlamaktadır. Elde edilen yüksek sürtünme katsayısı, karşılıklı yüzeyler arasındaki yüksek adhezif teması yenebilmek için gerekli sürtünme kuvvetinden kaynaklanmaktadır. Aşınma, genel olarak tek bir aşınma mekanizması olarak ortaya çıkmaz. Aksine, yüzey özellikleri, plastik deformasyon, aşınma katmanlarının oluşumu vb. gibi çeşitli aşınma mekanizmalarının bir kombinasyonu şeklinde, birbirleri arasında değişken bir yapıda karşımıza çıkar [117].

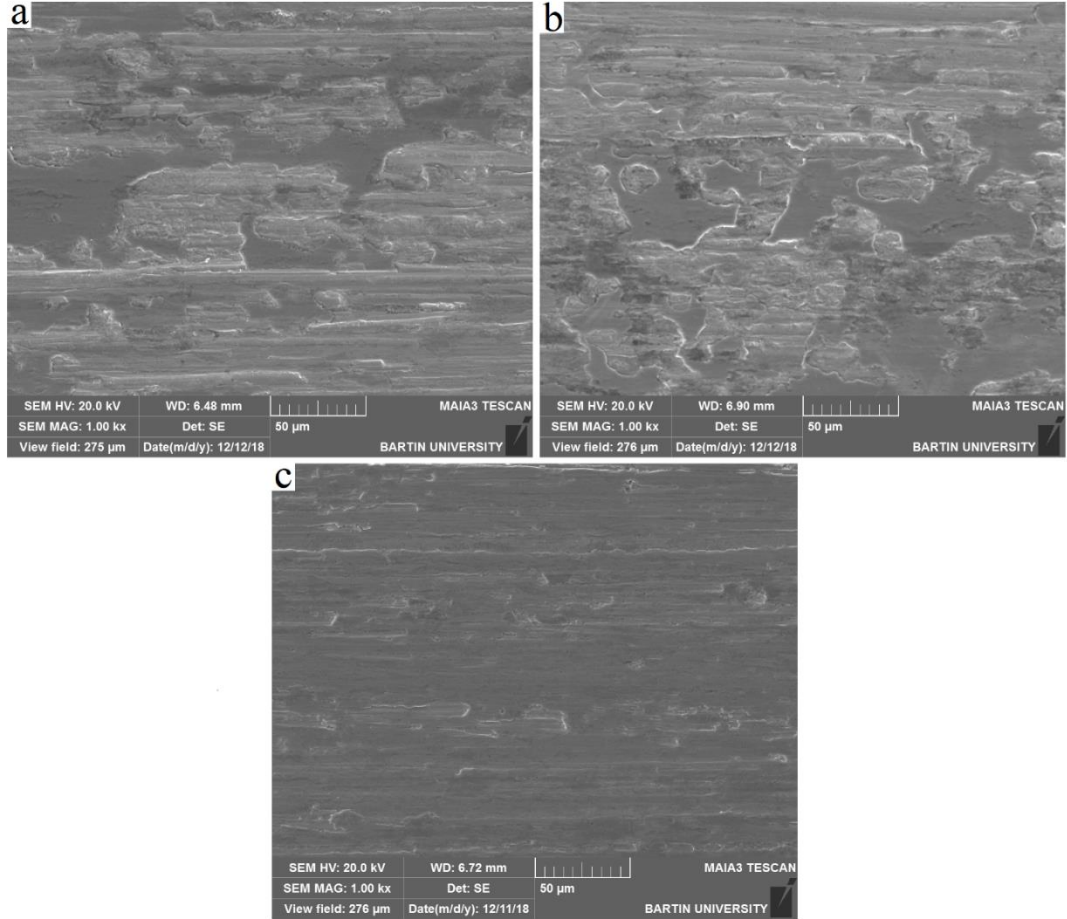
YAPD numunelerinin aşınma yüzeylerini incelediğimizde 5N yük altında işlem görmemiş numuneye bezer şekilde pürüzsüz yüzeyler, çukurcuklar, aşınma kalıntıları ve çok sayıda olukların olduğu görülmektedir. Aşınma kalıntılarının bulunması ve olukların çokluğu, işlem görmemiş numuneye kıyasla abrasif aşınmanın daha etkili olduğunu göstermektedir. Aşınma sırasında YAPD numunelerinin sert yüzeylerinden kırılan parçacıklar yüzeyler arasındaki teması azaltarak aşınma direncini arttırmaktadır. Bu durum sürtünme katsayısı grafiklerinde de doğrulanmaktadır. YAPD numunelerinin sürtünme katsayıları mesafe boyunca daha düşük olarak elde edilmiştir.



Şekil 6.13. (a) ABD (b) UNYM (c) işlem görmemiş numunelere ait 5N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri

10N yükleme koşullarında (Şekil 6.14) ABD ve UNYM numunelerinde aşınma yüzeylerinde geniş çizikler ve delaminasyonlar olduğu görülmektedir. Bu durum

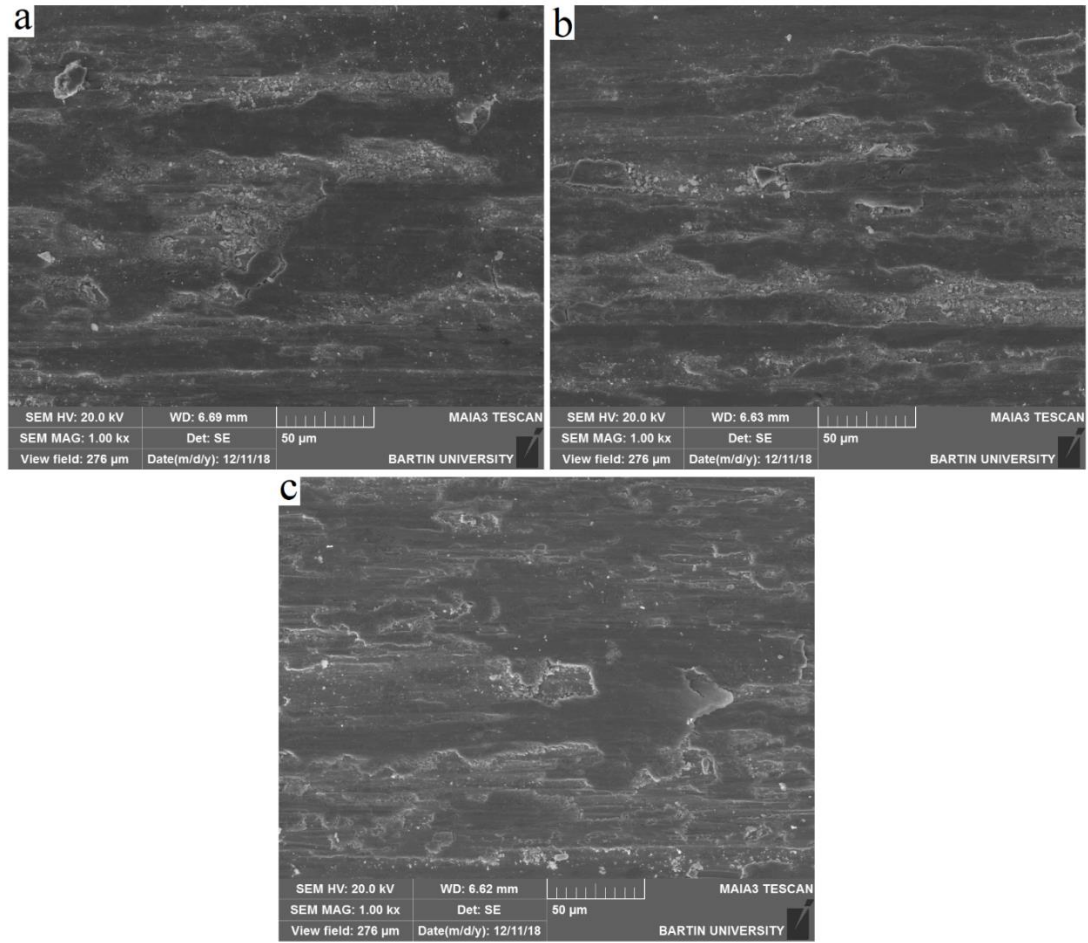
delaminasyon ve abrazif aşınma mekanizmalarının YAPD numunelerinde etkin olduğunu göstermektedir. YAPD işlemleri ile artan yüzey sertliğinden dolayı delaminasyon mekanizması ile ilişkili oluk ve çatlaklar artmıştır.



Şekil 6.14. (a) ABD (b) UNYM (c) işlem görmemiş numunelere ait 10N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri

Yük 15N olduğunda (Şekil 6.15) işlem görmemiş ve YAPD uygulanmış numunelerde aşınma yüzeyleri benzer bir görünüm sergilemektedir. Tüm yüzeylerde kayma yönünde oluşmuş oluklar, aşınma parçacıkları, adhezyon çukurları ve çatlaklar görülmektedir. Kayma sırasında yüzey altı tabakaya uygulanan kayma gerilmeleri normal yük ve sürtünme katsayısı ile doğrudan ilişkilidir [118]. Yükün artırılması kayma gerilmelerinin artmasını ve çatlak ilerleme olasılığını arttırmıştır. Uygulanan normal yükün etkisi ile yüzeylerdeki transfer tabakalarında kayma yönüne dik doğrultuda çatlaklar oluşmuştur. Aynı zamanda yüzeye rastgele dağılmış aşınma parçacık kümeleri görülmektedir. Bu yükleme durumunda aşınma mekanizması

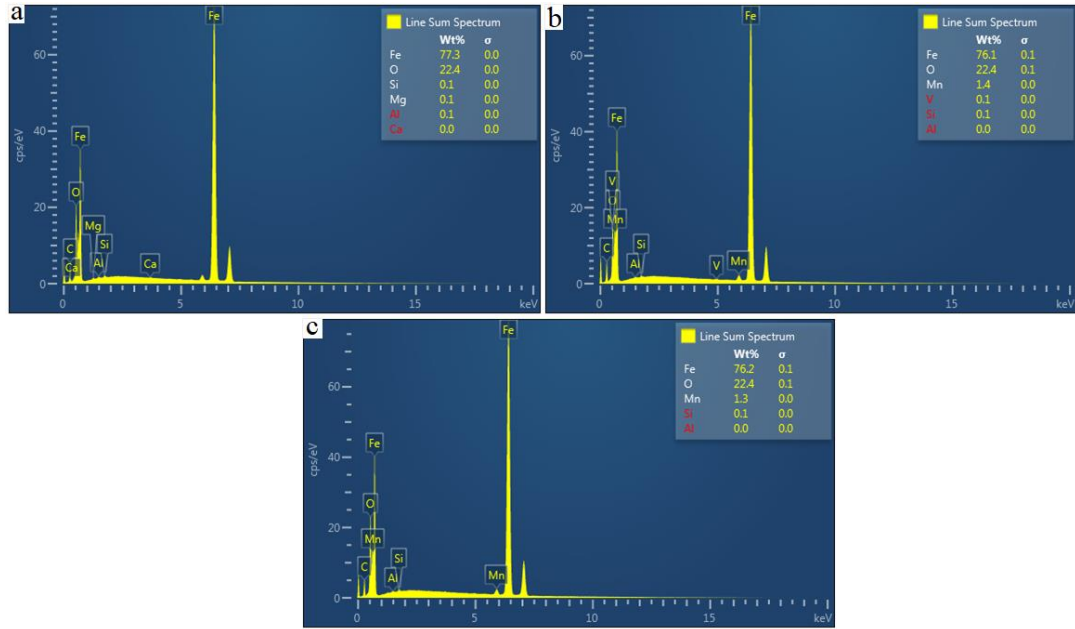
şiddetli adhezif ve abrazif aşınmadır. Artan yük ile YAPD ve işlem görmemiş numunelerde benzer aşınma yüzeylerinin elde edilmesi, YAPD işlem etkilerinin yüzeyde ince bir tabaka üzerinde etkin sonuçlar doğurması bakımından olası bir sonuçtur. Aşınma miktarı arttıkça YAPD işlemlerinin etkisi azalmakta ve işlem görmemiş numune ile benzer özelliklerdeki yüzey altı tabakalarında oluşan aşınma izi görüntüleri karşımıza çıkmaktadır.



Şekil 6.15. (a) ABD (b) UNYM (c) işlem görmemiş numunelere ait 15N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri

İşlem görmemiş ve YAPD uygulanmış numunelerin aşınma yüzeylerinden elde edilen çizgisel EDS analizleri Şekil 6.16’te verilmiştir. Tüm aşınma yüzeylerinde oksit tabakalarının mevcut olduğu ve yaklaşık olarak aynı miktarda yer aldığı görülmektedir. Sürtünme ile ortaya çıkan ısı sonucu oluşan oksit tabakası, aşınma yüzeyleri arasındaki teması engelleyerek adhezif aşınmayı baskıladığı için metalin

aşınma direncini artırmaya yardımcı olur. Bununla birlikte oksit tabakası ince olduğu için temas gerilmeleri ile kolayca kaldırılabilir. Oksit tabakasının çıkarıldığı alan, harici bir kuvvetle plastik olarak deforme olur ve ilave oksit tabakası oluşmaz, böylece yüzeyler arasında normal temasa izin verir, bu da sonunda yapışma aşınmasına yol açar. Ek olarak pul pul dökülmüş oksit tabakası dış kuvvet tarafından ayrıştırılır ve sertleştirilir. Yüksek sertliğe sahip aşınma partiküllerine dönüşen bu yapılar abrazyon aşınmaya neden olur. Küçük parçaların varlığından kaynaklı üç bileşenli aşınmadan dolayı abrazyon aşınma izi oluşur [119]. Sonuç olarak baskın aşınma mekanizması, ayrılan oksit tabakasını içeren adhezif aşınmanın eşlik ettiği abrazyon aşındırıcıdır.

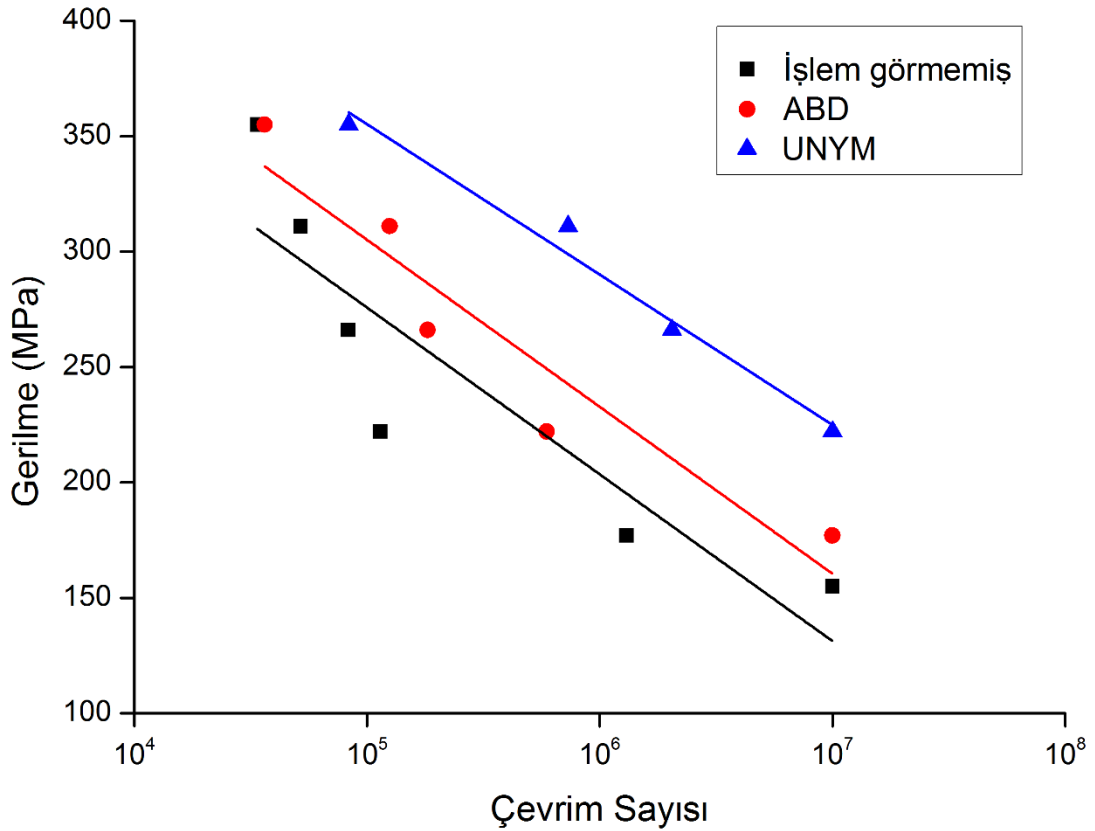


Şekil 6.16. (a) ABD (b) UNYM (c) işlem görmemiş numunelere ait çizgisel EDS analizleri

6.1.7. YAPD İşlemlerinin S500MC Yorulma Dayanımına Etkisi

ABD ve UNYM işlemleri uygulanmış S500MC çelik numunelerin, yorulma testleri sonucu elde edilen S-N diyagramı Şekil 6.17’de verilmiştir. YAPD işlemleri S500MC çelik numunelerin yorulma dayanımlarını artırmıştır. ABD işlemi uygulanan numunelerin yorulma dayanımında yaklaşık olarak %17 oranında artış meydana gelmiştir. Bu artış UNYM işleminde çok daha yüksek gerçekleşmiş ve yaklaşık olarak %43 oranında gerçekleşmiştir. YAPD işlemleri sonrası meydana gelen bu gelişim

nanokristal yüzey tabakası ve pekleşme bölgesindeki yüksek dislokasyon yoğunluğu ile ilişkilendirilmektedir [111]. Bilyeli dövme işleminin malzeme yüzeyinde kalıntı gerilme meydana getirdiği bilinmektedir. Bu durum aynı zamanda numune yüzeyinde ince bir nanokristal tabaka oluşturulmasını sağlayan YAPD işlemleri için de geçerlidir. Yüzey mekanik deformasyon işlemleri uygulanarak malzeme yüzeyinde oluşturulan basma kalıntı gerilmeleri malzemelerin yorulma dayanımını arttırmaktadır [120].



Şekil 6.17. YAPD işlemleri uygulanmış S500MC çeliğinin S-N grafikleri

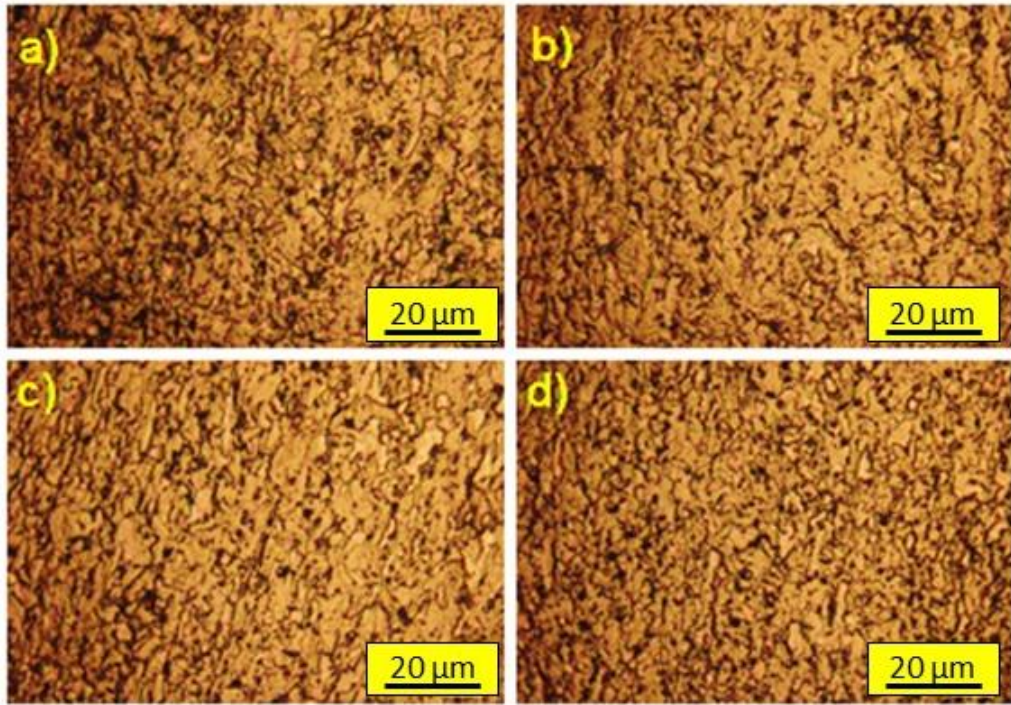
UNYM işlemi S500MC yorulma dayanımını artırmada ABD işlemine kıyasla daha başarılı olmuştur. Bu durumun temel nedeninin UNYM ve ABD işlemleri sonucu elde edilen yüzey pürüzlülükleri ile ilgili olduğu düşünülmektedir. Malzemelerin yüzey pürüzlülüğü değerlerinin, yorulma özellikleri üzerindeki etkileri büyük önem arz etmektedir. Malzemelerde yorulma çatlakları genel olarak numune yüzeylerinden başlamakta ve çevrimsel gerilmeler sonucu büyüyerek yorulma hasarlarının meydana gelmesine neden olmaktadır [63]. ABD işleminde yüzeye rastgele fırlatılan yüksek enerjili bilyeler yüzeyde yüksek miktarlarda kusur oluşturmaktadır. ABD işleminin

yüzeyde bıraktığı bu olumsuz etkinin, yorulma dayanımında meydana gelen artışın daha yüksek seviyelere çıkmasına engel olduğu düşünülmektedir. ABD işlemi ile yorulma dayanımında bir miktar artış elde edilmesine rağmen, oldukça pürüzlü hale gelen yüzey yapısı bu iyileşmenin UNYM işlemine göre daha sınırlı gerçekleşmesine neden olmuştur.

6.2. SINIRLANDIRILMIŞ YİVLİ PRESLEME İŞLEMİNİN ETKİLERİNİN İNCELENMESİ

6.2.1. Optik Mikroskop ve Elektron Geri Saçılım Kırınım Analizleri

SYP işleminin S500MC çelik levhanın mikroyapısı üzerinde etkilerinin incelenmesi amacıyla 1-4 paso SYP uygulanmış numunelere ait optik mikroskop görüntüleri Şekil 6.18'de verilmiştir. Optik mikroskop görüntüleri ile tane boyutu hakkında kesin bir değerlendirme yapılamamasına rağmen, artan SYP paso sayısı ile tane boyutunun azaldığı açıkça görülmektedir. SYP işlemi ile oldukça homojen bir mikro yapı elde

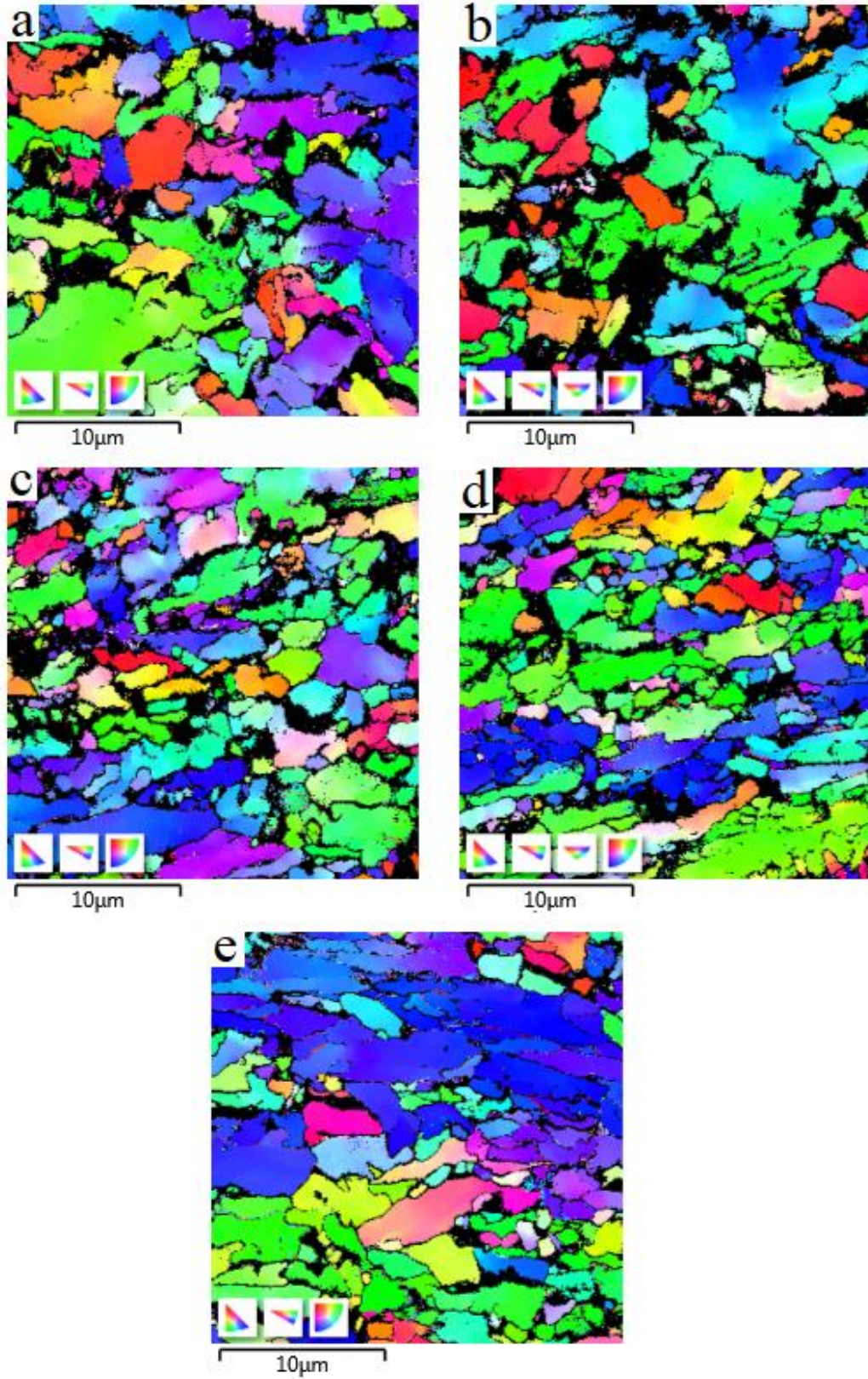


Şekil 6.18. (a) 1 paso (b) 2 paso (c) 3 paso ve (d) 4 paso SYP uygulanmış S500MC çelik numuneleri optik mikroskop görüntüleri

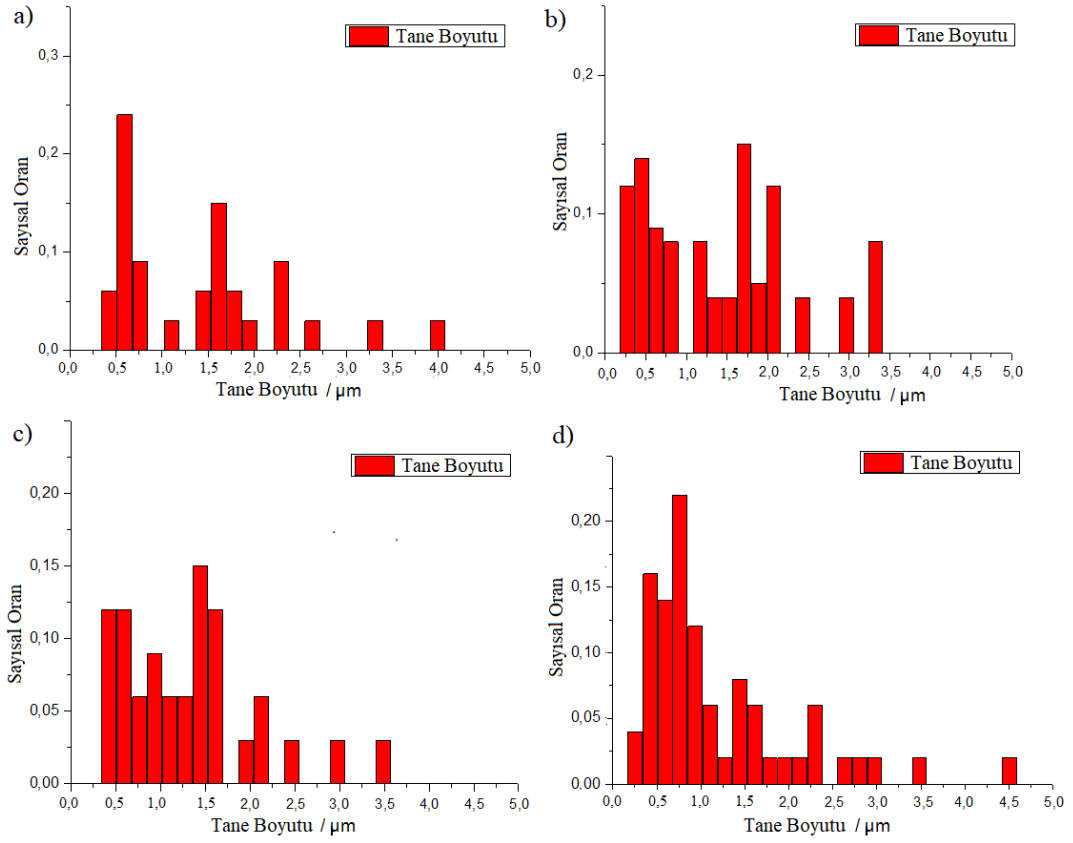
edildiği görülmektedir. Yüksek mukavemetli düşük alaşımlı S500MC çeliği hali hazırda ultra ince boyutlu çökelti içeren, ince taneli bir mikro yapıya sahiptir [121]. Yüksek mukavemet-sertlik oranı kombinasyonları SYP işleminin uygulanmasını zorlaştırmaktadır. Bu nedenle literatür çalışmaları tipik olarak Al-Mg-Cu-Zn alaşımlarına odaklanmıştır [34]. Oldukça sınırlı sayıda olmakla birlikte demir esaslı alaşımlardan mukavemet-sertlik seviyeleri en düşük olan düşük karbonlu çelikler üzerinde de çalışmalar bulunmaktadır [122,123]. 1 Paso SYP numunesi (Şekil 6.18a) incelendiğinde yapının oldukça ince taneli olması nedeniyle tane sınırları neredeyse ayırt edilememektedir. İlerleyen paso sayılarında (Şekil 6.18b, Şekil 6.18c ve Şekil 6.18d) bu durum daha da zorlaşmaktadır.

SYP işleminin S500MC mikro yapısına etkileri, Şekil 6.19a, Şekil 6.19b, Şekil 6.19c, Şekil 6.19d ve Şekil 6.19e’de verilen sırasıyla 1, 2, 3, 4 paso SYP uygulanmış ve işlem görmemiş numunelerin EBSD analiz görüntüleri ile daha detaylı olarak incelenmeye çalışılmıştır. SYP uygulanmış ve işlem görmemiş numuneler arasında tane boyutundaki değişim açık bir şekilde görülmektedir. Artan SYP pasoları ile tane boyutları azalmaktadır. Termomekanik işlemler ile üretilen S500MC çeliği ince taneli bir mikro yapıdadır. İşlem görmemiş numune ortalama tane boyutu $3,675 \mu\text{m}$ (Çizelge 6.3) mertebesinde ve homojen bir dağılım gösterir. SYP işlemi ile ortalama tane boyutları azalarak 1, 2, 3 ve 4 paso için sırasıyla $1.3965 \mu\text{m}$, $1.3953 \mu\text{m}$, $1.3071 \mu\text{m}$ ve $1.1783 \mu\text{m}$ seviyelerine kadar düşmüştür. Bununla birlikte SYP işlemi ile tane boyutu-sayısal oran dağılım grafiğinde (Şekil 6.20a, Şekil 6.20b, Şekil 6.20c ve Şekil 6.20d sırasıyla 1-4 paso SYP uygulanmış) yoğunluk grafiğinin soluna doğru kaymaktadır. 4 paso SYP işleminden sonra tane inceliği mikro yapı boyunca baskındır ve tane boyutu dağılımı çubuk grafiklerinin (Şekil 6.20d) sol tarafında yoğunlaşmıştır.

Malzemelerin mekanik özelliklerini geliştirmek için tane boyutunun küçültülmesi etkili yöntemlerdendir. Artan tane sınırlarından dolayı, ince taneli malzemelerin daha iyi mekanik özellikler sergilediklerini gösteren birçok çalışma bulunmaktadır [124].



Şekil 6.19. SYP uygulanmış S500MC mikroyapı EBSD görüntüsü (a) 1 paso (b) 2 paso (c) 3 paso ve (d) 4 paso (e) işlem görmemiş



Şekil 6.20. (a) 1 paso (b) 2 paso (c) 3 paso ve (d) 4 paso SYP uygulanmış S500MC çelik numune tane boyutu sayısal oran dağılım grafiği

Mekanik özellikler genellikle, tane boyutunun karekökü ile bağlantısını ifade eden Hall-Petch eşitliği ile ilişkilendirilir. Ayrıca tane sınırlarının, plastik deformasyon sırasında bir engel gibi davrandığı ve dislokasyon hareketlerini engellediği de

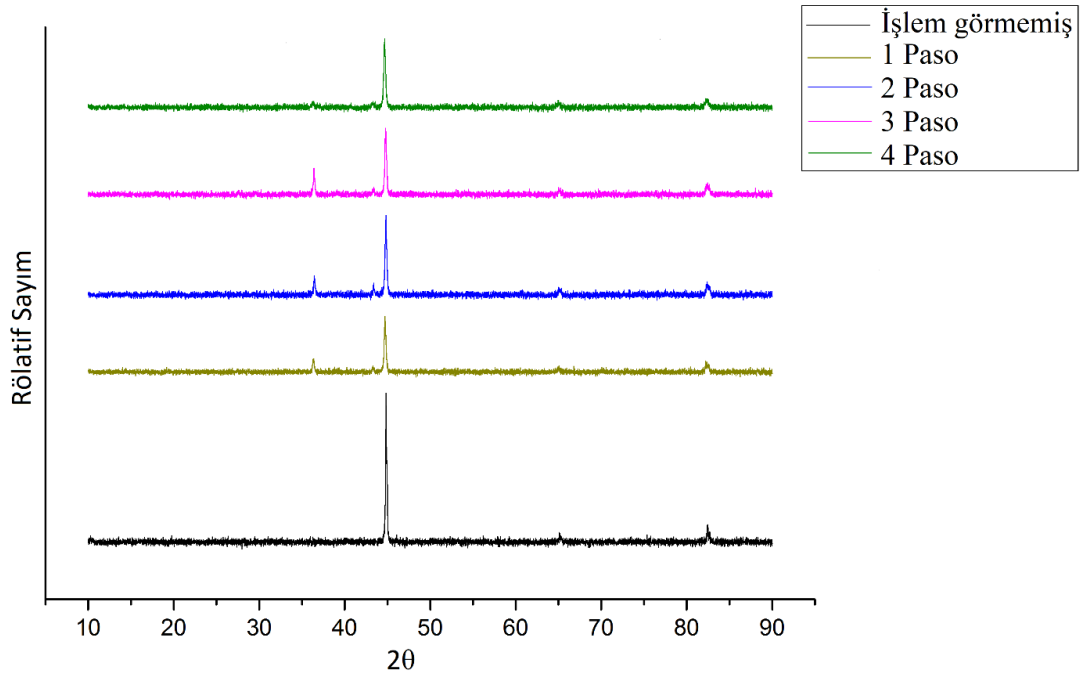
Çizelge 6.3. İşlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış numune tane boyutları

Numune	Ortalama tane boyutu (μm)
İşlem görmemiş	3,675±0,483
1 paso	1,3965±0,325
2 paso	1,3953±0,449
3 paso	1,3071±0,205
4 paso	1,1783±0,222

bilinmektedir [125]. APD işlemleri, ağır üniform deformasyon oluşturarak dislokasyon yoğunluğunu arttırmayı, yoğun dislokasyon duvarlarının oluşturulmasını, böylece ultra ince ve nano boyutlu mikroyapı elde etme prensibini içerir [126]. APD ile üretilen malzemeler boşluksuz yapıları, yüksek dayanım ve tokluk gibi üstün mekanik özellikleri nedeniyle büyük öneme sahiptirler [127]. SYP işlemi, düşük karbonlu çeliğin tane boyutunun azaltılmasında etkili bir yöntemdir ve başlangıç pasolarında tane incelmesi daha etkin gerçekleşmektedir [122,123].

6.2.2. X-ışını Kırınım Analizi

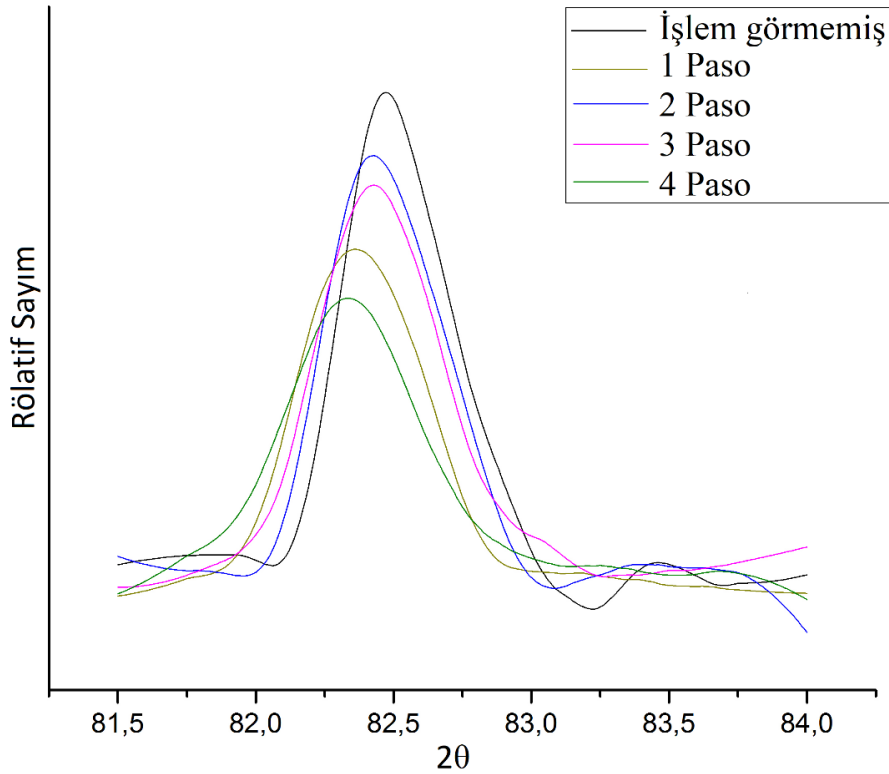
SYP işlemi oda sıcaklığında uygulanmış ve malzemenin tüm hacminde aşırı plastik deformasyon meydana getirilmiştir. Aşırı plastik deformasyon sonrası tane boyutu değişimlerinin incelenmesi için XRD pik karakteristikleri ve YYPG'ndeki değişimlerden yararlanılmıştır. X-ışını kırınım analizleri deforme olmuş metallerde tane boyutu ve dislokasyon yoğunluğu ile dizilimlerinin incelenmesinde başarılı bir şekilde kullanılmıştır [128]. İşlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış S500MC çelik numunelerin x ışını kırınım desenleri Şekil 6.21'da verilmiştir. İşlem görmemiş



Şekil 6.21. İşlem görmemiş, 1, 2, 3 ve 4 paso SYP uygulanmış S500MC çelik numunelerin X-ışını kırınım desenleri

numune ile karşılaştırdığımızda 1-4 paso SYP uygulanmış numunelerin pik yüksekliklerinin azaldığı, YYPG değerlerinin ise arttığı görülmektedir. YYPG değerlerindeki artış tane incelmesi ve kristal kafes bozulmalarının meydana geldiğinin göstergesidir [122].

SYP ile YYPG değerlerindeki değişim Çizelge 6.4'te verilmiştir. En küçük YYPG değeri işlem görmemiş numunede elde edilmiştir ve artan SYP paso sayısı ile birlikte YYPG değerleri artmaktadır. En belirgin artış işlem görmemiş numune ile 1 paso SYP uygulanmış numune arasında görülmüştür. İlerleyen pasolarda artış devam etmesine rağmen oran olarak daha sınırlıdır. SYP ile soğuk deformasyon sonrası YYPG değerlerinin artması, tane incelmesi ve yüksek kafes bozulmalarının varlığının kanıtı olarak değerlendirilmektedir. SYP ile düşük karbonlu çelik malzemede tane incelmesi elde edildiği belirtilmiştir [123]. Şekil 6.22'de işlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış numunelerin (211) pikleri verilmiştir. SYP işlemi ile pikler orijinal pozisyonundan daha düşük bir kırınım açısına doğru kaymıştır. XRD piklerinin



Şekil 6.22. İşlem görmemiş, 1, 2, 3 ve 4 paso SYP uygulanmış S500MC çelik numunelerin (211) pikine ait X-ışını kırınım desenleri

kaymasının en genel nedeni, malzemelerde kimyasal değişim veya malzemeye yapılan eklemelerle katı çözeltiler varlığından kaynaklanmaktadır. SYP işlemleri ile malzemede herhangi bir kimyasal değişim ve eklenti gerçekleştirilmemektedir. APD'nun sebep olduğu yüksek gerinim sonucu olarak, iç gerilmelerin birikmesi, basma kalıntı gerilmeleri ve indüklenen düzlemsel hatalar APD numunelerinin XRD piklerinin daha küçük açılara kaymasına sebep olmaktadır [129].

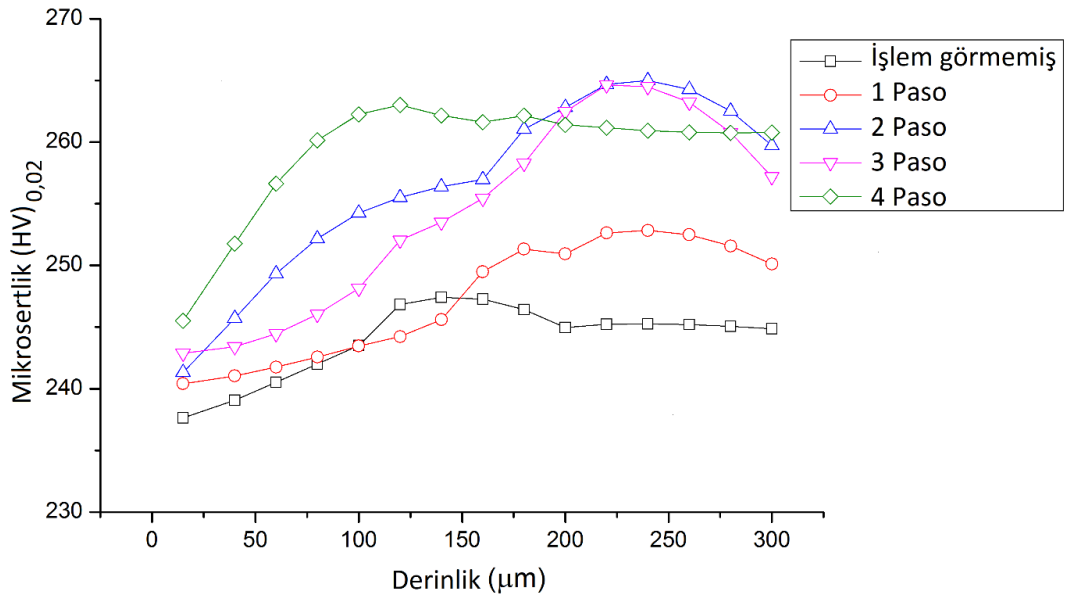
Çizelge 6.4. İşlem görmemiş, UNYM ve ABD uygulanmış numunelerin (110) pikine ait YYPG değerleri

Numune	2- θ	YYPG (°)
İşlem Görmemiş	44.826	0.113
1 Paso	44.693	0.174
2 Paso	44.789	0.188
3 Paso	44.766	0.193
4 Paso	44.632	0.217

5.2.3. SYP İşleminin Mikro sertlik Değerlerine Etkisi

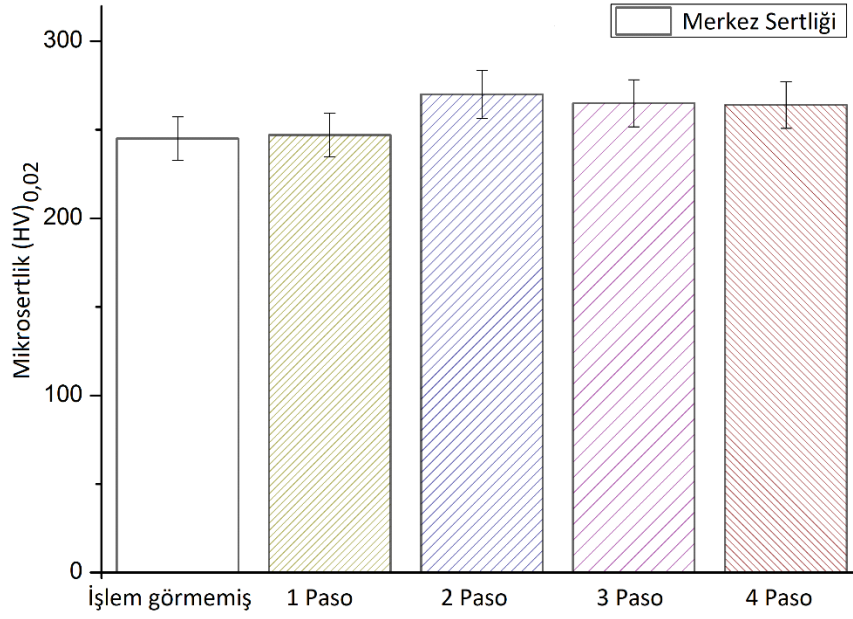
SYP işleminin, S500MC çeliğinin derinliğe bağlı mikro sertlik özelliklerine etkilerinin incelenmesi amacıyla yüzeyden itibaren 300 μm derinliğe kadar mikro sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir.

SYP işlemleri numune tüm hacminde plastik deformasyon meydana getirmeyi amaçlayan bir APD yöntemidir. İşlem numunenin tüm hacmine uygulanmaktadır. SYP işlemleri uygulanmış numunelerin mikro sertlik değerlerinin yüzey bölgelerinde daha düşük olduğu görülmüştür (Şekil 6.23). Bu durumun, SYP işlemleri uygulaması esnasında numune ile kalıp arasındaki ilk temastan dolayı, yüzeyde meydana gelebilecek mikro çatlakların önüne geçmek amacıyla önleyici plaka kullanılmasından kaynaklandığı düşünülmektedir.



Şekil 6.23. İşlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış S500MC numunelerin derinliğe bağlı sertlik değişimleri grafiği

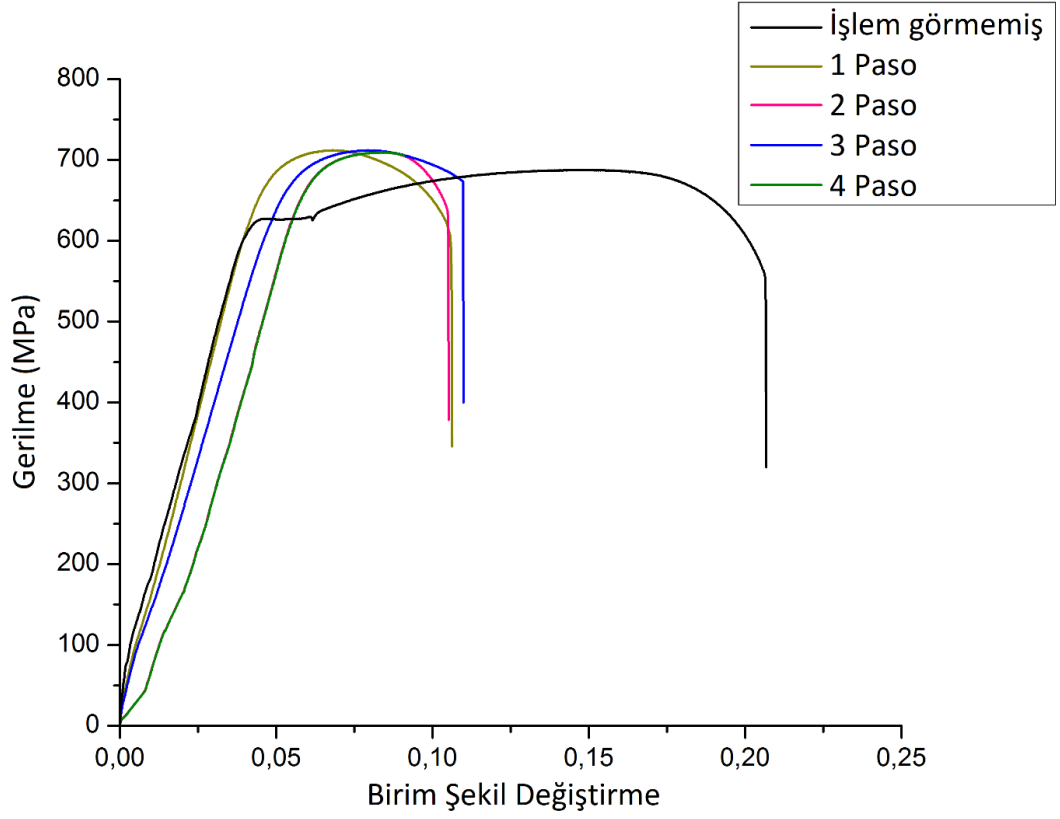
Yüzeyden uzaklaştıkça belirli bir derinlikten itibaren sertlik en yüksek seviyesine ulaşmaktadır. SYP işleminin ilk aşamasında belirgin bir sertlik artışı gözlemlenmemiştir. İlk paso SYP uygulaması sonrasında ortalama 250 HV merkez sertliği elde edilmişken ilerleyen paso sayılarında sertlik 264 HV değerine kadar artmıştır. Şekil 6.24’de verilen SYP işleminin sonucu numunelerin merkez sertliklerinde meydana gelen değişim grafiği incelendiğinde, işlem görmemiş numune sertliği 248 HV değerinden ve 1-4 paso SYP uygulanması sırasıyla 250, 264, 263 ve 263 HV değerlerine ulaşmıştır. 1 Paso SYP uygulanan numune sertlik değerlerinde önemli bir değişiklik gözlemlenmezken, 2, 3 ve 4 paso SYP numunelerinde hafif artış görülmektedir. EBSD görüntüleri ve tane boyutu dağılım grafikleri, gerçekleştirilen SYP işleminin ortalama tane boyutlarında azalma meydana geldiğini göstermektedir. Ortalama tane boyutu 1000 nm altında olmamasına rağmen, tanelerin dağılımına bakıldığında bu değer altında oldukça fazla sayıda tanenin olduğu görülmektedir. SYP metal levhalarda çok yüksek miktarlarda gerilim oluşturarak, tane incelmeye ve 100-1000 nm aralığındaki boyutlarda yeni hücreli yapılar oluşmasını sağlar. Tane boyutu ve dislokasyon sertleşmesi mekanizmalarına bağlı olarak, deformasyon uygulanmamış numunelere kıyasla, SYP uygulanmış numunelerin hem sertlikleri hem de çekme dayanımları önemli derecede artmaktadır [130].



Şekil 6.24. İşlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış numunelerin merkez sertlik değerleri grafiği

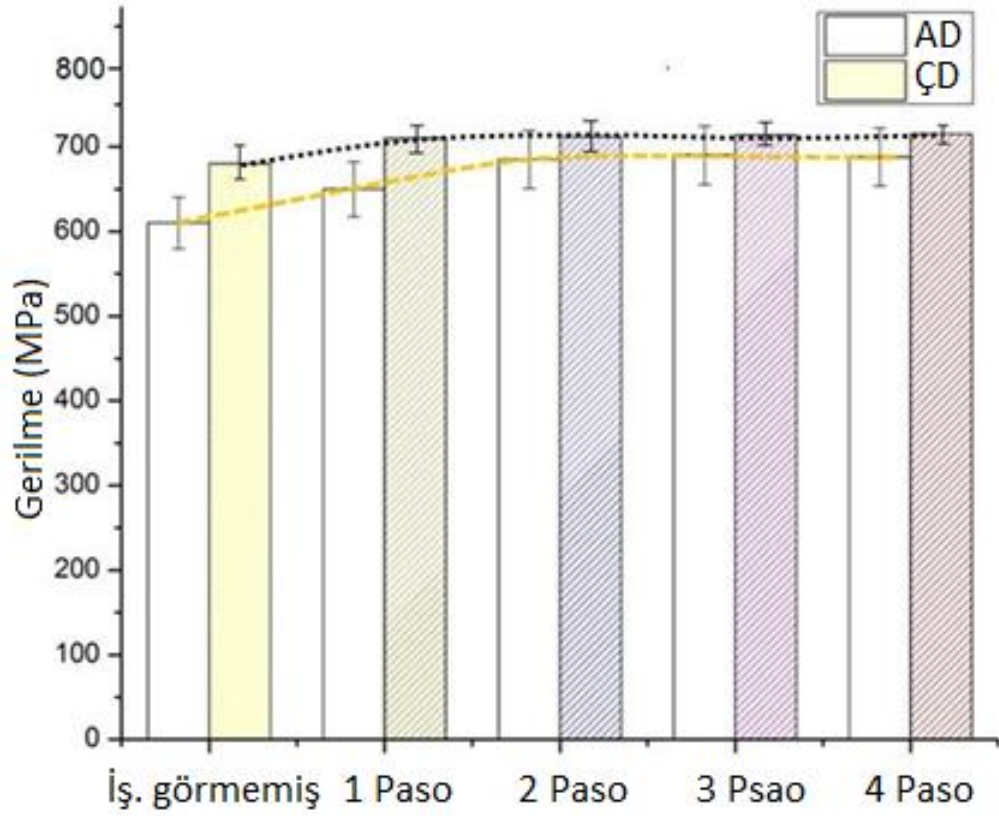
6.2.4. SYP İşleminin Çekme Dayanımına Etkisi

SYP işleminin S500MC çelik numunelerinin çekme özelliklerine etkilerinin belirlenebilmesi için gerçekleştirilen çekme testleri ile elde edilen gerilme-birim şekil değiştirme grafikleri Şekil 6.25'te verilmiştir. SYP işleminin S500MC numunelerinin çekme özelliklerine belirgin etkileri olduğu görülmüştür. SYP uygulanmış numunelerin, akma ve çekme dayanımlarında işlem görmemiş numuneye kıyasla artış olduğu gözlemlenmektedir. Akma ve çekme dayanımlarında 1 paso SYP uygulaması ile en yüksek değişim oranı gerçekleşmiş ve ilerleyen pasolarda hafif artışlar gerçekleşmiştir (Şekil 6.26). SYP sonrası en yüksek akma ve çekme dayanımları 3 paso SYP numunesinde görülmüştür ve sırasıyla 677 MPa ve 714 MPa değerlerindedir. Gerilme birim şekil değiştirme grafiğinde (Şekil 6.25) dikkat çeken bir diğer husus SYP uygulanmış numunelerin % uzama değerlerinde görülen azalmadır. SYP işlemi uygulanan numunelerin % uzama değerleri işlem görmemiş numuneye oranla yaklaşık %50 oranında düşmüştür. Düşük alaşımli çelik numunede gerçekleştirilen SYP işlemi sonucu tane boyutundaki azalmanın, akma ve çekme dayanımları gibi birkaç özelliğe artış meydana getirdiği, ancak bu artışın malzemenin



Şekil 6.25. 1-4 Paso SYP işlemi uygulanmış ve işlem görmemiş S500MC numunelerine ait gerilme birim şekil değişirme grafikleri.

tokluk ve yüzde uzamasının azalması ile birlikte gerçekleştiği belirtilmiştir. Bununla birlikte 2 Paso SYP işlemi sonrasında düşük alaşımlı çelik numunenin çekme dayanımında ve sertleşme katsayısında belirgin azalma olduğu bildirilmiştir [131]. APD uygulanarak malzemelerin dayanımının artırılması genel bir yöntemdir ve mukavemet artışı pekleşme ve tane incelleme mekanizmalarından kaynaklanmaktadır. SYP ile düşük karbonlu çeliğin, akma ve çekme dayanımlarının 2 paso boyunca arttığı ve devam eden deformasyon işleminin dayanımda azalmaya sebep olduğu belirtilmiştir. SYP işlemi, işlem görmemiş numuneye kıyasla deformasyon sertleşmesi oranını azaltarak, gerinim duyarlılığının artırmaktadır [122].

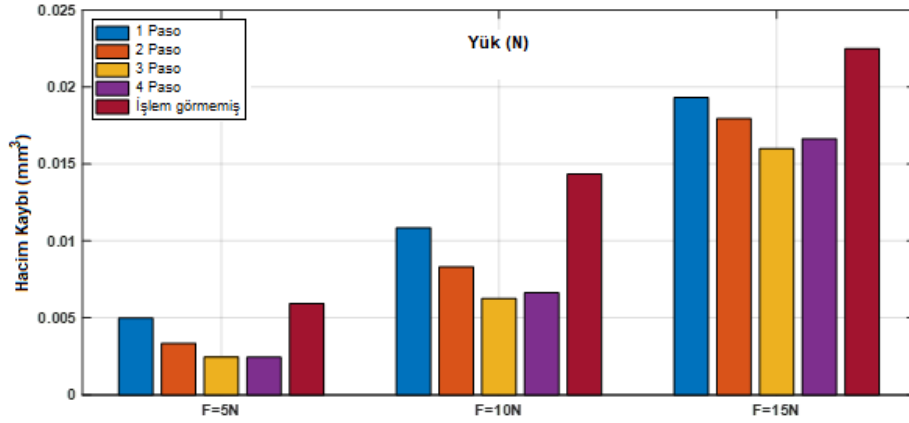


Şekil 6.26. İşlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış numunelerin akma dayanımı ve çekme dayanımı grafikleri

6.2.5. SYP İşlemlerinin S500MC Aşınma Özelliklerine Etkisi

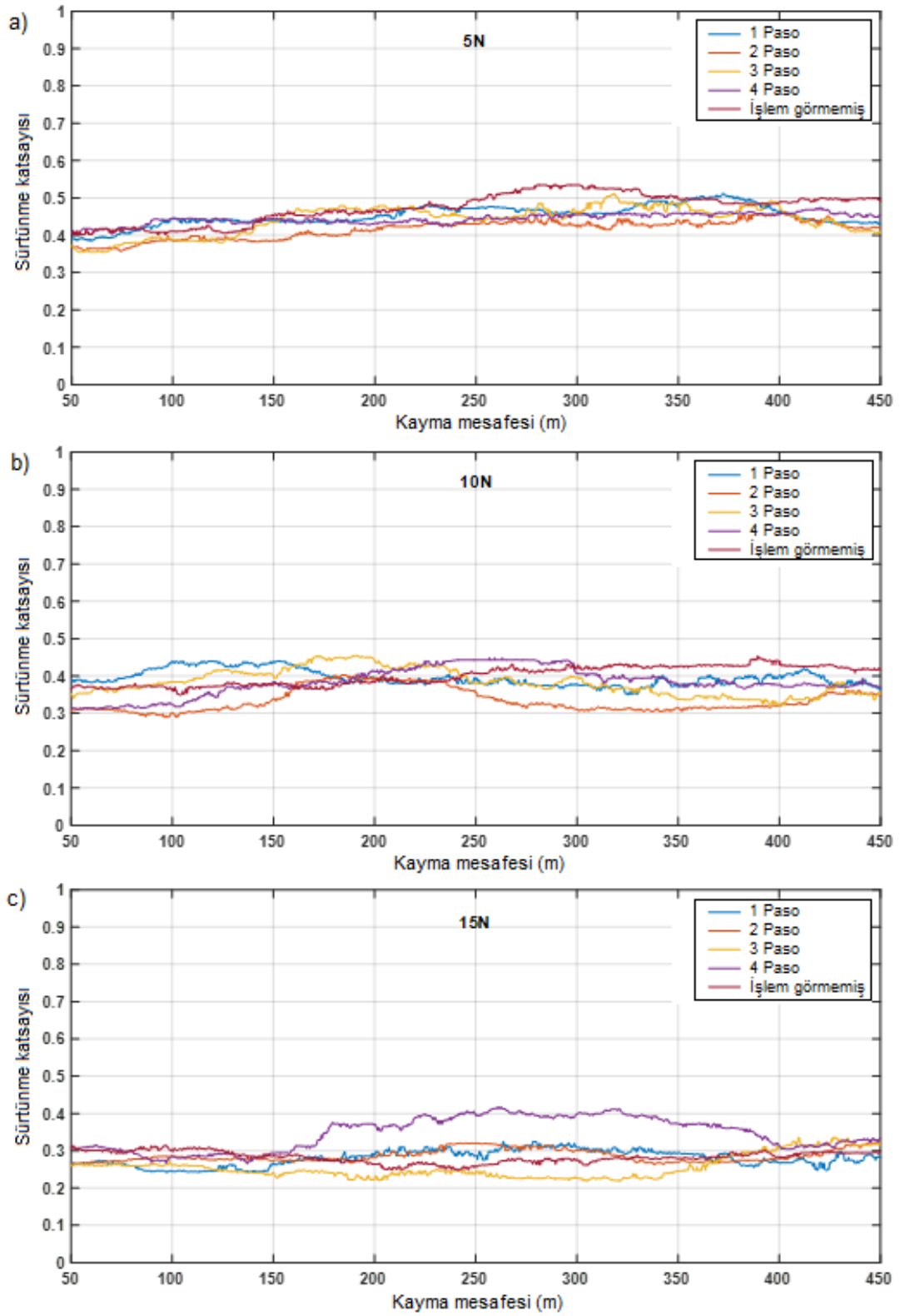
Hacimsel APD işlemlerinin S500MC çeliğinin aşınma özelliklerine etkisinin incelenmesi için işlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış numuneler kuru kayma koşullarında 500 m mesafe boyunca incelenmiştir. 5N, 10N ve 15N normal yük altında gerçekleştirilen deneyler sonucu elde edilen, yük-hacim kaybı grafikleri Şekil 6.27'de verilmiştir. Tüm yükleme koşulları için SYP numunelerinin aşınan hacim miktarları işlem görmemiş numuneden daha düşük gerçekleşmiştir. SYP paso sayılarının artması ile aşınma miktarları azalmaktadır. Üç ve dört paso SYP numunelerinin aşınan hacim miktarları çok yakın olmakla birlikte, 10N ve 15N yük uygulanarak gerçekleştirilen deneylerde 4 paso SYP numunesinin aşınma hacmi daha fazladır. 5N normal yük altında gerçekleştirilen aşınma deneylerinde, SYP uygulaması sonrası 1 paso numunesinde işlem görmemiş numuneye göre aşınan hacim miktarında % 17 düşüş gözlemlenirken 2, 3 ve 4 paso numunelerinde sırasıyla %43, %58 ve %59 azalma

meydana gelmiştir. Benzer durum 10N ve 15N normal yükte gerçekleştirilen deneylerde de görülmektedir. Normal yükün artması ile aşınan hacim miktarları artmaktadır. Bununla birlikte yükün artması ile işlem görmemiş numuneye kıyasla aşınma hacmi oranları düşmektedir. 5N yük altında aşınma oranları 1, 2, 3 ve 4 paso numunelerinde sırasıyla %15, %43, %59 ve %58 olarak gerçekleşirken, 15N yük altında sırasıyla %14, %20, %29 ve %22 olarak gerçekleşmiştir. Bu durum SYP işleminin aşınma dayanımı üzerindeki etkisinin düşük yüklerde daha etkili olduğunu göstermektedir. Benzer durumun SYP işlemi uygulanmış bakır numunelerde de görüldüğü bildirilmiştir [132].



Şekil 6.27. SYP işleminin, uygulanan yüke bağlı aşınan hacim miktarına etkisi.

Kayma mesafesine bağlı sürtünme katsayısı değişim grafikleri 5N, 10N ve 15N normal yükleme koşullarında Şekil 6.28’de verilmektedir. Sürtünme katsayısı grafiklerinde mesafeye bağlı değişiklikler gözlemlenmektedir. 5N normal yük altında 150m’ye kadar işlem görmemiş, 1 paso ve 4 paso SYP numunelerinin sürtünme katsayıları benzer seviyelerde gerçekleşirken, işlem görmemiş numunenin sürtünme katsayısı bu mesafeden sonra artmakta ve SYP numunelerinin tümünden daha yüksek seyretmektedir. Tüm mesafe değerlendirildiğinde en yüksek ortalama sürtünme

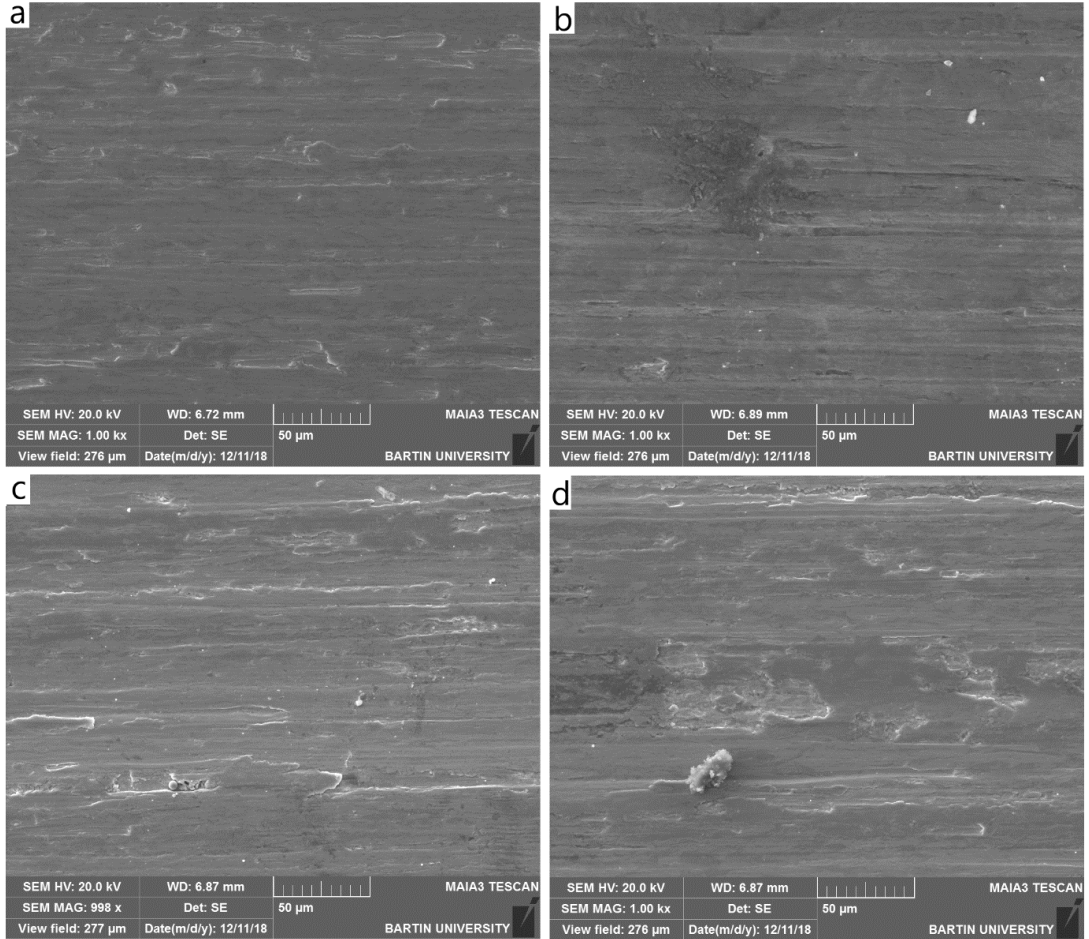


Şekil 6.28. (a) 5N, (b) 10N, (c) 15N normal yük altında işlem görmemiş ve 1-4 paso SYP uygulanmış numunelerin mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği

katsayısı, işlem görmemiş numunede elde edilmiştir. SYP numuneleri arasında tüm mesafe boyunca en yüksek sürtünme katsayısı 1 paso SYP numunesinde görülmüştür. Mesafe boyunca değişiklikler görülmesine ve birbirlerine yakın ortalama değerler sergilemelerine karşın 2, 3 ve 4 paso SYP numuneleri arasında en düşük ortalama sürtünme katsayısı 2 paso SYP numunesinde görülmektedir. 10N normal yük uygulandığında, kaymanın ilk bölümlerinde SYP numunelerinin sürtünme katsayılarında yükselmeler göze çarpmaktadır. Yaklaşık olarak 250 m mesafeye kadar devam eden bu yükselmeler yüzeyden derine doğru ölçülen mikro sertlik sonuçları ile ilişkilendirilebilir. SYP işlemi sırasında kalıp ile yüzey arasında ki temas bölgelerinde mikro çatlak oluşumunun önlenmesi için kullanılan plakalardan dolayı, yüzeyde düşük sertlikte bir tabaka meydana gelmiştir. Bu tabakanın, kaymanın ilk bölümlerinde yüksek sürtünme katsayılarının görülmesinde etkili olduğu düşünülmektedir. Bununla birlikte 1, 2, 3 ve 4 paso SYP numunelerinin tamamının tüm mesafe boyunca ortalama sürtünme katsayıları işlem görmemiş numuneden daha düşük gerçekleşmiştir. 15N yükleme koşullarında ilk 150 m boyunca SYP numunelerinin sürtünme katsayıları işlem görmemiş numuneye kıyasla daha düşük bir seyir izlemektedir. 150 metreden sonra 1, 2 ve 4 paso SYP numunelerinin sürtünme katsayılarında artış gözlemlenmektedir. Kayma mesafesi boyunca işlem görmemiş ve SYP uygulanmış numunelerin sürtünme katsayıları birbirlerine yakın seyretmelerinin yanında, 1, 2 ve 3 paso SYP numunelerinin ortalama sürtünme katsayıları daha düşüktür. Bununla birlikte en düşük sürtünme katsayısı 3 paso SYP numunesinde elde edilmiştir. Grafikler incelendiğinde tüm numunelerde yük artışı ile sürtünme katsayılarının düştüğü görülmektedir. Artan yük ile kayma yüzeyleri arasında artan temas alanı sürtünme katsayısındaki bu azalmanın başlıca nedenidir [133].

İşlem görmemiş, 2 paso, 3 paso ve 4 paso SYP uygulanmış numunelerin 5N, 10N ve 15N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 6.29, Şekil 6.30 ve Şekil 6.31'de verilmiştir. 5N normal yük altında işlem görmemiş (Şekil 6.29 a), 2 paso, 3 paso ve 4 paso SYP uygulanmış (sırasıyla Şekil 6.29b, Şekil 6.29c ve Şekil 6.29d) numunelerin tümünde plastik deformasyonun etkileri görülmektedir. Çatlakların bulunmadığı oldukça pürüzsüz bir yüzey şeklinde karşımıza çıkan plastik deformasyon, en etkin olarak işlem görmemiş numunede oluşmuştur. Tüm numunelerde kayma yönünde çizikler ile az miktarlarda adhezyon sonucu oluşmuş

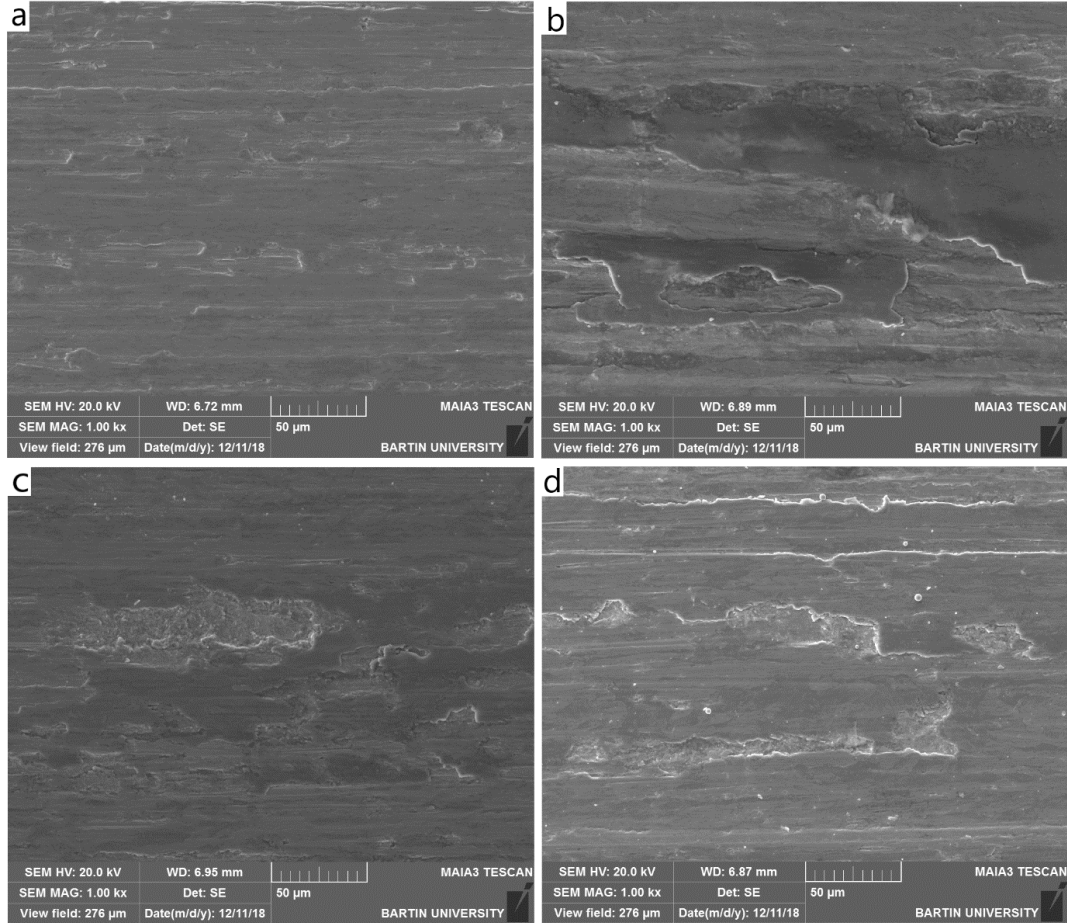
küçük çukurcuklar gözlemlenmiştir. Bununla birlikte SYP numunelerinde bu çiziklerin büyüklüğü ve derinliği işlem görmemiş numuneye göre belirgin bir şekilde daha fazladır. Bu durum, SYP numunelerinde baskın aşınma mekanizmasının abrasif



Şekil 6.29. (a) işlem görmemiş, (b) 2 paso (c) 3 paso (d) 4 paso SYP uygulanmış numunelere ait 5N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.

aşınma olduğunu göstermektedir. Yük 10N'a çıkarıldığında (Şekil 6.30) işlem görmemiş numune aşınma yüzeyinde, 5N yüktekine benzer şekilde, plastik deformasyon ve küçük adhezyon çukurları ile küçük boyutlu abrasif çiziklerin olduğu görülmektedir. 10N yükleme durumunda SYP numunelerinin aşınma yüzeylerinde görülen geniş delaminasyon tabakaları ve kayma yönünde oluşmuş belirgin çizikler, baskın aşınmanın delaminasyon aşınması ve abrasif aşınma şeklinde gerçekleştiğini göstermektedir. SYP işlemi ile azalan tane boyutuna bağlı olarak dayanımın artması, plastik deformasyon etkisini azaltmakta, kazıma bölgeleri ve küçük çizikler gibi

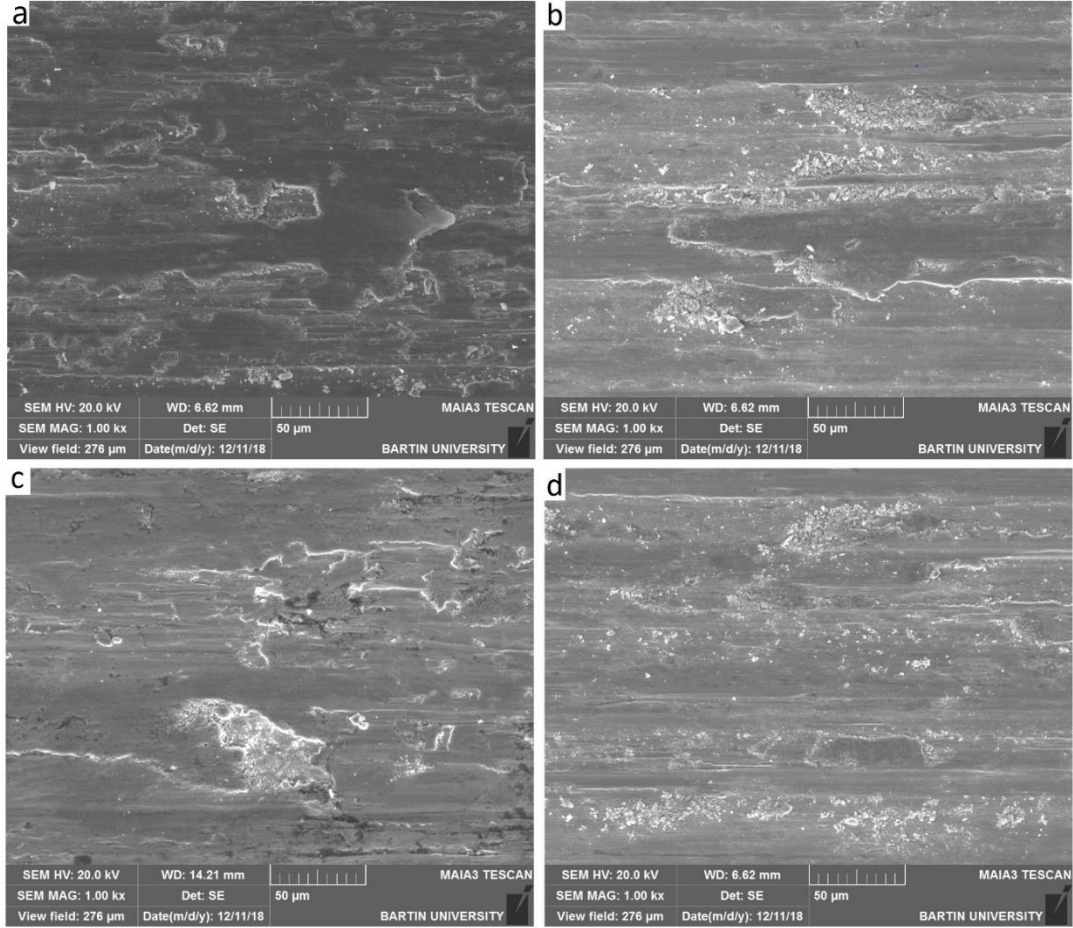
abrasif hasarların yoğun görülmesine sebep olmaktadır. Uygulanan normal yük 15N olduğunda (Şekil 6.31), büyük miktarlarda ortaya çıkan sürtünme ısısı, aşınmış yüzey sıcaklıklarını yükseltmiş ve yüksek sıcaklık değişimlerine neden olmuştur. Bu sıcaklık



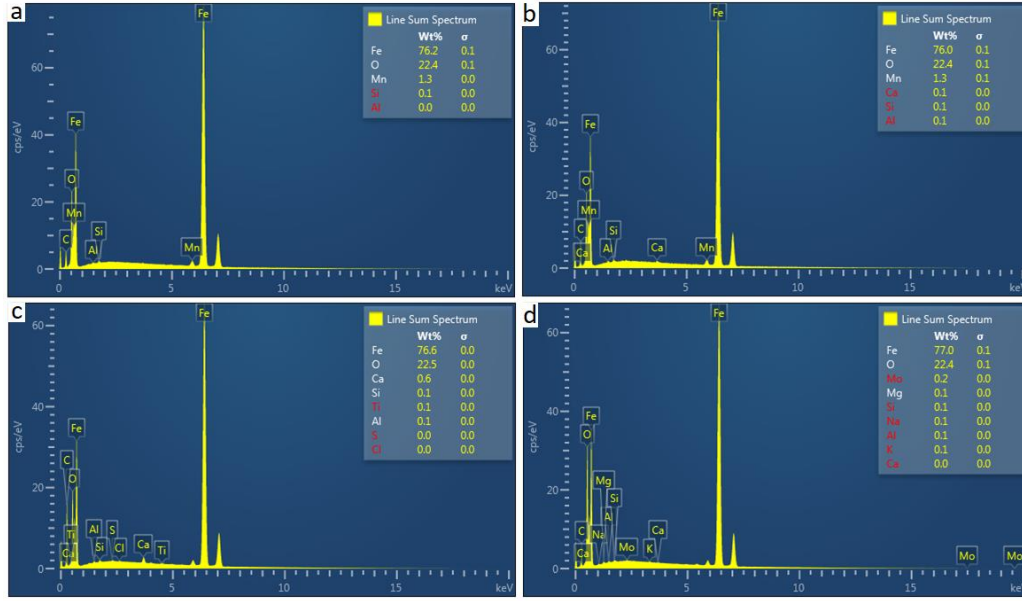
Şekil 6.30. (a) işlem görmemiş, (b) 2 paso (c) 3paso (d) 4 paso SYP uygulanmış numunelere ait 10N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.

değişimleri sürtünme çiftlerinin yüzey altı tabakalarında termal gerilmelerin oluşmasını sağlar. Termal gerilme ve kesme gerilmelerinin etkileşimlerinde, sürtünme metallerinin alt tabakalarında, oksit tabakası ve alt tabaka arasında, mikro yorulma çatlakları oluşmuş ve büyümüşlerdir. İşlem görmemiş ve SYP uygulanmış numuneleri aşınma yüzeylerinden elden edilen EDS analizlerinde (Şekil 6.32) temel elementlerin Fe-O olduğu, diğer elementlerin eser miktarlarda olduğu görülmektedir. Artan oksidasyonun etkisiyle, kayma sırasında üç cisimli abrasif aşınma mekanizmasının artan etkisi gözlemlenmektedir. Parçacıklar veya ince pullar biçimindeki aşındırıcı bileşenler, göreceli hareket sırasında, kayma yüzeyleri arasında hapsedilmiş ve

tekrarlanan gerilmeler sonrasında sürtünme etkisiyle çatlak oluşumuna katkıda bulunmuşlardır. Tekrarlanan kayma hareketleri ile yüzeye yayılan çatlaklar, katmanların ayrılmasına ve döküntülerin artarak abrasif aşınmanın daha etkin hale gelmesine sebep olmuştur.



Şekil 6.31. (a) işlem görmemiş, (b) 2 paso (c) 3paso (d) 4 paso SYP uygulanmış numunelere ait 15N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.

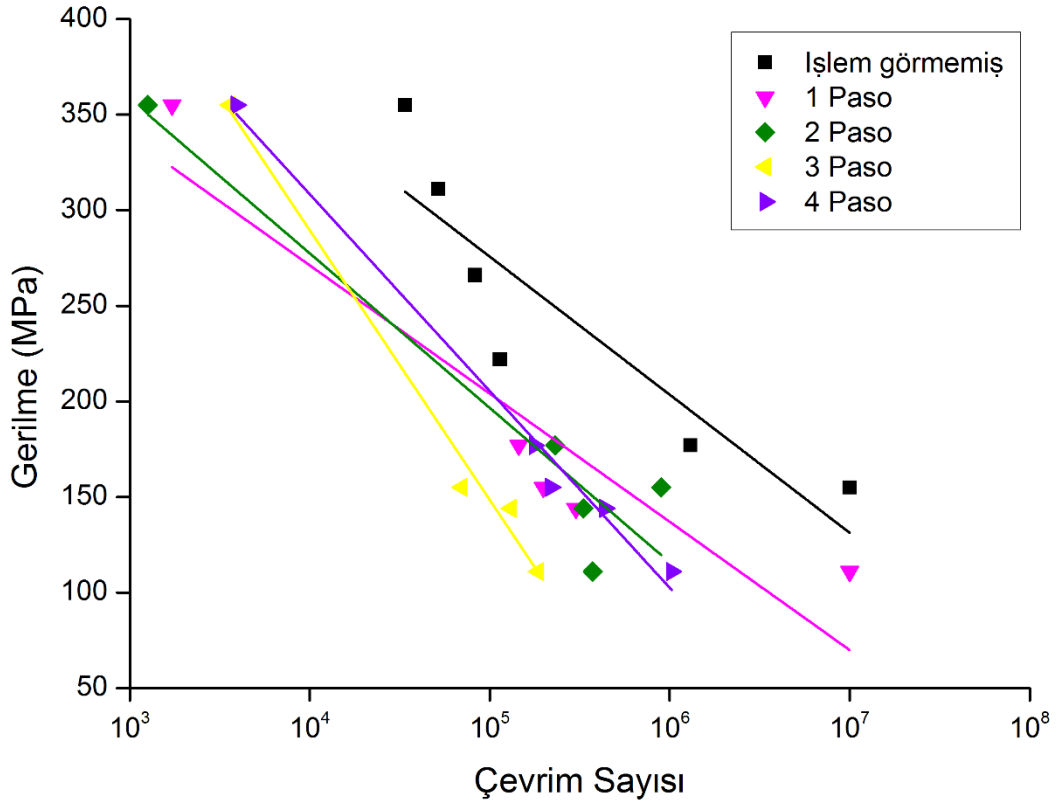


Şekil 6.32. (a) işlem görmemiş, (b) 2 paso (c) 3 paso (d) 4 paso SYP uygulanmış numunelere ait 15N normal yük altında aşınmış yüzey EDS analizleri

6.2.6. SYP işleminin S500MC Yorulma Dayanımına Etkisi

Sınırlandırılmış yivli presleme işleminin, S500MC çelik numunelerinin yorulma davranışlarına etkilerini belirlemek için gerçekleştirilen yorulma deneyleri sonucu elde edilen S-N grafiği Şekil 6.33’de verilmiştir. Yorulma deneyleri 355 MPa’dan başlanarak kademeli olarak azaltılarak 122 MPa’ kadar çeşitli yükler uygulanarak gerçekleştirilmiştir. 10^7 çevrim sonrasında hasara uğramayan numuneler teorik olarak sonsuz ömürlü kabul edilmektedir ve bu çevrim sayısında deneyler sonlandırılmıştır. Yorulma grafikleri incelendiğinde SYP işlemi uygulanan numunelerin yorulma dayanımlarının belirgin bir şekilde azaldığı görülmektedir. 355 MPa yük uygulanarak gerçekleştirilen deneylerde SYP numuneleri işlem görmemiş numuneden çok daha düşük çevrim sayılarında hasara uğramışlardır. Bununla birlikte 1, 2, 3 ve 4 paso SYP numunelerinin deney sonuçları arasında belirli bir düzen görülememiştir. Farklı çalışmalarda hacimsel APD uygulanarak ultra ince tane yapısı elde edilen farklı malzemelerin yorulma dayanımlarının arttığı belirtilmektedir [133–135]. Malzemelerin yorulma özellikleri yüzey kalitesi ile yakından ilgilidir. SYP işlemi sırasında numune yüzeyinin bir ara plaka ile teması söz konusudur ve yüzeyde farklı kusurlar bırakabilme potansiyeli taşımaktadır. Bununla birlikte eğme ve doğrultma işlemleri numunelerde girintili çıkıntılı bir yapı meydana getirmekte ve kalıp

köşelerinin temas ettiği noktalar hasarlara karşı daha duyarlı hale gelebilmektedir. Yüzeylerde meydana gelen bu kusurların SYP numunelerinin yorulma deneyi sonuçlarını olumsuz etkilediği düşünülmektedir.



Şekil 6.33. SYP işemi uygulanmış S500MC çeliğinin S-N grafikleri

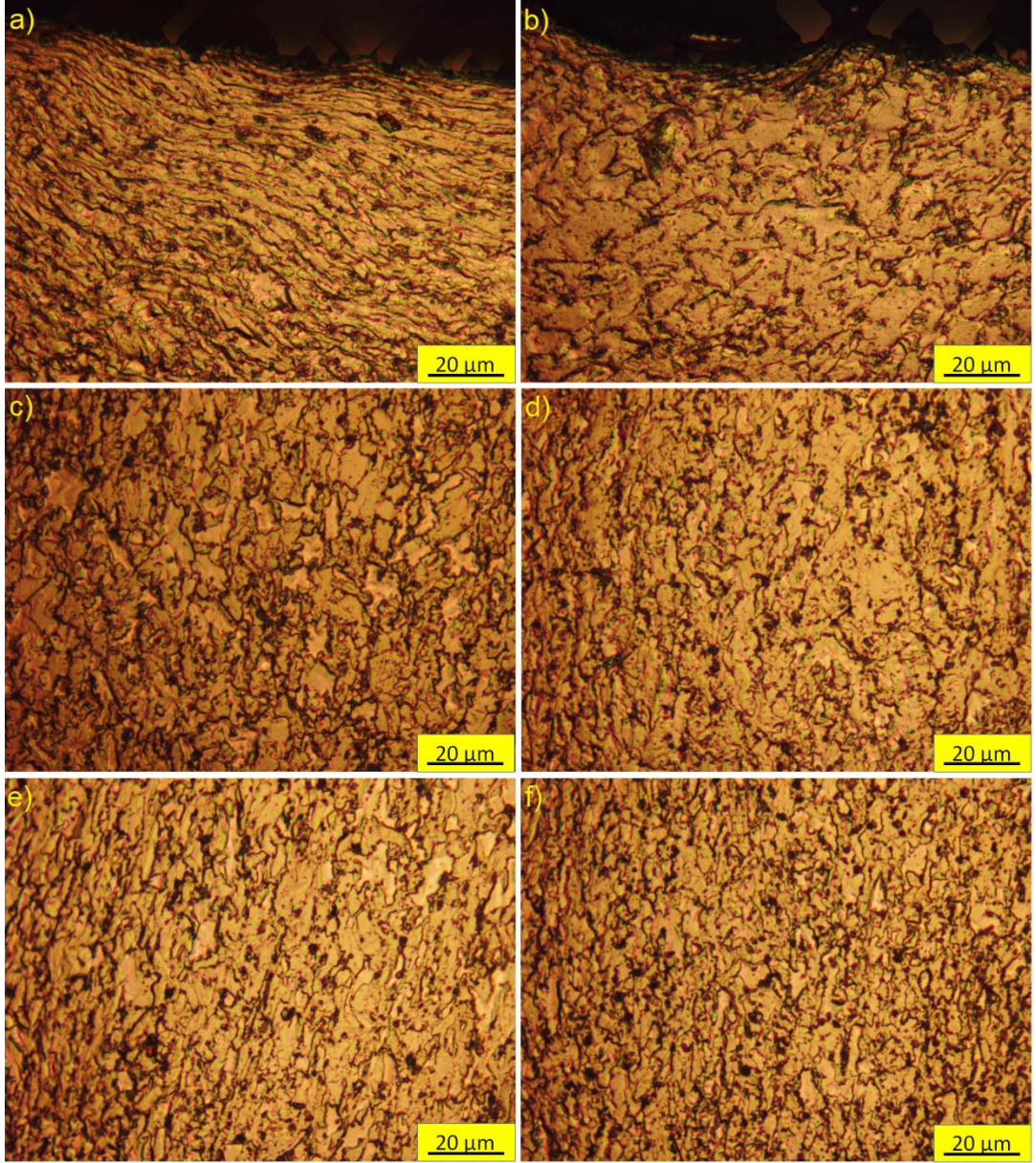
6.3. YÜZEY VE HACİM APD İŞLEMLERİNİN KARŞILAŞTIRILMASI

6.3.1. Optik Mikroskop ve Elektron Geri Saçılım Kırınım Analizleri

Yüzey ve hacim aşırı plastik deformasyon etkilerinin birlikte gözlemlenebilmesi için işlem görmemiş, UNYM ve ABD işlemleri uygulanmış numuneler ile iki, üç ve dört paso SYP işlemine tabi tutulmuş numunelerin optik mikroskop görüntüleri Şekil 6.34'de verilmiştir. Elde edilen optik mikroskop görüntüleri ile YAPD ve hacim APD işlemlerinin her ikisi için de tane boyutu ile ilgili kesin bir yorum yapmak mümkün olmamaktadır. Bununla birlikte YAPD işlemlerinin yüzey morfolojisine etkileri Şekil 6.34a ve Şekil 6.34b'de oldukça belirgindir. UNYM işlemi daha düzgün bir yüzey

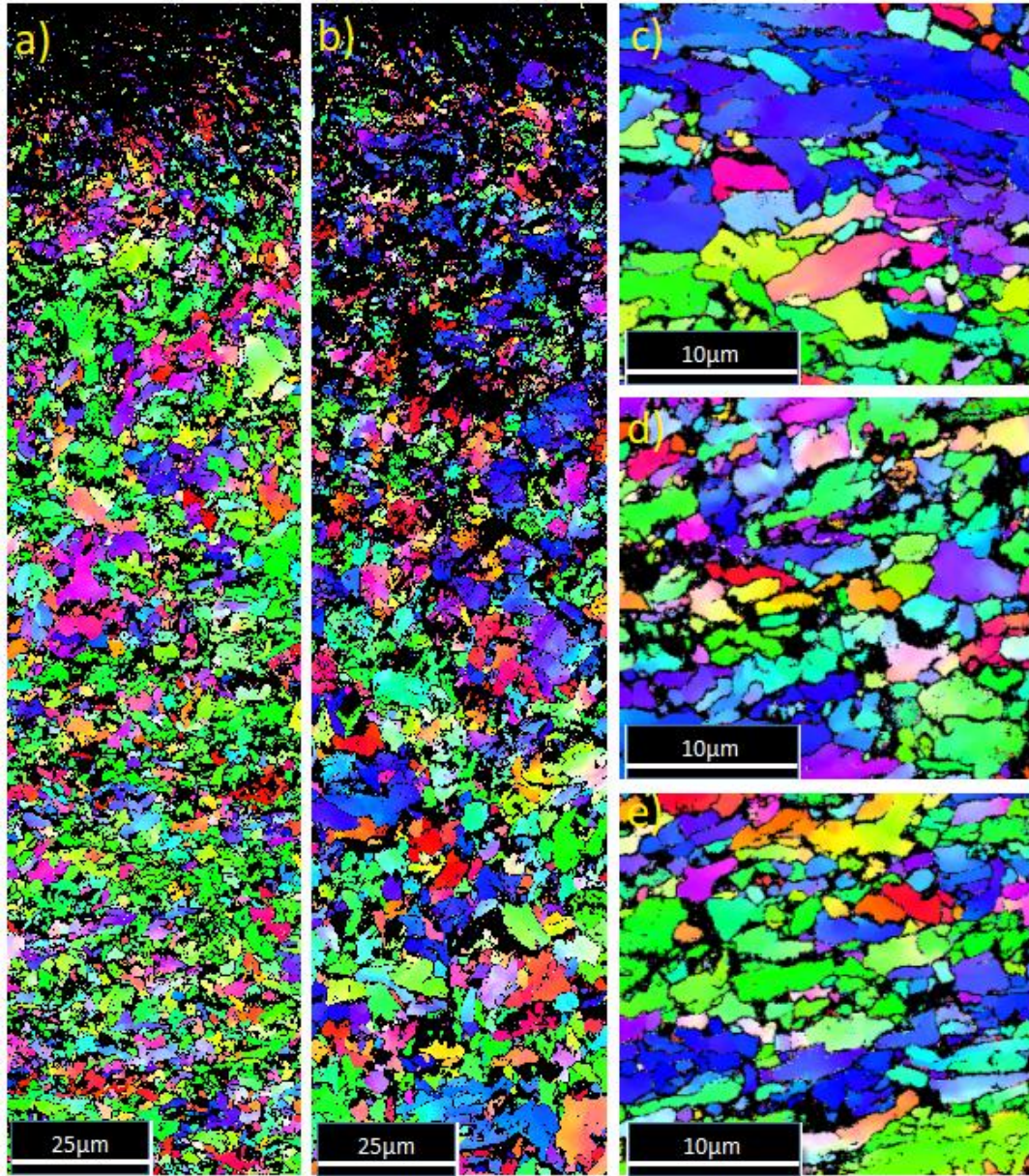
morfolajisi oluştururken ABD ile daha fazla hasara uğratılmış bir yüzey karşımıza çıkmaktadır. Elde edilen bu yüzey yapıları uygulanan işlem ön koşullarının bir sonucu olarak gerçekleşmiştir. UNYM işleminde numune yüzeyi ultrasonik olarak oluşturulan darbelerle, belirli bir düzen ile taranarak işleme tabii tutulurken, ABD işleminde bilyalar çok yüksek hızlarla yüzeye rastgele fırlatılmaktadır. Bu durum yüzey morfolojileri arasındaki farkın temel sebebini oluşturmaktadır. YAPD işlemleri ile malzeme yüzey morfolojisi ile birlikte, mikroyapısında da değişimlere neden olmaktadır. YAPD işlemleri ile numune yüzey ve yüzey altı tabakalarında plastik deformasyonun etkileri göze çarpmaktadır. Bu etki UNYM numunesinde daha belirgin bir şekilde karşımıza çıkmaktadır. İşlem görmemiş, 2 paso, 3 paso ve 4 paso (sırasıyla Şekil 6.34c, Şekil 6.34d, Şekil 6.34e ve Şekil 6.34f) SYP işlemleri uygulanmış numunelerin optik mikroskop görüntüleri incelendiğinde, SYP işlemi sonucunda tane boyutunda azalma olduğu açıkça görülmektedir. Başarı ile uygulanan SYP işlemleri sonucunda elde edilen mikroyapı oldukça homojendir. Tane boyutlarının homojen bir şekilde küçültülmesi gerçekleştirilen çalışmanın amaçlarından biridir. Yapının oldukça ince taneli olmasından dolayı tane sınırlarının ayırt edilmesi oldukça zor olmaktadır. SYP numunelerinin ultra ince tane yapısından dolayı artan paso sayılarında tane sınırlarını ayırt etmek daha da zorlaşmıştır.

İşlem görmemiş ABD ve UNYM işlemleri uygulanmış numunelerle üç paso ve dört paso SYP işlemleri uygulanmış numunelerin EBSD analizleri, tane boyutları ve dağılımı ile ilgili daha detaylı incelemeler yapılabilmesi için Şekil 6,35’de birlikte verilmiştir. İşlem görmemiş numune ile üç ve dört paso SYP uygulanmış numuneler arasında tane boyutundaki küçülme açıkça görülmektedir. Üretim prosesinden dolayı S500MC oldukça ince taneli bir yapıdadır. İşlem görmemiş numune homojen dağılmış ortalama 3,675 μm (Çizelge 6.5) tane boyutuna sahiptir. SYP işlemi ile tane boyutları azalarak, 4 paso SYP işlemi sonucunda 1,1783 μm (Çizelge 6.5) değerine kadar düşmüştür. Bununla birlikte tane küçülmesi en etkili şekilde ilk paso sonrası meydana gelmiştir. Şekil 6,36c, Şekil 6,36d, Şekil 6,36e ve Şekil 6,36f’de verilen sırasıyla 1 paso, 2 paso, 3 paso ve 4 paso SYP uygulanmış numunelerin tane boyutunun sayısal oran dağılımı grafikleri incelendiğinde, artan SYP paso sayıları ile tane boyutu dağılımının grafiklerin soluna kaydığı görülmektedir. Şekil 6,36f’de dört paso SYP işlemi uygulanan numunede tanelerin çoğunluğu 1 μm altındaki boyutlarda tanelerden



Şekil 6.34. APD işlemleri uygulanmış S500MC çelik numune optik mikroskop görüntüsü (a) UNYM, (b) ABD, (c) işlem görmemiş, (d) 2 paso SYP uygulanmış, (e) 3 paso SYP uygulanmış ve (f) 4 paso SYP uygulanmış

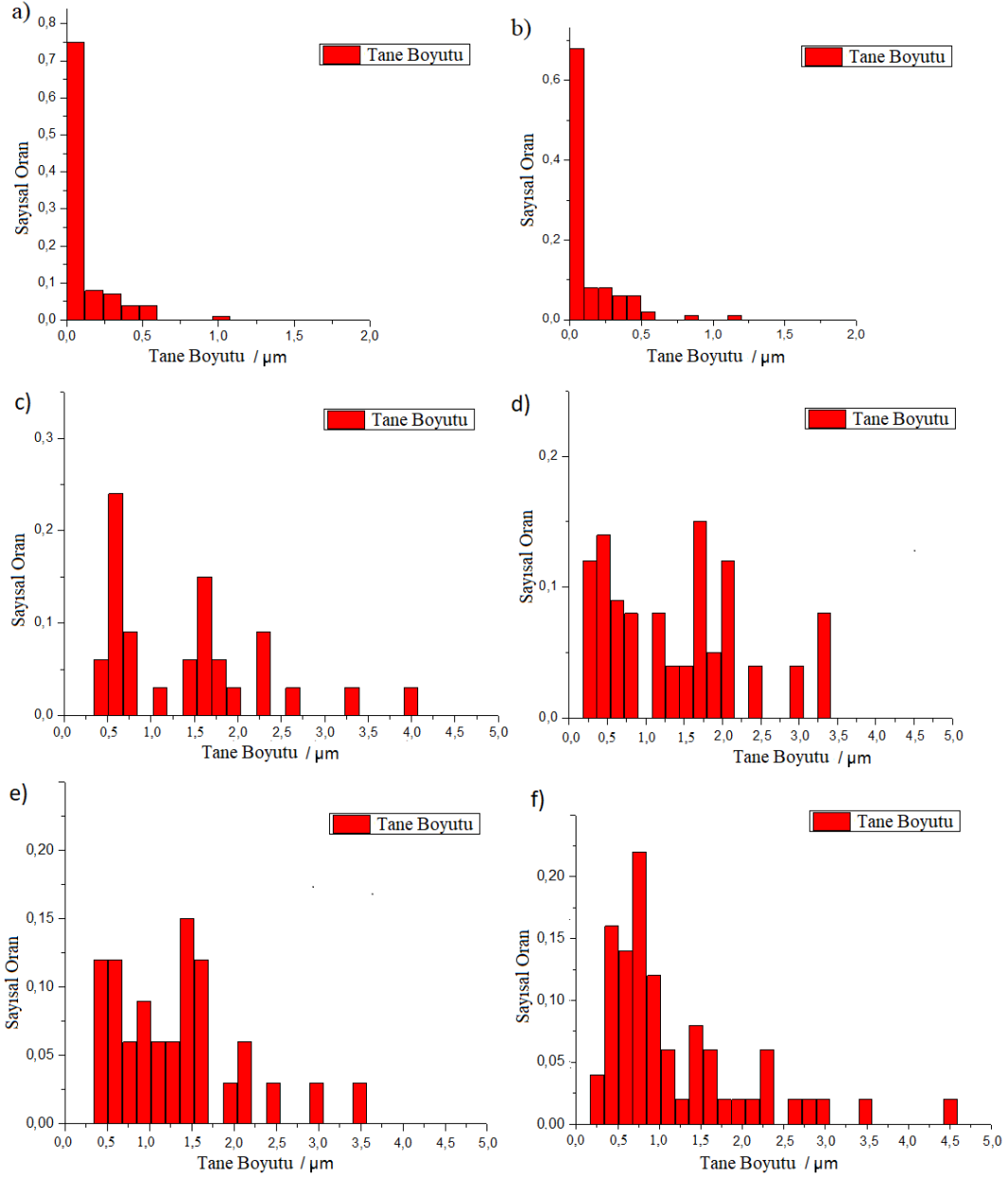
oluşmaktadır. Şekil 6.35a ve Şekil 6.35b’de verilen sırasıyla ABD ve UNYM numunelerinin EBSD görüntüleri incelendiğinde, plastik deformasyon ile biriktirilen yüksek plastik gerinimden dolayı orijinal tane sınırlarının elde edilemediği anlaşılmaktadır. Her iki YAPD işleminde de yüzey tabakasında tane incelmesi başarılı bir şekilde sağlanmıştır. EBSD görüntüleri, ABD numunesinde işlem etkisinin daha sınırlı bir bölgede ve yoğun bir etkisi olduğuna işaret etmektedir. Bununla birlikte UNYM numunesinde düşük yoğunluklu bir etki görülmesine rağmen daha derine



Şekil 6.35. APD işlemleri uygulanmış S500MC çelik numune EBSD görüntüsü (a) ABD, (b) UNYM, (c) işlem görmemiş, (d) 3 paso SYP uygulanmış, (e) 4 paso SYP uygulanmış.

nüfuz eden bir deformasyon tabakası elde edilmiştir. YAPD işlemleri uygulanan numunelerin tane boyutu-sayısal oran dağılım grafikleri, numunelerin yüzey altı tabakasında birkaç mikron derinliğindeki bir noktadan elde edilmiştir. Elde edilen bu grafiklerde ABD ve UNYM (sırasıyla Şekil 6.36a ve Şekil 6.36b'de) numunelerinde, tanelerin %98'e varan oranlarda 500 nm altında olduğu, yaklaşık %85 oranında da 200 nm altında ki tane boyutlarında olduğu görülmektedir. Bununla birlikte ABD ve

UNYM numunelerinde tane boyutları sırasıyla 0,143 μm ve 0,163 μm (Çizelge 6.5) olarak elde edilmiştir.



Şekil 6.36. APD işlemleri uygulanmış S500MC çelik numune tane boyutu-sayısal oran dağılım grafikleri (a) ABD, (b) UNYM, (c) 1 paso SYP uygulanmış, (d) 2 paso SYP uygulanmış, (e) 3 paso SYP uygulanmış, (f) 4 paso SYP uygulanmış

S500MC çelik numunelere uygulanan APD yöntemleri ile numunelerde başarılı bir şekilde tane inceltmesi gerçekleştirilmiştir. Tane inceltmesi, YAPD numunelerinde

yüzey altı bölgelerinde birkaç mikron derinliğe kadar olmakla birlikte, SYP işleminde numunelerin tüm hacminde elde edilmiştir. Uygulanan işlem sonucunda, elde edilen tane inceliği miktarları karşılaştırıldığında, YAPD işlemleri sınırlı bir bölgeye etkimelerine rağmen çok daha büyük bir etkiye sahiptirler. ABD ve UNYM numuneleri ile (Şekil 6.35 a ve b), 3 paso ve 4 paso SYP numunelerinin (Şekil 6.35 d ve e) EBSD görüntüleri karşılaştırıldığında bu etki açıktır. Çizelge 6.5'te verilen YAPD işlemleri ile ortalama tane boyutlarının 0,143 µm seviyesine kadar inceltmesine karşı, 4 paso SYP işlemi sonucunda 1,1783 µm mertebelerine kadar bir iyileşme sağlanabilmiştir. Tane boyutları 1 µm altında olan malzemeler ultra ince taneli malzemeler olarak anılır ve geleneksel termomekanik üretim yöntemleri ile üretilemezler [136]. 4 paso SYP işlemi sonucunda S500MC çelik numunenin, ortalama tane boyutu 1 µm altında olmamasına rağmen, Şekil 6.36 f'de tane boyutu sayısal oran dağılım grafiği incelendiğinde tanelerin çoğunluğunun bu değerin altında olduğu görülmektedir. Bu durum göz önünde tutulduğunda, hem YAPD işlemleri ile

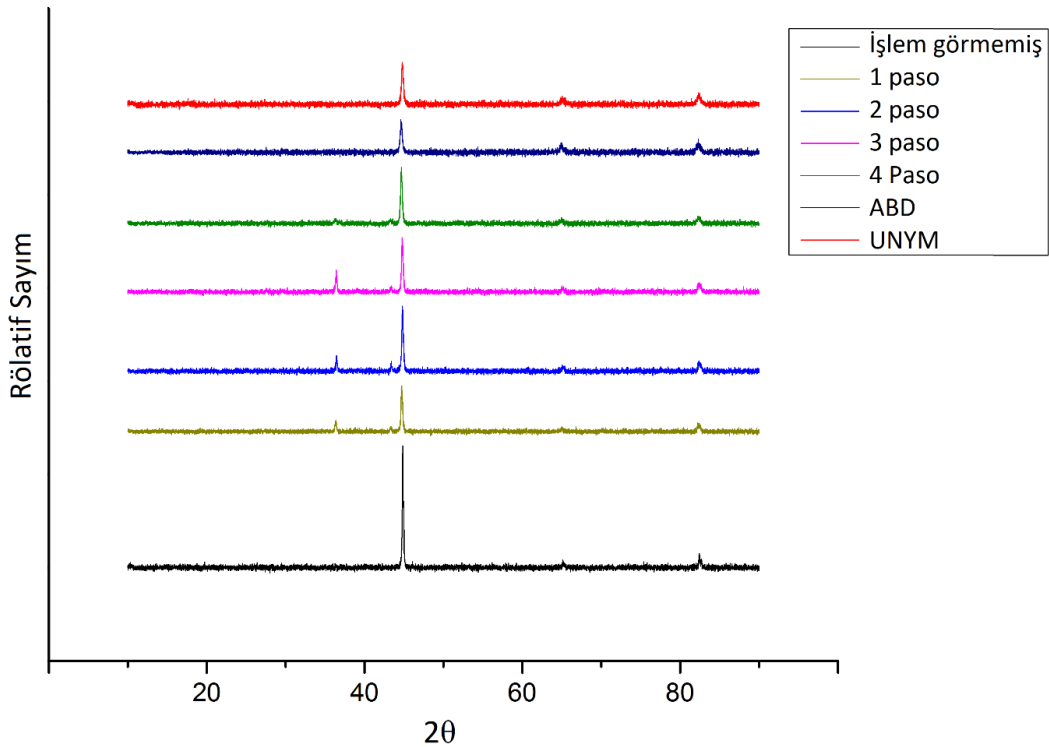
Çizelge 6.5. İşlem görmemiş, yüzey ve hacim APD uygulanmış numune tane boyutları.

Numune	Ortalama tane boyutu (µm)
İşlem görmemiş	3,675±0,483
1 paso	1,3965±0,325
2 paso	1,3953±0,449
3 paso	1,3071±0,205
4 paso	1,1783±0,222
ABD	0,143±0,08
UNYM	0,163±0,092

hem de SYP işlemi ile ultra ince tane yapısına sahip S500MC çeliğinin başarılı bir şekilde üretiminin gerçekleştirildiği değerlendirilmektedir. Bununla birlikte işlem etkinliği karşılaştırıldığında YAPD işlemlerinin, tane boyutlarının küçültülmesi konusunda SYP işleminden daha etkili olduğu görülmektedir.

6.3.2. X-ışını Kırınım Analizi

APD sırasında ultra ince tane yapılarının oluşumunu araştırmak için, malzemede oluşturulan büyük plastik gerinimlerden dolayı XRD piklerinin genişlemesini değerlendirmek oldukça yararlıdır [137]. Kristalit boyutu ve kafes bozulması, kristalli malzemelerde X-ışını piklerinin genişlemesine neden olabilen iki kusurdur [137,138]. Yüzey ve hacim APD işlemleri uygulanmış S500MC çelik numuneleri ile işlem görmemiş numunelere ait X-ışını kırınım desenleri Şekil 6.37’te birlikte verilmiştir. X ışını kırınım piklerinde APD sonrası belirgin değişiklikler gözlemlenmiştir. Hem yüzey hem de hacim APD işlemleri sonucunda X-ışını kırınım pik yüksekliklerinde büyük miktarda azalma olduğu görülmüştür. İşlem görmemiş ve APD işlemleri uygulanmış numunelerin (110) pikine ait YYPG değerleri Çizelge 6.6’da verilmiştir. APD işlemleri ile YYPG değerlerinin belirgin bir şekilde arttığı görülmektedir. SYP işleminde ilk paso sonrası en büyük artış gerçekleşmiş, ilerleyen pasolarda daha sınırlı



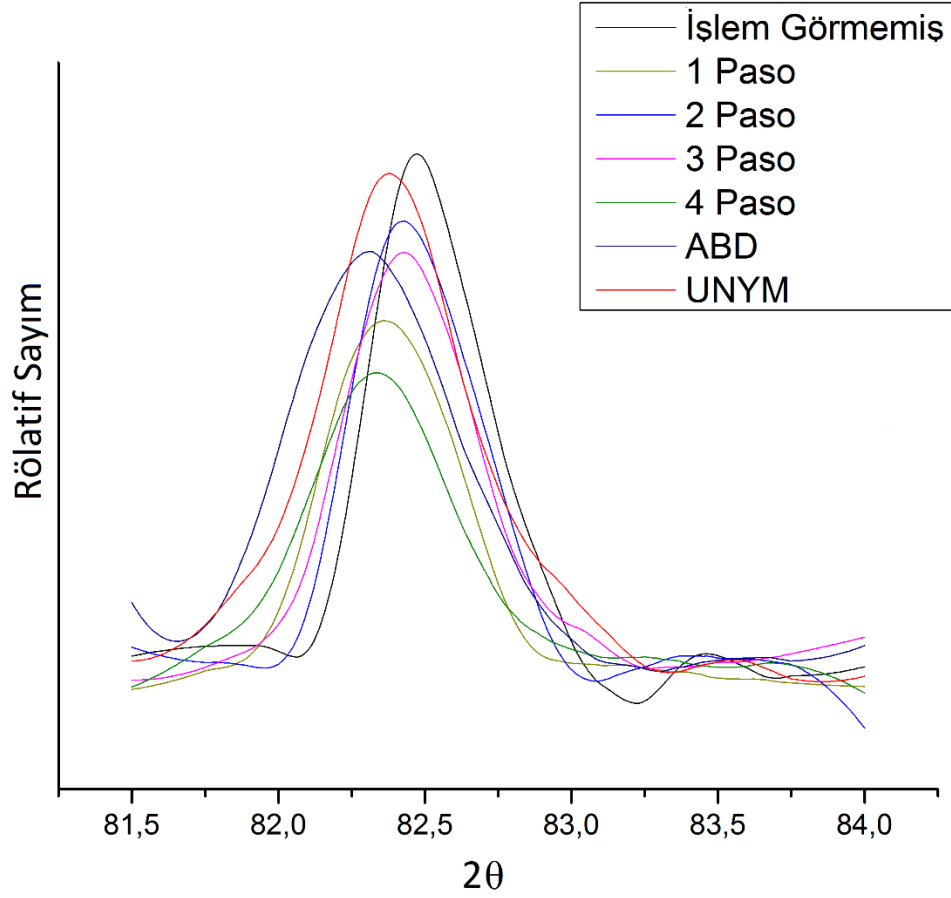
Şekil 6.37. İşlem görmemiş, Yüzey ve hacim APD uygulanmış S500MC çelik numunelerin X-ışını kırınım desenleri.

olarak artış devam etmiştir. YYPG değerinde en büyük artış ABD işlemi ile gerçekleşmiştir. YYPG değerlerinin yükselmesi malzemede tane incelmeleri ve artan kafes bozulmalarının meydana geldiğine işaret etmektedir. Bu durum, tane incelmeleri ve kafes bozulmalarının en etkin ABD işleminde gerçekleştiğine işaret etmektedir.

APD işlemleri sonucu YYPG değerlerinin değişimi verilen Çizelge 6.6 incelendiğinde deformasyon sonrası pik pozisyonlarının değiştiği göze çarpmaktadır. Bu durumun daha net görülebilmesi adına işlem görmemiş, yüzey ve hacim APD işlemleri uygulanmış numunelerin (211) pikleri Şekil 6.38’de aynı grafik üzerinde verilmiştir. APD işlemleri sonucunda pik pozisyonunun, işlem görmemiş numuneye göre sola kaydığı görülmektedir. APD sonucu XRD piklerinin daha düşük açılara kayması, deformasyon etkisi ile oluşturulan iç gerilmelerin biriktirilmesi, basma kalıntı gerilmeleri ve indüklenen düzlemsel hatalardan kaynaklanmaktadır [129]. Bu durum hem yüzey hem de hacim APD yöntemleri ile numunelerde iç gerilmelerin ve düzlemsel hataların oluşturulduğunu göstermektedir.

Çizelge 6.6. İşlem görmemiş, Yüzey ve hacim APD uygulanmış numunelerin (110) pikine ait YYPG değerleri

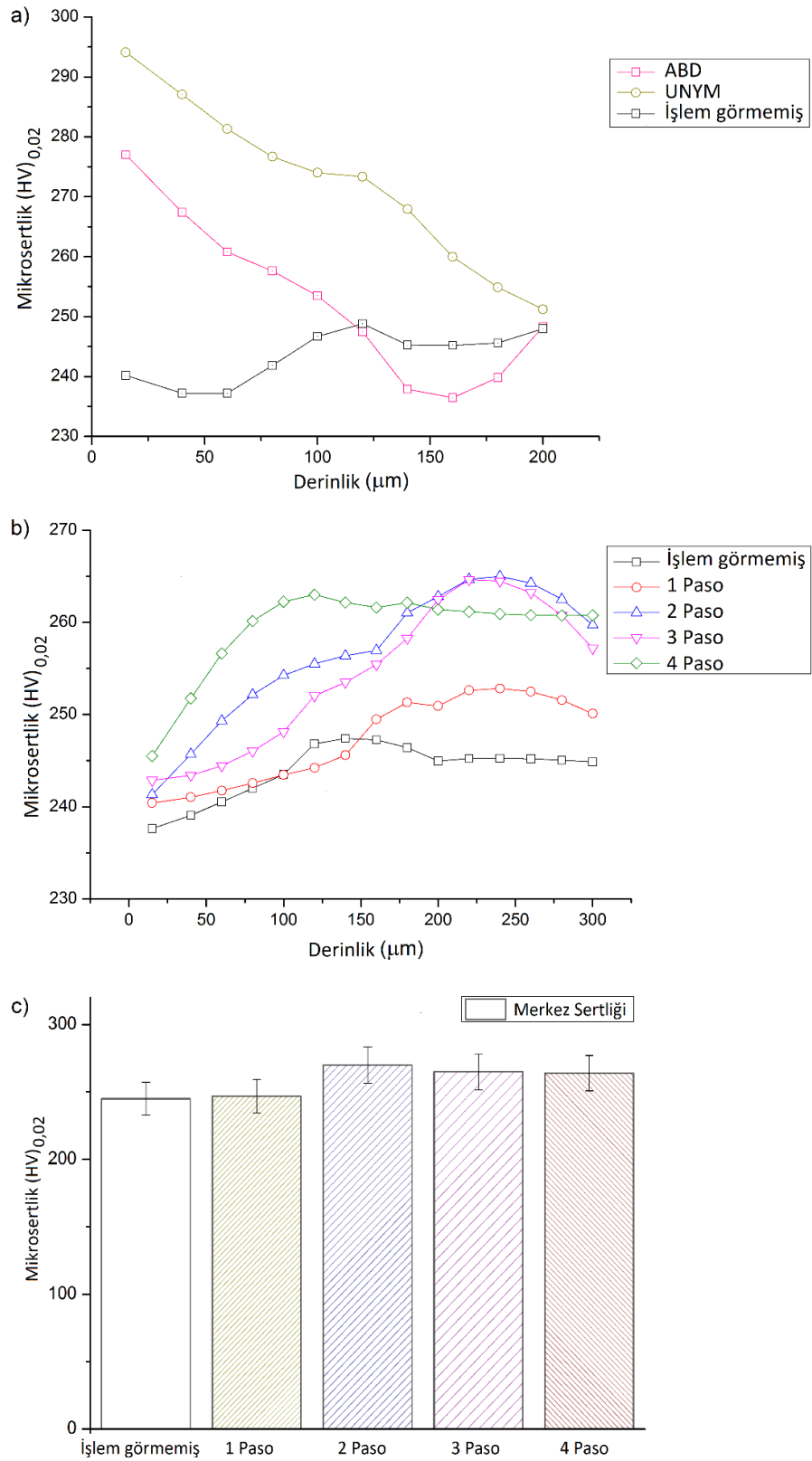
Numune	2-θ	YYPG ($^{\circ}$)
İşlem görmemiş	44.826	0.113
1 Paso	44.693	0.174
2 Paso	44.789	0.188
3 Paso	44.766	0.193
4 Paso	44.632	0.217
UNYM	44.729	0.201
ABD	44.588	0.267



Şekil 6.38. İşlem görmemiş, Yüzey ve hacim APD uygulanmış S500MC çelik numunelerin (211) pikine ait X-ışını kırınım desenleri

6.3.3. APD İşlemlerinin Mikro Sertlik Değerlerine Etkilerinin Karşılaştırılması

Yüzey ve hacim APD işlemlerinin S500MC çelik numuneler üzerindeki etkilerinin araştırılması için mikro sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Numune yüzeyinden iç kısma doğru gerçekleştirilen mikro sertlik değerleri Şekil 6.39 de verilmiştir. Mikro sertlik grafikleri incelendiğinde, YAPD işlemlerinin, numunelerin sertliklerinin artırılmasında SYP işlemine göre çok daha etkin olduğu görülmektedir. UNYM işlemi uygulanan numunede yüzey sertliği 295 Hv değerine kadar yükselmişken, yine bir yüzey işlemi olan ABD numunelerinde bu değer 280 Hv olarak gerçekleşmiştir. Yüksek sertlikteki yüzey bölgesinden iç bölgelere doğru sertlik azalmakta ve işlem görmemiş numune sertlik değerlerine düşmektedir. ABD işleminin yüzey sertliğine etkileri 120 µm derinlikte son bulurken, UNYM numunesinde işlem etkileri 200 µm derinliğe kadar devam etmektedir. Yüzey APD işlemleri sonucu yüzeyden itibaren



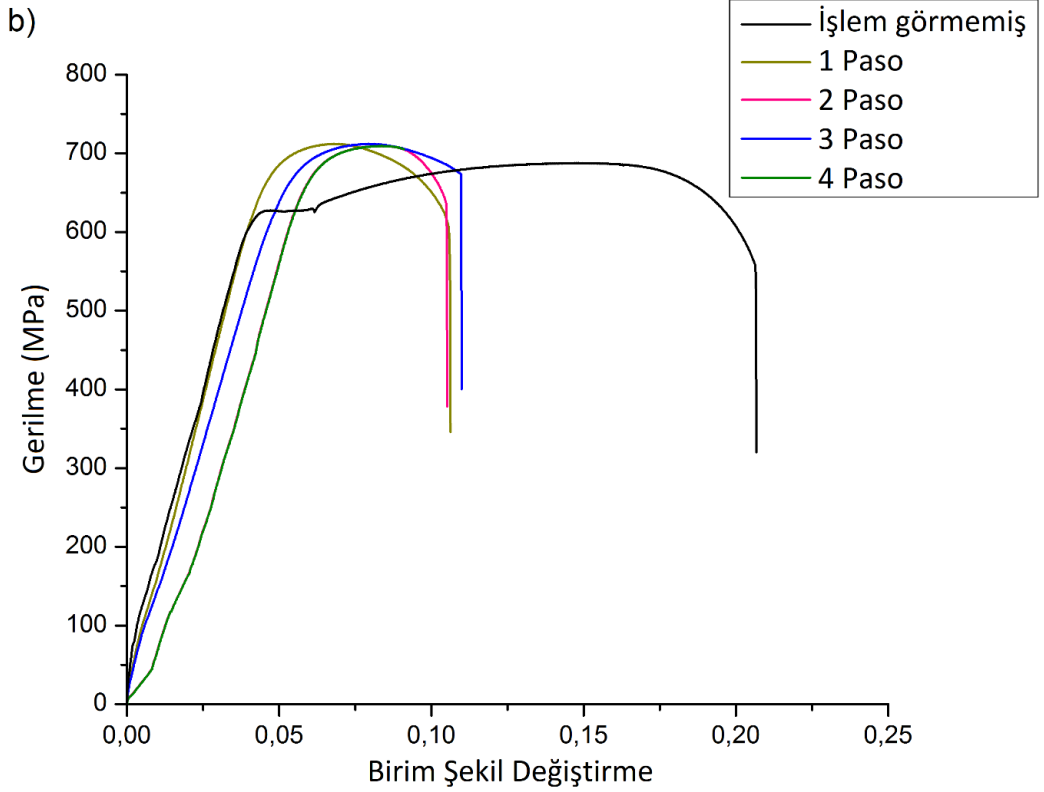
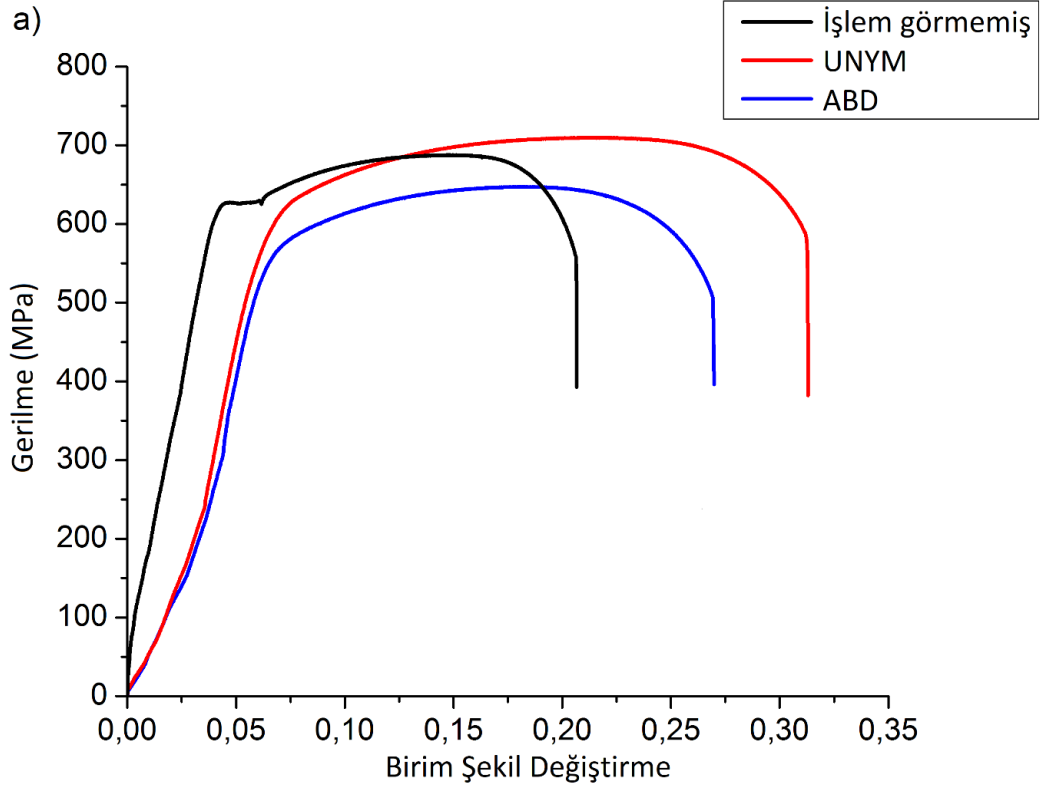
Şekil 6.39. (a) Yüzey, (b) hacim APD işlemlerinin yüzey sertliklerinin derinliğe bağlı değişim grafikleri, (c) hacim APD işlemlerinin merkez sertliklerinde meydana getirdiği değişim grafiği

azalan sertlik, hacim APD işlemleri sonucu oldukça farklı bir seyir izlemektedir. Hacim APD yöntemi olarak uygulanan SYP işlemleri sonucu yüzey sertlikleri merkez sertliklerinden daha düşük olarak gerçekleşmiştir. Yüzeyde daha düşük ölçülen sertlik değerleri, yüzeyden iç bölgelere doğru artarak, yaklaşık 200 µm derinlikte tüm numuneler için merkez sertliği değerlerine ulaşmıştır. Yüzey APD işlemleri ile sertlikte yaklaşık olarak %19 artış elde edilirken, 4 paso SYP işlemi sonucunda bu artış oranı %6 ile sınırlı kalmıştır. SYP işlemi ile kıyaslandığında hem UNYM hem de ABD işlemlerinin ikisi de malzeme sertliğini artırmada daha etkili yöntemler olarak karşımıza çıkmaktadır. Bununla birlikte işlem etkileri yüzey bölgesinde sınırlı olmaktadır. Yüzeyden itibaren azalan sertlik, yüzeydeki mikroyapısal değişikliklerle ilişkilendirilmektedir [139]. SYP işlemi ile yüzey sertliğinde bir artış görülmesi de iç bölgelerde sertlik artışı elde edilmiştir. APD ile elde edilen sertlik artışları mikroyapı ile uyum içerisinde. APD numunelerin mikroyapıları incelendiğinde, yüzey işlemleri uygulanan numunelerin yüzeyinde ince taneli bir deformasyon tabakası göze çarparken SYP işleminde daha sınırlı bir tane inceliği görülmektedir. APD sonrası sertlik ile mikroyapı arasında görülen uyum, sertlik artışının soğuk işlem ve tane inceliği mukavemetlenmesi ile gerçekleştiğini göstermektedir [140].

6.3.4. APD İşlemlerinin Çekme Dayanımına Etkilerinin Karşılaştırılması

APD yöntemlerinin S500MC çelik numunelerin çekme dayanımına etkilerini karşılaştırabilmek amacıyla yüzey ve hacim APD işlemleri uygulanan numunelerin gerilme-birim şekil değiştirme grafikleri sırasıyla Şekil 6.40a ve 6.40b’de verilmiştir. Grafikler incelendiğinde yüzey ve hacim APD işlemlerinin S500MC çeliğinin çekme özelliklerine etkilerinin birbirlerinden çok farklı olduğu görülmektedir. 1-4 paso SYP uygulanan numunelerin akma ve çekme dayanımlarında artış görülürken, UNYM numunesinde akma değeri değişmemiş, çekme dayanımında küçük bir artış olmuştur. Bununla birlikte ABD numunesinin akma ve çekme dayanımları belirgin bir şekilde düşmüştür. SYP işlemi ilk paso ile etkisini göstermiş ve sonraki pasolarda belirgin bir değişim görülmemiştir. SYP işlemi ile elde edilen en yüksek akma ve çekme dayanımı değerleri 3 paso işlem uygulanan numunede elde edilmiştir ve sırasıyla 677 MPa ve 714 MPa olarak gerçekleşmiştir. SYP işlemi uygulanarak, farklı metalik malzemelerin çekme dayanımlarının geliştirildiğini belirten birçok çalışma bulunmaktadır.

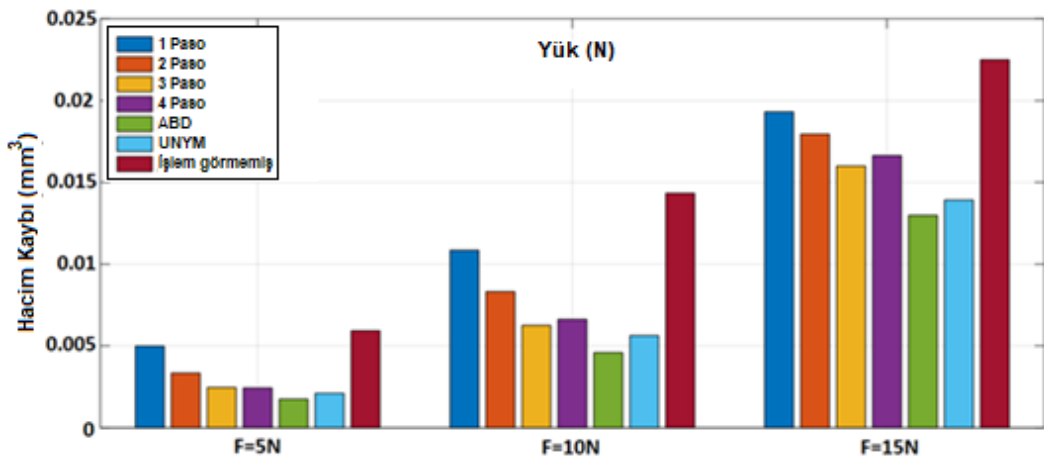
Khodabakhshi vd.düşük alaşımlı çelik numunelerin akma ve çekme dayanımlarının, 1 paso sonrası sırasıyla yaklaşık olarak 2 ve 1,5 katına yükseldiğini bildirmişlerdir [122]. Yüksek saflıktaki alüminyum üzerinde gerçekleştirilen farklı çalışmalarda 1 paso SYP işlemi sonrası akma ve çekme dayanımlarının sırasıyla yaklaşık 5,3 ve 2,3 [35] ile, 4 ve 3,15 [33] katına yükseldiğini belirtmişlerdir. İlk paso sonrası elde edilen bu mukavemet artışı, tane boyutunun önemli derecede küçülmesi ve artan dislokasyon yoğunluğundan dolayı, dislokasyon hareketi için daha yüksek gerilmelerin ihtiyaç duyulması ile ilişkilendirilir [141]. Benzer şekilde SYP işlemleri ile bakır-çinko alaşımları [142], ve saf nikel [143] numunelerinde de akma ve çekme dayanımlarının artırıldığı belirtilmiştir. YAPD işlemlerinin, farklı malzemelerin akma ve çekme dayanımları üzerinde olumlu etkiye sahip oldukları ve malzemenin mukavemetini geliştirdiklerini bildiren çalışmalar mevcuttur [108–111]. Kim vd. UNYM uygulayarak yüzeyde gradyan bir nanokristalizasyon tabakası elde ettikleri TWIP çeliğinin akma dayanımının 550 Mpa'dan 800 Mpa değerine, çekme dayanımının da 1100 Mpa'dan 1200 MPa değerine yükseldiğini belirtmişlerdir. Ortaya koydukları bu çalışma ile UNYM işlemi ile elde edilen tane incelmesinin sadece yüzey bölgesinde olmasına rağmen, malzemenin dayanım ve süneklik değerlerini birlikte artırabileceğini belirtmişlerdir [144]. Çekme deneyleri sonucu yüzey ve hacim APD işlemleri arasındaki en büyük farklılık numunelerin yüzde uzama değerlerinde görülmüştür. SYP işleminin ilk paso uygulaması ile birlikte yüzde uzama değeri işlem görmemiş numuneye kıyasla yaklaşık olarak %50 oranında azalmıştır. Artan SYP pasoları ile bu azalmada belirgin bir değişiklik görülmemiştir. Hacim APD sonucu % uzama miktarında elde edilen bu azalmaya karşılık, yüzey APD işlemleri sonucu tümüyle farklı bir durum söz konusudur. Gerçekleştirilen her iki YAPD işleminde de % uzama da belirgin bir artış meydana gelmiştir. ABD işlemi sonucu % uzamada yaklaşık %28'lik bir artış görülürken, en büyük artış %57 oranıyla UNYM işleminde elde edilmiştir. YAPD işlemleri ile % uzamada elde edilen bu artışın tane incelmesinden kaynaklı olabileceği değerlendirilmektedir. Hall-Petch ilişkisine göre metal alaşımlarında tane inceltmesi işlemleri ile yüksek dayanım ve yüksek kırılma tokluğu elde edilebildiği belirtilmektedir [145].



Şekil 6.40. İşlem görmemiş ve APD uygulanmış numunelerin gerilme-birim şekil değişirme grafikleri (a) yüzey APD (b) hacim APD.

6.3.5. APD İşlemlerinin Aşınma Özelliklerine Etkilerinin Karşılaştırılması

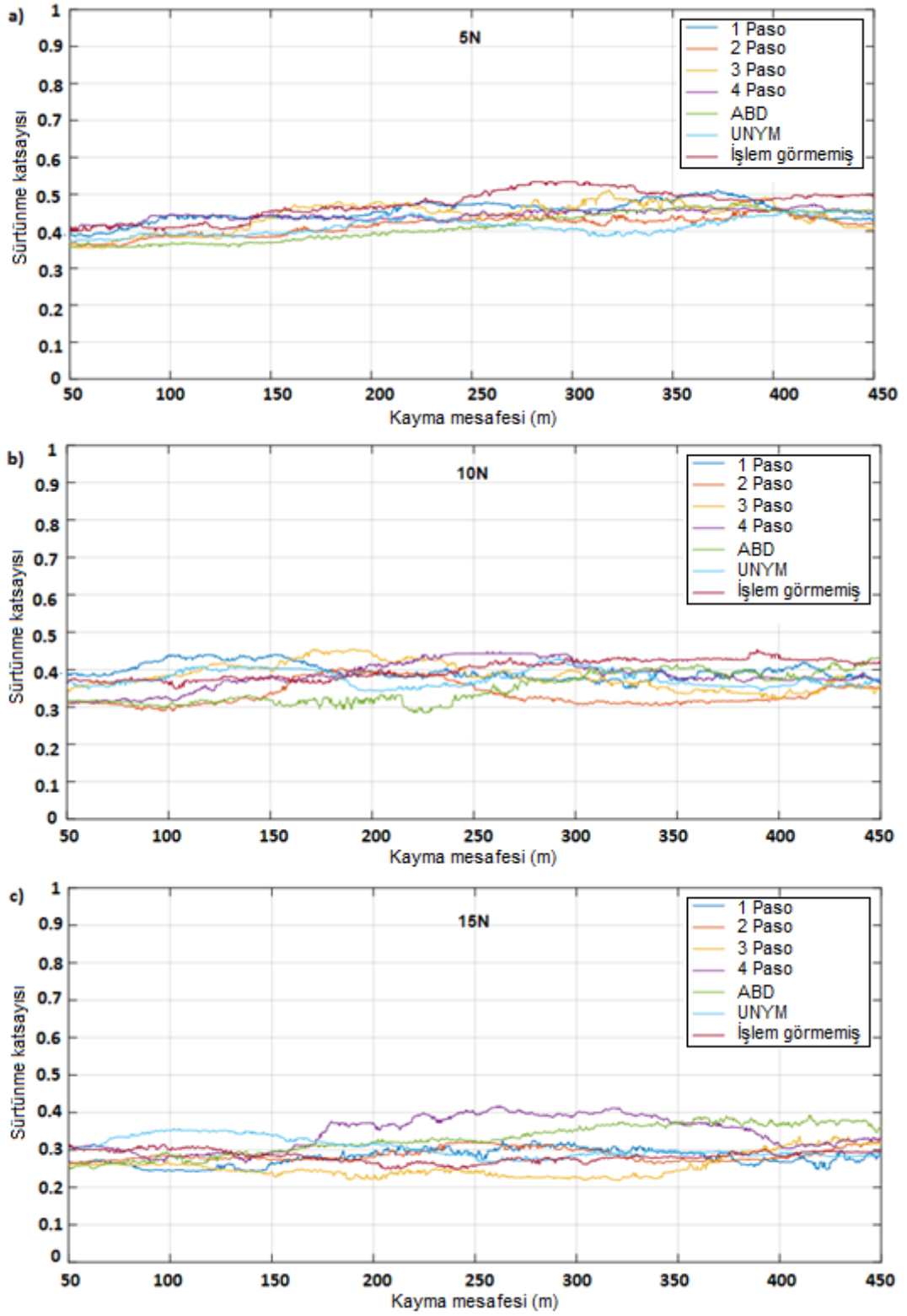
Yüzey ve hacim APD işlemlerinin S500MC aşınma özelliklerine etkileri, farklı yükler altında, kuru kayma koşullarında, 500 m mesafe boyunca incelenmiştir. Şekil 6.41’de işlem görmemiş, ABD, UNYM ve 1-4 paso SYP uygulanmış numunelerin 5N, 10N ve 15N normal yüklerde yük-hacim kaybı grafikleri verilmiştir. APD işlemlerinin malzemenin aşınma dayanımına olumlu etki ettiği görülmektedir. Hem yüzey hem de hacim APD uygulanan numunelerin aşınan hacim kaybı değerleri, işlem görmemiş numuneden daha düşüktür. Bununla birlikte yüzey APD işlemlerinin, malzemenin aşınma dayanımını geliştirmede, hacim APD yöntemi olarak uygulanan SYP işlemine kıyasla daha başarılı olduğu görülmektedir. ABD işlemi tüm yükleme koşullarında daha etkili bir performans sergilemekte ve en düşük hacim kaybı değerlerini vermektedir. UNYM işleminin etkisi, ABD işlemine kıyasla daha düşük olmakla birlikte, her 3 yükleme koşulunda da SYP işlemlerinden daha baskın olmuştur. SYP işlemi, ilk paso ile birlikte hacim kaybını azaltmakta, artan paso sayılarında bu durum daha belirgin hale gelmektedir. Artan paso sayıları ile aşınma dayanımında açık bir gelişme görülmekle birlikte, YAPD işlemlerinin seviyesine ulaşamamıştır. Yük artışı ile aşınan hacim miktarlarında tüm APD yöntemleri için artış görülmüştür. Bununla birlikte işlem görmemiş numune hacim kaybı ile oranladığımızda, APD işlemleri düşük yüklerde daha etkindir [132]. Farklı çalışmalarda malzeme yüzeyine uygulanan



Şekil 6.41. APD işlemlerinin, uygulanan yüke bağlı aşınan hacim miktarına etkisi

mekanik yüzey işlemlerinin malzemelerin sertliklerini arttırarak aşınma dayanımını geliştirdiği belirtilmiştir [113–115]. Gerçekleştirilen ABD ve UNYM işlemleri ile artan yüzey sertliğinin, S500MC aşınma dayanımını geliştirdiği düşünülmektedir.

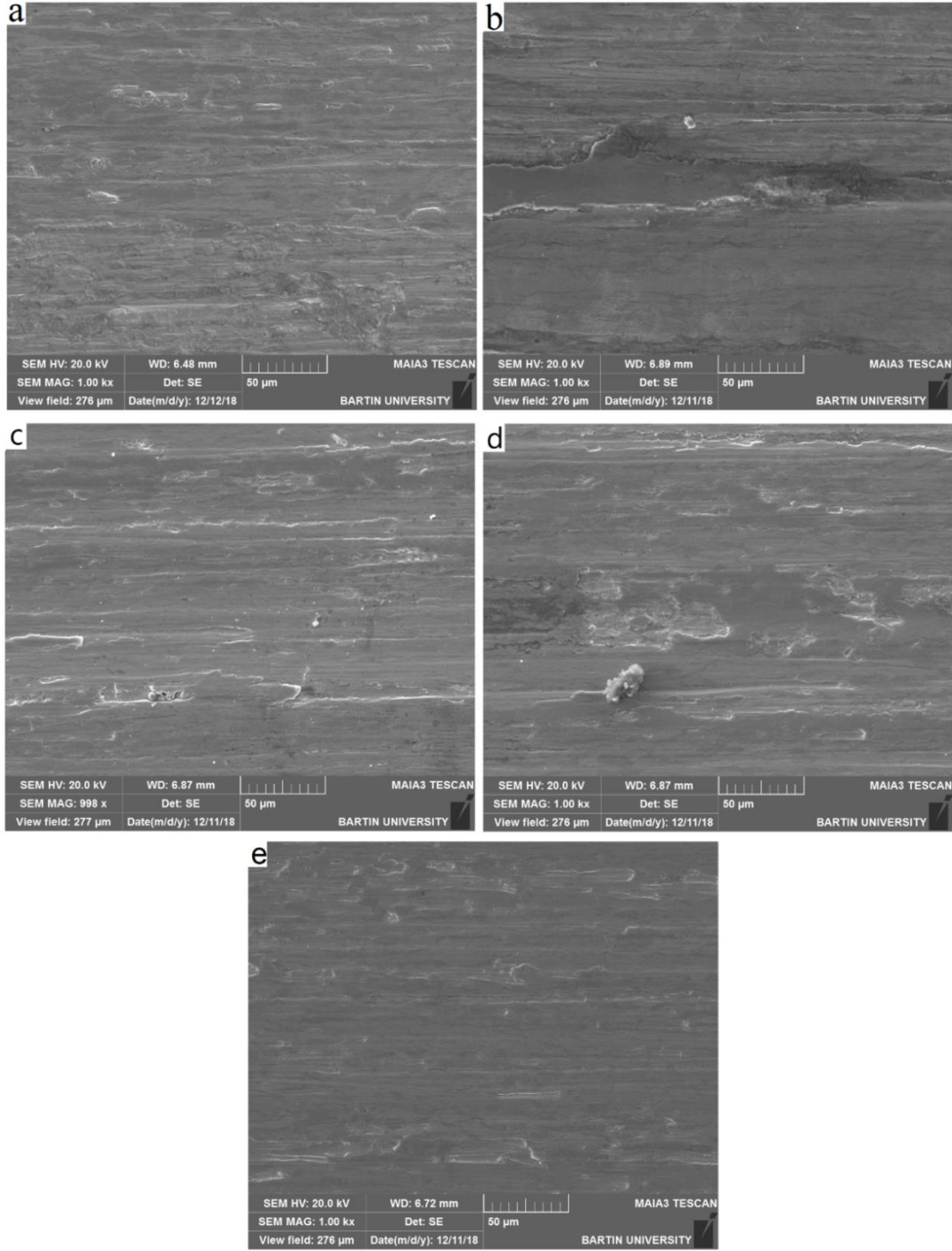
Yüzey ve hacim APD uygulanmış S500MC çelik numunelerinin, 5N, 10N ve 15N normal yükler altında sürtünme katsayılarının mesafe ile değişim grafikleri sırasıyla Şekil 6.42a, Şekil 6.42b, ve Şekil 6.42c'de verilmiştir. Yüzey ve hacim APD işlemlerinin mesafeye bağlı sürtünme katsayıları artan yük ile farklı davranışlar sergilemişlerdir. 5N normal yük uygulandığında, yüzey ve hacim APD numunelerinin tamamında sürtünme katsayısı işlem görmemiş numuneden daha düşük gerçekleşmiştir. ABD ve UNYM numuneleri SYP uygulanan numunelerden daha düşük sürtünme katsayısı sergilemişlerdir. ABD ve UNYM numunelerinin sürtünme katsayıları birbirlerine yakın olmakla birlikte, testin ilk aşamalarında ABD numunesinin daha etkin olduğu göze çarpmaktadır. Mikro yapı incelemelerinde, ABD işleminin yüzeyde daha etkin olması ve UNYM işleminin etkisinin daha derine nüfuz etmesi bu durumun başlıca sebebidir. SYP işlemi uygulanan numunelerde sürtünme katsayıları birbirleri arasında benzer bir seyir izlemiştir. SYP numunelerinin ortalama sürtünme katsayıları oldukça yakın değerlerde elde edilmesinin yanında en yüksek ve en düşük sürtünme katsayıları sırasıyla 1 ve 2 paso numunelerinde gerçekleşmiştir. Uygulanan en düşük yük değeri olan 5 N normal yükleme değerinde, yüzey APD işlemlerinin sürtünme katsayısı üzerinde önemli etkisi göze çarpmıştır. Hem ABD hem de UNYM işlemlerinin her ikisi de hacim APD yöntemi olarak uygulanan, SYP işleminin tüm pasolarından daha düşük ortalama sürtünme katsayısı değeri vermiştir. Bu durum düşük yükler için, yüzey APD işlemlerinin, aşınma davranışı üzerinde hacim APD işleminden daha etkin olduğunu göstermektedir. Uygulanan normal yük 10N 'a çıkarıldığında 5N yükleme durumuna göre sürtünme davranışında birtakım değişiklikler göze çarpmıştır. ABD sürtünme üzerinde baskın özelliktedir ve en düşük sürtünme katsayısı değerlerini vermiştir. Kaymanın ilk aşamalarında beklenenin aksine UNYM işleminin etkisi zayıf gerçekleşmiştir ve kaymanın ilerleyen bölümlerinde beklenen seviyelerine ulaşmıştır. UNYM numunesine benzer şekilde SYP numunelerinin sürtünme katsayılarında da 250 m mesafeye kadar artışlar görülmüştür. Bunun sebebinin, SYP uygulaması sırasında, temas noktalarında



Şekil 6.42. (a) 5N, (b) 10N, (c) 15N normal yük altında işlem görmemiş, yüzey ve hacim APD uygulanmış numunelerin mesafeye bağlı sürtünme katsayısı değişim grafiği.

oluşabilecek mikro çatlakların önlenmesi amacı ile kullanılan plakalardan dolayı, yüzeyde oluşan düşük sertlikteki bölgeden kaynaklandığı düşünülmektedir. Tüm kayma mesafesi boyunca değerlendirildiğinde yüzey ve hacim APD numunelerinin tamamında ortalama sürtünme katsayıları işlem görmemiş numuneden daha düşük gerçekleşmiştir. Bununla birlikte SYP numunelerinin sürtünme katsayıları, ABD ve UNYM numuneleri ile oldukça yakın seviyelere gelmiştir. Artan yük ile hacim APD işleminin sürtünmeye etkisi baskın hale gelmiştir. Tüm mesafe boyunca en düşük ortalama sürtünme katsayısı 2 paso SYP numunesinde elde edilmesinin yanında, ABD numunesi ile de oldukça yakındır. 1, 3 ve 4 paso SYP numunelerinin ortalama sürtünme katsayıları YAPD numunelerinden düşük gerçekleşmiştir. 15N normal yük uygulandığında ABD numunesi kaymanın ilk bölümünde oldukça etkili bir görünümde fakat 150m'den sonra bu durum tersine dönmüştür. UNYM numunesinin ilk aşamalarda etkisi az olmakla birlikte 250m kayma mesafesinden sonra etkisini arttırmıştır. 15N normal yükte hacim APD işlemleri yüzey işlemlerinden daha başarılı bir grafik izlemiştir. Tüm mesafe boyunca en düşük ortalama sürtünme katsayısı 3 paso SYP numunesinde elde edilmiştir. 1 ve 2 paso numuneleri, işlem görmemiş numune ile benzer bir seyirde ve UNYM numunesinden daha düşük sürtünme katsayısı değerleri sergilemişlerdir. Gerçekleştirilen aşınma deneylerinde yükün artması ile ters orantılı olarak, sürtünme katsayılarında azalma meydana gelmiştir.

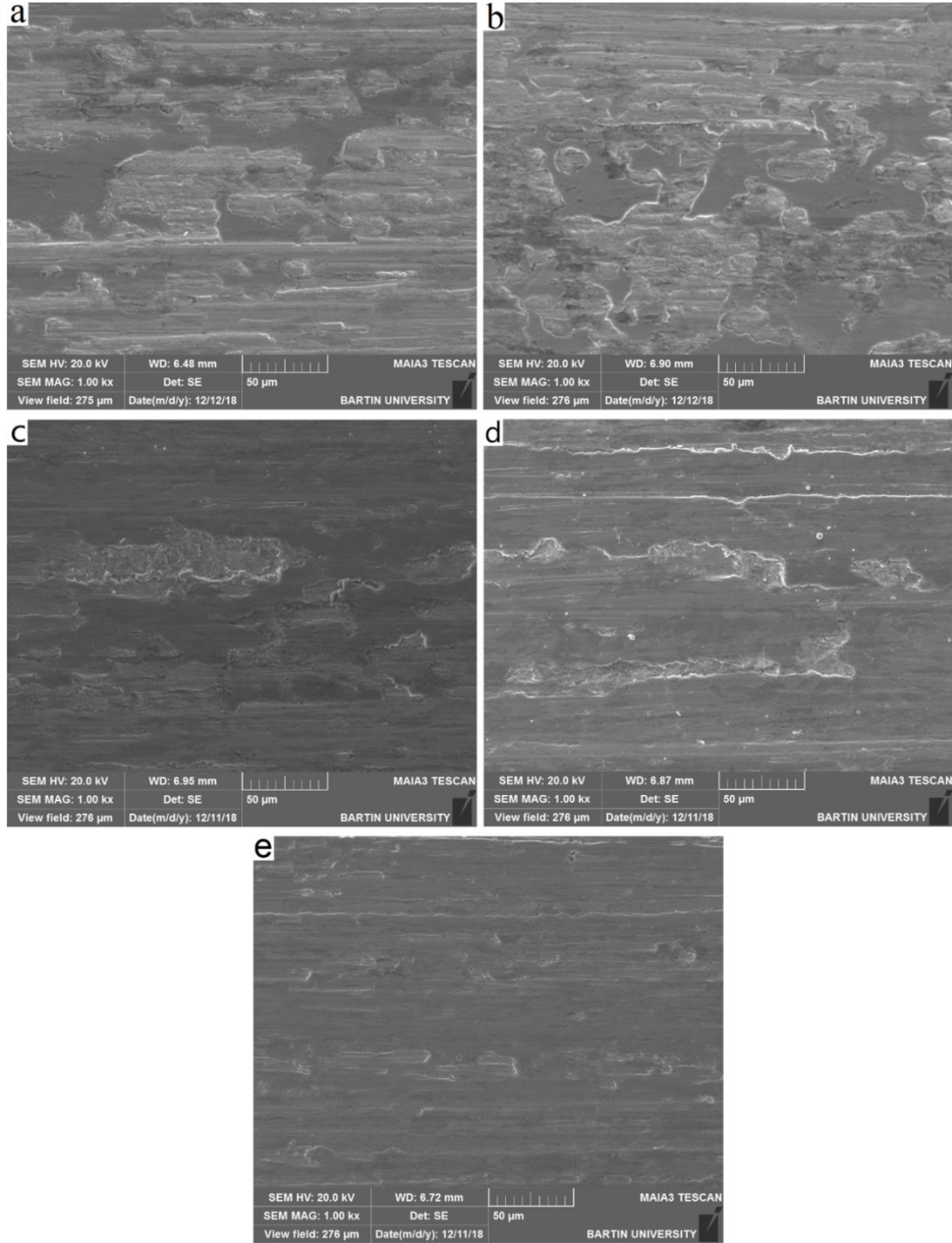
Yüzey ve hacim APD uygulamalarının, S500MC çelik numunelerinin kuru kayma aşınma özelliklerinin incelenmesi ve etkilerinin karşılaştırılması için, aşınmış yüzey SEM görüntüleri alınmıştır. 5N normal yük altında ABD, UNYM, 3 paso SYP, 4 paso SYP ve işlem görmemiş numunelerin aşınmış yüzey SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 6.43a, Şekil 6.43b, Şekil 6.43c, Şekil 6.43d ve Şekil 6.43e'de verilmiştir. 5N normal yükte işlem görmemiş numunede plastik deformasyonun yoğun olarak gerçekleştiği söylenebilir. Plastik deformasyon pürüzsüz ve çatlakların yer almadığı bir yüzey şeklinde karşımıza çıkmaktadır. Plastik deformasyona ek olarak küçük adhezif çukurlar ile kayma yönünde oluşmuş çiziklere de rastlanmaktadır. İşlem görmemiş numunede adhezyon çukurları APD numunelerine göre daha yoğun bulunmaktadır ve adhezyonun baskın aşınma mekanizması olduğu söylenebilir. Yüzey ve hacim APD numunelerinin aşınma yüzeylerinde çizik ve olukların miktar ve boyutları artmıştır.



Şekil 6.43. (a) ABD, (b) UNYM (c) 3paso (d) 4 paso SYP uygulanmış ve (e) işlem görmemiş numunelere ait 5N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.

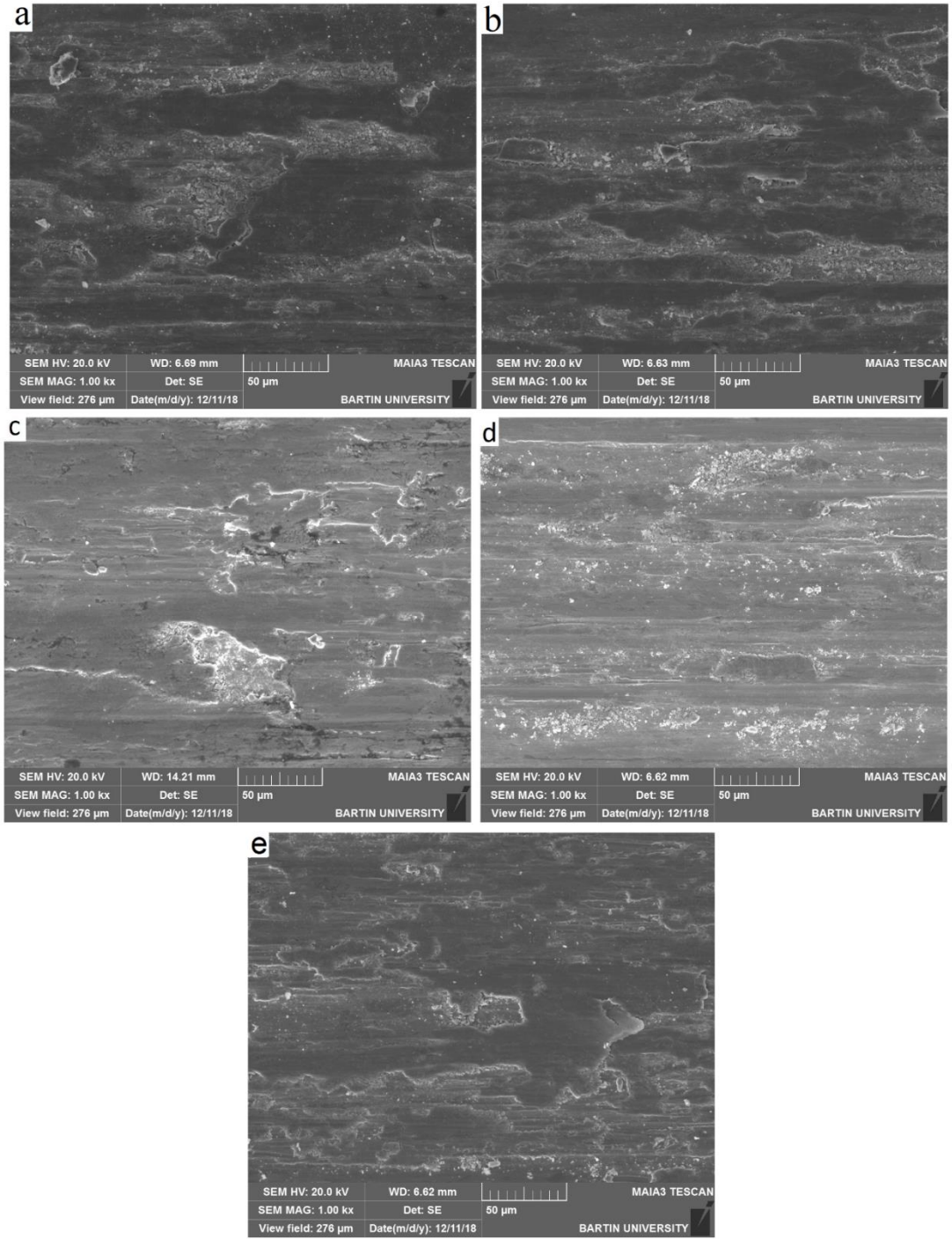
Çiziklerin boyut ve miktarlarının artması abrasif aşınmanın etkisinden kaynaklanmaktadır. Bu etki ABD ve UNYM yüzey işlemleri uygulanan numunelerde daha belirgin görülmektedir. 10N normal yük altında ABD, UNYM, 3 paso SYP, 4

paso SYP ve işlem görmemiş numunelerin aşınmış yüzey SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 6.44a, Şekil 6.44b, Şekil 6.44c, Şekil 6.44d ve Şekil 6.44e’de verilmiştir. Bu

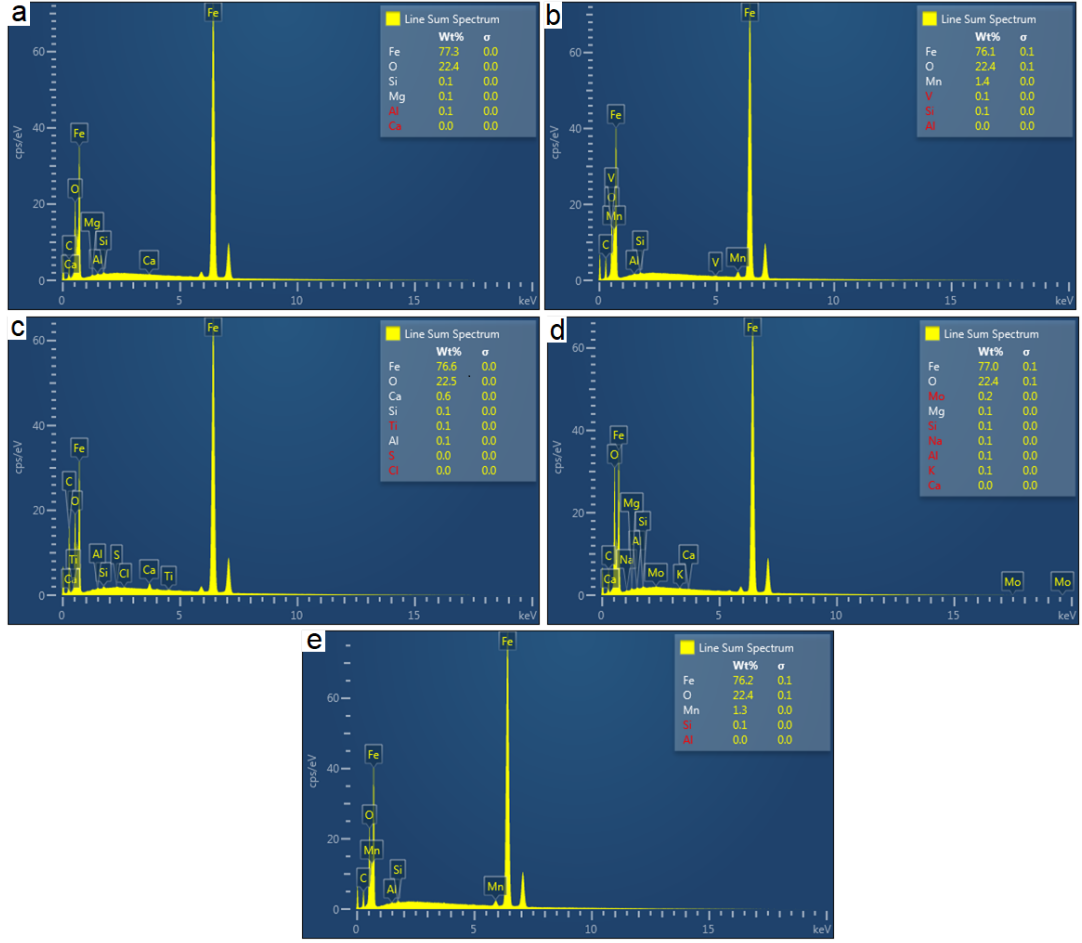


Şekil 6.44. (a) ABD, (b) UNYM (c) 3 paso (d) 4 paso SYP uygulanmış ve (e) işlem görmemiş numunelere ait 10N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri

yükleme durumunda APD numunelerinin aşınma yüzeylerinde delaminasyon tabakalarının yoğunluğu göze çarpmaktadır. Geniş delaminasyon tabakalarına ek olarak kayma yönünde oluşmuş çiziklerde oldukça fazla görülmektedir. Hem yüzey, hem hacim APD numunelerinde baskın aşınma mekanizması, delaminasyon aşınması ve abrasif aşınmadır. APD işlemleri ile tane boyutunun azalması ve artan dayanımın etkisi ile aşınmada plastik deformasyon mekanizmasının belirgin etkisi yok olmaktadır. YAPD numunelerinin sert yüzey tabakası, abrasif oluk ve çiziklerin ABD ve UNYM numunelerinde daha yoğun olmasına neden olmuştur. Aşınma deneylerinde uygulanan normal yük artırılarak 15N'a çıkarıldığında aşınma karakteristiğinde köklü değişimler göze çarpmaktadır. ABD, UNYM, 3 paso SYP, 4 paso SYP ve işlem görmemiş numunelerin 15N normal yük altında gerçekleştirilen aşınma deneylerine ait aşınmış yüzey SEM görüntüleri sırasıyla Şekil 6.45a, Şekil 6.45b, Şekil 6.45c, Şekil 6.45d ve Şekil 6.45e'de verilmiştir. Sürtünen metaller arasındaki etkileşimden kaynaklanan sürtünme ısı, temas yüzeylerinde sıcaklıkların yükselmesine sebep olmuştur. Sıcaklık değişimlerine bağlı oluşan termal gerilmeler ve sürtünme etkileşimlerinden kaynaklı kesme gerilmeleri, tüm numunelerde mikro yorulma çatlaklarının indüklenmesini sağlamıştır. Sürtünme ile artan yüzey ısılarının sonucu olarak aşınma yüzeylerinde oksidasyon tabakaları oluşmuştur. Şekil 6.46a, Şekil 6.46b, Şekil 6.46c, Şekil 6.46d ve Şekil 6.46e'de sırasıyla ABD, UNYM, 3 paso SYP, 4 paso SYP ve işlem görmemiş numunelerin aşınmış yüzeylerinden elde edilen EDS analizi sonuçları verilmiştir. Analiz sonuçları yüzeyde oksit oluşumlarını kanıtlamaktadır. Yüzeyde oluşan oksit tabakalarının, sürtünen yüzeyler arasındaki etkileşim sırasında kırılarak kopması ve sürtünme çiftinin arasına eklenmesi sonucu üç cisimli abrasif aşınma mekanizması etkili olmuştur. Yüzey APD numuneleri ile işlem görmemiş numune aşınma yüzeylerinin oldukça benzer olduğu görülmektedir. İşlem görmemiş ve YAPD uygulanmış numunelerin aşınma yüzeylerinde görülen transfer tabakaları ve yüzeye rastgele dağılmış parçacık kümeleri adhezif ve abrasif aşınmanın etkili olduğunu göstermektedir. SYP numunelerinin yüzey tabakasında görülen yüksek miktardaki aşınma parçacıkları, SYP numunelerinde abrasif aşınmanın daha etkin olduğunu göstermektedir.



Şekil 6.45. (a) ABD, (b) UNYM (c) 3 paso (d) 4 paso SYP uygulanmış ve (e) işlem görmemiş numunelere ait 15N normal yük altında aşınmış yüzey SEM görüntüleri.

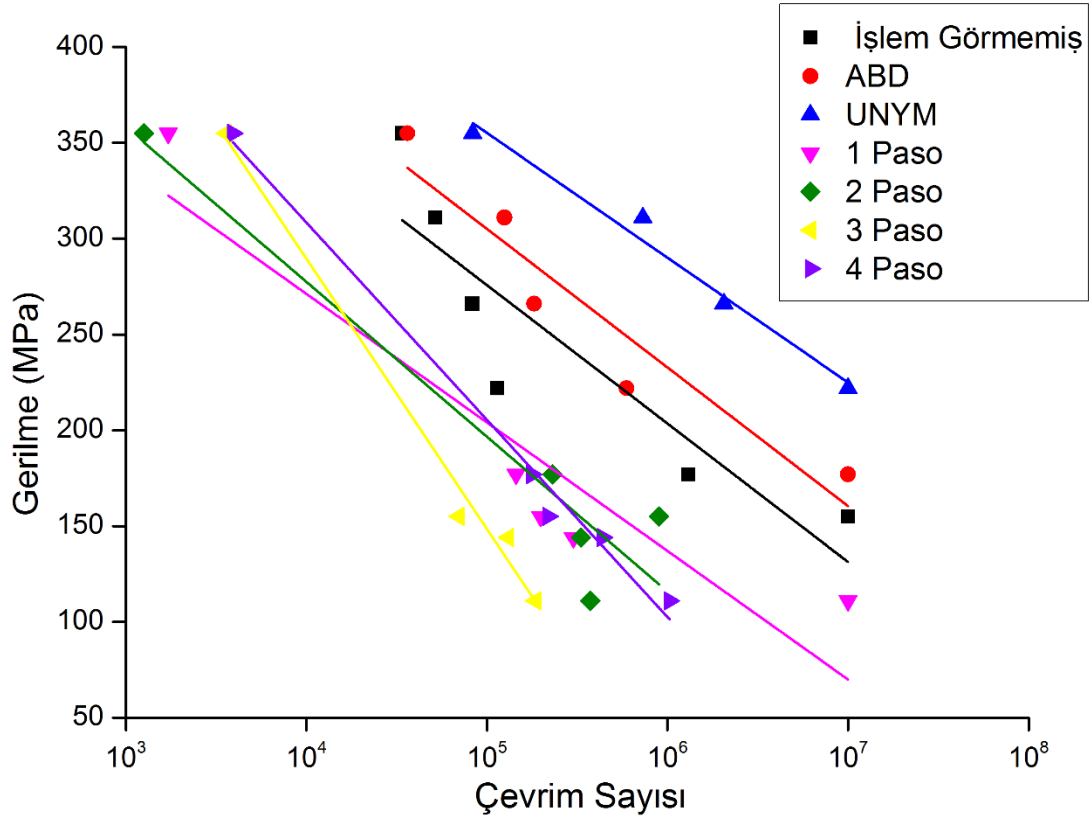


Şekil 6.46. (a) ABD, (b) UNYM (c) 3 paso (d) 4 paso SYP uygulanmış ve (e) işlem görmemiş numunelere ait çizgisel EDS analizleri

6.3.6. APD işlemlerinin Yorulma Dayanımına Etkilerinin Karşılaştırılması

Yüzey ve hacim APD işlemlerinin S500MC çeliğinin yorulma dayanımına etkisi Şekil 6.47’te verilmiştir. Yüzey aşırı plastik deformasyon işlemleri S500MC çeliğinin yorulma dayanımını artırmaktadır. İşlem görmemiş numune yorulma dayanımı yaklaşık 155 MPa iken, UNYM işlemi sonucunda yorulma dayanımı değeri 225 MPa değerine kadar yükselmiştir. ABD numunelerinin yorulma dayanımlarındaki artış UNYM işlemine kıyasla daha sınırlı gerçekleşmiş ve 180 MPa değerine kadar ulaşmıştır. SYP işlemleri uygulanan numunelerin yorulma dayanımlarında azalma olduğu görülmüştür. Deneyler sonucunda uygulanan en düşük yük olan 111 MPa değerinde sadece 4 paso SYP numunesi, 10^7 çevrim sonucu hasara uğramamıştır. SYP işlemi uygulaması esnasında kalıp ve numune arasındaki etkileşimlerin, numune

yüzeylerinde kusurlara neden olduğu ve yorulma özellikleri üzerinde olumsuz etkiler meydana getirdiği görülmüştür. Benzer şekilde ABD işlemi sonucunda UNYM numunelerine göre daha bozulmuş bir yüzey elde edilmiştir. Bilyeli dövme işlemleri sonucunda malzemede elde edilen mikroyapı iyileşmeleri, sertlik artışı ve basma kalıntı gerilmelerinin oluşumunun pozitif etkisi, işlemler sonucunda elde edilen yüzey pürüzlülüğünün olumsuz etkisinden daha fazladır [146]. ABD işleminin, S500MC numunelerini yorulma dayanımını artırmada UNYM işlemine göre daha sınırlı etkiye sahip olmasının sebebinin, işlem sonucunda elde edilen oldukça pürüzlü yüzey yapısı olduğu düşünülmektedir.



Şekil 6.47. Yüzey ve hacim APD işlemleri uygulanmış S500MC çeliği S-N grafikleri

BÖLÜM 7

SONUÇLAR VE ÖNERİLER

Bu çalışmada, yüksek mukavemetli düşük alaşımlı S500MC çeliğine, oda sıcaklığında yüzeysel ve hacimsel aşırı plastik deformasyon işlemleri uygulanarak, mekanik özelliklerinin geliştirilmesi amaçlanmıştır. Malzeme yüzeyinde aşırı plastik deformasyon oluşturmak için aşırı bilyeli dövme ve ultrasonik nanokristal yüzey modifikasyonu işlemleri seçilmiştir. Sınırlandırılmış yivli presleme işlemi ise sac malzemelere uygulanabilirliği nedeniyle hacimsel aşırı plastik deformasyon yöntemi olarak tercih edilmiştir. Plastik deformasyon işlemleri sonrasında mikroyapıda ve mekanik özelliklerde meydana gelen değişiklikler incelenerek farklı deformasyon yöntemlerinin etkileri belirlenmiştir. Aşırı bilyeli dövme ve ultrasonik nanokristal yüzey modifikasyonu işlemleri kendi aralarında ve sonrasında sınırlandırılmış yivli presleme işlemi ile karşılaştırılmıştır.

S500MC çeliğinin yüzeyine uygulanan aşırı plastik deformasyon işlemleri sonrası optik mikroskop görüntüleri ve EBSD analizleri, yüzey mikro yapısında belirgin değişiklikler olduğunu göstermiştir. UNYM işlemi, ABD işlemine kıyasla daha düzgün bir yüzey morfolojisinin elde edilmesini sağlamıştır. Her iki yüzey işlemi sonucunda da yüzeyde ultra ince taneli bir tabaka, deformasyondan etkilenen geçiş tabakası ve orijinal boyutlu tanelerin bulunduğu kademeli bir yapı elde edilmiştir. UNYM işlemi 60 μm 'lik bir yüzey ve yüzey altı bölgesinde deformasyon tabakası oluşmasını sağlarken, ABD işlemi ile 20 μm 'lik bir deformasyon tabakası oluşturulmuştur.

SYP işlemi ile işlem görmemiş numune tane boyutları 3,675 μm 'den 4. paso sonucunda 1,1783 μm mertebelerine kadar düşmüştür. Tane incelmesi büyük oranda ilk paso ile gerçekleşmiştir. Devam eden pasalarda tane incelmesi oldukça sınırlı olmuştur. Tane boyutu dağılımları dikkate alındığında artan paso sayısı ile birlikte tane boyutu dağılımı 1 μm değerinden daha küçük değerlerde yoğunlaşmıştır.

Yüzey ve hacim aşırı plastik deformasyon uygulanan numunelerin X-ışını kırınım analizlerinde işlem görmemiş numuneye kıyasla pik şiddetlerinin belirgin bir şekilde azaldığı ve yarı yükseklik pik genişliklerinde artışların olduğu görülmüştür. YYPG değerinin artması deformasyon sonucu numunelerde tane incelmesinin meydana geldiğini göstermektedir. Sherrer eşitliği ile ABD ve UNYM numunelerinin tane boyutları sırasıyla 25,72 ve 31,27 nm olarak hesaplanmıştır. XRD grafikleri incelendiğinde göze çarpan bir diğer konu pik pozisyonlarının işlem görmemiş numuneye göre konumlarının değişmiş olmasıdır. Grafiklerde APD işlemleri ile XRD pikleri orijinal konumuna göre daha düşük açılara kaymıştır. XRD piklerinin orijinal konumuna göre düşük açılara kayması deformasyon etkisi ile basma kalıntı gerilmelerinin, ve düzlemsel hataların oluşturulduğunu göstermektedir.

Yüzey ve hacim APD işlemleri, numunelerde yüksek plastik deformasyon ve artan dislokasyon yoğunluğuna bağlı olarak, numunelerin mikrosertlik değerlerini artırmışlardır. ABD ve UNYM işlemleri yüzey bölgesinde mikrosertlikte önemli artışlar sağlarken, SYP işlemi ile sertlik artışı numune iç kesimlerinde etkilidir. ABD ve UNYM işlemleri ile yüzeyde elde edilen yüksek sertlik değerleri, yüzeyden derine doğru azalmakta ve sonrasında yok olmaktadır. UNYM işlemi ile elde edilen yüzey sertliği değerleri ve işlem etkisinin ulaştığı derinlik ABD işleminden daha büyüktür. UNYM işleminin malzemenin mikrosertlik değerlerini geliştirmede daha etkili olduğu söylenebilir. SYP numunelerinin mikrosertlikleri yüzeyden derine doğru artmakta ve bir miktar sonra en üst seviyeye ulaşmaktadır. Bununla birlikte sertlikte elde edilen artış, YAPD işlemlerinde elde edilen artış değerlerinin altında gerçekleşmiştir.

Çekme deneyi sonuçları incelendiğinde, farklı APD işlemlerinin numunelerin çekme özellikleri üzerinde farklı etkiler gösterdiği görülmektedir. UNYM işlemi sonucunda akma dayanımında değişiklik görülmemiş fakat çekme dayanımında bir miktar artış gerçekleşmiştir. ABD işlemi akma ve çekme dayanımlarında azalmaya sebep olmuştur. Bununla birlikte, her iki YAPD işlemi sonucunda uzama değerlerinde önemli artışlar görülmüştür. UNYM numuneleri en yüksek uzama değerlerine sahiptir. SYP işlemi ilk paso ile birlikte akma ve çekme dayanımlarında artışa sebep olmuştur. Artan paso sayısı ile akma ve çekme dayanımlarında belirgin bir değişiklik gözlemlenmemiştir. YAPD işlemlerinin aksine SYP işlemi sonucunda uzama değerinin belirgin bir şekilde azaldığı görülmüştür.

APD işlemleri ile numunelerde elde edilen sertlik artışı aşınma özelliklerinde olumlu etkiler göstermektedir. Yüzey ve hacim APD işlemleri sonucunda farklı yükler uygulanarak gerçekleştirilen aşınma deneylerinde tüm APD numunelerinde hacim kaybı işlem görmemiş numunelerden daha düşük gerçekleşmiştir. Hacim kaybındaki en büyük azalma ABD numunesinde görülmüştür. Artan SYP paso sayıları ile hacim kaybı değerinin azaldığı görülmüştür. Tüm numuneler için uygulanan normal yükün artırılması numunelerde meydana gelen hacim kaybını artırmaktadır. APD işlemleri sonucunda S500MC çeliğinin aşınma direncinin arttığı görülmektedir. Bununla birlikte YAPD işlemleri aşınma direncini artırmada SYP işleminden daha başarılı yöntemler olmuşlardır. YAPD işlemlerinin numune yüzeylerinde oluşturduğu yüksek sertlikteki yüzey tabakası aşınma direncini artırmıştır.

Aşınma yüzeylerinden alınan SEM görüntüleri incelendiğinde, 5N yükte işlem görmemiş numunede baskın aşınma mekanizmasının plastik deformasyon ve adhezyon aşınması olduğu söylenebilir bununla birlikte APD numunelerinde abrasif aşınma daha etkili olmuştur. Abrasif aşınmanın etkisinin, yüksek yüzey sertliklerinin elde edildiği YAPD numunelerinde daha belirgin olduğu görülmüştür. 10N normal yük uygulandığında APD numunelerinde abrazif aşınmaya ek olarak delaminasyon aşınmasının da baskın hale geldiği görülmektedir. APD işlemleri ile tane boyutunun azalması ve artan dayanımın etkisi ile aşınmada plastik deformasyon mekanizmasının belirgin etkisi yok olmaktadır. YAPD numunelerinin sert yüzey tabakası, abrasif çizik ve olukların ABD ve UNYM numunelerinde daha yoğun olmasına neden olmuştur.

Yüzey ve hacim APD işlemleri, S500MC çelik numunelerinin aksenal çekme basma yorulma davranışı üzerinde oldukça farklı etkiler meydana getirmişlerdir. Hem UNYM hem de ABD işlemleri yorulma dayanımını artırmışlardır. Uygulanan mekanik yüzey işlemlerinin malzeme yüzeyinde basma kalıntı gerilmeleri oluşturarak, çevrimsel yüklemeler esnasında yüzeylerde çatlak oluşumunu ve mevcut çatlakların büyümesini baskılamaları bu artışın temel sebebi olarak görülmektedir. UNYM işleminin S500MC yorulma dayanımının artırılmasında ABD işlemine kıyasla daha başarılı olduğu görülmüştür. Bu durumun temel sebebinin uygulanan işlemler sonucunda elde edilen yüzey morfolojileri ile ilgili olduğu düşünülmektedir. ABD işleminde yüzeye rastgele ve yüksek hızlarla fırlatılan bilyeler oldukça pürüzlü bir yüzey elde edilmesine sebep olmaktadır ve yorulma dayanımında elde edilen gelişmeyi sınırlamaktadır.

Gerçekleştirilen yorulma deneyleri sonucunda SYP işleminin S500MC yorulma dayanımını düşürdüğü gözlemlenmiştir. Artan paso sayısı ile yorulma deneyi sonuçlarında düzenli bir ilişki görülmemektedir. SYP işlemi uygulama aşamasında kalıp ile numune arasındaki temas ve keskin kalıp köşelerinin numunede meydana getirmiş olduğu kusurların, elde edilen düzensiz sonuçların başlıca nedeni olduğu düşünülmektedir.

APD işlemleri malzemelerin mekanik özelliklerinin geliştirilmesinde önemli katkıları olan işlemlerdir. Yorulma ve aşınma gibi çok önemli iki hasar çeşidine karşı dayanımı artırma potansiyelleri nedeniyle otomotiv malzemelerine uygulanabilirlikleri önem arz etmektedir. APD ile otomotiv malzemelerinin mukavemeti artırılarak, araç ağırlıklarının azaltılması, yakıt ve malzeme sarfiyatının düşürülmesi sağlanabilir. S500MC çelik numuneler üzerinde gerçekleştirilen çalışmalar sonucu elde edilen bulgular ABD ve UNYM işlemlerinin otomotiv çeliklerine uygulanabilmelerinin önemini ortaya koymuştur. Yorulma özelliklerinde elde edilen olumsuz sonuçlara rağmen hacimsel APD işlemlerinin potansiyel faydaları göz ardı edilmemelidir. SYP işlemi sonrası malzeme yüzeylerinin talaşlı işlemler ile işlenerek, kalıp ile numune arasındaki etkileşimlerden kaynaklı etkilerin ortadan kaldırılmasının, malzemelerin mekanik özelliklerine ve yorulma davranışına olumlu etkileri olacağı düşünülmektedir. APD sonrası yüzey kusurlarından arındırılmış otomotiv çeliklerinin mekanik ve yorulma özelliklerinin incelenmesinin ileriki uygulamalar için önem arz eden konular olduğu düşünülmektedir.

KAYNAKLAR

1. Fekete, J. R. and Hall, J. N., "Design of auto body: Materials perspective", *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, **Woodhead Publishing**, 1-18 (2017).
2. Hall, J. N. and Fekete, J. R., "Steels for auto bodies: A general overview", *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, **Woodhead Publishing**, 19-45 (2017).
3. Horvath, C. D., "Advanced steels for lightweight automotive structures", *Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles*, **Woodhead Publishing**, 35-78 (2010).
4. Hall E. O., "The deformation and ageing of mild steel III Discussion of results", *Proceedings Of The Physical Society. Section B*, 64 (1951).
5. Petch, N. J., "The cleavage strength of polycrystals", *J. Iron Steel Inst.*, 174: 25-28 (1953).
6. Valiev, R., Estrin, Y., Horita, Z., Langdon, T. G., Zehetbauer, M. J., and Zhu, Y. T., "Producing Bulk Ultrafined Grained Materials by Severe Plastic Deformation.pdf", *Jom*, 58(4): 33-39 (2006).
7. Gleiter, H., "Nanocrystalline Materials", *Progress In Materials Science*, 33(4): 223-315 (1989).
8. Erb, U., "Electrodeposited nanocrystals: Synthesis, properties and industrial applications", *Nanostructured Materials*, 6(5-8): 533-538 (1995).
9. Koch, C. C. and Cho, Y. S., "Nanocrystals by high energy ball milling", *Nanostructured Materials*, 1(3): 207-212 (1992).
10. Valiev, R. Z. and Langdon, T. G., "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement", *Progress In Materials Science*, 51 (7): 881-981 (2006).
11. Zrnik, J., Dobotkin, S. V, and Mamuzic, I., "Processing of metals by severe plastic deformation (SPD) - Structure and mechanical properties respond", *Metalurgija*, 47(3): 211-216 (2008).
12. Valiev, R. Z., Zhilyaev, A. P., and Langdon, T. G., "Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications", **Wiley**, (2013).
13. Valiev, R. Z., Islamgaliev, R. K., and Alexandrov, I. V., "Bulk Nanostructured

Materials from Severe Plastic Deformation", *Progress in Materials Science*, 103–189 (2000).

14. Jamaati, R., Toroghinejad, M. R., and Edris, H., "Effect of stacking fault energy on nanostructure formation under accumulative roll bonding (ARB) process", *Materials Science And Engineering A*, 578: 191-196 (2013).

15. Cao, Y., Ni, S., Liao, X., Song, M., and Zhu, Y., "Structural evolutions of metallic materials processed by severe plastic deformation", *Materials Science And Engineering: R: Reports*, 133: 1–59 (2018).
16. Hansen, N. and Barlow, C. Y., "Plastic Deformation of Metals and Alloys", Physical Metallurgy: Fifth Edition, *Elsevier Inc.*, 1681-1764 (2014).
17. Chinh, N. Q., Csanádi, T., Gubicza, J., and Langdon, T. G., "Plastic behavior of face-centered-cubic metals over a wide range of strain", *Acta Materialia*, 58(15): 5015-5021 (2010).
18. Zhang, H. W., Huang, X., and Hansen, N., "Evolution of microstructural parameters and flow stresses toward limits in nickel deformed to ultra-high strains", *Acta Materialia*, 56(19): 5451-5465 (2008).
19. Mishra, A., Kad, B. K., Gregori, F., and Meyers, M. A., "Microstructural evolution in copper subjected to severe plastic deformation: Experiments and analysis", *Acta Materialia*, 55(1): 13-28 (2007).
20. Sakai, T., Belyakov, A., Kaibyshev, R., Miura, H., and Jonas, J. J., " Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions", *Progress in Material Science*, 60: 130-207 (2014).
21. Wang, Y. B., Liao, X. Z., Zhao, Y. H., Lavernia, E. J., Ringer, S. P., Horita, Z., Langdon, T. G., and Zhu, Y. T., "The role of stacking faults and twin boundaries in grain refinement of a Cu-Zn alloy processed by high-pressure torsion", *Materials Science And Engineering A*, 527(18-19): 4959-4966 (2010).
22. Wang, Y. B., Wu, B., and Sui, M. L., "Dynamical dislocation emission processes from twin boundaries", *Applied Physics Letters*, 93(4):(2008).
23. Wang, Y. B., Li, B. Q., Sui, M. L., and Mao, S. X., "Deformation-induced grain rotation and growth in nanocrystalline Ni", *Applied Physics Letters*, 92(1): (2008).
24. Cao, Y., Ni, S., Liao, X., Song, M., and Zhu, Y., "Structural evolutions of metallic materials processed by severe plastic deformation", *Materials Science And Engineering: R: Reports*, 133: 1–59 (2018).
25. Fukuda, Y., Oh-Ishi, K., Horita, Z., and Langdon, T. G., "Processing of a low-carbon steel by equal-channel angular pressing", *Acta Materialia*, 50(6): 1359-1368 (2002).
26. Iwahashi, Y., Horita, Z., Nemoto, M., and Langdon, T. G., "An investigation of microstructural evolution during equal-channel angular pressing", *Acta Materialia*, 45(11): 4733-4741 (1997).
27. Nakashima, K., Horita, Z., Nemoto, M., and Langdon, T. G., "Development of a multi-pass facility for equal-channel angular pressing to high total strains",

- Materials Science And Engineering: A*, 281 (1–2): 82–87 (2002).
28. Yamashita, A., Yamaguchi, D., Horita, Z., and Langdon, T. G., "Influence of pressing temperature on microstructural development in equal-channel angular pressing", *Materials Science And Engineering A*, 287(1): 100-106 (2000).
 29. Zhilyaev, A. P. and Langdon, T. G., "Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications", *Progress In Materials Science*, 53 (6): 893–979 (2008).
 30. Zhilyaev, A. P., Nurislamova, G. V., Kim, B. K., Baró, M. D., Szpunar, J. A., and Langdon, T. G., "Experimental parameters influencing grain refinement and microstructural evolution during high-pressure torsion", *Acta Materialia*, 51(3): 753-765 (2003).
 31. Zhilyaev, A. P., McNelley, T. R., and Langdon, T. G., "Evolution of microstructure and microtexture in fcc metals during high-pressure torsion", *Journal Of Materials Science*, 42(5): 1517-1528 (2007).
 32. Tirsatine, K., Azzeddine, H., Huang, Y., Baudin, T., Helbert, A. L., Brisset, F., Bradai, D., and Langdon, T. G., "An EBSD analysis of Fe-36%Ni alloy processed by HPT at ambient and a warm temperature", *Journal Of Alloys And Compounds*, 753: 46-53 (2018).
 33. Shin, D. H., Park, J. J., Kim, Y. S., and Park, K. T., "Constrained groove pressing and its application to grain refinement of aluminum", *Materials Science And Engineering A*, 328 (1): 98–103 (2002).
 34. Gupta, A. K., Maddukuri, T. S., and Singh, S. K., "Constrained groove pressing for sheet metal processing", *Progress In Materials Science*, 84: 403–462 (2016).
 35. Satheesh Kumar, S. S. and Raghu, T., "Structural and mechanical behaviour of severe plastically deformed high purity aluminium sheets processed by constrained groove pressing technique", *Materials And Design*, 57: 114-120 (2014).
 36. Shaw, L. L., "The surface deformation and mechanical behavior of nanostructured alloys", *Nanostructured Metals And Alloys*, 481–506 (2011).
 37. Villegas, J. C. and Shaw, L. L., "Nanocrystallization process and mechanism in a nickel alloy subjected to surface severe plastic deformation", *Acta Materialia*, 50(19): 5782-5795 (2009).
 38. Whang, S. H., "Nanostructured Metals and Alloys: Processing, Microstructure, Mechanical Properties and Applications", *Woodhead Publishing*, (2011).
 39. Wu, X., Tao, N., Hong, Y., Xu, B., Lu, J., and Lu, K., "Microstructure and evolution of mechanically-induced ultrafine grain in surface layer of AL-alloy

- subjected to USSP", *Acta Materialia*, 50(8): 2075-2084 (2002).
40. Tao, N. R., Wu, X. L., Sui, M. L., Lu, J., and Lu, K., "Grain refinement at the nanoscale via mechanical twinning and dislocation interaction in a nickel-based alloy", *Journal Of Materials Research*, 19(6): 1623-1629 (2004).
 41. Tian, J. W., Dai, K., Villegas, J. C., Shaw, L., Liaw, P. K., Klarstrom, D. L., and Ortiz, A. L., "Tensile properties of a nickel-base alloy subjected to surface severe plastic deformation", *Materials Science And Engineering A*, 493(1): 176-183 (2008).
 42. Kumar, S., Sudhakar Rao, G., Chattopadhyay, K., Mahobia, G. S., Santhi Srinivas, N. C., and Singh, V., "Effect of surface nanostructure on tensile behavior of superalloy IN718", *Materials And Design*, 62: 76-82 (2014).
 43. Liu, C., Zheng, H., Gu, X., Jiang, B., and Liang, J., "Effect of severe shot peening on corrosion behavior of AZ31 and AZ91 magnesium alloys", *Journal Of Alloys And Compounds*, 770: 500-506 (2019).
 44. Meguid, S. A., Shagal, G., Stranart, J. C., and Daly, J., "Three-dimensional dynamic finite element analysis of shot-peening induced residual stresses", *Finite Elements In Analysis And Design*, 31 (3): 179-191 (1999).
 45. Pariente, I. F. and Guagliano, M., "Influence of Shot Peening Process on Contact Fatigue Behavior of Gears", *Materials And Manufacturing Processes*, 24 (12): 1436–1441 (2009).
 46. Miao, H. Y., Larose, S., Perron, C., and Levesque, M., "An analytical approach to relate shot peening parameters to Almen intensity", *Surface And Coatings Technology*, (2010).
 47. Unal, O., "Optimization of shot peening parameters by response surface methodology", *Surface And Coatings Technology*, 305: 99–109 (2016).
 48. Bhuvaraghan, B., Srinivasan, S. M., and Maffeo, B., "Numerical simulation of Almen strip response due to random impacts with strain-rate effects", *International Journal Of Mechanical Sciences*, (2011).
 49. Wang, C., Wang, L., Wang, X., and Xu, Y., "Numerical study of grain refinement induced by severe shot peening", *International Journal Of Mechanical Sciences*, 146–147: 280–294 (2018).
 50. Miková, K., Bagherifard, S., Bokuvka, O., Guagliano, M., and Trško, L., "Fatigue behavior of X70 microalloyed steel after severe shot peening", *International Journal Of Fatigue*, 55: 33–42 (2013).
 51. Bagherifard, S., Fernandez-Pariente, I., Ghelichi, R., and Guagliano, M., "Effect of severe shot peening on microstructure and fatigue strength of cast iron", *International Journal Of Fatigue*, 65: 64–70 (2014).

52. Wang, T., Yu, J., and Dong, B., "Surface nanocrystallization induced by shot peening and its effect on corrosion resistance of 1Cr18Ni9Ti stainless steel", *Surface And Coatings Technology*, 200 (16–17): 4777–4781 (2006).
53. Zhong, C., Liu, L., Wu, Y., Deng, Y., Shen, B., Shu, B., and Hu, W., "Diffusion behavior of aluminum in the surface layer of iron processed by shot peening", *Materials Letters*, 64 (12): 1407–1409 (2010).
54. Unal, O. and Varol, R., "Almen intensity effect on microstructure and mechanical properties of low carbon steel subjected to severe shot peening", *Applied Surface Science*, 290: 40–47 (2014).
55. Trško, L., Bokůvka, O., Nový, F., and Guagliano, M., "Effect of severe shot peening on ultra-high-cycle fatigue of a low-alloy steel", *Materials And Design*, 57: 103–113 (2014).
56. Bagheri, S. and Guagliano, M., "Review of shot peening processes to obtain nanocrystalline surfaces in metal alloys", *Surface Engineering*, 25 (1): 3–14 (2009).
57. Amanov, A., Cho, I. S., Pyoun, Y. S., Lee, C. S., and Park, I. G., "Micro-dimpled surface by ultrasonic nanocrystal surface modification and its tribological effects", *Wear*, 286–287: 136–144 (2012).
58. Amanov, A., "Wear resistance and adhesive failure of thermal spray ceramic coatings deposited onto graphite in response to ultrasonic nanocrystal surface modification technique", *Applied Surface Science*, 477: 184–197 (2019).
59. Cao, X. J., Pyoun, Y. S., and Murakami, R., "Fatigue properties of a S45C steel subjected to ultrasonic nanocrystal surface modification", *Applied Surface Science*, 256 (21): 6297–6303 (2010).
60. Wu, B., Zhang, J., Zhang, L., Pyoun, Y. S., and Murakami, R. I., "Effect of ultrasonic nanocrystal surface modification on surface and fatigue properties of quenching and tempering S45C steel", *Applied Surface Science*, 321: 318–330 (2014).
61. Dai, K. and Shaw, L., "Comparison between shot peening and surface nanocrystallization and hardening processes", *Materials Science And Engineering A*, 463 (1–2): 46–53 (2007).
62. Lee, Y.-L. and Taylor, D., "Stress - Based fatigue analysis and design", *Fatigue Testing and Analysis*, *Butterworth-Heinemann*, 103–180 (2005).
63. Schijve, J., "Fatigue of Structures and Materials", *Springer*, (2009).
64. Ye, C., Telang, A., Gill, A. S., Suslov, S., Idell, Y., Zweiacker, K., Wieszorek, J. M. K., Zhou, Z., Qian, D., Mannava, S. R., and Vasudevan, V. K., "Gradient

nanostructure and residual stresses induced by Ultrasonic Nano-crystal Surface Modification in 304 austenitic stainless steel for high strength and high ductility", *Materials Science And Engineering: A*, 613: 274–288 (2014).

65. Wu, B., Wang, P., Pyoun, Y.-S., Zhang, J., and Murakami, R., "Study on the fatigue properties of plasma nitriding S45C with a pre-ultrasonic nanocrystal surface modification process", *Surface And Coatings Technology*, 216: 191–198 (2013).
66. Zhang, H., Chiang, R., Qin, H., Ren, Z., Hou, X., Lin, D., Doll, G. L., Vasudevan, V. K., Dong, Y., and Ye, C., "The effects of ultrasonic nanocrystal surface modification on the fatigue performance of 3D-printed Ti64", *International Journal Of Fatigue*, 103: 136–146 (2017).
67. Li, D., Chen, H. N., and Xu, H., "The effect of nanostructured surface layer on the fatigue behaviors of a carbon steel", *Applied Surface Science*, 255 (6): 3811–3816 (2009).
68. Yang, J. M., Her, Y. C., Han, N., and Clauer, A., "Laser shock peening on fatigue behavior of 2024-T3 Al alloy with fastener holes and stopholes", *Materials Science And Engineering A*, 298: 296–299 (2001).
69. Shepard, M. J., "Laser shock processing induced residual compression: Impact on predicted crack growth threshold performance", *Journal Of Materials Engineering And Performance*, 495–502 (2005).
70. Peyre, P., Fabbro, R., Merrien, P., and Lieurade, H. P., "Laser shock processing of aluminium alloys. Application to high cycle fatigue behaviour", *Materials Science And Engineering A*, 210: 102–113 (1996).
71. Luong, H. and Hill, M. R., "The effects of laser peening on high-cycle fatigue in 7085-T7651 aluminum alloy", *Materials Science And Engineering A*, 447 (1–2): 208216 (2008).
72. Trdan, U. and Grum, J., "Evaluation of corrosion resistance of AA6082-T651 aluminium alloy after laser shock peening by means of cyclic polarisation and EIS methods", *Corrosion Science*, 59: 324–333 (2012).
73. Lu, J. Z., Zhang, L., Feng, A. X., Jiang, Y. F., and Cheng, G. G., "Effects of laser shock processing on mechanical properties of Fe-Ni alloy", *Materials And Design*, 30 (9): 3673–3678 (2009).
74. Montross, C. S., Florea, V., Brandt, M., and Swain, M. V., "Subsurface properties of laser peened 6061-T6 Al weldments", *Surface Engineering*, 16:2: 116–121 (2000).
75. Luo, K. yu, Lu, J. zhong, Zhang, L. feng, Zhong, J. wei, Guan, H. bing, and Qian, X. ming, "The microstructural mechanism for mechanical property of LY2 aluminum alloy after laser shock processing", *Materials And Design*, 31

- (5): 2599–2603 (2010).
76. Shukla, P. P., Swanson, P. T., and Page, C. J., "Laser shock peening and mechanical shot peening processes applicable for the surface treatment of technical grade ceramics: A review", *Proceedings Of The Institution Of Mechanical Engineers, Part B: Journal Of Engineering Manufacture*, 228 (5): 639–652 (2014).
 77. Singh, M., "Application of Steel in Automotive Industry", *International Journal Of Emerging Technology And Advanced Engineering*, 6 (7): 246-253 (2016).
 78. Hilditch, T. B., de Souza, T., and Hodgson, P. D., "Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS)", *Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)*, **Woodhead Publishing**, 9-28 (2015).
 79. Sarkar, B., Deva, A., S.MukhopadhyayB.K.Jha, Mukerjee, D., and Mathur, A. S., "Processing and application of interstitial free(IF) grade steel: Prospects in SAIL", *International Conference On Interstitial Free Steels: Manufacturing And Applications IFSTEEL 2010*, (2010).
 80. Ballarin, V., Soler, M., Perlade, A., Lemoine, X., and Forest, S., "Mechanisms and modeling of bake-hardening steels: Part I. Uniaxial tension", *Metallurgical And Materials Transactions A: Physical Metallurgy And Materials Science*, 40 (6): (2009).
 81. Pereloma, E. and Timokhina, I., "Bake hardening of automotive steels", *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, **Woodhead Publishing**, 259-288 (2017).
 82. Evans, P. J., Crawford, L. K., and Jones, A., "High strength C-Mn steels for automotive applications", *Ironmaking And Steelmaking*, 24 (5): 361-367 (1997).
 83. Singh, R., "Classification of steels", *Applied Welding Engineering*, **Butterworth-Heinemann**, 53-60 (2020).
 84. Garcia, C. I., "High strength low alloyed (HSLA) steels", *Automotive Steels: Design, Metallurgy, Processing and Applications*, **Woodhead Publishing**, Cambridge, 145-167 (2016).
 85. Skobir, D. A., "High strength low alloyed (HSLA) steels", *Materials and Technology*, 45 (4): 295-301 (2011).
 86. Peralta, P. and Laird, C., "Fatigue of Metals", *Physical Metallurgy: Fifth Edition*, **Elsevier Inc.**, 1765–1880 (2014).
 87. Tanzi, M. C., Farè, S., and Candiani, G., "Chapter 2 - Mechanical Properties of Materials", *Foundations of Biomaterials Engineering*, **Academic Press**, 105–

136 (2019).

88. Suresh, S., "Fatigue of Materials 2nd ed.", Fatigue of Materials, *Cambridge University Press*, (1998).
89. ASM International Handbook Committee, "ASM Handbook, Volume 19: Fatigue and Fracture", ASM International, (1996).
90. Zhou, A., Post, N., Pingry, R., Cain, J., Lesko, J. J., and Case, S. W., "Durability of composites under fatigue loads", Durability of Composites for Civil Structural Applications, *Woodhead Publishing*, Cambridge, 126-149 (2007).
91. Stephens, R. I., Fatemi, A., Stephens, R. R., and Fuchs, H. O., "Metal Fatigue in Engineering 2nd ed.", *John Wiley & Sons*, 473, New York (2001).
92. Khanna, S. K. and Long, X., "Fatigue behavior of spot welded joints in steel sheets", Failure Mechanisms of Advanced Welding Processes, 65-100 (2010).
93. "Mechanical and durability testing of aerospace materials", Introduction to Aerospace Materials, 91–127 (2012).
94. Unal, O. and Varol, R., "Surface severe plastic deformation of AISI 304 via conventional shot peening, severe shot peening and re-peening", *Applied Surface Science*, 351: 289–295 (2015).
95. Li, L., Kim, M., Lee, S., Bae, M., and Lee, D., "Influence of multiple ultrasonic impact treatments on surface roughness and wear performance of SUS301 steel", *Surface And Coatings Technology*, 307: 517–524 (2016).
96. Schwarzer, R. A., Field, D. P., Adams, B. L., Kumar, M., and Schwartz, A. J., "Present state of electron backscatter diffraction and prospective developments", Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, *Springer US*, 1–20 (2009).
97. Axén, N., Hogmark, S., and Jacobson, S., "Friction and wear measurement techniques", Modern Tribology Handbook: Volume One: Principles of Tribology, (2000).
98. Amanov, A., Karimbaev, R., Maleki, E., Unal, O., Pyun, Y.-S., and Amanov, T., "Effect of combined shot peening and ultrasonic nanocrystal surface modification processes on the fatigue performance of AISI 304", *Surface And Coatings Technology*, 358: 695–705 (2019).
99. Tevlek, A., Aydin, H. M., Maleki, E., Varol, R., and Unal, O., "Effects of severe plastic deformation on pre-osteoblast cell behavior and proliferation on AISI 304 and Ti-6Al-4V metallic substrates", *Surface And Coatings Technology*, 366: 204–213 (2019).
100. Kondavalasa, S. R., Prakash, A., Jagtap, R., Shanmugam, S., Samajdar, I.,

- Vasudevan, V. K., and Wilde, G., "On the comparison of graded microstructures developed through High Reduction (per pass) Cold Rolling (HRCR) and Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification (UNSM) in nickel-base Alloy 602CA", *Materials Characterization*, 153: 328–338 (2019).
101. Mukherjee, P., Sarkar, A., Barat, P., Bandyopadhyay, S. K., Sen, P., Chattopadhyay, S. K., Chatterjee, P., Chatterjee, S. K., and Mitra, M. K., "Deformation characteristics of rolled zirconium alloys: A study by x-ray diffraction line profile analysis", *Acta Materialia*, 52 (19): 5687-5696 (2004).
 102. Morattab, S., Ranjbar, K., and Reihanian, M., "On the mechanical properties and microstructure of commercially pure Al fabricated by semi-constrained groove pressing", *Materials Science And Engineering A*, 528 (22-23): 6912-6918 (2011).
 103. Kovacı, H., Bozkurt, Y. B., Yetim, A. F., Aslan, M., and Çelik, A., "The effect of surface plastic deformation produced by shot peening on corrosion behavior of a low-alloy steel", *Surface And Coatings Technology*, 360: 78–86 (2019).
 104. Bagherifard, S., Fernandez-Pariente, I., Ghelichi, R., and Guagliano, M., "Effect of severe shot peening on microstructure and fatigue strength of cast iron", *International Journal Of Fatigue*, 65: 64-70 (2014).
 105. González, J., Bagherifard, S., Guagliano, M., and Fernández Pariente, I., "Influence of different shot peening treatments on surface state and fatigue behaviour of Al 6063 alloy", *Engineering Fracture Mechanics*, 185: 72–81 (2017).
 106. Amanov, A., "Improvement in mechanical properties and fretting wear of Inconel 718 superalloy by ultrasonic nanocrystal surface modification", *Wear*, 446–447: 203208 (2020).
 107. Yang, X., Wang, X., Ling, X., and Wang, D., "Enhanced mechanical behaviors of gradient nano-grained austenite stainless steel by means of ultrasonic impact treatment", *Results In Physics*, 7: 1412–1421 (2017).
 108. Shahrezaei, S., Sun, Y., and Mathaudhu, S. N., "Strength-ductility modulation via surface severe plastic deformation and annealing", *Materials Science And Engineering: A*, 761: 138023 (2019).
 109. Fan, J. and Fu, T., "Toughened austenitic stainless steel by surface severe plastic deformation", *Materials Science And Engineering: A*, 552: 359–363 (2012).
 110. Chen, X. H., Lu, J., Lu, L., and Lu, K., "Tensile properties of a nanocrystalline 316L austenitic stainless steel", *Scripta Materialia*, 52 (10): 1039–1044 (2005).
 111. Roland, T., Reirant, D., Lu, K., and Lu, J., "Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment", 54 (11): 1949–1954 (2006).

112. Li, J., Chen, S., Wu, X., Soh, A., and Lu, J., "The main factor influencing the tensile properties of surface nano-crystallized graded materials", *Materials Science And Engineering: A*, 527 (26): 7040–7044 (2010).
113. Zhang, Q., Hu, Z., Su, W., Zhou, H., Liu, C., Yang, Y., and Qi, X., "Microstructure and surface properties of 17-4PH stainless steel by ultrasonic surface rolling technology", *Surface And Coatings Technology*, 321: 64–73 (2017).
114. Acharya, S., Panicker, A. G., Gopal, V., Dabas, S. S., Manivasagam, G., Suwas, S., and Chatterjee, K., "Surface mechanical attrition treatment of low modulus Ti-Nb-Ta-O alloy for orthopedic applications", *Materials Science And Engineering: C*, 110: 110729 (2020).
115. Amanov, A., Karimbaev, R., Maleki, E., Unal, O., Pyun, Y.-S., and Amanov, T., "Effect of combined shot peening and ultrasonic nanocrystal surface modification processes on the fatigue performance of AISI 304", *Surface And Coatings Technology*, 358: 695–705 (2019).
116. Wang, Z. B., Tao, N. R., Li, S., Wang, W., Liu, G., Lu, J., and Lu, K., "Effect of surface nanocrystallization on friction and wear properties in low carbon steel", *Materials Science And Engineering A*, (2003).
117. Amanov, A. and Pyun, Y. S., "Lowering friction of ball screws made of different steel grades through ultrasonic impact treatment", *Tribology International*, 123: 105–119 (2018).
118. Soleymani, S., Abdollah-zadeh, A., and Alidokht, S. A., "Improvement in Tribological Properties of Surface Layer of an Al Alloy by Friction Stir Processing", *Journal Of Surface Engineered Materials And Advanced Technology*, 1: 95-100 (2011).
119. Kim, M., Oh, W., Baek, G., Jo, Y., Lee, K., Park, S., and Shim, D., "Ultrasonic nanocrystal surface modification of high-speed tool steel (AISI M4) layered via direct energy deposition", *Journal Of Materials Processing Technology*, 277: 116420 (2020).
120. Dai, K. and Shaw, L., "Analysis of fatigue resistance improvements via surface severe plastic deformation", *International Journal Of Fatigue*, 30 (8): 1398–1408 (2008).
121. Coelho, R. S., Corpas, M., Moreto, J. A., Jahn, A., Standfuß, J., Kaysser-Pyzalla, A., and Pinto, H., "Induction-assisted laser beam welding of a thermomechanically rolled HSLA S500MC steel: A microstructure and residual stress assessment", *Materials Science And Engineering: A*, 578: 125–133 (2013).
122. Khodabakhshi, F., Kazeminezhad, M., and Kokabi, A. H., "Constrained groove

- pressing of low carbon steel: Nano-structure and mechanical properties", *Materials Science And Engineering A*, 527 (16–17): 4043–4049 (2010).
123. Khodabakhshi, F. and Kazeminezhad, M., "The effect of constrained groove pressing on grain size, dislocation density and electrical resistivity of low carbon steel", *Materials & Design*, 32 (6): 3280–3286 (2011).
 124. Wang, P., Xiang, Y., Wang, X., Liu, Z., Qu, S., and Zhuang, Z., "New insight for mechanical properties of metals processed by severe plastic deformation", *International Journal Of Plasticity*, 123: 22–37 (2019).
 125. Tejedor, R., Edalati, K., Benito, J. A., Horita, Z., and Cabrera, J. M., "High-pressure torsion of iron with various purity levels and validation of Hall-Petch strengthening mechanism", *Materials Science And Engineering: A*, 743: 597–605 (2019).
 126. Hosseini, E., Kazeminezhad, M., Mani, A., and Rafizadeh, E., "On the evolution of flow stress during constrained groove pressing of pure copper sheet", *Computational Materials Science*, 45 (4): 855–859 (2009).
 127. Rafizadeh, E., Mani, A., and Kazeminezhad, M., "The effects of intermediate and post-annealing phenomena on the mechanical properties and microstructure of constrained groove pressed copper sheet", *Materials Science And Engineering A*, 515 (1–2): 162–168 (2009).
 128. Schafler, E., Zehetbauer, M., and Ungár, T., "Measurement of screw and edge dislocation density by means of X-ray Bragg profile analysis", *Materials Science And Engineering A*, 319–321: 220–223 (2001).
 129. Bhardwaj, A., Gupta, A. K., Padisala, S. K., and Poluri, K., "Characterization of mechanical and microstructural properties of constrained groove pressed nitinol shape memory alloy for biomedical applications", *Materials Science And Engineering: C*, 102: 730–742 (2019).
 130. Khodabakhshi, F., Haghshenas, M., Eskandari, H., and Koohbor, B., "Hardness-strength relationships in fine and ultra-fine grained metals processed through constrained groove pressing", *Materials Science And Engineering A*, 636: 331–339 (2015).
 131. Pratoori, R., Maddukuri, T. S., Sannidhi, A. K., Singh, Y. P., Gundepudi, B., and Gupta, A. K., "Tensile Testing of Ultra-Fine Grained Extra Deep Drawing Steel Sheets", *Materials Today: Proceedings*, 4 (2): 590–595 (2017).
 132. Ebrahimi, M., Attarilar, S., Djavanroodi, F., Gode, C., and Kim, H. S., "Wear properties of brass samples subjected to constrained groove pressing process", *Materials And Design*, 63: 531–537 (2014).
 133. Estrin, Y. and Vinogradov, A., "Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview",

International Journal Of Fatigue, 32 (6): 898-907 (2010).

134. Semenova, I. P., Salimgareeva, G. K., Latysh, V. V., Lowe, T., and Valiev, R. Z., "Enhanced fatigue strength of commercially pure Ti processed by severe plastic deformation", *Materials Science And Engineering A*, 503 (1–2): (2009).
135. Wang, B. B., Wu, L. H., Xue, P., Ni, D. R., Xiao, B. L., Liu, Y. D., and Ma, Z. Y., "Improved high cycle fatigue property of ultrafine grained pure aluminum", *Materials Letters*, 277: (2020).
136. Langdon, T. G., "The processing of ultrafine-grained materials through the application of severe plastic deformation", *Journal Of Materials Science*, 42: 3388–3397 (2007).
137. He, J., Ye, J., Lavernia, E. J., Matejczyk, D., Bampton, C., and Schoenung, J. M., "Quantitative analysis of grain size in bimodal powders by x-ray diffraction and transmission electron microscopy", *Journal Of Materials Science*, 39 (23): 6957–6964 (2004).
138. Jiang, H. G., Rühle, M., and Lavernia, E. J., "On the applicability of the x-ray diffraction line profile analysis in extracting grain size and microstrain in nanocrystalline materials", *Journal Of Materials Research*, 14 (2): 549–559 (1999).
139. Chemkhi, M., Reiraint, D., Roos, A., Garnier, C., Waltz, L., Demangel, C., and Proust, G., "The effect of surface mechanical attrition treatment on low temperature plasma nitriding of an austenitic stainless steel", *Surface And Coatings Technology*, 221: 191–195 (2013).
140. Liu, J., Suslov, S., Vellore, A., Ren, Z., Amanov, A., Pyun, Y. S., Martini, A., Dong, Y., and Ye, C., "Surface nanocrystallization by ultrasonic nano-crystal surface modification and its effect on gas nitriding of Ti6Al4V alloy", *Materials Science And Engineering A*, 736: 335–343 (2018).
141. Xu, C. Z., Wang, Q. J., Zheng, M. S., Zhu, J. W., Li, J. D., Huang, M. Q., Jia, Q. M., and Du, Z. Z., "Microstructure and properties of ultra-fine grain Cu-Cr alloy prepared by equal-channel angular pressing", *Materials Science And Engineering A*, 459 (1–2): 303–308 (2007).
142. Peng, K., Su, L., Shaw, L. L., and Qian, K. W., "Grain refinement and crack prevention in constrained groove pressing of two-phase Cu-Zn alloys", *Scripta Materialia*, 56 (11): 987–990 (2007).
143. Satheesh Kumar, S. S. and Raghu, T., "Mechanical behaviour and microstructural evolution of constrained groove pressed nickel sheets", *Journal Of Materials Processing Technology*, 213 (2):214-220 (2013).
144. Kim, J. G., Moon, J. H., Amanov, A., and Kim, H. S., "Strength and ductility

enhancement in the gradient structured twinning-induced plasticity steel by ultrasonic nanocrystalline surface modification", *Materials Science And Engineering: A*, 739: 105–108 (2019).

145. Faraji, G., Kim, H. S., and Kashi, H. T., "Effective Parameters for the Success of Severe Plastic Deformation Methods", *Severe Plastic Deformation*, 187–222 (2018).
146. Maleki, E., Unal, O., and Kashyzadeh, K. R., "Effects of conventional, severe, over, and re-shot peening processes on the fatigue behavior of mild carbon steel", *Surface And Coatings Technology*, 344: 62–74 (2018).

ÖZGEÇMİŞ

İbrahim KARADEMİR 02.02.1985 tarihinde Karabük'ün Safranbolu ilçesinde doğdu; İlköğrenimini Safranbolu Kalealtı İlköğretim okulunda tamamladı. 1997 yılında Safranbolu Anadolu Lisesini kazandı ve orta ve lise öğrenimini 1 senesi İngilizce hazırlık olmak üzere 7 yılda tamamlayarak 2004 yılında mezun oldu. Yükseköğrenimini 2005-2010 yılları arasında Celal Bayar Üniversitesi Makine Mühendisliği bölümünde tamamladı. 2010 yılında Bartın Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak göreve başladı. Yüksek lisans eğitimini 2013 yılında Bartın Üniversitesinde tamamladı. Halen Bartın Üniversitesi'nde görevini sürdürmektedir.

ADRES BİLGİLERİ

Adres : Bartın Üniversitesi
Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü
Kutlubey-Yazıcılar Kampüsü / BARTIN
Tel : (555) 850 2670
E-posta : ikarademir@bartin.edu.tr, ikarademir78@gmail.com