



**ÇENTİKLİ PARÇALARIN YORULMA
ÖZELLİKLERİNİN PLAZMA NİTRÜRLEME
İLE İYİLEŞTİRİLMESİ**

Faik YILAN

**Yüksek Lisans Tezi
Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı
Danışman: Doç. Dr. Halim KOVACI
2022**

(Her hakkı saklıdır.)

T.C.
ATATÜRK ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNE MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

**ÇENTİKLİ PARÇALARIN YORULMA ÖZELLİKLERİNİN PLAZMA
NİTRÜRLEME İLE İYİLEŞTİRİMESİ**

(Improving the Fatigue Properties of Notched Parts by Plasma Nitriding)

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Faik YILAN

Danışman: Doç. Dr. Halim KOVACI

Erzurum
Ocak, 2022

KABUL VE ONAY TUTANAĞI

Faik YILAN tarafından hazırlanan “ÇENTİKLİ PARÇALARIN YORULMA ÖZELLİKLERİNİN PLAZMA NİTRÜRLEME İLE İYİLEŞTİRİLMESİ” başlıklı çalışması 11/ 01/ 2022 tarihinde yapılan tez savunma sınavı sonucunda başarılı bulunarak jürimiz tarafından Makine Mühendisliği Ana Bilim Dalı, Mekanik Bilim Dalında Yüksek Lisans tezi olarak kabul edilmiştir.

Jüri Başkanı: Prof. Dr. Ayhan ÇELİK

Atatürk Üniversitesi

Aslı Islak İmzalıdır

Jüri Üyesi: Prof. Dr. Ali Fatih YETİM

Erzurum Teknik Üniversitesi

Aslı Islak İmzalıdır

Jüri Üyesi: Doç. Dr. Halim KOVACI

Atatürk Üniversitesi

Aslı Islak İmzalıdır

Bu tezin Atatürk Üniversitesi Lisansüstü Eğitim ve Öğretim YönetmeliĐi’nin ilgili maddelerinde belirtilen şartları yerine getirdiğini onaylarım.

Prof.Dr. Saltuk BuĐrahan CEYHUN

Enstitü Müdürü

Aslı Islak İmzalıdır

Not: Bu tezde kullanılan özgün ve başka kaynaklardan yapılan bildiriş, çizelge, şekil ve fotoğrafların kaynak olarak kullanımı, 5846 sayılı Fikir ve Sanat Eserleri Kanunundaki hükümlere tabidir.

ETİK BİLDİRİM VE İNTİHAL BEYAN FORMU

Yüksek Lisans Tezi olarak **Doç. Dr. Halim KOVACI** danışmanlığında sunulan “**ÇENTİKLİ PARÇALARIN YORULMA ÖZELLİKLERİNİN PLAZMA NİTRÜRLEME İLE İYİLEŞTİRİLMESİ**” başlıklı çalışmanın tarafımızdan bilimsel etik ilkelere uyularak yazıldığını, yararlanılan eserlerin kaynakçada gösterildiğini, Fen Bilimleri Enstitüsü tarafından belirlenmiş olan Turnitin Programı benzerlik oranlarının aşılmadığını ve aşağıdaki oranlarda olduğunu beyan ederiz.

Tez Bölümleri	Tezin Benzerlik Oranı (%)	Maksimum Oran (%)
Giriş	2	30
Kuramsal Temeller	3	30
Materyal ve Yöntem	5	35
Bulgular	2	20
Tartışma	0	20
Tezin Geneli	4	25

Not: Yedi kelimeye kadar benzerlikler ile Başlık, Kaynakça, İçindekiler, Teşekkür, Dizin ve Ekler kısımları tarama dışı bırakılabilir. Yukarıdaki azami benzerlik oranları yanında tek bir kaynaktan olan benzerlik oranlarının %5'den büyük olmaması gerekir.

Beyan edilen bilgilerin doğru olduğunu, aksi halde doğacak hukuki sorumlulukları kabul ve beyan ederiz.

Tez Yazarı (Öğrenci)	Tez Danışmanı
Faik YILAN	Doç. Dr. Halim KOVACI
11.01.2022	11.01.2022
İmza: Aslı Islak İmzalıdır	İmza: Aslı Islak İmzalıdır

* Tez ile ilgili YÖKTEZ’de yayımlanmasına ilişkin bir engelleme var ise aşağıdaki alanı doldurunuz.

☐ Tezle ilgili patent başvurusu yapılması / patent alma sürecinin devam etmesi sebebiyle Enstitü Yönetim Kurulunun/....../.... tarih ve sayılı kararı ile teze erişim 2 (iki) yıl süreyle engellenmiştir.

☐ Enstitü Yönetim Kurulunun/....../.... tarih ve sayılı kararı ile teze erişim 6 (altı) ay süreyle engellenmiştir.

TEŞEKKÜR

Tez çalışmam boyunca benden yardımını, anlayışını, hoşgörüsünü, bilgisini, desteğini ve zamanını esirgemeyen, her konuda yol gösteren çok değerli tez danışmanım Sayın Doç. Dr. Halim KOVACI'ya içtenlikle saygılarımı sunar, teşekkürü borç bilirim.

Yaptığım çalışmama ışık tutan, bana daima yol gösteren ve benden bilgilerini esirgemeyen çok değerli hocalarım Sayın Prof. Dr. Ayhan ÇELİK'e, Sayın Prof. Dr. A. Fatih YETİM'e ve Sayın Doç. Dr. Levent URTEKİN'e şükranlarımı sunarım.

Tezin deneysel çalışmaları esnasında bana yol gösteren, bu çalışmanın her esnasında yanımda olan ve değerli zamanını harcayan çok değerli hocam Sayın Arş. Gör. Dr. Yusuf Burak BOZKURT'a, Sayın Arş. Gör. Yeşim SEÇER KAVASOĞLU'na, Sayın Arş. Gör. Burak ATİK'e, Sayın Öğr. Gör. Halil ÇELİK'e Sayın Öğr. Gör. Kerem TURALIOĞLU'na, ayrıca emeği geçen bütün hocalarım ve arkadaşlarıma sonsuz teşekkürü borç bilirim.

Deney numunelerinin imalat sürecindeki yardımları için Medical Consept Sağlık Turizm San. ve Tic. Ltd. Şti. adına Sayın Muhammed Ali ŞAHİN'e ve deney numunelerinin plazma nitrürleme ısıt işlemlerindeki yardımları için İstanbul Isıl İşlem Ltd. Şti.'den Isıl İşlemler Direktörü Sayın T. Soydan KENEŞ'e teşekkür ederim.

Mensubu olmaktan onur duyduğum Kırşehir Ahi Evran Üniversitesi yöneticilerine ve akademik personellerine tez çalışmalarımın yürütülmesi sürecinde anlayış ve desteklerinden dolayı teşekkür ederim.

Hayatım boyunca şüphesiz ki bana en büyük desteği sağlayan sevgili annem Sevgi YILAN'a sevgili babam Ercan YILAN'a ve kız kardeşim Emine YILAN'a sonsuz teşekkür ederim.

Faik YILAN

ÖZET

YÜKSEK LİSANS TEZİ

ÇENTİKLİ PARÇALARIN YORULMA ÖZELLİKLERİNİN PLAZMA NİTRÜRLEME PLAZMA NİTRÜRLEME İLE İYİLEŞTİRİLMESİ

Faik YILAN

Danışman: Doç. Dr. Halim KOVACI

Amaç: Tekrarlı yükler altında çalışan makine parçalarının yorulma ömrü yüzeylerinde bulunan çentikler, çatlaklar ve geometrik düzensizlikler sebebiyle önemli ölçüde azalmaktadır. Bu sebeple, makine parçalarında yorulma çatlağının başlaması ve ilerlemesi üzerine etkili olan çentik etkisinin iyileştirilmesi gerekmektedir. Bu çalışmada, çentikli parçaların yorulma dayanımının plazma nitrürleme işlemi ile iyileştirilmesi amaçlanmıştır.

Yöntem: AISI 4140 çelik malzemeden sırasıyla $K_t = 1.63, 1.41, 1.27$ ve 1.19 teorik gerilme yığılma faktörü ile dört farklı yarıçap ($r=1, 2, 4$ ve 8mm) değişimi oluşturulmuş olup akabinde 2 ve 9 saatlik $\%25\text{N}_2$ - $\%75\text{H}_2$ gaz karışımı kullanılarak 480°C sıcaklıkta plazma nitrürleme işlemi uygulanmıştır. İşlemsiz ve plazma nitrürlenmiş numunelerin yapısal ve faz özellikleri XRD, SEM ve optik mikroskop ile detaylı olarak incelenmiştir. Yüzey sertliği ve difüzyon tabakasının kalınlığının değerleri mikrosertlik ölçümleri ile belirlenmiştir. İşlemsiz ve plazma nitrürlenmiş numunelerin yorulma dayanımları dönel eğilmeli yorulma test cihazı ile belirlenmiştir.

Bulgular: Hem işlemsiz hem de plazma nitrürlenmiş çentikli parçaların yorulma dayanımları, artan K_t değeri ile azalmıştır. Plazma nitrürlenmiş tüm çentikli parçalar, işlemsiz olanlardan daha yüksek yorulma dayanımı göstermiştir ve yorulma dayanımındaki artışın seviyesi, artan K_t değeri ile azalmıştır. Plazma nitrürlenmiş çentikli parçaların yorulma özelliklerinin, yüzeyde oluşan bası artık gerilmeleri ve difüzyon tabaka kalınlığına bağlı olarak işlemsiz parçalara kıyasla iyileştirildiği tespit edilmiştir.

Sonuç: Plazma nitrürlenmiş çentikli parçalarda, yorulma çatlak başlangıcının malzemenin iç kısımlarında gerçekleştiği ve bunun sonucunda da yorulma dayanımının işlemsiz numunelere kıyasla artış gösterdiği gözlemlenmiştir. Gerilme yığılma faktörü en düşük olan ve uzun sürelerle nitrürlenmiş numunelerin yorulma özelliklerinde $\%72$ 'ye varan iyileşme sağlanmıştır.

Anahtar Kelimeler: Plazma Nitrürleme, Yorulma Dayanımı, Çentik, Çentik Etkisi, Gerilme Yığılma Faktörü.

Ocak 2022, 112 sayfa

ABSTRACT

MASTER THESIS

IMPROVING THE FATIGUE PROPERTIES OF NOTCHED PARTS BY PLASMA NITRIDING

Faik YILAN

Supervisor: Assoc. Prof. Dr. Halim KOVACI

Purpose: The fatigue life of machine parts operating under cyclic loads is significantly reduced due to notches, cracks, and geometric irregularities on their surfaces. For this reason, it is necessary to improve the notch effect, which is effective on the initiation and propagation of fatigue cracks in machine parts. In this study, it is aimed to improve the fatigue strength of notched parts by plasma nitriding process.

Method: Four different radii ($r=1, 2, 4$ and 8mm) variations were created from AISI 4140 steel material with theoretical stress concentration factors of $K_t= 1.63, 1.41, 1.27$, and 1.19 respectively and then, plasma nitriding processes were applied at 480°C using a gas mixture of $\%25\text{N}_2$ - $\%75\text{H}_2$ for 2 and 9 hours. The structural and phase properties of untreated and plasma nitrided samples were investigated by XRD, SEM and optical microscope. The surface hardness values and thickness of the diffusion layer were determined by microhardness measurements. The fatigue strength of the untreated and plasma-nitrided samples was determined by a rotating bending fatigue test machine.

Findings: As the K_t values increased, the fatigue strength of untreated and plasma nitriding notched parts decreased. All plasma nitrided notched parts showed higher fatigue strength than untreated ones and the level of increase in fatigue strength decreased with the increasing K_t value. It was found that the fatigue properties of plasma nitrided notched parts improved in comparison to untreated parts, depending on the compressive residual stresses on the surface and the diffusion layer thickness.

Results: It was observed that in plasma nitrided notched parts that fatigue crack initiation occurred in the inner parts of the materials and as a result, the fatigue strength increased in comparison to untreated samples. Up to 72% improvement was achieved in the fatigue properties of the samples with the lowest stress concentration factor and nitrided for long periods.

Keywords: Plasma Nitriding, Fatigue Strength, Notch, Notch Effect, Stress Concentration Factor.

January 2021, 112 pages

İÇİNDEKİLER

KABUL VE ONAY TUTANAĞI.....	i
ETİK BİLDİRİM VE İNTİHAL BEYAN FORMU	ii
ÖZET	iv
ABSTRACT	v
İÇİNDEKİLER.....	vi
TABLolar DİZİNİ.....	viii
ŞEKİLLER DİZİNİ	ix
SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ	xi
GİRİŞ.....	1
KURAMSAL TEMELLER.....	9
Yorulma.....	9
Yorulma çatlak oluşumu	12
Yorulma çatlak ilerlemesi	13
Kırılma	14
Yorulmaya etki eden faktörler	15
Yorulma Ömrü Yaklaşımları.....	16
Gerilme ömrü (Stress Life) yaklaşımı.....	17
Şekil değiştirme ömrü (Strain Life) yaklaşımı.....	19
Kırılma mekaniği (Fracture Mechanics) yaklaşımı.....	21
Çentikler (Notches)	23
Yüzey İşlemleri	28
Termokimyasal Yüzey İşlemleri	29
Plazma durumu ve elde edilmesi.....	29
Plazma ile nitrürleme	31
MATERYAL ve YÖNTEM	36
Malzeme.....	36
Bilgisayar destekli tasarım programı ile yorulma numunelerinin tasarlanması.....	36
Plazma Nitrürleme İşlemi	37
Yorulma Deneyleri.....	39
Metalografik İncelemeler için Numunelerin Hazırlanması.....	41
XRD Analizleri	42
Artık Gerilme Ölçümleri	42
SEM İncelemeleri.....	42

Mikrosertlik Ölçümleri.....	43
ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA	45
XRD Analizleri	45
Artık Gerilme Analizleri	46
Mikroyapı Analizleri.....	49
Mikrosertlik Analizleri.....	51
Yorulma Analizleri.....	54
Yorulma dayanımı ve gerilme yığılma faktörü arasındaki ilişki	60
Çentik faktörü ile yorulma dayanımının, sertliğe, difüzyon tabaka kalınlığına ve bası artık gerilmeye etkisi.....	61
Fraktografi Analizleri.....	63
SONUÇ VE ÖNERİLER	70
KAYNAKÇA	73
EKLER	82
EK-1. İşlemsiz r1 Numunesinin S-N Eğrisinin Hesaplanması	82
EK-2. İşlemsiz, PN1 ve PN2 Numunelerinin Kırılma Yüzeylerinin SEM Görüntüleri ..	95
ÖZGEÇMİŞ.....	98

TABLÖLAR DİZİNİ

Tablo 1. AISI 4140 Çeliğinin Kimyasal Bileşimi (Ağırlıkça %)	36
Tablo 2. AISI 4140 Çeliğinin Mekanik Özellikleri	36
Tablo 3. Plazma Nitrürleme İşlemi Sonrasında Beyaz ve Difüzyon Tabaka Kalınlıkları, Sertlik Değerleri ve Artık Gerilme Ölçümleri	54
Tablo 4. 10^6 Çevrim İçin Tüm Yorulma Test Koşullarının S-N denklemleri, Yorulma Limitinin Değerleri ve Yorulma Limitinin %95 Güven Aralığı Değerleri	59
Tablo 5. Şekil 10'dan Eğri Uydurularak Lineer Denklem 24'in Sabitleri	61

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1. Sabit gerilme genliği için gerilme dalgalanması.....	10
Şekil 2. Yorulma ile ilgili farklı yükleme tipleri a) tam değişken yükleme b) genel değişken yükleme c) rasgele yükleme.....	11
Şekil 3. Yorulma çatlak aşamaları.....	11
Şekil 4. Yorulma çatlak ilerlemesi	12
Şekil 5. Çevrimsel kayma ile çatlak başlangıcı	13
Şekil 6. Mikro ölçekte çatlak ilerlemesi	13
Şekil 7. Çatlak ilerleme aşamasında plastik körleşme oluşumu.....	14
Şekil 8. Gerilme-Şekil Değiştirme Diyagramı	15
Şekil 9. Yorulma boyut etkisi.....	15
Şekil 10. Çelik ve demir dışı malzemelerin S-N eğrisi	18
Şekil 11. Goodman, Gerber, Morrow ve Soderberg diyagramı	19
Şekil 12. Gerçek gerilme- gerçek şekil değiştirmenin histerisiz eğrisi	20
Şekil 13. Şekil değiştirme ömrü eğrisinin şematik gösterimi.....	21
Şekil 14. Kırılma tipleri a. Mod I b. Mod II c. Mod III	22
Şekil 15. Yorulma çatlak bölgeleri	23
Şekil 16. Çentikli numunedeki gerilme dağılımı.....	25
Şekil 17. Dairesel kesitli kademeli bir çubuğun gerilme yığılma faktörleri Kt: a) Çekme durumu, b) Burma durumu ve c) Eğilme durumu	25
Şekil 18. Farklı çekme dayanımlarına sahip çeliklerin çentik yarıçapları ve çekme dayanımlarına bağlı olarak çentik hassasiyetlerindeki değişim	27
Şekil 19. Yüzey modifikasyon işlemlerinin sınıflandırılması	29
Şekil 20. Çeşitli gaz boşalma tiplerinin voltaj-akım karakteristiği	31
Şekil 21. Plazma nitrürleme işleminin mekanizması	33
Şekil 22. Modifiye tabakada mikrosertlik değişimi	34
Şekil 23. Plazma nitrürleme sonrasında oluşan tabakaların şematik görüntüsü.....	34
Şekil 24. Çentikli yorulma deney numunesinin şematik görünümü	37
Şekil 25. Çentikli işlemsiz numuneler.....	37
Şekil 26. Deneylerin gerçekleştirildiği plazma nitrürleme fırının şematik ve gerçek görünüm.....	38
Şekil 27. Dönel eğilmeli yorulma cihazı	40
Şekil 28. Hassas kesme cihazı.....	41
Şekil 29. Bakalite alınmış numuneler	41

Şekil 30. X–Işını Kırınım Cihazı.....	42
Şekil 31. SEM Cihazları.....	43
Şekil 32. Mikrosertlik cihazı	44
Şekil 33. İşlemsiz ve 480°C işlem sıcaklığında 2 ve 9 saatlik plazma nitrülenmiş AISI 4140 numunelerin XRD grafikleri	46
Şekil 34. İşlemsiz ve 480 °C’de farklı işlem sürelerinde plazma nitrülenmiş numunelerin farklı incident (geliş) açılarında elde edilen artık gerilme değerleri	49
Şekil 35. Plazma nitrülleme sonrasında AISI 4140 çeliğinin kesit SEM görüntüleri a) 480°C-2h (PN1) ve b) 480°C-9h (PN2).....	51
Şekil 36. İşlemsiz, 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) numunelerin mikrosertlik-yüzeyden uzaklık değişim grafiği.....	53
Şekil 37. Plazma nitrülenmiş numunelerin mikrosertlik ölçümlerinin kesit SEM görüntüleri a) 480°C-2h (PN1) ve b) 480°C-9h (PN2).....	53
Şekil 38. ASTM E739-91(2004)e1 standardına göre işlemsiz çentikli numunelerin S-N eğrisi	55
Şekil 39. ASTM E739-91(2004)e1 standardına göre işlemsiz ve plazma nitrülenmiş çentikli numunelerin S-N eğrisi a) r1, b) r2, c) r4 ve d) r8	57
Şekil 40. İşlemsiz, 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) numunelerin yorulma dayanımı ile gerilme yığılma faktörü arasındaki ilişki	61
Şekil 41. Çentik faktörü ile yorulma dayanımları ilgili farklı gereksinimler için a) mikrosertlik, b) difüzyon tabakası ve c) bası artık gerilmeler arasındaki ilişkiyi sunan tasarım eğrileri	63
Şekil 42. Çentikli numunelerin SEM görüntüsü: a) İşlemsiz-r1 ($\sigma_a = 380$ MPa, $N = 156314$ çevrim), b) İşlemsiz-r2 ($\sigma_a = 430$ MPa, $N = 180960$ çevrim), c) PN1-r2 ($\sigma_a = 480$ MPa, $N = 417243$ çevrim) ve d) PN2-r1 ($\sigma_a = 600$ MPa, $N = 50321$ çevrim)	64
Şekil 43. Çentikli numunelerin SEM görüntüsü: a) İşlemsiz-r4 ($\sigma_a = 440$ MPa, $N = 138416$ çevrim) b) PN1-r2 ($\sigma_a = 440$ MPa, $N = 846173$ çevrim) ve c) PN2-r4 ($\sigma_a = 680$ MPa, $N = 399085$ çevrim)	67
Şekil 44. Balıkgözü (fish-eye) SEM fraktografisi: PN2-r8 ($\sigma_a = 720$ MPa, $N = 464913$ çevrim)	69

SİMGELER ve KISALTMALAR DİZİNİ

Semboller

%	Yüzde
σ_a	Gerilme Genliği
σ_m	Ortalama Gerilme
σ_{max}	Maksimum Normal Gerilme
σ_{min}	Minimum Normal Gerilme
$\Delta\sigma$	Gerilme Aralığı
°	Derece
Å	Angstrom
°C	Santigrat Derece
CO	Karbonmonoksit
Cr	Krom
Fe	Demir
h	Plazma Nitrüleme İşlem Süresi
H ₂	Hidrojen
Hz	Hertz
K _t	Teorik Gerilme Yığılma Faktörü
mm	Milimetre
MPa	Megapascal
N ₂	Azot
Ni	Nikel
r	Yarıçap Değişimi
R	Gerilme Oranı
µm	Mikronmetre
ω	Geliş/Incident Açısı

Kısaltmalar

AISI	Amerikan Demir ve Çelik Enstitüsü
ASTM	Uluslararası Amerikan Test ve Materyalleri Topluluğu
HV	Vickers Sertlik Değeri
N	Çevrim Sayısı (Number of Cycle)
PN1	Plazma Nitrüleme Parametresi 1
PN2	Plazma Nitrüleme Parametresi 2

S	Gerilme
SEM	Taramalı Elektron Mikroskobu
XRD	X-Işını Kırınım Difraktrometresi
α	HMK Yapılı Demir Nitrür Fazı
γ	YMK Yapılı Demir Nitrür Fazı
ε	HSP Yapılı Demir Nitrür Fazı



GİRİŞ

Son yıllarda hızla artan dünya nüfusu ile teknolojik ürün taleplerinde oldukça fazla artış meydana gelmiştir. Bu durum mühendislik malzemelerinden beklentilerin artmasına sebep olmuştur. Bu nedenle endüstride kullanılan çelik malzemelerin üretiminden kullanımına kadar maliyetler çok yüksektir. Çelikler otomotiv, inşaat, ulaşım, savunma sanayi, enerji ve daha birçok alanda uzun yıllardır yaygın olarak kullanılmaktadır. Çelikler bu derece geniş ve önemli uygulama alanlarına sahip olmasından dolayı pek çok araştırmanın konusu olmuştur. Çelikler bol miktarda bulunması ve uzun ömürlü kullanım avantajları nedeniyle yaygın olarak üretilmektedirler (Callister 2007). AISI 4140 çeliği kimyasal bileşimi bakımından yüzey işlemi uygulanmaya, darbeye ve yüksek basınca elverişlidir. Belirli yük altında ıslah işlemi sonunda üstün mekanik özellik göstermektedir. Bu yüzden; mukavemet, tokluk ve süneklik özelliklerine sahip olan AISI 4140 çeliği motor parçalarında, krank millerinde, cıvatalar, somunlar, biyel kollarında, yaylar, dişliler vb. makine elemanlarında yaygın olarak kullanılmaktadır (Genel *et al.* 2000; Wu *et al.* 2016).

Yorulma, makine ve yapı elemanlarının statik dayanımlarının altında uygulanan yüklerin belirli bir tekrarı sonucunda oluşan hasar türüdür. Makine elemanlarında dinamik zorlanmaların oluşturduğu en önemli problemlerden biri yorulma hasarıdır. Yorulma hasarı, genellikle aşınma ve korozyon hasarları gibi mühendislik malzemelerinin yüzeyinde başlar ve hali ile de malzemenin yüzeyinin yapısına ve özelliklerine bağlıdır. Bu nedenle, malzemelerin yüzeyinde sert fazlar oluşturulması, yüzey sertliğinin artırılması ve tane boyutunu azaltılması ile malzemeye ait mekanik özellikler iyileştirilebilir (Kikuchi *et al.* 2010; Terres *et al.* 2012; Hassani-Gangaraj *et al.* 2014).

Tekrarlı yükler altında çalışan makine parçaları ciddi şekilde yorulma tehlikesine maruz kalırlar. Bu durum yorulmadan dolayı parçaların kırılmalarına neden olur. Bu hasar mekanizmasını kolaylaştıran nedenlerin başında malzemeye ait şekil, yüzey durumu ve yükleme tipi gibi etkenler gelmektedir. Bu nedenle makine elemanlarında yorulma çatlakları genellikle yüzeyde oluşan gerilme yığılmaları ve geometrik özelliklerden kaynaklanmaktadır (Podgornik 2001). Özellikle parça üzerinde çentik adı verilen geometrik düzensizlikler bu etkenlerin en başında gelmektedir.

Çentikler, bir parçada ani kesit değişimleri ile yorulma dayanımı etkiler. Makine elemanlarının tasarımında, çentik etkisi oluşturacak bölgelerde; bası artık gerilmelerden

yararlanılması, bu bölgelerin sertliklerinin artırılması ve gerilme şiddetlerinin azaltılması gerekmektedir. Makine elemanları delik, köşe ve çentik gibi birçok geometrik düzensizliğe sahiptir. Bu geometrik düzensizliklerin olduğu bölgelerde gerilme yığılmaları meydana gelmekte ve bununla birlikte, gerilme yığılmasının etkisi ile çentik dibinde/kökünde sıklıkla yorulma hasarı gözlemlenmektedir (Akita and Tokaji 2006). Bu sebeple, çentikli veya çentiksiz bir parçaya aynı yük uygulandığında, çentikli parçanın çentik kökünde daha yüksek yerel gerilmeler oluşacaktır ve bu durum çentikli parçaların kırılmasına neden olacaktır. Bu yüzden, malzemelerin yorulma ömrünü artırmak için yorulma çatlak başlangıcına ve ilerlemesi üzerinde etkili olan çentik etkisi iyileştirilmelidir (Farahani *et al.* 2005). Fakat bazı durumlarda makine elemanlarının tasarımı sırasında oluşan gerilme yığılmaları azaltılamamaktadır. Bu durumda da, gerilme yığılmalarının olumsuz etkilerinin bası artık gerilmeleri ile azaltılması mümkündür. Malzeme yüzeyinde oluşan bası artık gerilmeleri ve yüksek sertlik sayesinde malzemelerin yorulma dayanımlarında iyileşme gözlemlenir (Sadeler *et al.* 2005).

Makine elemanları ve mühendislik malzemelerinin yorulma dayanımları üzerinde keskin köşeler, kavisli kenarlar ve çentiklerin etkisi farklı pek çok çalışmada incelenmiştir. Çentik kökündeki yerel gerilme oranlarının değişimi ve gerilme yığılmaları yorulma dayanımını etkilemektedir. Bu sebeple, öncelikle gerilme yığılmasını etkileyen parametrelerin iyi belirlenmesi gerekir (Nicholas 2006). Pürüzsüz numuneye kıyasla çentikli numunelerin yorulma dayanımında önemli bir azalma görülmektedir. Çentikli parçaların gerilme yığılma değerlerinin artması ile yorulma dayanımında azalma meydana gelmektedir. Bunun nedeni ise çatlak ilerleme ömrü değişiminin gerilme yığılma faktörüne bağlı olmasıdır. Ayrıca gerilme yığılma faktörünün artması ile malzemenin çentik hassasiyeti de artar (Bhuyian *et al.* 2009; Majzoobi ve Daemi 2010; Uygur 2011; Htoo *et al.* 2016). Çentikli ve çentiksiz numuneleri farklı yoğunluklarda manyetik alana maruz bırakarak yorulma ömrü incelenmiştir. Yorulma çatlağının başlaması aşamasında manyetik alan uygulandığında kayma bantlarının oluşum süresinin gecikmesi nedeniyle yorulma ömründe iyileşme tespit edilmiştir. Fakat çentikli numuneler manyetik alana maruz bırakıldığında yorulma ömründe herhangi bir iyileşme olmamıştır (Yetim *et al.* 2003; Çelik *et al.* 2005).

Anjum ve arkadaşları bir alüminyum alaşımının yorulma dayanımını, dört noktadan eğilmeli yorulma testleri ile çentik derinliği ve çentik yarıçaplarını da dikkate alarak incelemişlerdir. Testler üç farklı gerilme yığılma faktörü (K_t): 2.06, 2.46 ve 3.64 ile çentikli numunelere uygulanmıştır. Gerilme yığılma faktörü çentik derinliğinin artması ile artarken çentik yarıçapının artması ile azalmıştır. Gerçekleştirdikleri analize göre, tüm çentikli

numuneler çentiksiz numunelerden daha düşük yorulma dayanımı göstermiştir (Anjum *et al.* 2017).

Çentik yarıçapındaki değişim, gerilme yığılması davranışını değiştirdiği için yorulma dayanımı üzerinde oldukça önemli bir etkiye sahiptir. Bir çalışmada, Neuber çentik faktörü kullanılarak yarıçap değişiminin AA6061-T6 ve tavllanmış AA6061-O alaşımının yorulma ömrü üzerindeki etkisini araştırılmıştır. Bu çalışmada, yarıçap değerlerinin azalmasının gerilmenin artmasına neden olduğunu belirlenmiş ve her iki alaşım için yarıçap değişimleri ile şekil değişimlerinin birbirine yakın olduğu gözlemlenmiştir. Düşük çevrim yorulmasında, AA6061-O alaşımı için maksimum gerilme değeri AA6061-T6 alaşımından daha az olduğu ve her iki alaşım için yarıçap boyutu azaldığında, geçiş ömrünün azaldığı tespit edilmiştir. Ayrıca kırılma kesitindeki çatlak yayılma alanı, yarıçap değişimlerinin artması sonucu azalmıştır (Saleh *et al.* 2019).

Ali Al-Turaihi ve arkadaşları dönel eğilmeli yorulma testi ile oda sıcaklığında ve tam değişken yükleme altında alüminyum 7075 alaşımından yapılmış silindirik malzemenin yorulma ömrü üzerine 1 mm derinliğinde iki farklı V-çentiğinin ($\alpha = 45^\circ$ ve $\alpha = 90^\circ$) etkisini incelemiştir. V-çentiğinin etkisi ile alüminyum malzemelerin yorulma ömrü azalmıştır. $\alpha=45^\circ$ açılı V-çentikli numunenin yorulma ömrünün $\alpha=90^\circ$ açılı numunenin yorulma ömründen daha iyi olduğunu ifade etmişlerdir (Al-Turaihi *et al.* 2021).

Yorulma hasarı genellikle malzemelerin yüzeyinde veya yüzeye yakın bölgelerinde başlamaktadır ve bu sebeple de malzemelerin yüzey özellikleri ile ilgilidir. Bu sebeple, malzemelerde oluşan kırılma hasarlarını gidermek, malzemelerin yorulma ömrünü ve mekanik özelliklerini (korozyon, sertlik, aşınma) iyileştirmek için bazı termokimyasal ve/veya mekanik yüzey işlemleri uygulanmaktadır (Çelik and Karadeniz 1995; Terres and Sidhom 2012). Bilimsel literatürde, malzemelerin yorulma özellikleri üzerine farklı yüzey işlemlerinin etkisinin araştırıldığı birçok araştırma bulunmaktadır (De La Cruz *et al.* 1998; Alsaran *et al.* 2004; Raman and Jayaprakash 2007; Zhou *et al.* 2013; Mohammadzadeh *et al.* 2014; Kovacı *et al.* 2016).

Akita ve Tokaji tarafından gerçekleştirilen bir çalışmada; termokimyasal bir yüzey işlemi olan karbürleme çentikli numunelere uygulanarak farklı gerilme yığılma faktörleri ile bu numunelerin yorulma dayanımları incelenmiştir. Hem işlemsiz hem de karbürlenmiş numunelerde yorulma dayanımı K_t değerinin artması ile azalmıştır. Karbürlenmiş çentikli numuneler işlemsiz numunelerden daha yüksek yorulma dayanımı göstermiştir. Gerilme değerindeki artış, gerilme yığılması etkisiyle karbürlenmiş çentikli numunelerin çentik kökünde hasar meydana getirmiştir. Çalışma sonucunda, karbürleme işlemi sonucunda dikkate değer bir

sertlik artışı meydana geldiğinden, çentik kök yüzeyinde kayma şekil değişimi kısıtlanarak çatlak oluşumunun engellendiği belirtilmiştir (Akita and Tokaji 2006). Malzemelerin çentikli yorulma ömrü, çentikli yüzey üzerinde bası artık gerilmelerinin kaybolması yanı sıra yüksek sertliğin neden olduğu kırılmalık nedeniyle plazma karbürleme işlemi ile azalma göstermektedir fakat bası artık gerilme oluşturma sebebi ile çentik köküne derin haddelme yapılarak yorulma dayanımında dikkate değer iyileşme görülür (Guagliano and Vergani 1998; Tsuji *et al.* 2009).

Ceschini ve Minak, AISI 316L östenitik paslanmaz çeliğe düşük sıcaklıkta karbürleme işlemi uygulamış ve dönel eğilmeli yorulma cihazı ile yorulma davranışları üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Karbürleme işlemi, çeliğin korozyon direncini düşürmeden yüzey sertliğini ve aşınma direncini artırmıştır. Bunun nedeni ise; karbonla aşırı doymuş bir östenit fazı olan s-fazının oluşması ve yüzey sertliğinin 1150 Vickers olmasıdır. Düşük sıcaklıkta karbürleme işleminin malzemeye uygulanması ile yüzeyde ve yüzeye yakın bölgelerde oluşan yüksek bası artık gerilmelerin etkisiyle işlemsiz malzemeye göre karbürlenmiş malzemenin yorulma dayanımı %40 oranında artmıştır (Ceschini and Minak 2008).

Peng ve arkadaşları iki farklı gerilme yığılma faktörüne sahip çentikli AISI 316L numunelerin 470°C ve 30 saatlik CO, N₂ ve H₂ ile düşük sıcaklıkta karbürizasyon işleminin yorulma dayanımlarına etkisini araştırmıştır. Karbürleme işlemi sonrasında, karbon atomları malzeme yüzeyine eşit miktarda dağılmış ve çentik geometrisini etkilememiştir. Düşük sıcaklıkta karbürleme, çentik yorulma performansını önemli ölçüde artırmıştır. K_t değeri 1.91 olan numunenin yorulma dayanımı %32 artarken, K_t değeri 3.91 olan numunenin yorulma dayanımı ise %44 oranında artış göstermiştir. Ancak hem işlemsiz hem de karbürlenmiş çentikli numunelerin yorulma dayanımları artan K_t ile azalmıştır. Ayrıca, karbürizasyondan sonra AISI 316L çeliğinin çentik hassasiyeti azalmıştır. Bunun nedeni ise, düşük sıcaklıkta gaz halinde karbürizasyon işlemi sonucunda yüzeyin sertleşmesidir (Peng *et al.* 2020).

Bilyalı dövme prosesi, malzemelerin yüzeylerine küresel toparlar püskürterek yapılan mekanik bir yüzey işlemidir. Malzemelerin yüzeylerinde çatlak başlangıcını geciktirmek ve hatta önlemek için bası artık gerilmesi oluşturarak makine elemanlarının yorulma dayanımlarını artırır (Hashemi *et al.* 2011). Bu sebeple, bilyalı dövme işleminin farklı yarıçap değerlerinde çentikli numunelere uygulanması ile yorulma dayanımlarında ciddi bir artış görülmektedir. Kör ve keskin çentikli bilyalı dövülmüş numunelerin yorulma dayanımları işlemsiz numunelere oranla daha yüksektir. Gerilme yığılma faktörünün artması sonucu yorulma dayanımı azalmaktadır. Bilyalı dövme işlemi, metalik malzemelerin çentik yorulma mukavemetini artırır. Bunun ana sebebi ise çentiğin önünde sık bir yüzeyde plastik deformasyona uğratılması ve bası

artık gerilmelerin oluşmasıdır. Bilyalı dövme işlemi ile yorulma dayanımı artarken, çentik hassasiyetin azalmaktadır (Benedetti *et al.* 2015).

Maleki ve arkadaşları çok çeşitli bilyalı dövme parametreleri ile AISI 1045 çeliğinin pürüzsüz ve çentikli numunelerini eksenel yorulma testleri kullanarak oda sıcaklığında incelemiştir. Malzemenin yorulma dayanımının hem pürüzsüz hem de çentikli numune için şiddetli bilyalı dövmeden (Severe Shot Peening-SSP) sonra yüzeyde tane incilmesi ve yüzey sertliğinin artması ile %34'e kadar arttığını bildirmişlerdir. Bir diğer parametre olan aşırı bilyalı dövme işleminden sonra cilalama işlemi ile çentikli numunelerin yorulma dayanımının %22 oranında iyileştiğini gözlemlemiştir. Ancak, aşırı bilyalı dövme işleminin yüzeyde mikro çatlaklara ve kusurlara neden olmasıyla yorulma dayanımını olumsuz etkilediğini öne sürmüşlerdir (Maleki *et al.* 2021).

Razavi ve arkadaşları seçici lazer ergitme (SLM) ile üretilen pürüzsüz ve V-çentikli Kobalt-Krom-Molibden (Co-Cr-Mo) numunelerin yorulma özelliklerini araştırmıştır. Yorulma testleri argon ortamında 1200°C'de 1020 bar basınç altında 4 saat süreyle işlenerek sıcak izostatik baskılama (Hot Isostatic Press-HIP) ve vakum koşulları altında 6 saat boyunca 1150°C'de ısıtma işlemi (Heat Treatment-HT) uygulandıktan sonra işlemsiz koşullar ile kıyaslanarak gerçekleştirilmiştir. Çok sayıda iç kusurla birlikte artık gerilmelerin varlığı, işlemsiz numunelerde düşük yorulma dayanımı ile sonuçlanmıştır. Gerçekleştirilen çalışma sonucunda, HT ve HIP koşulları için pürüzsüz numunelerde sırasıyla %180 ve %136 çentikli numunelerde sırasıyla %153 ve %135 oranlarında yorulma dayanımlarında iyileşme olduğunu belirtmişlerdir (Razavi *et al.* 2021).

Termokimyasal bir yüzey işlemi olan plazma nitrürleme, malzemenin yüzeyine azot elementi difüzyonu sağlayarak elektrik boşalması ile yüzey sertleştirme yöntemidir. Plazma nitrürleme işlemi esnasında nitrürleme reaksiyonu sadece yüzeyde değil, aynı zamanda azot atomlarının yüzeyden çekirdeğe doğru difüzyonu nedeniyle yüzey altında da meydana gelir. Bu sebeple, plazma nitrürleme işlemi malzeme yüzeyine azot ihtiva ederek yüzeyde ve yüzey altında demir nitrür fazları ve sert tabakalar oluşturur (Edenhofer 1974a).

Plazma nitrürleme; metalik malzemelere azot difüzyonu sağlayarak malzemelerin mekanik özelliklerini, yüzey sertliklerini aşınma, korozyon dirençlerini ve yorulma ömrünün iyileşmesinde kullanılan bir yöntemdir (Kikuchi *et al.* 2010; Terres *et al.* 2012; Hassani-Gangaraj *et al.* 2014; Zheng *et al.* 2015). Bu işlem sırasında iki bölümlü yüzey tabakasının oluştuğu gözlemlenir. Bu oluşumda; malzeme yüzeyinde beyaz tabaka, hemen altında ise azot difüze edilmiş difüzyon tabakası oluşur (Çelik and Karadeniz 1996). Nitrürleme işlemi sonrasında oluşan beyaz tabaka ve bu tabakanın hemen altında yer alan difüzyon tabakası,

malzemenin yorulma dayanımını artırmaktadır. Bu artış; artan yüzey sertliği, bası artık gerilmelerinin oluşması ve artan difüzyon tabakası derinliğine bağlıdır (Tosic *et al.* 1994).

Çentikli parçalara plazma nitrürleme işlemi uygulanarak yorulma dayanımları geliştirilebilir. Plazma nitrürleme sonrasında bileşik (beyaz) tabakada ϵ fazı ve γ fazının oluşması ile plazma nitrürlenmiş pürüzsüz ve çentikli malzemelerin yorulma dayanımları sırasıyla %53 ve %115 oranında artırılabilir. Ayrıca, plazma nitrürleme işlemi ile oluşan bası artık gerilmelerinin etkisiyle çentik etkisi büyük oranda azaltılabilir (De la Cruz *et al.* 1998).

B-Mn SS2131 çeliğinden yapılmış pürüzsüz ve çentikli silindirik plazma nitrürlenmiş su verilmiş ve temperlenmiş (Ouenched&Tempered-Q&T) numuneleri deniz suyunda 47 Hz'de sabit genlikli gerilme ile eğilmeli korozyon yorulma cihazı kullanarak analiz etmişlerdir. Bu çalışmada, S-N eğrileri incelendiğinde deniz suyunun yorulma dayanımını baskıladığı ve pürüzsüz ve çentikli Q&T ve plazma nitrürlenmiş (PN) numunelerin yorulma mukavemetini azalttığı görülmüştür. Ayrıca Q&T ve PN numunelerin korozyon yorulma çentik hassasiyetleri çevrim sayısının artması ile azaldığı tespit edilmiştir (De la Cruz *et al.* 1998). Bir diğer çalışmada, SACM 645 çeliğinin çentik etkisi ve yorulma özellikleri üzerine nitrürleme işleminin etkileri incelenmiştir. Yorulma özellikleri nitemperleme yöntemi ile nitrürlenerek iyileşme meydana gelmiştir. Çünkü yorulma çatlağı yüzey üzerinde bası artık gerilmelerin etkisiyle nitrür tabaka altında başlamıştır ve çatlak başlangıcı gecikmiştir. Yorulma dayanımında iyileşme pürüzsüz numunelerin aksine çentikli numunelerde daha etkili olduğu tespit edilmiştir. Çentik etkisi nedeniyle gerilme yığılmasının artması yorulma dayanımını azaltmıştır (Suh *et al.* 2005).

Plazma nitrürleme işlem süresi arttıkça yorulma dayanımının da arttığı gözlemlenmiştir. İşlem sonucunda α -Fe fazı içerisinde azotun yeniden dağılması ve demir nitrürlerin çökmesi yüzeyde bası artık gerilmelerin oluşmasına neden olur. Malzeme yüzeyine yakın yerlerde bası artık gerilmeleri oluşurken iç kısımlarda çeki artık gerilmeleri oluşur. Yapılan çalışmada çeki artık gerilmesi yorulma dayanımı üzerinde zararlı iken bası artık gerilmesi faydalı olduğu tespit edilmiştir. Plazma nitrürleme işlemi sonrasında difüzyon tabakası bası artık gerilmeleri içerir (Çelik and Karadeniz 1995; Ashrafizadeh 2003; Alsaran *et al.* 2004). Bu duruma ek olarak, yapı içerisinde çöken nitrürler dislokasyonların hareketini engelleyerek kayma bantlarının yüzeyde çentik etkisi oluşmasını engellemiş olur (Yıldız *et al.* 2011).

Plazma nitrürleme işleminde kullanılan gaz oranları malzemelerin yorulma dayanımı üzerinde oldukça etkili bir parametredir. Literatürde, plazma ortamında bulunan gaz karışımındaki azot oranının azalmasıyla yorulma dayanımının arttığı ve yüksek difüzyon derinliği elde edildiği belirtilmiştir (Alsaran *et al.* 2002; Çomaklı 2017).

Plazma nitrüleme işlem sıcaklığı ve süresi sertlik, yüzey pürüzlülüğü, tabaka kalınlığı ve yorulma ömrü üzerinde oldukça etkili bir diğer parametredir. Farklı çelik malzemeler için plazma nitrüleme işleminde sıcaklık ve sürenin artması ile doğru orantılı olarak tabaka kalınlığında artış meydana gelerek sertlik ve yorulma dayanımında iyileşme görülmüştür (Çelik and Karadeniz 1995; Guagliano and Vergani 1997; Genel *et al.* 2000; Şirin *et al.* 2008; Yıldız *et al.* 2011; Kovacı *et al.* 2016; Ghelloudj *et al.* 2018; Bafandegan 2019). Fakat plazma nitrüleme işlem süresinin artması, yüzey ve yüzey altı bölgelerde bası artık gerilmelerin azalmasına sebep olduğu için yorulma dayanımının iyileşmesine çok fazla etki etmemektedir. Düşük alaşımlı 709M40 çeliğine kısa süreli plazma nitrüleme işlemi uygulanarak yorulma dayanımının iyileştiği görülmüştür. Bunun nedeni ise, kısa süreli plazma nitrüleme işlemi (10h) ile en yüksek bası artık gerilme değeri -498 MPa ölçülürken, nitrüleme süresinin artması sonucu bası artık gerilme değeri -385 MPa olarak tespit edilmesidir. Buna göre, çentikli çelik parçaların yorulma dayanımlarını arttırmak için kısa süreli nitrüleme işlemi avantajlıdır. Yorulma çatlakları çentikteki gerilme yığılmalarında dolayı çentik kökünde başlamıştır (Li *et al.* 2000). Farklı sıcaklık ve zaman koşulları altında N₂/H₂ gaz karışımı oranı ile plazma nitrüleme parametrelerinin su verilmiş ve temperlenmiş DIN 1.2210 soğuk iş takım çeliğinin yorulma dayanımı üzerindeki etkileri araştırılmıştır. Yorulma test numuneleri dönel eğilmeli yorulma cihazında gerçekleştirilmiştir. Plazma nitrüleme işlemi uygulanması ile mikrosertlik ve yorulma dayanımı değerlerinde dikkate değer bir artış görülmüştür. Ayrıca 550°C 6 saatlik plazma nitrülenme işlemi sonucunda en kalın tabaka derinliğine sahip numunelerin yorulma ömrünün yaklaşık %67 oranında arttığı belirlenmiştir. İşlem süresinin ve sıcaklığın artması ile yorulma dayanımı artmıştır (Soleimani *et al.* 2012).

Şimdiye kadar bahsedildiği üzere, makine elemanlarında kaçınılmaz olarak birçok geometrik değişiklik, yani çentik etkisi oluşturabilecek düzensizlik mevcuttur ve bu düzensizlikler sebebiyle oluşan gerilme yığılmaları nedeniyle çentik kökünde yorulma kırılması çok sık meydana gelmektedir. Bu sebeple, yüzey modifikasyon yöntemlerinin uygulanmasının çentik etkisini iyileştirmede daha etkili olması beklenmektedir. Literatür çalışmalarından görüleceği üzere, plazma nitrüleme işleminin malzemelerin yorulma davranışları üzerine etkilerinin incelendiği pek çok çalışma mevcuttur. Bununla birlikte, bir kısım çalışmalarda da çentik etkisinin yorulma üzerindeki etkileri incelenmiştir. Buradan hareketle, bu tez çalışmasında, farklı çentik boyutlarına sahip parçaların yorulma ömrünün plazma nitrüleme işlemi ile artırılması amaçlanmıştır. Bu amaç doğrultusunda, AISI 4140 çelik malzemeden sırasıyla K_t= 1.63, 1.41, 1.27 ve 1.19 teorik gerilme yığılma faktörü ile dört farklı yarıçap (r=1, r=2, r=4 ve r=8mm) değişimi oluşturulmuş olup akabinde 2 ve 9 saatlik %25N₂-%75H₂ gaz karışımı kullanılarak 480°C sıcaklıkta plazma nitrüleme işlemi uygulanmıştır. Çentikli

parçaların yapısal zellikleri X-Işını Kırınımı (XRD), Taramalı Elektron Mikroskobu (SEM) ve optik mikroskop ile incelenirken, mekanik özellikleri ise yorulma ve mikro sertlik cihazı ile belirlenmiştir. Elde edilen her sonuç detaylı olarak incelenerek açıklanmıştır.



KURAMSAL TEMELLER

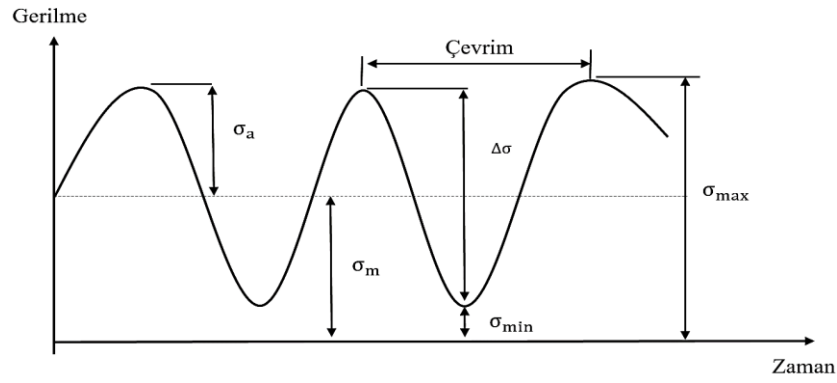
Yorulma

Yorulma, makine ve yapı elemanlarının tekrarlı yükler altında statik dayanımının altında belirli bir tekrarlanma ile gerçekleşen kırılma olayıdır. Yorulma tekrarlanan yükler altında ortaya çıkar ve malzemenin akma veya kopma dayanımının altında kırılma gerçekleşir (Schijve 2009). Yorulma, özellikle makine elemanlarının hasarına sebep olan önemli ve kritik bir sorundur. Bu sebeple, makine yapı ve elemanlarının tasarımı yorulma olayı da göz önüne alınarak gerçekleştirilmektedir. 1800'lü yıllardan itibaren üzerinde çalışmalar yapılan metallerin yorulması olayı, önemli bir araştırma konusu olarak günümüze kadar sayısız bilimsel araştırmaya konu olmuştur. Günümüzde ise malzeme kullanımı ve çeşitlilik arttıkça araştırmalar daha da ilgi çekici hale gelmiştir. Bir malzemede yorulmanın gerçekleşebilmesi için:

- Yeterince yüksek bir maksimum çekme gerilmesi,
- Oluşan gerilmenin oldukça geniş bir aralıkta değişimi ve dalgalanması,
- Gerilmenin yeterli sayıda tekrar etmesi gerekmektedir.

Buradan yorulma olayının gözlenebilmesine için yeterli derecede yüksek maksimum çekme gerilmesinin olmasından kasıt malzeme içerisinde çatlak varsa ya da çatlağı oluşturacak yapı varsa bu yapıya çekme işlemi uygulayarak çatlağın ilerlemesi meydana gelir. Ayrıca, yorulma olayında yükün maksimum ve minimum değerinin olması yani tekrarlı olması gerekir (Campbell 2012). Bu ana faktörlerin yanı sıra yorulma hasarının oluşmasında, sıcaklık, korozyon, aşırı yükleme, içyapı, artık gerilme ve gerilme yığılması gibi değişkenlerde etki etmektedir (Yetim 2003).

Temel olarak, değişen bir gerilmenin iki bileşeni vardır ve bunlar ortalama gerilme (σ_m) ve gerilme genliğidir (σ_a). Ortalama gerilme çevrimdeki minimum ve maksimum gerilmenin toplamının ortalamasıdır (Denklem 1). Şekil 1'de sabit gerilme genliği için gerilme dalgalanması görülmektedir.



Şekil 1. Sabit gerilme genliği için gerilme dalgalanması (Suresh 1998; Stephens *et al.* 2000; Ali Al-Turaihi *et al.* 2021)

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (1)$$

Gerilme genliği (Denklem 2) ise Denklem 3'te gösterilen gerilme aralığının ($\Delta\sigma$) yarısıdır.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad (2)$$

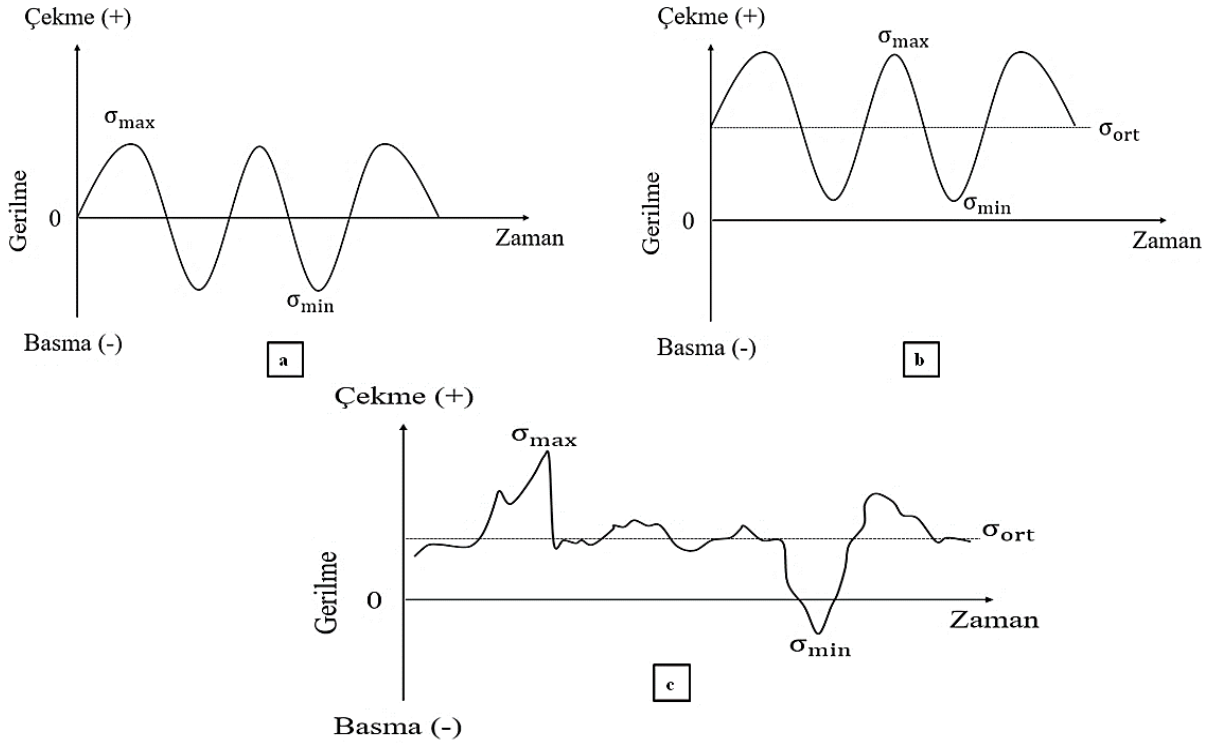
$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (3)$$

Ortalama gerilme ve gerilme genliğinin yanı sıra Denklem 4'te gösterildiği üzere yorulma olayını tarif etmek için sıklıkla kullanılan iki oran vardır; gerilme oranı (R) ve genlik oranı (A):

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4)$$

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{1 - R}{1 + R}$$

Şekil 2'de görüldüğü gibi, yorulma olayında tam değişken yükleme, genel değişken yükleme ve rastgele yükleme gibi birçok yükleme tipi vardır. Tam değişken yüklemede ortalama gerilme sıfıra eşittir. Maksimum çekme gerilmesi ve minimum basma gerilmesi ortalama gerilmeye eşit mesafededir. Tam değişken yükleme $R=-1$ gerilme oranı ile gösterilmektedir. Rastgele yükleme ise maksimum ve minimum gerilmelerin belli olmadığı düzensiz bir yüklemedir (Hertzberg 1996).

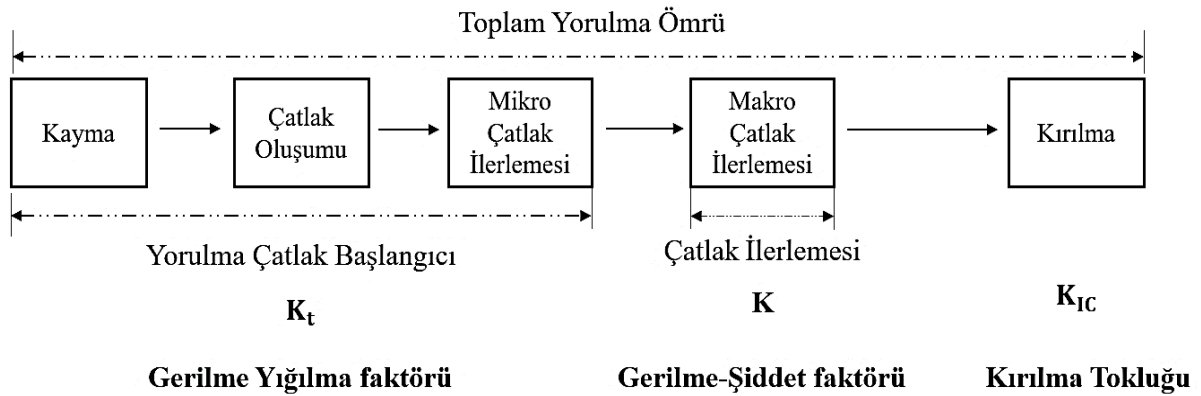


Şekil 2. Yorulma ile ilgili farklı yükleme tipleri **a)** tam değişken yükleme **b)** genel değişken yükleme **c)** rasgele yükleme (Kovacı 2016)

Yorulma olayı üç aşamada meydana gelmektedir.

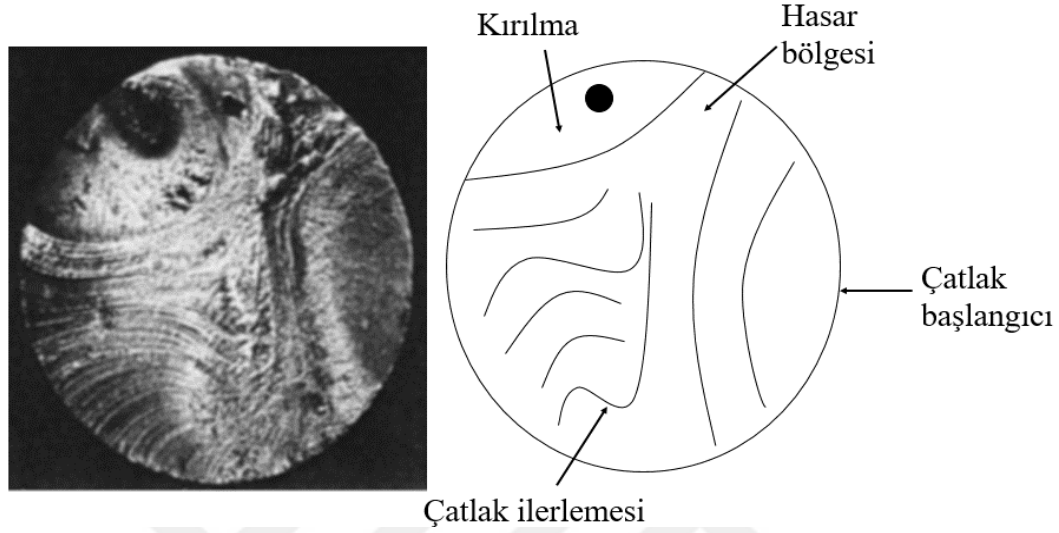
- Yorulma çatlak oluşumu,
- Yorulma çatlak ilerlemesi,
- Kırılma.

Şekil 3'te çatlak oluşumu, çatlak ilerlemesi ve kırılma aşamaları şematik olarak görülmektedir. Bir elemanın tekrarlı yüklere maruz kalması sonucunda, mikroskobik boyutta çatlak oluşumu, akabinde makroskobik boyutta bir çatlak ilerlemesi ve yorulma ömrünün sonunda kırılma ile ortaya çıkan bu aşamalar bir malzemenin toplam yorulma ömrünü oluşturmaktadır (Schijve 2009).



Şekil 3. Yorulma çatlak aşamaları (Schijve 2009)

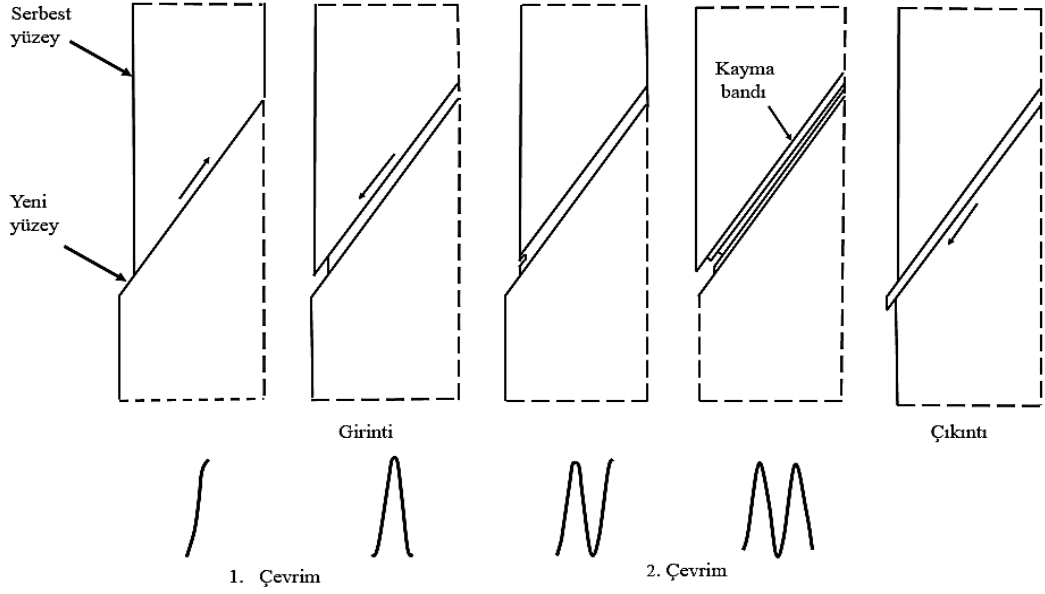
Yorulma olayı nedeniyle oluşan kırılma, monotonik (statik yükleme ile oluşan) kırılmadan farklıdır. Çatlak yüzeyi sünek ve gevrek kırılmalar ile kıyaslandığında farklılık gösterir. Şekil 4'te bir aracın arka aksında tek bir noktadan çatlak başlangıcı ile oluşan yorulma hasarı örnek olarak gösterilmiştir. Çatlak yüzeyine bakıldığında çatlak başlangıcı, çatlak ilerlemesi ve kırılma görülmektedir (Schijve 2009).



Şekil 4. Yorulma çatlak ilerlemesi (Schijve 2009)

Yorulma çatlak oluşumu

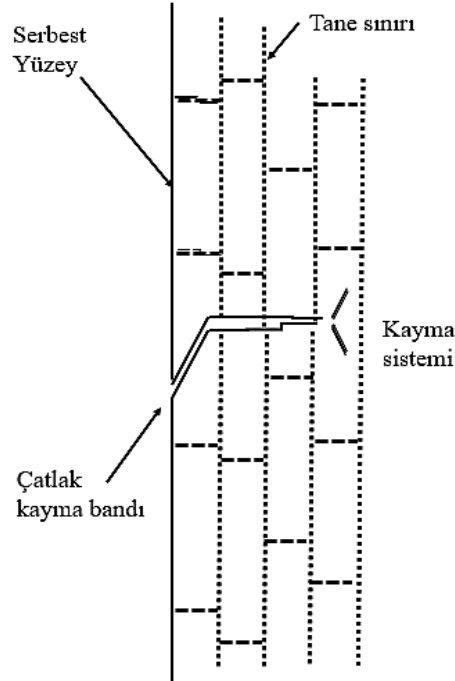
Yorulma olayının ilk aşaması çatlak oluşumudur. Malzemeye uygulanan tekrarlı yüklerin etkisi ile dislokasyonlar bir araya gelerek kayma bantlarını oluşturur. Dislokasyonlar kendi içine kapanır, tane sınırında birikir veya yüzeye çıkarlar. Dislokasyonlar, malzeme yüzeyi serbest olduğu için malzeme yüzeyine çıkarak kayma bantlarını oluştururlar. Bu kayma bantları yüzeyde, kayma gerilmesinin maksimum olduğu açı (45°) doğrultusunda yönlenmişlerdir. Yüklemin malzemede her bir çevrimde tekrarlanmasıyla kayma bantlarının bir kısmı dışarı çıkarken bir kısmı ise içerde kalır. Bunlar intrüzyon (girinti) ve ekstrüzyon (çıkıntı) olarak tanımlanır. Şekil 5'te tekrarlı yükleme sırasındaki intrüzyon ve ekstrüzyonların oluşumu gösterilmektedir. Bu intrüzyon ve ekstrüzyonlar malzeme yüzeyinde mikro seviyede çentik etkisi oluşturarak gerilmelerin lokal olarak artmasına sebep olurlar. Tekrarlı kayma hareketi sonucunda ise gerilmenin lokal olarak arttığı bu bölgelerde yani malzeme yüzeyinde çatlak oluşur (Suresh 1998; Schijve 2001).



Şekil 5. Çevrimsel kayma ile çatlak başlangıcı (Schijve 2001; Farahani *et al.* 2005)

Yorulma çatlak ilerlemesi

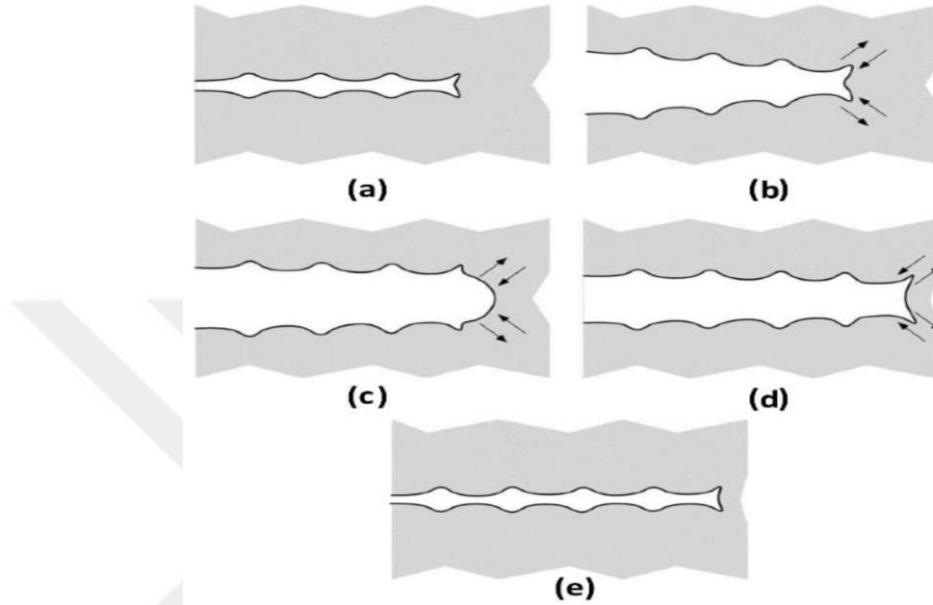
Bir malzemede serbest yüzeyde oluşan yorulma çatlağı teorik olarak 45° başlayarak belirli bir seviyede ilerlemeye devam eder. Yükün uygulanması ile kayma düzlemi yönünde çatlak ucunda gerilme yığılması ortaya çıkar. Bu nedenle maksimum gerilme yönünde birden fazla kayma sistemi oluşur. Şekil 6’da yorulma çatlak ilerlemesi gösterilmiştir (Reddy 2004).



Şekil 6. Mikro ölçekte çatlak ilerlemesi (Schijve 2009)

Çatlak ilerlemesi, çatlak ucunun genişlemesi ve yükün artması sonucu çatlak ucunda plastik körleşmesi ile gerçekleşmektedir. Şekil 7-a’da yükleme çevriminin başlangıcında çatlak ucu keskindir Şekil 7-b’de çekme yükü uygulandığında, çatlak kayma düzlemine 45° lik bir açı

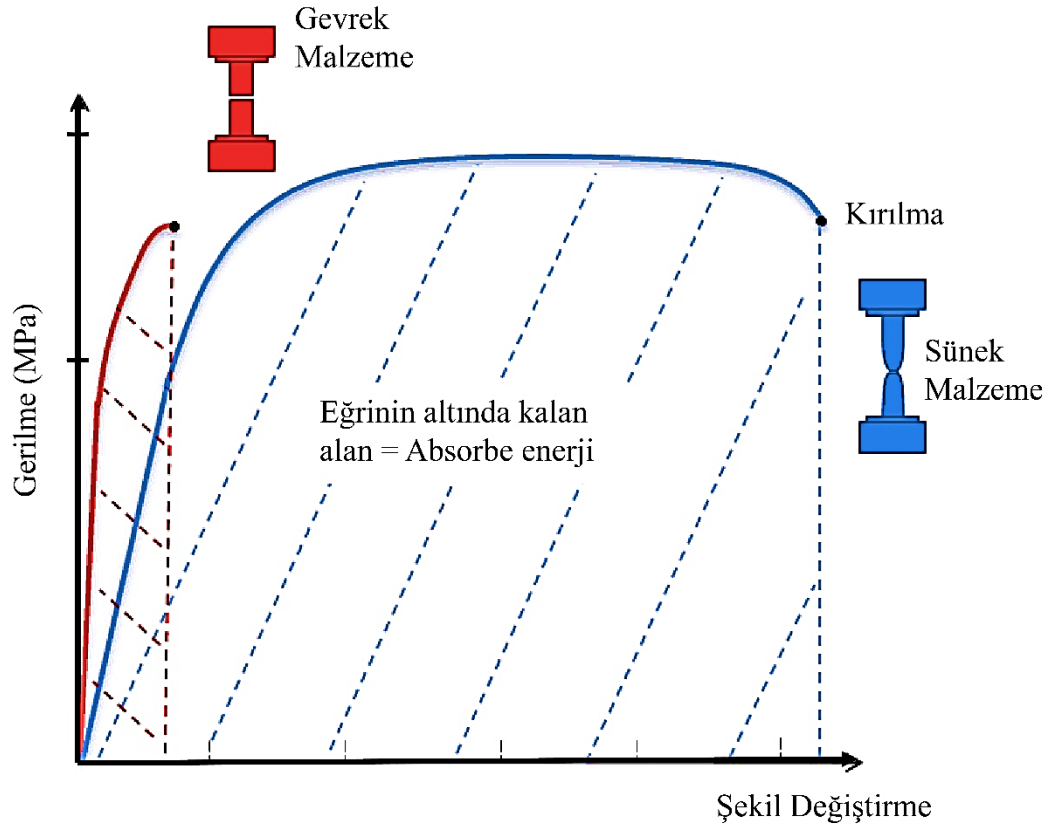
oluşturarak çatlak ucu yığılmasıyla çift çentik etkisi oluşturur. Şekil 7-c’de çatlak uzantısı genişledikçe plastik kaymanın etkisi ile çatlak daha da uzar ve aynı zamanda çatlağın ucu körleşir. Malzemeye etki eden yükün azalması ile kayma çatlak ucunda ters yönde gerçekleşir ve bu sebeple de çatlak ilerler. Şekil 7-d’de ise çatlak yüzeyleri birbirileri üzerine ezilir ve çekme gerilmesinin etkisiyle yeni çatlak yüzeyleri çatlak düzleminin içine doğru zorlanır (Laird 1967).



Şekil 7. Çatlak ilerleme aşamasında plastik körleşme oluşumu (Laird 1967)

Kırılma

Kırılma olayı, makine yapı ve elamanlarına etki eden yüksek sebebi ile bu elemanların iki veya daha fazla parçalara ayrılmasıdır. Kırılma, genel olarak malzeme türüne veya kırılmanın şekline göre sünek ve gevrek kırılma olarak ikiye ayrılır. Bir malzemenin akma gerilmesi üzerinde bir kuvvet etkisiyle plastik deformasyon sonrasında kırılması olayına sünek kırılma denir. Sünek kırılma olayı, kayma gerilmesinin doğrultusunda dislokasyonların hareketi ile boşlukların oluşması ve birleşmesiyle meydana gelir. Bu kırılma türünde, kırılma yüzeyi mat ve lifli bir görünümündedir. Malzemenin plastik deformasyon göstermeksizin kırılmasına ise gevrek kırılma adı verilir. Gevrek kırılma yüzeyi parlak ve granüler görünümündedir. Sünek bir malzeme kırılma için gevrek bir malzemeden çok daha fazla enerji absorbe eder. Ayrıca, çentik etkisi sünek kırılmada az iken gevrek kırılmada fazladır (Wulpi 1999; P.Beer *et al.* 2009; Campbell 2012). Şekil 8’de sünek ve gevrek malzemeler için gerilme-şekil değiştirme diyagramı gösterilmektedir.

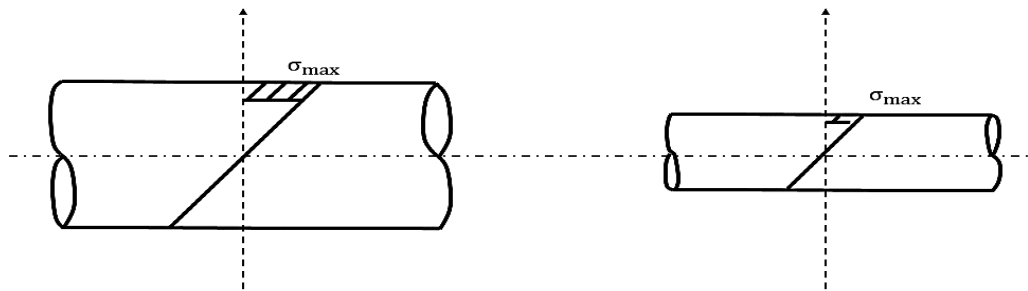


Şekil 8. Gerilme-Şekil Değişirme Diyagramı (Anonymous 2021)

Yorulmaya etki eden faktörler

Boyut etkisi

Makine ve yapı elemanları uygulanan yükler altında çalışırken malzemenin yüzeyi, merkezinden daha fazla gerilmeye maruz kalır. Dolayısıyla malzemede çatlak yüzeyde başlar. Fakat çatlağın başlaması malzemenin boyutuna bağlı olarak değişir (Kızgın 2021). Malzemenin boyutunda meydana gelen artış ile malzemede bulunabilecek kusurlar doğrusal olarak artış gösterir ve bu durumun bir sonucu olarak yorulma sınırı azalır. Malzemenin maruz kaldığı burulma ve eğilme yükleri sonucunda ortaya çıkan gerilmeler üniform bir gerilme gradyenine sahip değildir (Suresh 1998). Şekil 9’da yorulma boyut etkisi gösterilmektedir.



Şekil 9. Yorulma boyut etkisi (Bannantine 1990)

Sıcaklık etkisi

Düşük sıcaklıkta çeliklerin yorulma dayanımları artma eğilimindedir. Ancak, düşük sıcaklıkta birçok malzemenin kırılma tokluğu azalır. Yüksek sıcaklıkta ise çeliklerin yorulma dayanımları dislokasyonların hareketinden dolayı azalmaktadır. Malzemelerin ergime noktasının yaklaşık yarısının üzerindeki bir sıcaklıkta sürünme önemli hale gelir. Gerilme-ömrü yaklaşımı artık bu aralıkta uygulanmaz. Ayrıca, yüksek sıcaklıklar, tavlanmaya neden olabileceğinden dolayı faydalı bası artık gerilmeleri yok olur (Bannantine 1990).

Yüzey durumunun etkisi

Malzemelerin yüzeyinde yer alan çentik, girinti ve çıkıntılar ve keskin geçişler gerilme yığılmalarına sebep olarak malzemelerin yorulma dayanımını azaltıcı yönde etki yaparlar. Benzer etki sebebi ile pürüzlü yüzey, parlatılmış yüzeye göre daha düşük yorulma dayanımına sahiptir. Bu yüzden, makine elamanlarının yüzeylerinin iyi işlenmesi, mümkün mertebe pürüzsüz ve düzgün olması istenir (Bannantine 1990).

Yüzey işlemleri

Yorulma olayında çatlak genellikle malzemenin yüzeyinde başladığı için, yüzey işlemleri yorulma dayanımı üzerinde oldukça önemli etkiye sahiptir. Nitrüleme, karbürleme, alevle sertleştirme ve mekanik yüzey işlemlerinden bilyalı dövme işlemleri yorulma dayanımını artırmaktadır. Fakat Cr-Ni kaplama işlemi malzemelerin yorulma dayanımını azaltmaktadır. Yüzey işlemlerinin malzemelerin yorulma dayanımlarına farklı şekillerde etki etmelerinin sebebi oluşturdıkları artık gerilmelerdir. Bilyalı dövme ve nitrüleme işlemlerinde bası artık gerilmeleri oluşurken, Cr-Ni kaplamada çeki artık gerilmeleri oluşur. Bası artık gerilmeleri yorulma ömrü için faydalı iken çeki artık gerilme zararlıdır. Çünkü çatlak içeren bir yapının çekmeye zorlanması ile çatlak daha da rahat ilerleyecektir (Yetim 2003).

Yorulma ömrüne etki eden bu faktörlere ek olarak, bir diğer önemli faktör ilerleyen bölümlerde detaylı bir şekilde ele alınacak olan çentik etkisidir.

Yorulma Ömrü Yaklaşımları

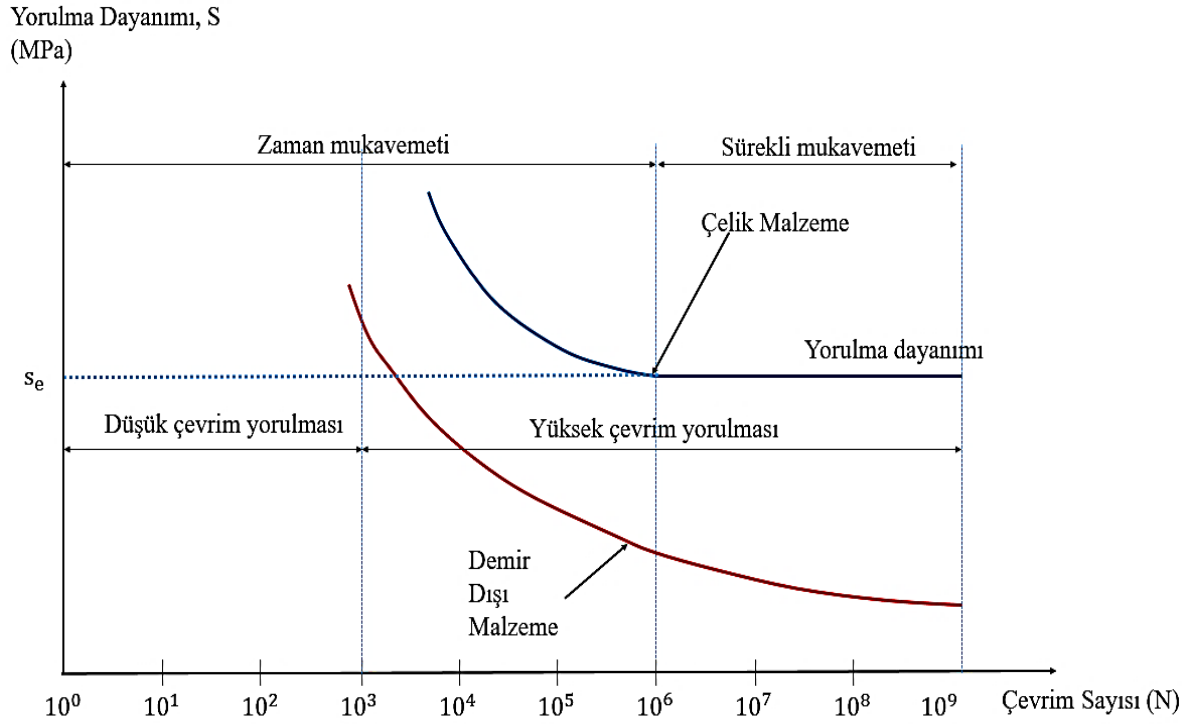
Bir malzemenin yorulma analizinde üç temel yaklaşım kullanılmaktadır. Bunlar:

- Gerilme Ömrü (Stress Life),
- Şekil Değiştirme Ömrü (Strain Life),
- Kırılma Mekanikliği (Fracture Mechanics) yaklaşımlarıdır.

Yorulma ömrü hesaplamalarında hangi yaklaşımının seçileceği genel olarak; malzemeye uygulanan yüklere, yükleme tipine, yükleme durumuna, çalışma ortamına, yapının çentik veya çatlak içerip içermemesine ve geometrik özelliklere bağlıdır (Bannantine 1990; Stephens *et al.* 2000).

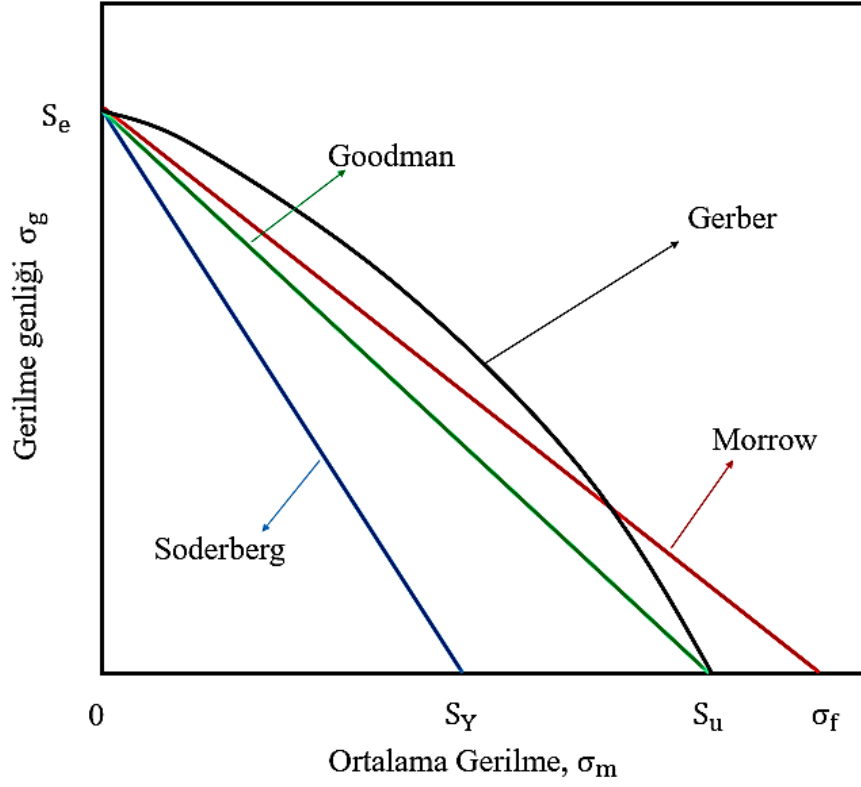
Gerilme ömrü (Stress Life) yaklaşımı

Gerilme ömrü yaklaşımı, çevrim gerilmelerinin elastik olduğu ve ömürlerinin 10^3 çevrimden yüksek olduğu durumlarda kullanılmaktadır. Farklı genlik gerilme seviyelerinde yorulma ömrü, son kırılma meydana gelene kadar sayılır. Testler, aynı numunelerde farklı gerilme seviyelerinde tekrarlanır. Sonuç olarak, gerilme seviyelerine karşılık gelen numunenin hasarı ile çevrim sayıları elde edilir. Bu verilerin grafiğini çizerek, çevrim sayısına (N) karşı gelen gerilme (S) grafiği olan S-N eğrisi elde edilir. Çevrim sayısı genellikle logaritmik ölçekte gösterilir (Simion *et al.* 2016). Bu amaçla veriler gerilme-çevrim sayısı grafiğine yerleştirilir. Bu grafik Wöhler (S-N) diyagramı olarak adlandırılır. Bu diyagram ile bir malzemede gerilme genliği hesaplandığında, bu malzemenin yorulma ömrü de belirlenmiş olur (Lee *et al.* 2005). Şekil 10'da demir ve demir dışı alaşımları için tipik bir S-N eğrisi gösterilmektedir. Ağırlıklı olarak demir içermeyen alaşımların aksine, çelik malzeme için S-N eğrisinin yatayda bir gerilme sınırı vardır. Eğrinin düz olan kısmı yorulma dayanımı olarak adlandırılır. Bu sınırın altındaki gerilme değerlerinde malzeme hasara uğramaz. S-N eğrisinde çelik, demir gibi malzemelerin belirgin bir yorulma dayanımı var iken alüminyum gibi alaşımların ise belirgin bir çevrim için yorulma dayanımı yoktur. Çoğu çelik için yorulma dayanımı genellikle bir milyon ile on milyon çevrim arasında değişir (Lieb *et al.* 1980; Callister ve Rethwisch 2014).



Şekil 10. Çelik ve demir dışı malzemelerin S-N eğrisi (Yetim 2003; Lee 2005)

Yorulma deneyleri genellikle ortalama gerilmenin sıfır olduğu tam değişken yükleme şartlarında gerçekleştirilse de ortalama gerilmenin, malzemenin yorulma ömrü üzerinde etkisi vardır. Dinamik yüklemeye maruz kalmış malzemeler genellikle yorulma hasarına uğrarlar. Ancak ortalama gerilme yorulma deneylerinde çevrim sayısı (yorulma ömrü) üzerinde kritik rol oynar. Ancak, malzemelerin tam değişken yükleme durumundaki yorulma dayanımı biliniyorsa malzemenin farklı ortalama gerilmeleri için hangi ortalama gerilme seviyesi için ne kadar ömre sahip olacağı belirlenebilmektedir. Bunun için birçok ampirik bağıntı geliştirilmiştir. Ortalama gerilme etkileri açısından yorulma ömrünü tahmin etmeye dayalı en çok bilinen matematik modeller Goodman, Gerber, Morrow ve Soderberg Yaklaşımlarıdır (Stephens *et al.* 2000; Katnam *et al.* 2010). Şekil 11’de bu yaklaşımların grafiksel gösterimleri verilmiştir. Denklem 5-8’de belirtilen bu bağıntılar ile bir malzemenin hasara uğrayıp uğramadığı tespit edilebilmektedir (Papuga 2018).



Şekil 11. Goodman, Gerber, Morrow ve Soderberg diyagramı (Papuga 2018)

Bu yaklaşımlar şu şekildedir:

- Goodman Yaklaşımı:

$$\frac{\sigma_a}{S_e} + \frac{\sigma_m}{S_u} = 1 \quad (5)$$

- Gerber Yaklaşımı:

$$\frac{\sigma_a}{S_e} + \left(\frac{\sigma_m}{S_u}\right)^2 = 1 \quad (6)$$

- Morrow Yaklaşımı:

$$\frac{\sigma_a}{S_e} + \frac{\sigma_m}{\sigma_f} = 1 \quad (7)$$

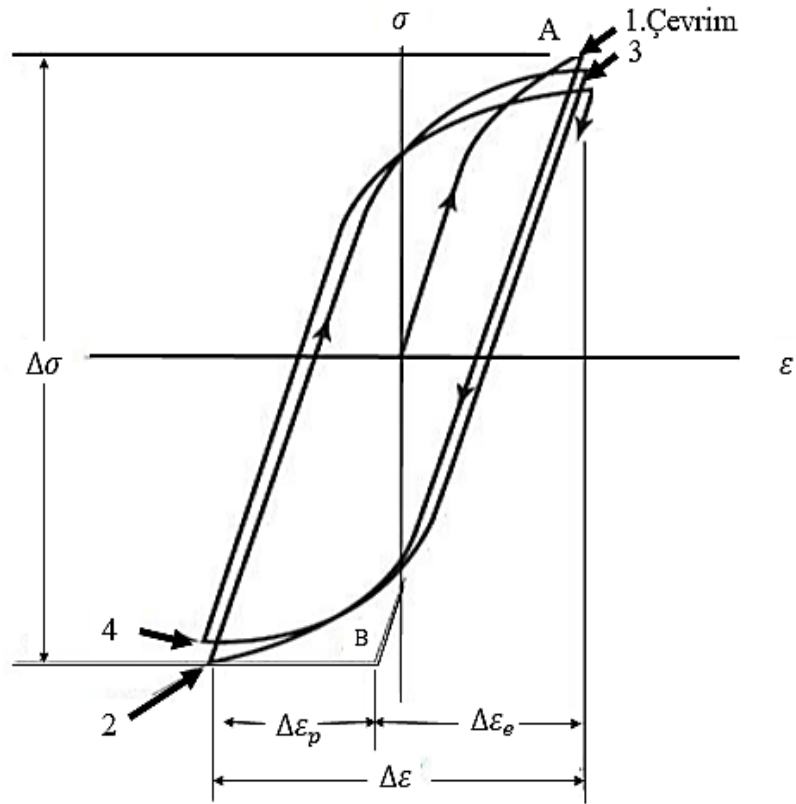
- Soderberg Yaklaşımı:

$$\frac{\sigma_a}{S_e} + \frac{\sigma_m}{S_y} = 1 \quad (8)$$

Şekil değiştirme ömrü (Strain Life) yaklaşımı

Bu yaklaşım, yüksek şekil değiştirme ile yorulma ömürleri 10^3 çevrimin altında düşük çevrim sayılarında çatlak başlangıcı aşaması ile ilgilenir. Bu yaklaşımda, şekil değiştirme miktarı ile parçanın yorulma ömrünü belirlemek mümkündür. Gerçek gerilme-gerçek şekil

değiştirme durumunun histerisiz eğrisi Şekil 12’de verilmiştir. Burada $\Delta\sigma$ gerilme aralığıdır, $\Delta\varepsilon_p$ plastik bölgede ve $\Delta\varepsilon_e$ ise elastik bölgede şekil değiştirme aralığıdır (Richard 2010; Tanrıkulu 2016).



Şekil 12. Gerçek gerilme- gerçek şekil değiştirmenin histerisiz eğrisi (Stephens *et al.* 2000; Richard 2010)

Basquin (1910), S-N eğrisini dikkate alarak gerçek kırılma dayanım değerleri ile bir eşitlik ileri sürmüştür (Denklem 9).

$$\varepsilon_a^e = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad (9)$$

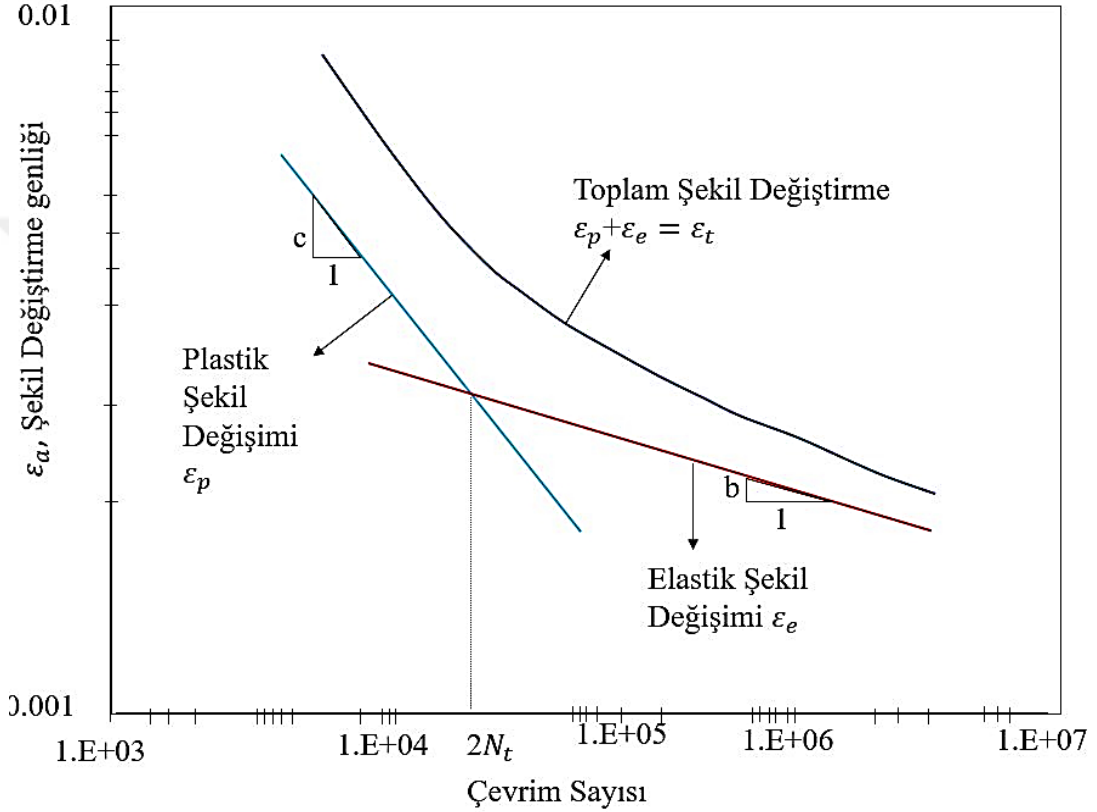
Manson (1953) ve Coffin (1954) eşzamanlı olarak $\varepsilon_p - \sigma$ verilerini logaritmik ölçekte çizerek plastik şekil değiştirme ile ilgili eşitliği bulmuşlardır (Denklem 10).

$$\varepsilon_a^p = \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (10)$$

Şekil değiştirme ömrü (Strain Life) eğrisi Denklem 11’de verilmiştir. Bu eşitlik, Basquin tarafından ortaya konulan elastik şekil değiştirme ve Manson ile Coffin tarafından modellenen plastik şekil değiştirme eşitliklerinin ayrı ayrı toplamıdır.

$$\varepsilon_a = \varepsilon_a^e + \varepsilon_a^p = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (11)$$

Şekil 13'te verilen toplam şekil değiştirme eğrisine bakıldığında, şekil değiştirme ömrü eğrisi düşük şekil değiştirmelerde elastik çizgiye yaklaşırken, yüksek şekil değiştirmede ise plastik çizgiye yaklaşır. Burada y eksenini şekil değiştirme genliği, x eksenini de hasara kadar ki çevrim sayısıdır. Ayrıca geçiş ömrü ($2N_T$), elastik ve plastik şekil değiştirme eğrilerinin kesiştikleri noktadır (Lee 2005).

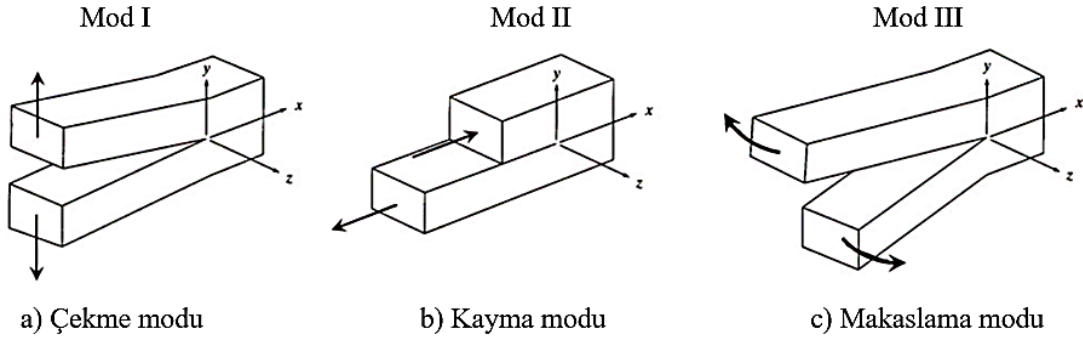


Şekil 13. Şekil değiştirme ömrü eğrisinin şematik gösterimi (Bannantine 1990; Stephens *et al.* 2000)

Kırılma mekaniği (Fracture Mechanics) yaklaşımı

Kırılma olayı, makine yapı ve elamanlarının üzerlerine gelen yükler altında iki veya daha fazla parçaya bölünmesidir. Tasarımı yapılan elemanın belirli yükler altında emniyetli çalışması istenir. Bu yüzden elemana etki eden momentler veya kuvvetler sonucunda, elemanda oluşan gerilme akma gerilmesinin altında hasara uğramadan emniyetli bir şekilde tasarlanır. Fakat malzemeler, üretim veya kullanımları sırasında çentik, çatlak ve boşluk gibi yapısal kusurlar içerir. Bu sebeple, geleneksel mühendislik yaklaşımı hesaplamada ve analizde yeterli olmaz. Malzemelerin bu hataları içermesiyle uygulanan yükler sonrasında kırılma gerçekleşir. Kırılma, çatlağın başlaması ve yayılması ile oluşur. Malzeme boyunca ilerleyen çatlakların etkisiyle belli bir noktada kesit alanı azalır. Uygulanan kuvvet emniyetli gerilme sınırını aşar

ve kesit artık yükü taşıyamayarak sünek veya gevrek olarak kırılır (Tanırıkulu 2016). Şekil 14’de kırılmada üç model verilmiştir. Mod I kırılması (çekme modu) y eksenine doğrultusunda çekme gerilmesi ile açılmaya neden olmaktadır. Mod II’de kırılma (kayma modu) x eksenine yönünde yırtılmaya sebep olmaktadır. Mod III’de (makaslama modu) ise kesme kuvvetleri malzemeyi z yönünde etkiler ve çatlak yüzeyleri yüklemeye doğrultusuna paralel olarak etki eder (Bannantine 1990; Stephens 2000).



Şekil 14. Kırılma tipleri **a.** Mod I **b.** Mod II **c.** Mod III (Lee 2005)

Kırılma mekaniği, çatlak içeren parçaların ve/veya malzemelerin dayanımlarının değerlendirilmesinde kullanılmaktadır. Bu yaklaşım: Lineer Elastik Kırılma Mekaniği (LEFM) ve Elasto-Plastik Kırılma Mekaniği (EPKM) olarak iki temel kategoriye ayrılır. Bu analiz sürecinde en yaygın olarak kullanılan LEFM’dir. Bu yaklaşım, çatlağın uç kısmında yok denecek kadar az miktarda plastik deformasyon oluşması durumunda tercih edilmektedir. Ayrıca, temel varsayımlar altında malzemedeki çatlak ilerlemesini belirlemek için kullanılır. LEFM yaklaşımını kullanarak çatlak ilerlemesini analiz etmeden önce, bir çatlağın uzanabileceği temel çatlak yüzey yer değiştirme modlarını tanımlamak gerekir. Bu temel varsayımı ihlal eden çatlak ilerlemesi veya kırılma koşulları için, Elastik-Plastik Kırılma Mekaniği yaklaşımı yorulma ve kırılma aşamalarının tanımlanmasında kullanılır. EPKM yaklaşımı ise çatlak ucunda büyük miktarda plastik şekil değişimi oluşması durumunda tercih edilmektedir. Bu sebeple, sünek bir malzeme çatlak içermesi sonucunda çatlağın ucunda oluşan gerilme yığılmalarının etkisi belirli bir değere ulaştığında plastik şekil değişimi sonucunda ani olarak kırılma olayı gerçekleşmeyecektir. Fakat çatlak içeren bir gevrek malzemedelik plastik şekil değişimi olmadığından ani kırılma söz konusudur. Bu yüzden, sünek bir malzeme gevrek bir malzeme ile kıyaslandığında daha fazla enerji harcanır (Bannantine 1990; Stephens 2000; Campbell 2012; Kovacı 2016).

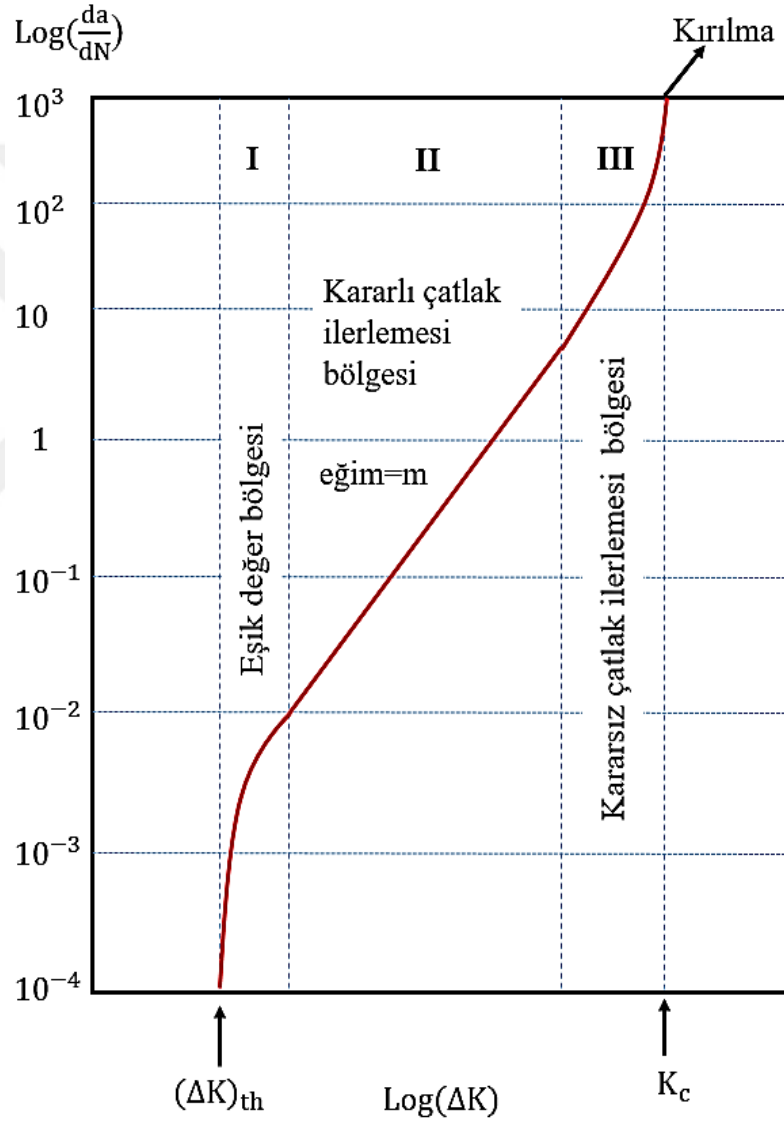
Malzemelerin çatlak ilerleme ömrünü belirlemek için kırılma mekaniği yaklaşımında çok kullanılan Denklem 12’de verilen Paris-Erdoğan Eşitliğidir. Burada a çatlak uzunluğudur, N çevrim sayısı iken $\frac{da}{dN}$ ise yorulma çatlak ilerleme oranıdır. C ve m ise deneysel sonuçlardan

elde edilen malzeme sabitleridir. Ayrıca, gerilme şiddet faktörü aralığı ΔK denklem 13'te verilmiştir.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (12)$$

$$\Delta K = f(g)\sigma\sqrt{\pi a} \quad (13)$$

Paris-Erdoğan yasası Şekil 15'te görüldüğü gibi, sadece aşama II. Bölge için kararlı çatlak ilerlemesi olayını açıklar (Richard 2010; Tanrıkulu 2016).



Şekil 15. Yorulma çatlak bölgeleri (Richard 2010)

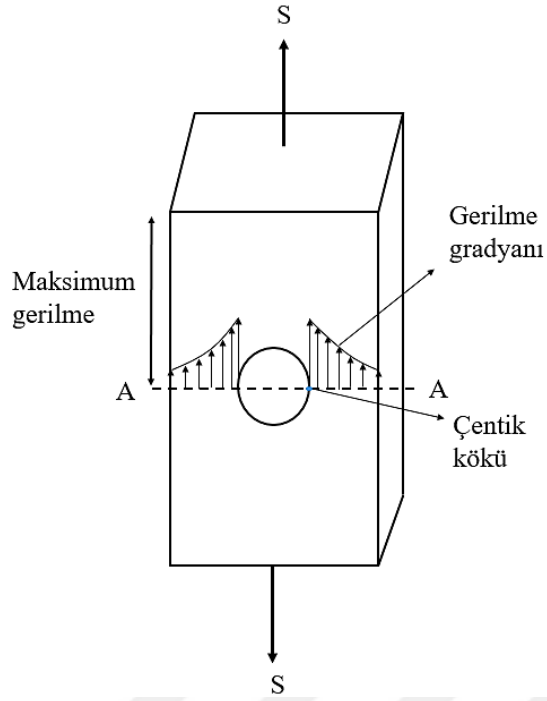
Çentikler (Notches)

Makine elemanları çekmeye, basmaya, eğilmeye ve burulmaya maruz kaldıklarında oluşan gerilmelerin ideal olarak kesite eşit şekilde yayıldığı kabul edilir. Fakat birkaç sebepten dolayı bu durum gerçekleşmez. Yüzey kalitesi, malzeme hatası, parça şekli ve mikro yapının

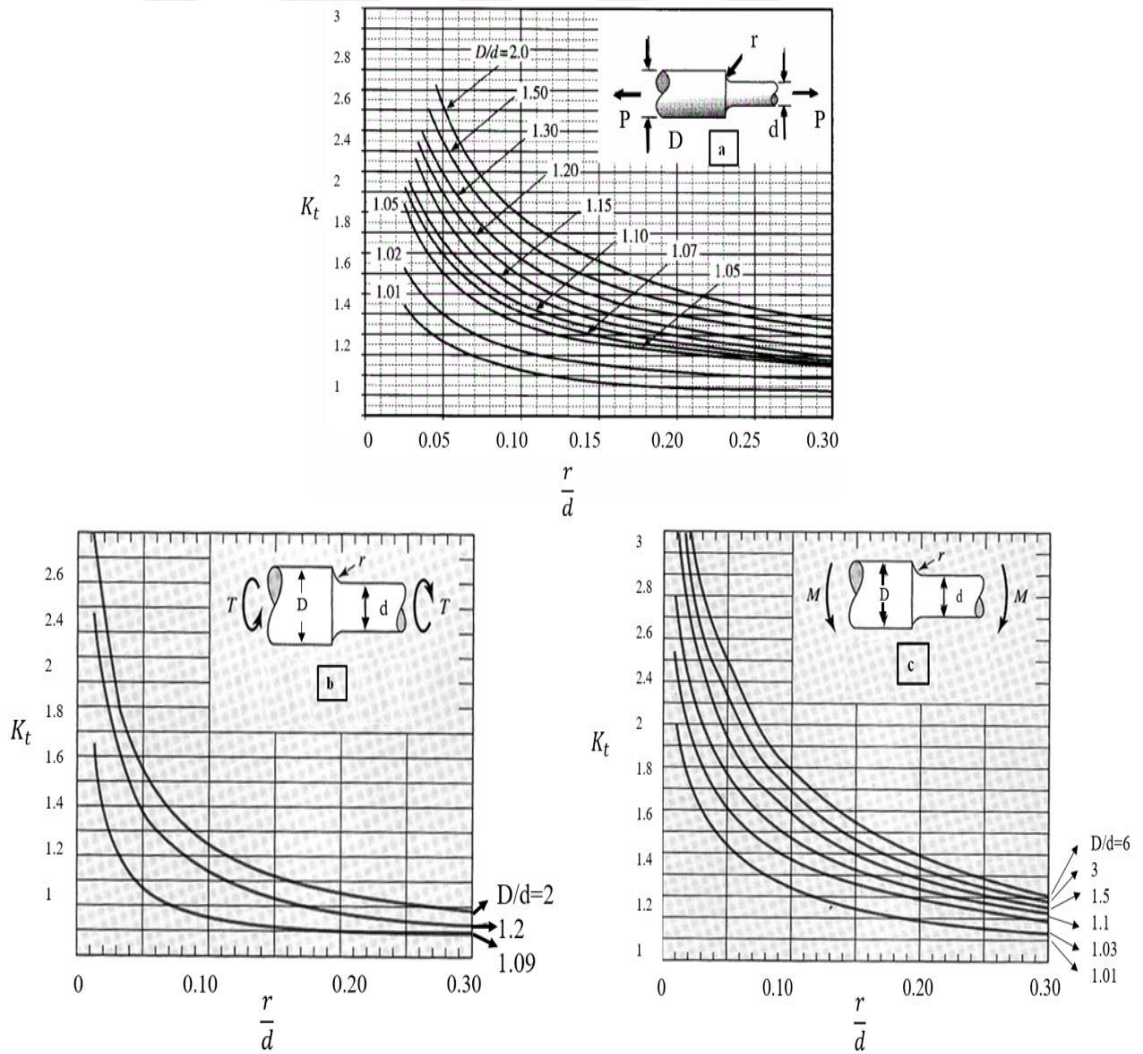
etkisi ile bölgesel (lokal) gerilme yığılmaları meydana gelir. Yorulma çatlağı genellikle gerilme yığılmalarının olduğu yerde veya yerlerde başlar. Yorulma sonucu ortaya çıkan veya mikro çatlaklar çentik etkisi oluşturacağından; bu etki sebebi ile oluşan yüksek gerilme yığılmaları çatlağın başlamasına ve ilerlemesine neden olacaktır. Bu sebeple, yükün etkisi ile kesit sürekli azalarak kırılma meydana gelecektir (Rahmat 2013). Çentik etkisi, makine elemanlarının yorulma dayanımı olumsuz yönde etkilemektedir. Ayrıca, malzemelerde yer alan delik, kademe, kama yuvası ve oyuklar gibi süreksizlikler gerilmenin aniden artmasına sebep olduğu için bu gibi yapılar da çentik etkisine sebep olmaktadır (Ali Al-Turaihi *et al.* 2021).

Çentik kökündeki en yüksek gerilme (σ_{max}), nominal gerilmeden (S) büyüktür. Buna göre; yüzey çentiği olan bir malzeme için, elastik gerilme yığılması faktörü K_t , maksimum elastik çentik gerilmesinin (σ_{max}) nominal gerilmeye (S) oranıdır (Denklem 14). Şekil 16'da çentikli bir parçanın gerilme dağılımı verilmiştir. K_t , teorik bir faktördür. Çünkü teorik olarak gerilme dağılımının elastik olduğu kabul edilir. Oysaki gerçekte gerilme dağılımı elasto-plastiktir. K_t faktörü, elastisite teorisi yardımıyla çeşitli basit çentik şekilleri için elde edilir. K_t , daha karmaşık durumlarda deneysel olarak strain-gage metodu, foto-elastik yöntem, gevrek kırılma tekniği ve grid yöntemi ile de belirlenebilmektedir. Şekil 17'de kademeli silindirik bir eleman için; eğilme, çekme ve burulma yüklemeleri altında elastik gerilme yığılması faktörleri (K_t) gösterilmektedir. K_t ; D/d oranı sabit olarak, çentik tipi ve yükleme tipi aynı ise geometrik olarak benzer numuneler için sabittir. (Bannantine 1990). Elastik gerilme yığılması faktörü; elemanın yükleme türüne ve geometrisine bağlı iken yükleme büyüklüğüne ve malzeme özelliklerine bağlı değildir. Bunun nedeni ise maksimum gerilmenin sürekli olarak elastik bölgede kalması yani malzeme davranışının Hooke kanununa bağlı olmasıdır (Nicholas 2006).

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{S} \quad (14)$$



Şekil 16. Çentikli numunedeki gerilme dağılımı (Okeyoyin and Owolobi 2013)



Şekil 17. Dairesel kesitli kademeli bir çubuğun gerilme yığılma faktörleri K_t : **a)** Çekme durumu, **b)** Burma durumu ve **c)** Eğilme durumu (Peterson 1959; Stephens *et al.* 2000)

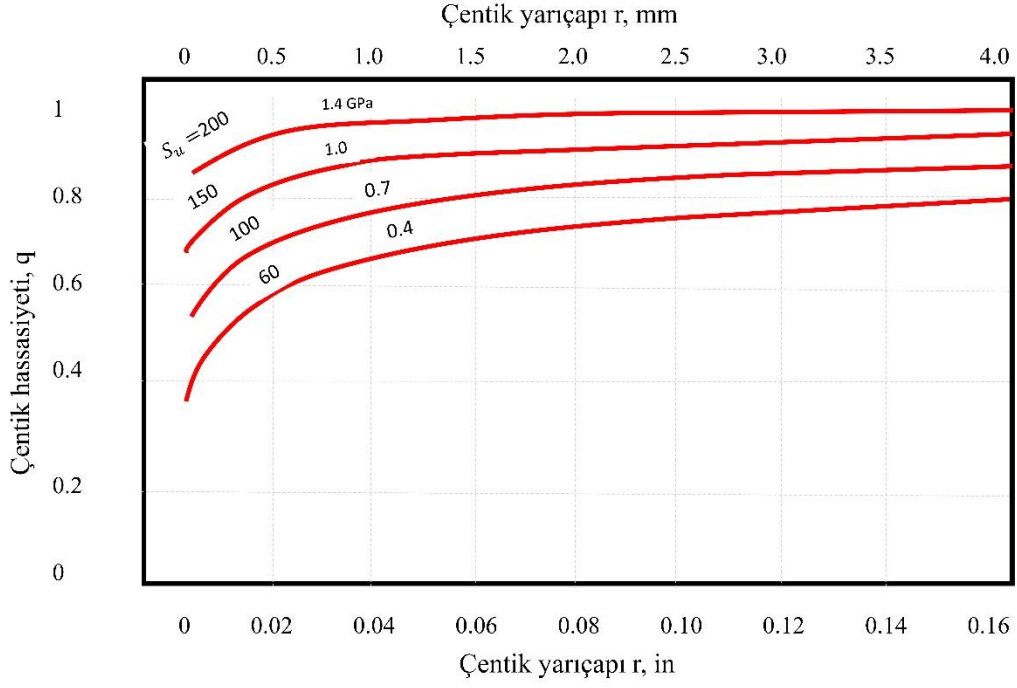
Elastik sınırlar içinde parça geometrisine ve yükleme tipine bağlı olan K_t 'den K_f 'ye geçişin zorunlu olduğu görülmüştür. Çünkü aynı geometriye sahip ve aynı yükler ile zorlanan farklı malzemelerden yapılmış parçalarda farklı ömürler tespit edilmiştir. Bu durum ise malzemenin çentiğe karşı duyarlılığa sahip olduğunu göstermiştir (Campbell 2012). Bu bakımdan, çentik etkisine karşı malzemeler farklı hassasiyet gösterirler. Sünek malzemelerin çentik hassasiyetleri az iken, gevrek malzemelerin hassasiyetleri daha fazladır. Bu sebeple, yorulma çentik faktörü K_f tanımlanmıştır. Bu faktör çentiksiz bir elemanın yorulma dayanımının çentikli elemanın yorulma dayanımına oranıdır. Denklem 15'de gösterildiği gibi ifade edilmektedir. Çentik faktörünün belirlenmesinde aynı malzemeden yapılmış çentikli veya çentiksiz numuneler kullanılır. Çentik faktörü, teorik gerilme yığılma faktöründen daha düşüktür (Boresi *et al.* 1993; Pilkey 2008).

$$K_f = \frac{S_{e(\text{çentiksiz})}}{S_{e(\text{çentikli})}} \quad (15)$$

Yorulma dayanımının belirlenmesinde çentik ucu yarıçapı önem arz etmektedir. Çentik ucu yarıçapı sıfıra doğru yaklaştıkça çentik çatlak gibi davranır. Ayrıca çentik ucu yarıçapı arttıkça yorulma davranışı çentikteki maksimum gerilme ile belirlenir (Nicholas 2006; Okeyoyin and Owolobi 2013). Çentik hassasiyeti ve yorulma çentik faktörünün hesaplanmasında, çentik etkileri için çentik hassasiyeti oldukça kullanışlıdır. Bu sebeple, yorulma çentik faktörü ile elastik gerilme yığılma faktörü arasındaki ilişkiyi belirtmek için çentik hassasiyet faktörü (q) tanımlanmıştır (Denklem 16). Çentik yarıçapı, çentik hassasiyeti etkileyen en önemli faktördür. Çentik yarıçapı (r) arttıkça kuvvet çizgilerinde yumuşama olduğundan q düşer.

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (16)$$

Çentik hassasiyeti maksimum etkiye sahipse $K_f=K_t$, yani $q=1$ 'dir. Fakat çentiğin herhangi bir etkisi olmadığında; $q=0$, yani $K_f=1$ 'dir. Çentik hassasiyet değeri 0 ile 1 arasında değer alır. Şekil 18'de çentik hassasiyeti değerlerinin çentik yarıçapları ve malzeme özelliklerine göre değişimi verilmiştir.



Şekil 18. Farklı çekme dayanımlarına sahip çeliklerin çentik yarıçapları ve çekme dayanımlarına bağlı olarak çentik hassasiyetlerindeki değişim (Pilkey 2008; Anonymous 2021)

Çentik hassasiyet faktörü çentik ucu yarıçapına ve malzemeye bağlıdır. Bu yüzden, hesaplaması için farklı modeller öne sürülmüştür (Pilkey 2008).

Peterson'a göre q değeri Denklem 17'deki gibi hesaplanabilir:

$$q = \frac{1}{1 + \frac{\alpha}{r}} \quad (17)$$

Denklem 2.17'de, r çentik ucu yarıçapı iken α malzeme sabitidir. α Değeri eşitlik 18'deki gibi hesaplanabilir.

$$\alpha = 0,025 \left(\frac{2070}{\sigma_u} \right)^{1.8} \text{ mm} \quad (18)$$

$(\sigma_u \geq 550 \text{ MPa})$

α Değeri, eğilme veya eksenel yüklemenin olduğu durumlarda geçerlidir. Peterson modeli ile hesaplanan q değeri ve K_f katsayısı ise Denklem 19'da verilen aşağıdaki ampirik bağlantı ile hesaplanabilir (Peterson 1959).

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\alpha}{r}} \quad (19)$$

Neuber'e göre q değeri Denklem 20'deki gibi hesaplanabilir;

$$q = \frac{1}{1 + \sqrt{\frac{\beta}{r}}} \quad (20)$$

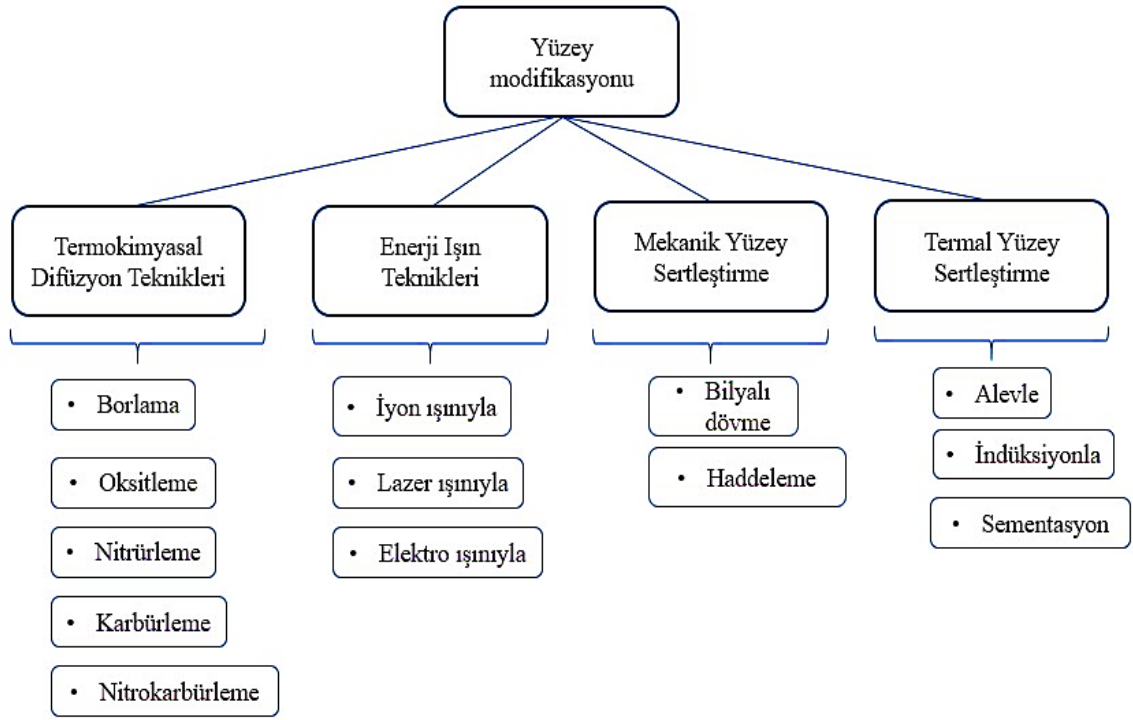
Burada Denklem 20’de β malzemenin tane boyutuna bağımlı malzeme sabitidir. Neuber’in yaptığı geometrik düzeltmelerden dolayı çentik faktörünü hesaplamak için yapılan çok sayıda deney sonucunda yorulma çentik faktörü Denklem 21 ile hesaplanabilir.

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\beta}{r}}} \quad (21)$$

Hem Peterson hem de Neuber’in deneysel sonuçları uyum göstermektedir. Çentik hassasiyetinin hesaplanmasında kullanılan her iki model de teorik yaklaşımlardır. Dolayısıyla yorulma çentik faktörü teorik olarak hesaplanır (Allery ve Bickbeck 1972).

Yüzey İşlemleri

Makine elemanları işlevlerini yerine getirirken birçok etkiye maruz kalırlar ve üzerlerine uygulanan yükleri genellikle yapısal özellikleri ile karşılarlar. Makine elemanlarında yorulma, korozyon ve aşınma gibi hasarlarda sıklıkla gözlemlenir ve bu hasarları, yüzey özellikleri ile karşılarlar. Bu yüzden, günümüzde yüzey mühendisliği ile malzemenin yüzey özelliklerini hali ile de yorulma dayanımlarını, yüzey sertliklerini, korozyon ve aşınma dirençlerini arttırmak mümkündür. Dolayısıyla yüzey modifikasyon teknikleri ile malzemenin yüzeyi iyileştirilebilir (Czerwinski 2012). Yüzey mühendislik yöntemleri kullanılarak kompozitlerden, seramiklerden, polimerlerden ve metallere istenilen özelliklerin elde edilebilmesi mümkündür (Martin 2011). Şekil 19’da yüzey modifikasyon işlemlerin sınıflandırılması gösterilmiştir.



Şekil 19. Yüzey modifikasyon işlemlerinin sınıflandırılması (Tillmann *et al.* 2006)

Termokimyasal Yüzey İşlemleri

Termokimyasal yüzey işlemleri malzemelerin difüzyon olayı ile yüzey kimyasının değiştirilmesini sağlayan bir işlemdir. Bu işlemin temel amacı, malzemenin yüzey ve yüzey altı özelliklerini iyileştirmektir. Dolayısıyla bu yöntem ile malzemelerin korozyon ve aşınma dirençlerini iyileştirmenin yanı sıra yorulma dayanımları da artırılır. Bu yüzey işlemleri genel olarak; nitrüleme, karbürleme, oksitleme ve borlama şeklinde uygulanabileceği gibi oksinitrüleme ya da nitrokarbürleme gibi ikili olarak da uygulanabilir (Sprague *et al.* 1994b). Özellikle endüstriyel uygulamalarda en çok kullanılan termokimyasal yüzey işlemlerinden biri plazma nitrülemidir.

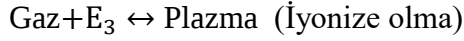
Plazma nitrüleme işlemi 3 aşamalı olarak gerçekleşir.

- Malzemenin belirli bir sıcaklığa kadar ısıtılması,
- Isıtma işleminden sonra aynı sıcaklıkta belli bir süre bekletilmesi,
- Malzemelerin oda sıcaklığına kadar soğutulması (Özdemir 2003).

Plazma durumu ve elde edilmesi

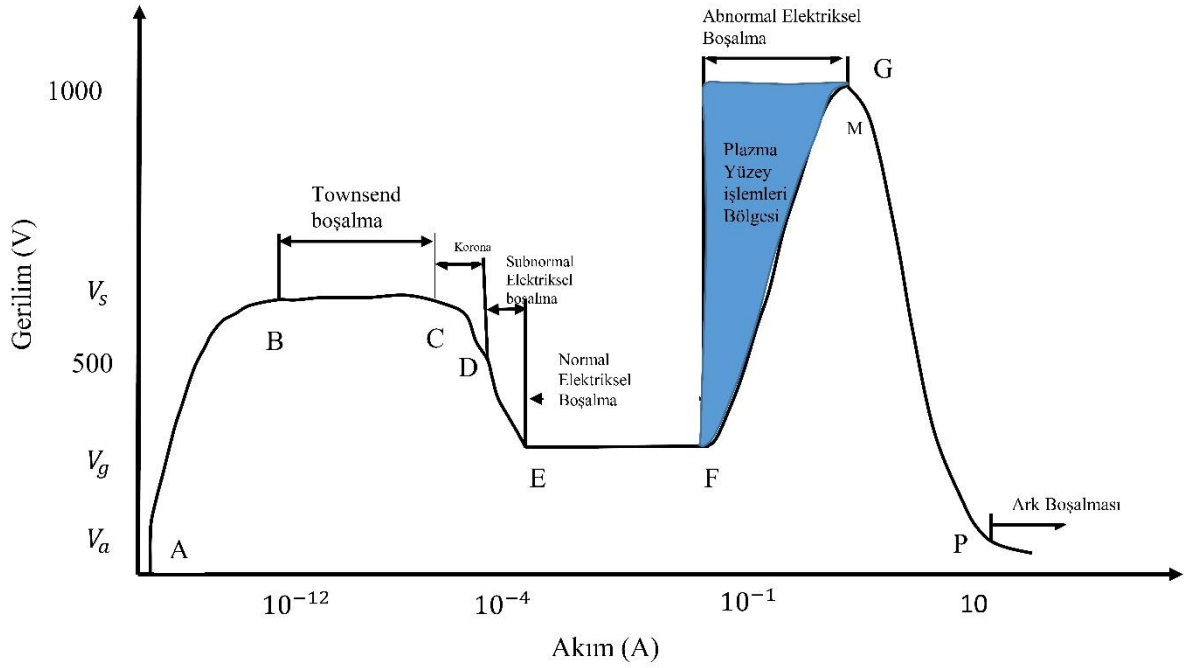
Plazma; maddenin katı, sıvı ve gaz hallerinden sonra gelen kendine has özellikleri olan yüksek enerji konumuna sahip halidir. Her hali birbirinden ayıran özellik enerjileridir. Maddenin katı haline belirli bir enerji verilerek sıvı, sıvı haline enerji verilerek gaz ve gaz haline

belirli bir enerji verilerek plazma hali elde edilir. Dolayısıyla bir maddeye belli bir enerji vererek ya da alarak diğer konuma geçiş yapılabilir.



1929 yılında ilk olarak plazma kavramı Lewi Tonks ve Irving Langmuir tarafından kullanılmış olup; plazma gaz karışımını, elektron, iyon, foton, uyarılmış atom, nötral atom veya nötral moleküller meydana getirir (Rauscher *et al.* 2010). Pratik uygulamalarda plazma iki ana karaktere ayrılmaktadır. Plazma kimyasal süreçler ile karşılaştırıldığında hem yoğun enerjiye hem de yüksek sıcaklığa sahiptir. Plazmanın oluşabilmesi için gaz kütesine ısı, ışın, mekanik ve elektrik boşalma (glow discharge) enerjisi verilir. Burada en önemlisi ve en çok tercih edilen elektrik enerjisidir (Karadeniz 1990).

Elektrik boşalma mekanizmasında, iki iletken plaka arasına belirli şartlar altında elektrik gerilim kaynağı bağlanır, plakalar arasındaki gazın delinme geriliminden fazla bir gerilim uygulanmasıyla iki plaka arasında akım akmaya başlar. Yani elektrik boşalması ortaya çıkar. Şekil 20’de farklı boşalma çeşitlerinin gerilim-akım karakteristiği gösterilmektedir (Yetim 2009). Endüstride kullanılan (tüpler, akkor lamba, floresan lambalar vs.) normal elektriksel boşalma; kararlı ve düşük akımlı elektriksel boşalmalarda (E-F aralığında) gerçekleşir. Ancak plazma nitrüleme işlemi (F-G); anormal, yüksek güç ve yüksek akım bölgelerinde gerçekleşir (Edenhofer 1974a). Burada dikkat edilmesi gereken husus, uygulanan gücün G noktasını aşmaması gerektiğidir. G noktası aşıldığında ark boşalması oluşmakta ve malzemede hasar meydana gelmektedir (Strafford *et al.* 1995).



Şekil 20. Çeşitli gaz boşalma tiplerinin voltaj-akım karakteristiği (Edenhofer 1974a; Yetim 2009)

Plazma ile nitrürleme

Nitrürleme, malzeme yüzeyine ve yüzeyin altına belirli sıcaklıkta azot ihtiva ederek yüzey sertleştirme işlemidir. Yüzey sertleştirme ile malzemenin yüzeyinde başlayacak olan hasarın oluşmasını engellenir. Nitrürleme sonrasında yüzeyde oluşan sert tabaka ile malzemenin yorulma, aşınma ve korozyon dayanımını artırırken, malzemenin iç bölgesinin sünekliği korunur. Nitrürleme sonrasında oluşan yüzey sertliği ve derinliği işlem esnasındaki sıcaklığa, süreye, malzemenin alaşım içeriğine ve kullanılan gaz karışımına bağlıdır. Nitrürleme işlemi azotun demir yüzeyine nüfuz etmesine ve azot elementinin çözünürlüğüne dayanır. Bunun nedeni ise, küçük çaplı azotun demir kafes yapısına difüzyonunun kolay olmasıdır. Demir karbon faz diyagramında nitrürleme işlemi ferrit bölgesinde oluşur (Pye 2003). Demir içerisinde azot dağılarak nitrür oluşturur. Nitrürler, mikroskopla görülemeyecek kadar ince bir şekilde yapıya dağılmıştır. Yapının sert olmasına neden olan bu nitrürlerdir (Yetim 2009). Bu işlem demir ve demir dışı malzemelerin yüzeylerine etki ederek belli kalınlıkta tabaka oluşmasıyla, aşınma ve yorulma dayanımını iyileştiren ekonomik bir yöntemdir (Hochman *et al.* 1988; Czerwicz 2000; Seğer 2019).

Malzeme yüzeyine uygulanan plazma nitrürleme işlemi sonucunda elde edilen sertlik profili, diğer yüzey işlemlerine benzerdir. Fakat malzemenin hem yüzeyinde hem de yüzey altı bölgelerinde nitrürleme işlemi daha düşük sıcaklıkta gerçekleştiğinden yüzeyde yüksek sertlik

değeri elde edilir. Dolayısıyla nitrürlenmiş malzeme yüzeyinde geçiş bölgesinin çok ince olması yorulma dayanımının artmasını sağlar (Sprague *et al.* 1994b).

Plazma nitrürlenme işlemi ile ilgili ilk çalışma 1930 yılında İsviçreli mühendis Bernard Berghaus tarafından yapılmış ve patent almıştır. Bilinen nitrürlenme işlemlerine göre, plazma nitrürlenme işleminin daha kısa sürede ve düşük sıcaklıklarda gerçekleşmesi endüstrinin de dikkatini çekmiştir (Stafford *et al.* 1995).

Elektriksel boşalma (glow discharge) sırasında plazma nitrürlenme işlemi gerçekleşir. Bu yöntemde, aktif ve reaktif plazma hali kullanılarak malzeme yüzeyine iyonize edilmiş azot yayılır. Teoride, elektriksel bakımdan iletken malzeme yüzeyine N arayer atomunun yayınma işlemidir. Plazma nitrürlenme yöntemi, 350 – 590°C arasında N₂, NH₃, Ar ve H₂ gaz ortamında yapılabilir (Yetim 2009). Nitrürlenme işleminde en önemli etken yapıda bulunan alaşım elementlerinin miktarı ve cinsidir. Bu elementler titanyum, alüminyum, krom, molibden, vanadyum ve nikeldir. Cr, Al, Mo, V ve Ti gibi alaşım elementleri içeren malzemeler plazma nitrürlenme yöntemi uygulandığında yüzeylerindeki sertlik daha çok artar (Karakan 1998).

Plazma nitrürlenme işlemini diğer difüzyon tekniklerinden ayıran en önemli faktörler şu şekilde sıralanabilir:

- Çevreye zararsız teknoloji: zehirli duman ve atık üretmez.
- Hava kirliliği ve gürültü oluşturmaz,
- Malzemelerin yorulma dayanımlarını, korozyon ve aşınma dirençlerini iyileştirir,
- Patlama riski yoktur,
- İşlem süresi kısadır,
- Enerji tüketimi azdır,
- İşlem sonrası temizliğe ihtiyaç yoktur,
- Demir malzemelerin hepsine uygulanabilir,
- Tabaka yapılar kontrol edilebilir (Yazıcı 2013; Çomaklı 2017; Seçer 2019).

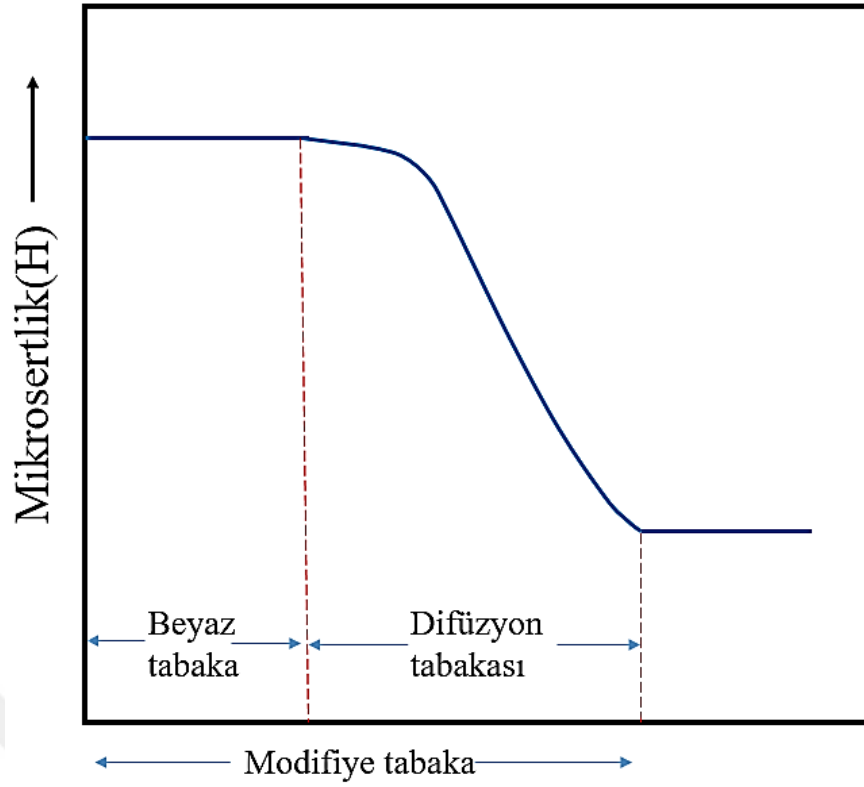
Plazma nitrürlenme işleminin mekanizması

Elektriksel boşalma işlemi ile azot gazı iyonize olur. Elektrostatik alana, iyonize olan azot gazları hareket eder ve katoda yerleştirilmiş numunenin bombardımanı ile yüzey işlemi başlar. İyonların yüzeye çarpmasıyla buharlaşma oluşur. Bu sebeple, numunenin yüzeyinde Fe ve diğer alaşım elementleri, karbon, oksijen, azot gibi atomlar ile elektronlar yüzeyden uzaklaşır. Bu işlem saçılma olarak adlandırılır. Yüzeye çarpan iyonların az bir kısmı numuneye yayınır. İyonların geri kalanı ise saçılma işleminde kullanılır. Yüksek enerjili azot atomu ile saçılan demir atomları malzeme yüzeyinde FeN bileşiği oluşturarak yüzeyde yoğunlaşır. Sıcak

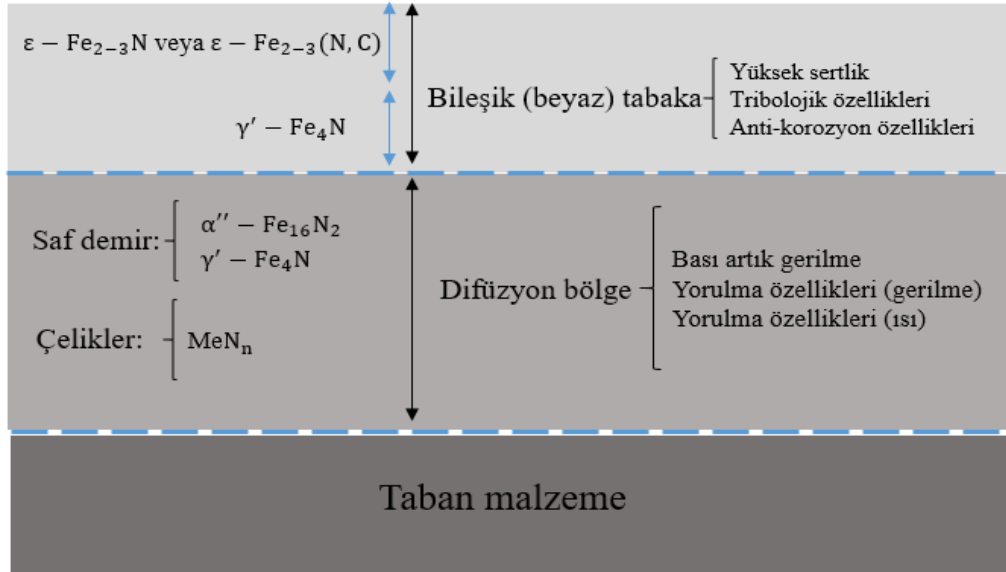
The diagram illustrates the phase transformations of FeN in the Fe-N system. It shows a vertical sequence of phases: FeN, Fe₂N, Fe₃N, and Fe₄N. Arrows indicate the direction of transformation and the associated nitrogen absorption (Absorpsiyon). The phases are labeled as ϵ -Fazı, γ -Fazı, and α -Fazı.

Plazma ile nitrürleme sonrası oluşan yapılar

33



Şekil 22. Modifiye tabakada mikrosertlik değişimi (O'Brien ve Goodman 1991; Seçer 2019)



Şekil 23. Plazma nitrürleme sonrasında oluşan tabakaların şematik görüntüsü (Andersson 2018)

Beyaz tabaka: En dışta bulunan kimyasal dağlanma işleminden etkilenmeyen, yapısında ince nitrürler bulunduran tabakadır. Beyaz tabaka Fe esaslı malzemelerde 400°C 'den düşük sıcaklıkta gözlenmezken, sıcaklığın azalmasıyla tabaka kalınlığında azalma gözlemlenir (Bayrak 2010). Beyaz tabakanın yapısında γ (YMK) ve ϵ (HSP) nitritlerinden sadece birisinin oluşması malzemenin mekanik özelliklerinin iyi olduğu anlamına gelir. ϵ ve γ fazlarının beraber oluşmasıyla farklı kafes yapıları oluşur. Bu sebeple, iç gerilmenin artması malzemenin gevrek kırılmasına sebep olur. Ayrıca tabaka kalınlığı azaldıkça süneklik artmaktadır. Beyaz

tabakanın en iyi sonucu verdiği yapı tek fazda ve minimum kalınlıkta gör÷lmektedir (Yetim 2009). Nitr÷rleme ortamı beyaz tabakayı etkiler. İşlem süresinin uzun olması ve yüksek sıcaklık beyaz tabakanın kalınlığını artırır (Hoffmann and Mayr 1991). Ayrıca çeliklerde karbon katkı oranı beyaz tabakanın gelişimi üzerine önemli derecede etkiye sahiptir. Beyaz tabakanın kalınlığı aynı plazma nitr÷rleme koşulları altında alt katmandaki karbon içeriğinin artması ile artar. Çeliklerde karbon içeriğinin artması beyaz tabakada ki ϵ fazının miktarını artırır (Sun and Bell 1991; Karamış 1992).

Difüzyon tabakası: Beyaz tabakanın hemen altında yer alan azot yoğunluğu ve sertliği az olan bölgedir. Difüzyon tabakası malzemenin derinliği ile sertliğini belirleyerek mekanik özelliklerini, beyaz tabaka ise korozyon ve tribolojik özelliklerini belirler. Difüzyon tabakası içerisinde sert nitr÷r fazları yer almaktadır. Bu bölgede azot, malzemenin içerisinde bulunan alaşım elementleri ile birleşerek sertleşmeye sebep olur. Bununla birlikte, yüzeyden malzeme çekirdeğine inildikçe azalan azot difüzyonu sebebi ile difüzyon tabakasının sertliği azalır.

MATERYAL ve YÖNTEM

Malzeme

Bu çalışmada; otomotiv krank milleri, arka aks milleri, uçak krank milleri, bağlantı çubukları, pervane göbekleri, dişli, tahrik milleri, iniş takımı parçaları ve ağır hizmet parçalarının üretiminde yaygın olarak kullanılan düşük alaşımlı AISI 4140 ıslah çeliği kullanılmıştır. Tablo 1’de AISI 4140 çeliğinin kimyasal bileşimi ve Tablo 2’de mekanik özellikleri gösterilmektedir.

Tablo 1. AISI 4140 Çeliğinin Kimyasal Bileşimi (Ağırlıkça %)

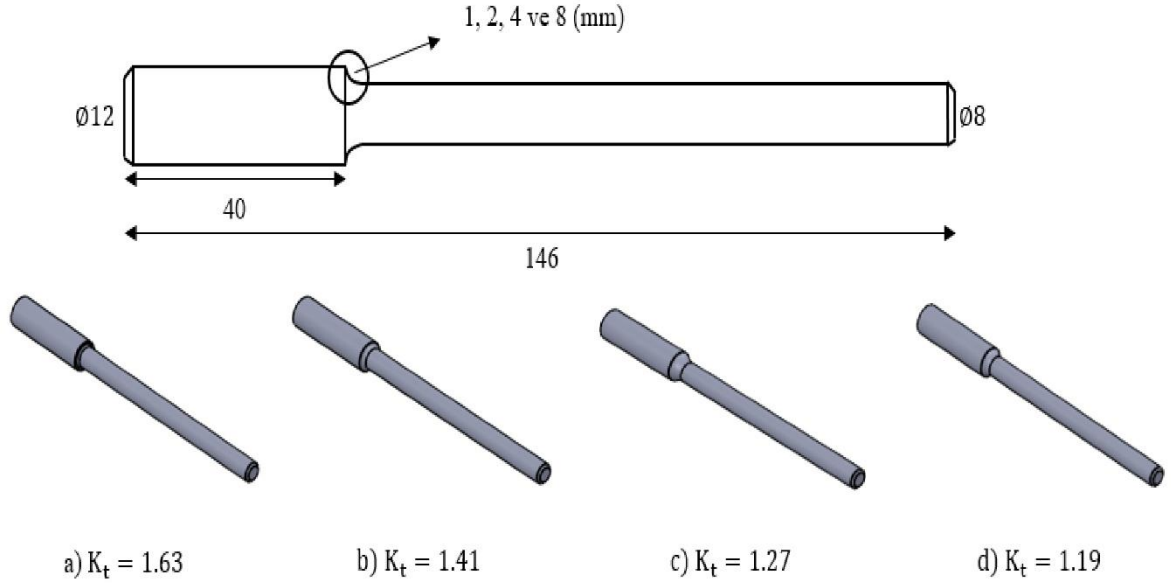
C	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	S	V	Cu	Fe
0.36	0.014	0.30	0.80	0.85	0.005	0.07	0.075	0.143	Kalan

Tablo 2. AISI 4140 Çeliğinin Mekanik Özellikleri (Kovacı *et al.* 2016)

Çekme Gerilmesi (MPa)	Akma Gerilmesi (MPa)	Elastisite Modülü (GPa)	Sertlik (HV)
655	415	210	207

Bilgisayar destekli tasarım programı ile yorulma numunelerinin tasarlanması

Numunelerin tasarımı SolidWorks 2019 yazılımı ile gerçekleştirilmiştir. Dönel eğilmeli yorulma cihazına uygun çentikli dört tip yorulma numunesi hazırlanmıştır. Her numunede yorulma cihazına sıkıştırma uzunluğu 40 mm, yükleme noktasından kademeli geçişe kadar eğilme uzunluğu 106 mm olarak toplam numune uzunluğu 146 mm olarak seçilmiştir (Bader and Kadum 2014; Saleh *et al.* 2019). Yüzeyden merkeze doğru çatlamayı teşvik etmek ve dairesel bir desen oluşturmak için çentikli yorulma numuneleri sırasıyla $K_t = 1.63, 1.41, 1.27$ ve 1.19 teorik gerilme yığılma faktörü ile dört farklı yarıçap ($r=1, r=2, r=4$ ve $r=8$ mm) boyutları tasarlanmıştır. Şekil 24’te tasarlanan çentikli yorulma deney numuneleri şematik olarak gösterilmiştir. Ayrıca, deneylerde kullanılan çentikli yorulma numuneleri CNC tezgâhında (talaşlı imalat yöntemiyle) işlenmiştir. Numuneler imal edildikten sonra 850°C ’de 30 dakika süre ile normalizasyon işlemine tabi tutulmuş ve sonrasında ise numunelerin yüzeyleri parlatılmıştır. Elde edilen numuneler Şekil 25’te gösterilmiştir.



Şekil 24. Çentikli yorulma deney numunesinin şematik görünümü

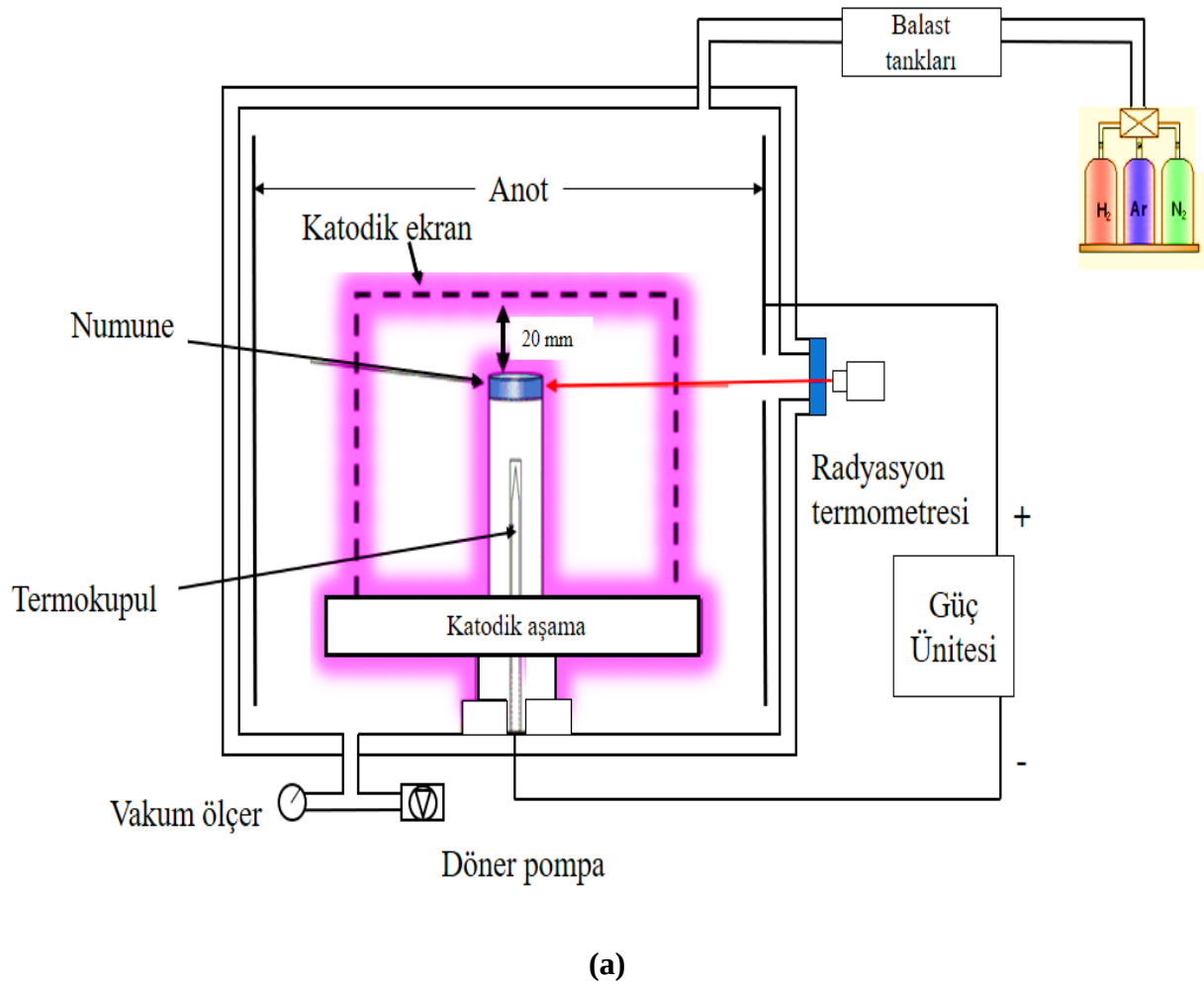


Şekil 25. Çentikli işlemsiz numuneler

Plazma Nitrürleme İşlemi

Deney numunelerinin plazma nitrülenmesi işlemi, İstanbul Isıl İşlem A.Ş. tarafından i-nit Puls marka endüstriyel nitrürleme fırınında gerçekleştirilmiştir (Şekil 26). Nitrürleme işlemi, katot diskler ve çelik anot arasında elektriksel boşalması ile gerçekleşmektedir. Nitrürleme cihazında gerekli vakumu oluşturmak için güç ünitesi ve vakum pompası kullanılmıştır. Nitrürleme işlemine başlamadan önce ortam vakum pompası yardımıyla vakuma

alınmıştır. Katot diske bağlı olan ısı algılayıcısı yardımı ile deney numunelerin sıcaklıkları ölçülmüştür. Numuneler nitrüleme odasına eşit aralıklarda ve dik olarak yerleştirilmiştir. Katotta yer alan numuneler simetrik olduğundan herhangi bir numuneden alınan sıcaklık diğer numuneler içinde aynıdır. Gerilim, gaz debisi ve sıcaklık işlem süresinde sabit kalacak şekilde ayarlanmıştır. Vakum ortamında işlem sıcaklığına ulaşılana kadar numunelerin yüzeylerinde bulunabilecek kir, pas ve istenmeyen maddeler temizlenmiştir. Akabinde belirlenen gaz karışımına ve işlem sıcaklığına ulaşılınca nitrüleme süresinin başladığı kabul edilmiştir. Plazma nitrüleme işleminden sonra numuneler vakum odasında oda sıcaklığına soğutulmuştur. Plazma işlem parametreleri Tablo 3’te verilmiştir.



Şekil 26. Deneylerin gerçekleştirildiği plazma nitrüleme fırının şematik **(a)** (Karimoto and Nishimoto 2020) ve gerçek görünümü **(b)** (Anonim 2021)



Şekil 26. Deneylerin gerçekleştirildiği plazma nitrürleme fırının şematik (a) (Karimoto and Nishimoto 2020) ve gerçek görünümü (b) (Anonim 2021) (devamı)

Tablo 3.3. Plazma nitrürleme parametreleri

Numuneler	Gaz karışım oranları	Sıcaklık (°C)	Plazma nitrürleme zamanı (saat)
PN1	% 25 N ₂ +% 75 H ₂	480	2
PN2	% 25 N ₂ +% 75 H ₂	480	9

Yorulma Deneyleri

Yorulma deneyleri Atatürk Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünde bulunan Raagen marka dönel eğilmeli yorulma cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir (Şekil 27). Bu sistemde, numune bir ucundan sıkıştırılarak döndürülür iken diğer ucundan kuvvete maruz bırakılmaktadır. Numunenin bir ucundan yüke maruz kalması ile eğilme meydana gelmektedir. Yorulma numunesinin eğilme sonucu oluşan gerilme Denklem 22’de verilmiştir.

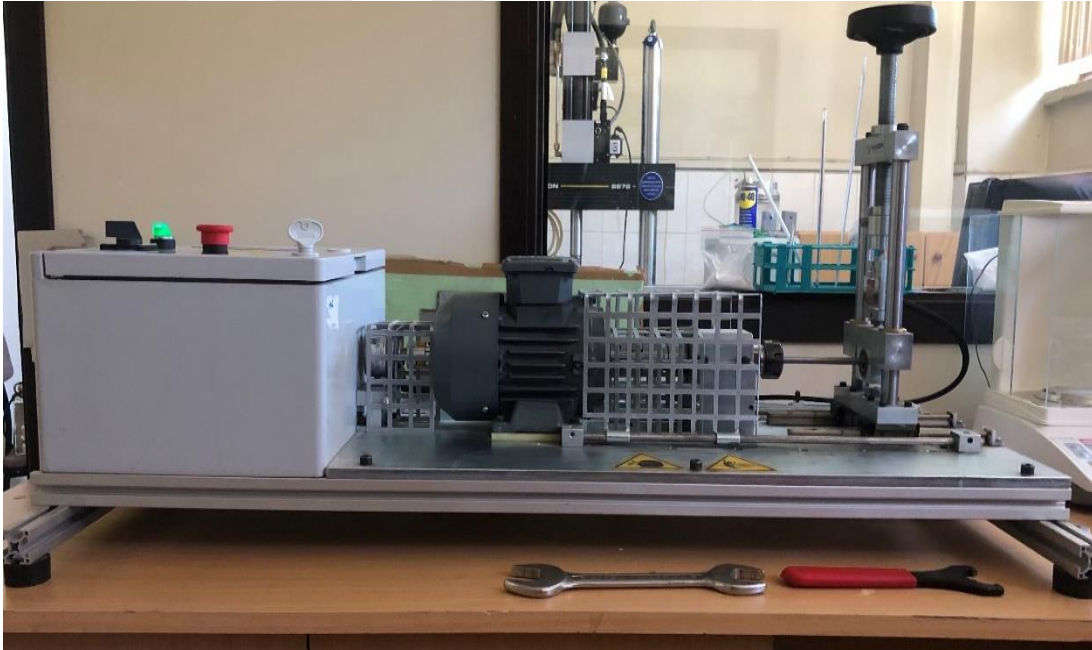
$$\sigma_g = \frac{M_e}{W_e} = \frac{F \times a}{\frac{\pi \times d^3}{32}} \quad (22)$$

Burada σ_g eğilme sonucu oluşan normal gerilmeyi, M_e eğilme momentini, W_e kesitin eğilme mukavemet momentini göstermektedir. Bu tez çalışmasında deney parçasının çapı 8 mm ve moment kolu uzunluğu 106 mm olarak Denklem 22’de yerlerine konulduğunda uygulanan

yük (F) ile kritik kesitte oluşan gerilme (σ_g) arasında Denklem 23’de verilen ilişki olduğu görülmektedir.

$$\sigma_g = 2F \quad (23)$$

Yorulma deneyleri; 3000 devir/dakika (50 Hz) frekanslı sinüzoidal bir yük ve $R=-1$ yük/gerilme oranı uygulanarak laboratuvar ortamında ($\sim 21^\circ\text{C}$ ve %50 nemli ortam havası) dönel eğilmeli yorulma cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Her malzeme grubunun yorulma dayanımını belirlenmek için Staircase metodu kullanılarak beş veya altı gerilme seviyesi ve bu gerilme seviyelerinin her birinde en az iki defa tekrar edilerek toplamda en az 10-12 numune kullanıldı. Yorulma dayanımı ile ilişkili çevrim sayısı, sonlu ve sonsuz ömür arasındaki sınırı tanımlar ve çelik malzemeler için genellikle 10^6 ve 10^7 çevrimdir. Bu deney çalışmasında da uygulanan gerilmeye karşılık çevrim sayıları kaydedilmiş olup numunenin yorulma dayanımı 10^6 çevrimde tanımlanmıştır. Deney numunelerinde, en az 10^6 çevrim sayısı sonunda herhangi bir kırılma oluşmadığında deney sonlandırılmıştır.



Şekil 27. Dönel eğilmeli yorulma cihazı

ASTM E739-91(2004)e1 standardına göre, deney sonuçları istatistiksel olarak ve S-N eğrisi için %95 güven bandı için analiz edilmiştir (ASTM E739-91(2004)e1). Bu standartta, yorulma dayanımını hesaplamak için üç hipotez kabul edilmiştir: (1) Bu uygulama, doğrusal veya doğrusallaştırılmış S-N ve ϵ -N ilişkileriyle sınırlıdır; (2) Yorulma ömürlerinin logaritmasının normal dağıldığı, yani yorulma ömrünün log-normal bir şekilde dağıldığı varsayılır. (3) Logaritmik yorulma ömrü varyansının, testte kullanılan bağımsız değişkenin tüm aralığı boyunca sabit olduğu varsayılır (Sirin 2019).

Metalografik İncelemeler için Numunelerin Hazırlanması

İşlemsiz, farklı işlem sürelerinde ve aynı sıcaklıklarda plazma nitrülenmiş numunelerde metalografik incelemeler gerçekleştirmek için numuneler Ø8 mm çapında ve 10 mm kalınlığında olacak şekilde Atatürk Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü bünyesinde bulunan ve Şekil 28’de gösterilen hassas kesme cihazı yardımıyla kesilmiştir.



Şekil 28. Hassas kesme cihazı

Kesme sonrasında numunelerin mikro yapısını analiz etmek için numuneler önce sıcak bakalite alınmıştır. Akabinde kalın taneli zımparadan ince taneliye sırasıyla 80, 220, 400, 800, 1000 ve 1200 mesh SiC zımpara kâğıtları ile zımparalanmıştır ve yüzeyleri 3 mikron çaplı alümina tozu ile parlatılmıştır. Numuneler etil alkol ile temizlendikten sonra %2 nital çözeltisi ile 10-12 saniye dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Şekil 29’da bakalite alınmış numunelerin görüntüsü verilmiştir.



Şekil 29. Bakalite alınmış numuneler

XRD Analizleri

Numunelerin faz bileşimlerinin incelenmesi için X-Işınımı Kırınımı (XRD) analizleri gerçekleştirilmiştir. İlgili analizler, Erzurum Teknik Üniversitesi Yüksek Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi (ETÜ-YÜTAM) bünyesinde bulunan GNR marka Explorer model X-Işınımı Kırınımı (XRD) cihazı kullanılarak 40 kV tüp voltajı, 40 mA tüp akımı ve $\lambda=1.54 \text{ \AA}$ (Co-K α) dalga boyu ile gerçekleştirilmiştir. Cihazdan alınan sonuçlar Match-2 yazılımı yardımıyla analiz edilmiştir. Şekil 30’da XRD cihazı gösterilmektedir.



Şekil 30. X-Işınımı kırınım cihazı

Artık Gerilme Ölçümleri

Artık gerilme ölçümleri, XRD incelemeleri için kullanılan (GNR marka Explorer model) XRD cihazı ile gerçekleştirilmiştir. Artık gerilme ölçümleri yapılırken, XRD cihazında kullanılan X-ışını kaynağının yansıma açıları ve dalga boyu bilindiğinden, Bragg kanunu ile düzlemler arasındaki mesafe (d) tespit edilmektedir. Düzlemler arası mesafe (d)’ye karşılık $\sin^2\omega$ grafiği çizildiğinde eğrinin eğiminin gerilme ile orantılı olduğu ifade edilmiştir. Kullanılan XRD cihazının yazılımı bu esasa dayanarak doğrudan artık gerilme değerlerini vermektedir (Kovacı 2016).

SEM İncelemeleri

Yorulma deney numunelerinin kırılma yüzeyleri Atatürk Üniversitesi Doğu Anadolu Yüksek Teknoloji Uygulama ve Araştırma Merkezi (DAYTAM) biriminde bulunan Taramalı Elektron Mikroskobu Zeiss Sigma 300 modeli ve kesit görüntüleri ise ETÜ-YÜTAM’da yer

alan SEM-Quanta FEG 250 marka cihaz ile gerçekleştirilmiştir. Çalışmada kullanılan SEM cihazları Şekil 31’de gösterilmiştir.



Şekil 31. SEM Cihazları

Mikrosertlik Ölçümleri

İşlemsiz, aynı sıcaklıklarda ve farklı sürelerde plazma nitrülenmiş numunelerin sertlik ölçümleri; Erzurum Teknik Üniversitesi Mühendislik ve Mimarlık Fakültesi Yüzey İşlemleri Laboratuvar’ında bulunan SHIMADZU cihazı kullanılarak Vickers sertlik ölçme yöntemi ile gerçekleştirilmiştir. Yüzey sertliği, ASTM E 384-11’e göre 10 saniye yükleme süresince ve 50 gram yük uygulanarak gerçekleştirilmiştir (ASTM E384-11). Sertlik değerleri ilk olarak yüzeye yakın bir yerden alınmış olup, akabinde malzemenin merkezini doğru ölçümler yapılarak tekrar edilmiştir. Her numunenin kesitinden ez az 10 ölçüm alınarak sertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Çalışmada kullanılan sertlik ölçüm cihazı Şekil 32’de gösterilmiştir.



Şekil 32. Mikrosertlik cihazı

ARAŞTIRMA BULGULARI ve TARTIŞMA

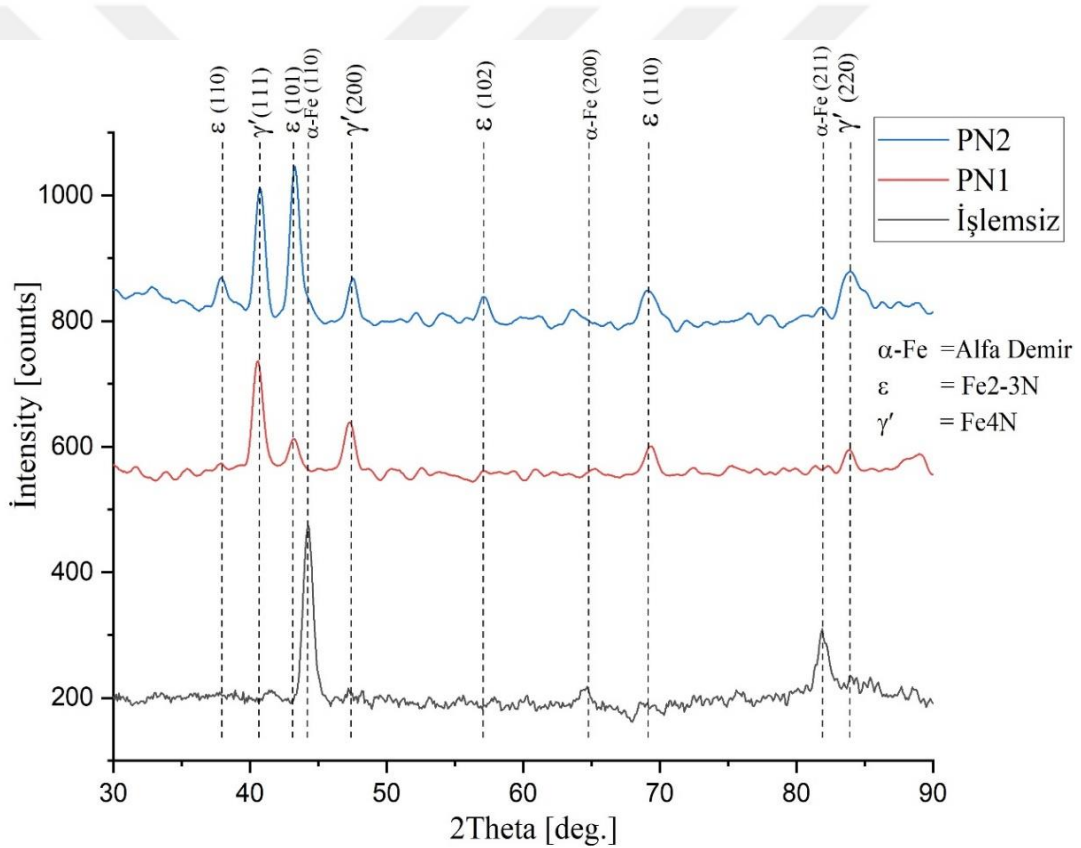
XRD Analizleri

Plazma nitrürleme işlemi sonrası yüzeyde oluşan fazların gaz karışımı, sıcaklık ve süre ile değişimleri XRD analizi ile belirlenmiştir. İşlemsiz, 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) plazma nitrürleme işlemi uygulanmış AISI 4140 düşük alaşımlı çeliğine 30° ila 90° arasında 2θ aralığında X-ışınımı analizi (XRD) yapılmış olup, elde edilen sonuçlar Şekil 33'de verilmiştir. XRD sonuçlarında görüldüğü gibi işlemsiz numunelerde $\alpha(110)$, $\alpha(200)$ ve $\alpha(211)$ ferrit pikleri sırasıyla yaklaşık 45°, 64° ve 82°'de tespit edilmiştir. Plazma nitrürleme işlemi sonrasında, α -ferrite piklerinin kaybolduğu gözlemlenirken, sert bir yapıya sahip olan nitrür tabakasında çok fazlı yüksek yoğunluklu ϵ -Fe₂₋₃N (Hegzagonal) ve γ' -Fe₄N (YMK) demir nitrürleri oluştuğu gözlemlenmiştir. Elde edilen sonuçlar literatür ile uyum göstermektedir. (De la Cruz *et al.* 1998; Alsaran *et al.* 2004; Raman and Jayaprakash 2007; Çelik *et al.* 2008; Kikuchi and Komotori 2008; Mashreghi *et al.* 2013; Kovacı *et al.* 2016; Kovacı *et al.* 2019).

Plazma nitrürleme işlemi esnasında, nitrürleme reaksiyonu metalin yüzeyinde ve yüzey altı bölgelerinde meydana gelir. Sonuç olarak, beyaz veya bileşik olarak adlandırılan tabaka ve difüzyon bölgesi olarak adlandırılan iki farklı yapı tanımlanır. Beyaz tabakada sadece bir nitrür fazı oluştuğunda, yani ϵ -Fe₂₋₃N veya γ' -Fe₄N içerdiğinde süneklik ve yorulmada daha iyi özellik gösterdiği bilinmektedir. Bu ikili fazın mevcut olması halinde kafes yapılarındaki farklılığın bir sonucu olarak iç gerilmeler meydana gelir. Düşük alaşımlı çeliklerde en yüksek korozyon direnci ve mekanik özellikler γ' -Fe₄N tabakası, Fe₂₋₃N ve Fe₂₋₃N+ γ' -Fe₄N tabakalarının oluşumu ile elde edilmektedir (Diaz-Guillen *et al.* 2009). Bu nedenle daha uzun süreleri uygulanan numunelerin; yüzeyinde yüksek homojenliğe sahip ve sadece tek bir fazdan oluşan tabakalar elde edilmesi sebebi ile daha iyi performans göstermeleri beklenir. Düşük alaşımlı çelikler için 15 saatten daha az nitrürleme işlemi için ϵ -Fe₂₋₃N ve γ' -Fe₄N iki fazlı tabaka elde edilir (Ruset *et al.* 2003; Corengia *et al.* 2005). Plazma nitrürleme işlem süresinin artırılması ile ϵ ve γ' nitrür fazlarının pik şiddeti artar ve α -Fe'nin pik şiddeti azalır (Mashreghi *et al.* 2013; Kovacı *et al.* 2016). Ayrıca, nitrürleme süresi artırıldığında (2h'ten 15h'te) beyaz tabakada çift fazdan (ϵ -Fe₂₋₃N+ γ' -Fe₄N) tek faza (γ' -Fe₄N) geçiş olduğu gözlemlenir (Corengia *et al.* 2005).

Bilimsel çalışmalarda genellikle plazma nitrürleme prosesi ile ilgili artan işlem sıcaklıklarında ve aynı sürelerde birçok çalışma vardır (Sirin *et al.* 2008; Soleimani *et al.* 2012).

Bu çalışma kapsamında ise önceki yorulma araştırmalarından farklı olarak işlem süresi artırılıp sıcaklık ve gaz karışım oranı sabit tutulmuştur. Şekil 33 incelendiğinde, plazma nitrürleme işlemi sonrasında α -ferrite piklerinin eleme edilmesinin nedeni işlem süresinin artırılmasıyla beyaz tabakanın kalınlaşmasıyla açıklanabilir. XRD grafiklerinden herhangi bir oksit fazı oluşmadığı görülmektedir. Plazma nitrürleme işlem süresi oluşan fazların kırınımı üzerine önemli bir parametredir. 480°C’de işlem süresinin artırılması ile beyaz tabakada hem ϵ -Fe₂₋₃N hem de γ' -Fe₄N nitrür fazlarının piklerinin yoğunluklarının (şiddetlerinin) arttığı saptanmıştır. Bunun nedeni, artan işlem süresidir. Artan işlem süresi ile azot atomlarının difüzyonu da artış göstermiş ve bunun sonucunda ise malzemede demir nitrür fazlarının oluşumu da kolaylaşmıştır. Uzun işlem süresinde γ' -Fe₄N fazının şiddeti de artmıştır. Buradan, plazma nitrürleme işlemi sonucunda oluşan demir nitrür fazlarının pik yoğunlukları süresi ile arttığı anlaşılmaktadır.



Şekil 33. İşlemsiz ve 480°C işlem sıcaklığında 2 ve 9 saatlik plazma nitrürlenmiş AISI 4140 numunelerin XRD grafikleri

Artık Gerilme Analizleri

Artık gerilmeler, bir parçaya dışardan hiçbir dış kuvvet uygulanmadığında parça içerisinde var olan ve hesaplanması oldukça zor olan gerilmedir. Bunlar tipik olarak, parçaların birincil imalatı, montajı ve onarım koşullarının kümülatif bir sonucu olarak ortaya çıkar (Withers *et al.* 2008). Artık gerilmeler, mühendislik malzemelerinin özellikleri ve

performansları üzerinde önemli bir etkiye sahiptir. Bu gerilmeler, homojen olmayan ısıtma ve soğutma, homojen olmayan plastik deformasyon ve termal genleşme nedeniyle oluşan mekanik işlemler sonucunda meydana gelir (Leskovsek *et al.* 2008; Rossini *et al.* 2012). Bu tez çalışmasında plazma nitrüleme bir termokimyasal bir yüzey işlemi olduğundan artık gerilme oluşması beklenmektedir.

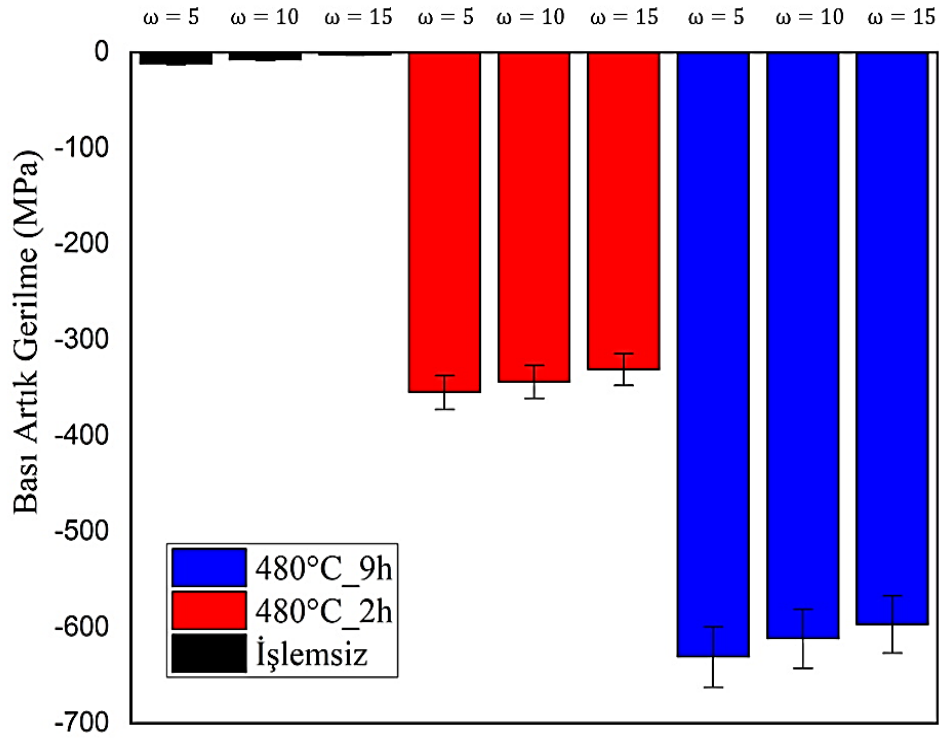
Artık gerilmeler kuvvet yönüne bağlı olarak yapıda bası veya çeki gerilme olarak sınıflandırılır. Çeki artık gerilmeleri yorulma olayında istenmeyen bir durumdur. Çünkü yorulma çatlaklarının oluşumunu ve ilerlemesini kolaylaştırır. Bası artık gerilmeleri ise yorulma çatlaklarının başlamasını ve ilerlemesini geciktirerek malzemelerin yorulma dayanımını artırır. Bu nedenle bası artık gerilmeleri yorulma olayı için faydalı iken çeki artık gerilmeleri zararlıdır (Cheng *et al.* 2007). Bu sebeple, mühendislik parçalarının geliştirilmesinde artık gerilme seviyeleri ve dağılımlarının belirlenmesi yorulma dayanımlarının doğru bir şekilde tahmin edilmesini sağlamaktadır (Grum 2001).

Plazma nitrülemenin, malzeme yüzeyinde bası artık gerilmeleri oluşturduğu bilinmektedir (Akbari *et al.* 2010; Hassani-Gangaraj *et al.* 2014). Plazma nitrüleme işlemi esnasında, N (azot) atomları kristal kafes yapısı içerisinde arayer konumlarına yerleşerek demir nitrür fazlarını oluştururlar. Bunun sonucunda da kafes yapılarında çarpımalara neden olurlar ve malzemelerin hem yüzeyinde hem de yüzey altında bası artık gerilmeleri oluşturur ve sertlik değerinin artmasına sebep olurlar. Bası artık gerilmesinin oluşumu malzemelerin yorulma dayanımını arttırmaktadır. Bunun nedeni, malzeme yüzeyinde oluşan bası artık gerilmelerinin tekrarlı yükleme sonucu oluşan dislokasyon hareketinin engellemesidir. Bunun sonucunda ise malzemelerde çatlak başlangıcının yüzeyde oluşumu engellenmektedir. Bu nedenle de yüzeyi sertleştirilmiş malzemelerde çatlaklar genellikle malzemelerin iç kısımlarında düzensizliklerde, inklüzyonlarda veya diğer kusurlarda başlama eğilimindedir.

Plazma nitrürlenmiş düşük alaşımlı çeliklerin dönel eğilmeli yorulma test sonrası özellikleri üzerine yapılan araştırmalarda nitrüleme tabaka kalınlığının artması ile yorulma dayanımlarında artış meydana geldiği belirtilmiştir. Yorulma dayanımındaki artışın sebeplerinden biri nitrür tabakalarında oluşan bası artık gerilmeleridir (D'Acunto 2002). Bu nedenle, plazma nitrürlenmiş numunelerin yorulma dayanımları incelenirken artık gerilme ölçümlerinin yapılması gerekmektedir. Artık gerilmeleri ölçmek ve değerlendirmek için çeşitli teknikler mevcuttur (Kandil *et al.* 2002). Bunlar temel olarak; tahribatsız yöntemlerden olan, ultrasonik teknikler (Javadi *et al.* 2013), X-Işını Kırınımı (Fitzpatrick *et al.* 2005; Rossini *et al.* 2012) ve Nötron kırınımı (Dai *et al.* 2008) veya tahribatlı yöntem olan kontur yöntemidir (Prime *et al.* 2003) Tahribatsız test yöntemlerinin uygulanması nispeten basittir ve test doğruluğu

genellikle yüksektir. Ayrıca ölçümü yapılan numunelerin yüzeylerinde hasar oluşturmazlar (Guo *et al.* 2021). Bu çalışmada artık gerilmeleri değerlendirmek için en çok kullanılan yöntemlerden biri olan X-Işını Kırınımı Tekniği kullanılmıştır. Bu amaçla, artık gerilme ölçümleri $\sin^2\omega$ yöntemi ile gerçekleştirilmiştir ve elde edilen değerler Şekil 34'te gösterilmiş ve Tablo 3'te verilmiştir. Bu yöntemle ilgili ayrıntılar farklı çalışmalarda verilmiştir (Withers and Bhadeshia 2001; Cullity and Stock 2014).

Bası artık gerilme plazma nitrüleme işlemi sonrasında modifiye tabakalarda meydana gelir. Bu durum nitrüleme parametrelerine göre değişebilir. Plazma nitrüleme işlemi sonucunda, artık gerilme miktarı difüzyonun azalmasından dolayı malzemelerde yüzeyden merkeze doğru gidildikçe azalmaktadır. X ışınlarının düşük geliş açıları sadece yüzeyde oluşan artık gerilme değerlerini ölçmektedir. Bu sebeple, daha derin mesafelere ulaşamamaktadır. Daha yüksek geliş açıları kullanılırsa X-ışınları daha derin mesafelere ulaşılabilir. Yüksek geliş açılarında (incident angle) daha düşük artık gerilme değerleri elde edilmektedir. Kovacı ve arkadaşları yaptıkları bir çalışmada, AISI 4140 çeliğine farklı sıcaklıklarda ve sürelerde uygulanan plazma nitrüleme işlemi sonrasında bası artık gerilmelerinin ölçümünde ω değerlerinin artması ile bası artık gerilmelerinin azaldığını belirtmişlerdir (Kovacı *et al.* 2016). Bu çalışma kapsamında artık gerilme ölçümleri $\omega=5^\circ$, $\omega=10^\circ$ ve $\omega=15^\circ$ 'de gerçekleştirilmiştir. Burada ω , X ışınının geliş açısıdır. Şekil 34'de işlemsiz, 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) plazma nitrürlenmiş numunelerin farklı incident (geliş) açılarında bası artık gerilme değerleri gösterilmektedir. İşlemsiz numunenin yüzey artık gerilmesi ortalama -12 MPa'dır. 480°C-2h (PN1) plazma nitrürlenmiş numunenin yüzey bası artık gerilmeleri artmıştır ve 480°C-9h (PN2) nitrür şartı ile plazma nitrürlenmiş numunede ise maksimum bası artık gerilmesi değerleri elde edilmiştir. Bu bağlamda, nitrür işlem süresinin arttırılması sonucu bası artık gerilmelerinin arttığı gözlemlenmiştir. Bununla birlikte, daha öncede belirtildiği üzere, artan geliş açısı değeri ile ölçülen bası artık gerilmelerinin değeri tüm şartlar için azalmıştır. Bu durum ise, yüzeyden malzemenin iç kısımlarına gidildikçe N difüzyonunun azalması sonucunda ortaya çıkmıştır.



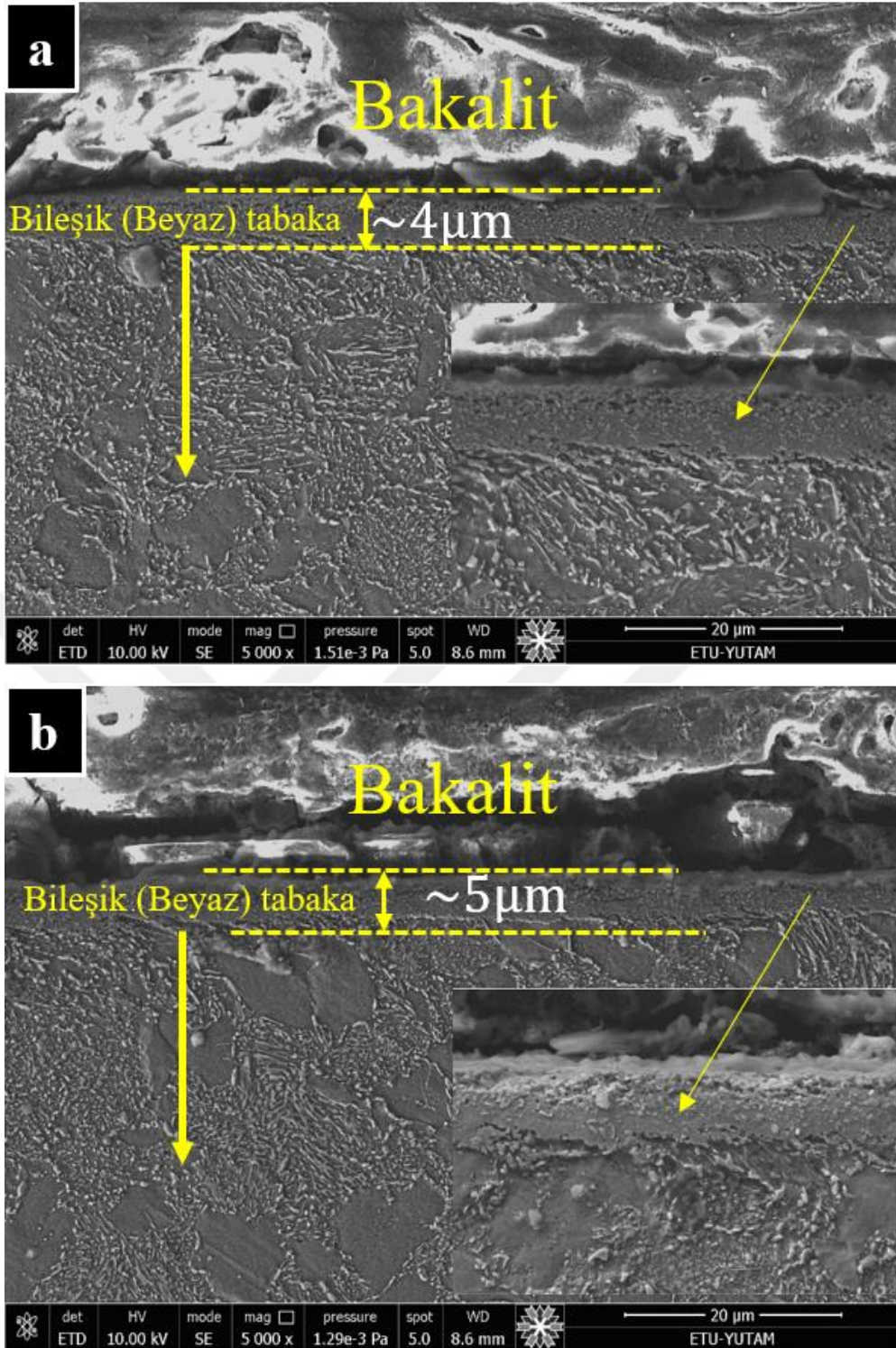
Şekil 34. İşlemsiz ve 480 °C’de farklı işlem sürelerinde plazma nitrülenmiş numunelerin farklı incident (geliş) açılarındaki elde edilen artık gerilme değerleri

Mikroyapı Analizleri

Plazma nitrüleme işlem sıcaklığı ve süresi sadece beyaz tabakada oluşan fazları değil aynı zamanda beyaz tabaka kalınlığını da etkilemektedir. Araştırmalar, tüm plazma nitrülenmiş numunelerdeki yüzey tabakasının mikro yapısının bir beyaz tabaka ve yüzeyden içeri doğru bir difüzyon bölgesinden oluştuğunu göstermiştir. Beyaz tabakanın kalınlığı yüksek sıcaklıklarda ve sürenin artmasıyla azot atomlarının difüzyonundan dolayı artar. Beyaz tabaka en dıştaki tabakadır ve nitrüleme parametrelerine bağlı olarak bir veya iki farklı fazdan oluşan demir nitrürlerden (ϵ -Fe₂₋₃N- γ' -Fe₄N) oluşur. Beyaz tabakanın altında oluşan difüzyon bölgesi ise α -Fe doygunluğu, artık gerilmelerdeki değişim ve karbonun yeniden dağılımları gibi azot difüzyonu tarafından üretilen reaksiyonlardan kaynaklanmaktadır (Bell and Suh 1991).

Bu çalışma kapsamında; 480°C işlem sıcaklığında 2 ve 9 saatlik plazma nitrülenmiş AISI 4140 çeliğinin enine kesit SEM görüntüleri Şekil 35’te verilmiştir. Kesit görüntüleri incelendiğinde, plazma nitrüleme işlemi sonrasında oluşan yapıda beyaz tabaka homojen bir kalınlıkta belirgin bir çizgi ile görsel olarak taban malzemeden ayırt edilmektedir. Plazma nitrüleme işlemi 480 °C’de 2 saat yapıldığında nitrür tabakası kalınlığı ortalama 4 µm iken, işlem süresi 9 saate çıkarıldığında kalınlığın ortalama değeri 5 µm’ye çıkmaktadır. Bu sonuçlara göre, plazma nitrüleme işlem süresinin artması beyaz tabaka kalınlığının artmasına çok etki etmemiştir. Bu tez çalışması kapsamında; öncelikli olarak yorulma dayanımının artırılması için

beyaz tabakanın düşük değerlerde olması planlanmıştır. Çünkü, literatür çalışmalarında da belirtildiği üzere beyaz tabaka sertliği yüksek olmasına karşın iki fazlı olduğu zaman kırılğan karakterdedir. Bu sebeple de yorulma çatlağının yüzeyden yani bu kırılğan yapıdan başlamasını engellemek için beyaz tabaka kalınlığının minimum seviyede tutulması gerekmektedir. Bununla birlikte, plazma nitrülenme işlemi sonrasında numunelerin yorulma çatlak başlangıcının yüzey altında oluşması durumunda beyaz tabakanın yorulma dayanımına etkisi yoktur (Tosic *et al.* 1994; Alsaran *et al.* 2002). Bu nedenle, kesit görüntülerinden de anlaşılaçağı üzere işlem süresi artıkça tabaka kalınlığında düşük bir miktar artış görülürken difüzyon bölgesi kalınlığında ise büyük miktarda artış göstermiştir (Şekil 35, a-b). Literatürde de belirtildiğı üzere, beyaz tabaka kalınlığını artışı üzerinde plazma nitrüleme sıcaklığı işlem süresinden çok daha etkilidir. Sirin ve arkadaşları yaptıkları bir çalışmada, AISI 4340 çeliğine 540°C işlem sıcaklığında 16 saatlik plazma nitrüleme işlemi sonucunda beyaz tabaka kalınlığı yaklaşık 9 µm olarak elde edilmiştir (Sirin *et al.* 2008). 40Cr çeliğini 560 °C’de 2 saatlik nitrüleme sonucunda 9.8 µm beyaz tabaka kalınlığı gözlemlenmiştir (Shen and Wang 2019). Plazma nitrüleme işleminde sıcaklık ne kadar yüksek olursa, beyaz tabaka kalınlığı da o kadar kalın olur. İşlem süresinin artması sonucu beyaz tabaka kalınlığında önemli bir artış gerçekleşmez. Bu bağlamda azot difüzyonunun sıcaklığa süreden daha fazla bağımlı olduğu bilinmektedir (Riazi *et al.* 2017). Plazma nitrüleme, düşük işlem sürelerinde çeliklerdeki azot difüzyonunun difüzyon katsayısı düşüktür. Bu sebeple, beyaz tabaka kalınlığı incedir (Ebrahimi *et al.* 2010). Fakat daha uzun plazma nitrüleme işlem sürelerinde azot atomlarının çeliğe yayılması için yeterli zamana sahip olacaklarından dolayı difüzyon bölgesinin kalınlığında artışına neden olurlar (Mahboubi and Abdolvahabi 2006). Difüzyon bölgesinin kalınlığı uygulanan plazma nitrüleme işlem süresi ile doğru orantılı olarak artar. Bu sebeple, malzemelerin yorulma dayanımlarında artış elde edilir (Genel *et al.* 2000). Çentik yüzeyinde plazma nitrüleme işleminin öncesi ve sonrasında çentik kökünün yarıçapı değişimine göre mikroyapıda herhangi bir farklılık yoktur.



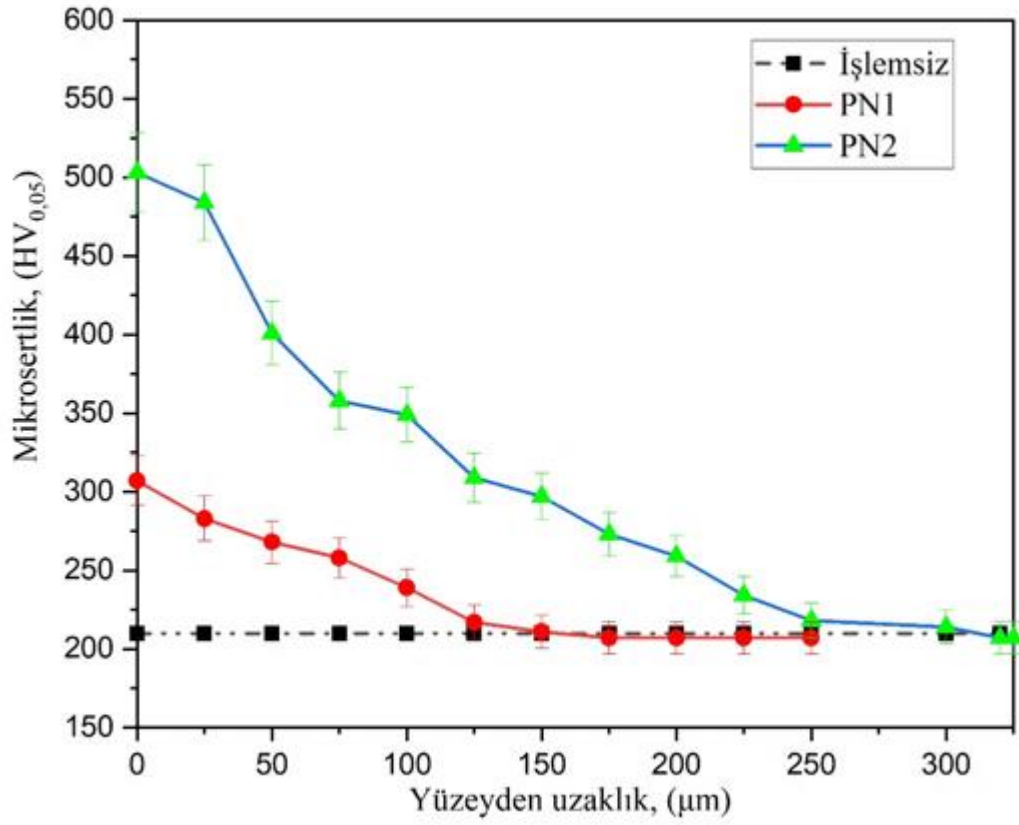
Şekil 35. Plazma nitrüleme sonrasında AISI 4140 çeliğinin kesit SEM görüntüleri **a)** 480°C-2h (PN1) ve **b)** 480°C-9h (PN2)

Mikrosertlik Analizleri

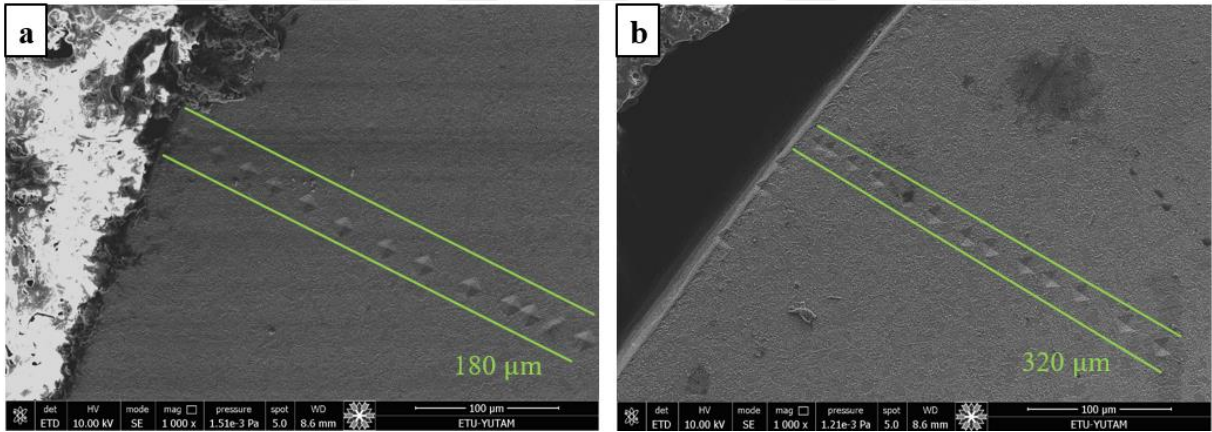
Şekil 36’da ve Tablo 3’te işlemsiz ve farklı koşullarda plazma nitrülenmiş numunelerin mikrosertlik-yüzeyden uzaklık arasındaki ilişki verilmiştir. Sertlik değerleri, plazma nitrülenmiş numunelerin yüzeyinden çekirdeğine doğru kademli olarak azalmıştır. Çünkü ferrit ve metal nitrürlerdeki çözünen azot konsantrasyonu azaldıkça mikro-sertlik değerleri

yüzeyden içeriye doğru azalmaktadır. Plazma nitrürleme işlemi, AISI 4140 çelik malzemenin sertliğinde önemli bir artışa neden olmuştur. İşlemsiz numunelerin yüzey sertlik değeri ortalama 210 HV_{0,05} olarak tespit edilirken, 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) plazma nitrürlenmiş numunelerin yüzey sertlikleri sırasıyla ortalama 307 HV_{0,05} ve 503 HV_{0,05}'tir. Buna göre, işlemsiz numunelere kıyasla yaklaşık olarak %50 ve %140'lik bir artış görülmüştür. Sonuçlara göre, AISI 4140 çeliğinin plazma nitrürleme işlemi sonrasında yüzey özelliklerini iyileştirdiği sonucuna varılabilir. Plazma nitrürleme işlem süresinin artmasıyla daha yüksek sertlik değeri ve difüzyon tabakası kalınlığı elde edilmiştir. Sertlik değeri, beklenildiği gibi plazma nitrürleme işlem süresinin artmasıyla artış göstermiştir (Çelik *et al.* 2008). Bu durum şu şekilde açıklanabilir. Nitrürleme sıcaklıklarında, difüzyon bölgedeki azot atomları ya ferrit içerisinde çözünür ya da nitrür çökeltileri oluşturmak için belirli alaşım elementleriyle reaksiyona girer. Nitrür çökeltileri formundaki azotun tane dağılımı artan işlem süresi ile yüzey sertliğinde gözlenen artışın nedenidir.

Plazma nitrürleme işlem süresinin artması yüzeyin mikrosertlik değerinin artmasına neden olur. Bu durum, modifiye tabakanın yüksek azot içermesinden kaynaklanmaktadır (Hosseini and Ahmedi 2013; Hoshiyama *et al.* 2016). Şirin ve arkadaşları yaptıkları çalışmada, AISI 4340 çeliğine nitrürleme uygulamışlar ve işlem süresinin artmasıyla difüzyon tabakası kalınlığının arttığını tespit etmişlerdir (Sirin *et al.* 2008). Plazma nitrürleme işlem süresi arttıkça difüzyon bölgesinin kalınlığı artmaktadır (Alsaran *et al.* 2002; Wang *et al.* 2006; Çelik *et al.* 2008; Soleimani *et al.* 2012; Hoshiyama *et al.* 2016). Şekil 36 ve Şekil 37'de görüldüğü üzere, PN1 nitrürleme şartı için yaklaşık difüzyon bölgesinin kalınlığı 180 µm iken PN2 şartı için bu değer yaklaşık 320 µm'dir. Plazma nitrürleme işlem süresinin artmasıyla difüzyon tabakası kalınlığı artış göstermiştir. Ma ve arkadaşları yaptıkları çalışmada 0.5, 1.5 ve 4,0 saatlik plazma nitrürleme işlemi sonrasında sırasıyla difüzyon tabaka kalınlığını 13, 58 ve 133 µm bulmuşlardır (Ma *et al.* 2001). Bu bakımdan, gerçekleştirilen çalışmadan elde edilen sertlik sonuçlarının daha önce bahsedilen literatür çalışmaları ile uyum gösterdiği belirlenmiştir.



Şekil 36. İşlemsiz, 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) numunelerin mikrosertlik-yüzeyden uzaklık değişim grafiği



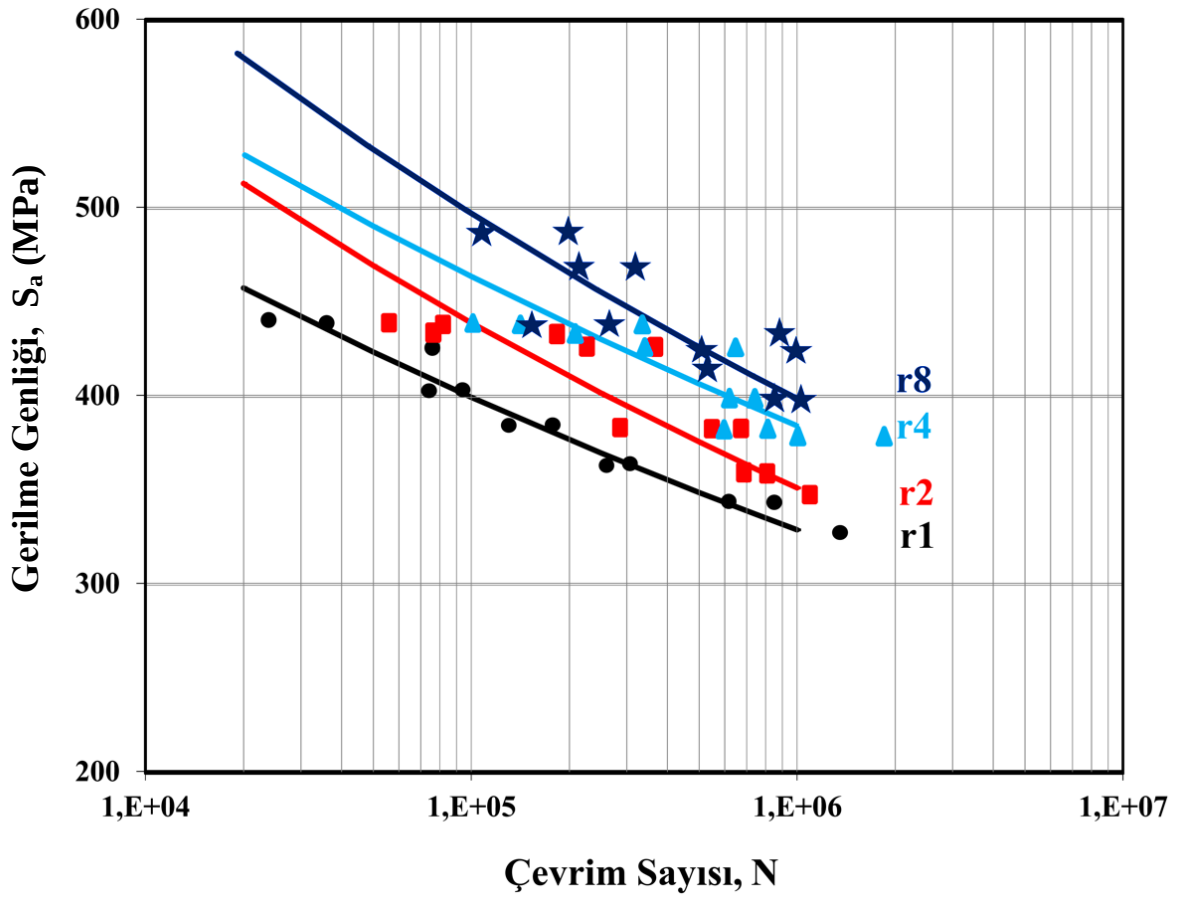
Şekil 37. Plazma nitrülenmiş numunelerin mikrosertlik ölçümlerinin kesit SEM görüntüleri **a)** 480°C-2h (PN1) ve **b)** 480°C-9h (PN2)

Tablo 3. Plazma Nitrüleme İşlemi Sonrasında Beyaz ve Difüzyon Tabaka Kalınlıkları, Sertlik Değerleri ve Artık Gerilme Ölçümleri

Plazma nitrüleme parametreleri				Tabaka kalınlıkları (μm)		Sertlik	Artık gerilme (MPa)		
Numuneler	Sıcaklık (°C)	Süre (h)	Gaz karışımı	Beyaz	Difüzyon	HV _{0,05}	ω=5°	ω=10°	ω=15°
PN1	480	2	%25N ₂ +%75H ₂	2-4	160-190	300-320	-355	-344	-331
PN2	480	9	%25N ₂ +%75H ₂	4-7	290-330	490-530	-631	-612	-597
İşlemsiz	-	-	-	-	-	200-220	-12	-8	-3

Yorulma Analizleri

Şekil 38’de ASTM E739-91(2004)e1 standardına göre işlemsiz çentikli numunelerin S-N eğrisi gösterilmiştir. Grafiğe göre çentik yarıçap değerinin artması sonucu yorulma limitinde artış görülmüştür. İşlemsiz r8 (r=8 mm ve K_t=1.19) çentikli numunesinin yorulma limiti; İşlemsiz r4 (r=4 mm ve K_t=1.27), r2 (r=2 mm ve K_t=1.41) ve r1 (r=1 mm ve K_t=1.63) numunelerinin yorulma limitinden daha fazladır. En düşük yorulma limiti İşlemsiz r1 numunesinden elde edilmiştir ve değeri 328 MPa’dır. Bu durum, teorik gerilme yığılma faktörünün etkisinden kaynaklanmaktadır. Lokal gerilmeler, çentik yarıçapının değerinden önemli ölçüde etkilenir. Bu sebeple, çentik yarıçap değerinin artması K_t’de azalmaya neden olur (Gao *et al.* 2010). Çentik yarıçapının keskin olması yorulma limiti düşük olmasına neden olurken, çentik yarıçapının daha düzgün geçişli olması durumunda gerilme yığılmaları azaldığı için yorulma limitinde artış elde edilmiştir.



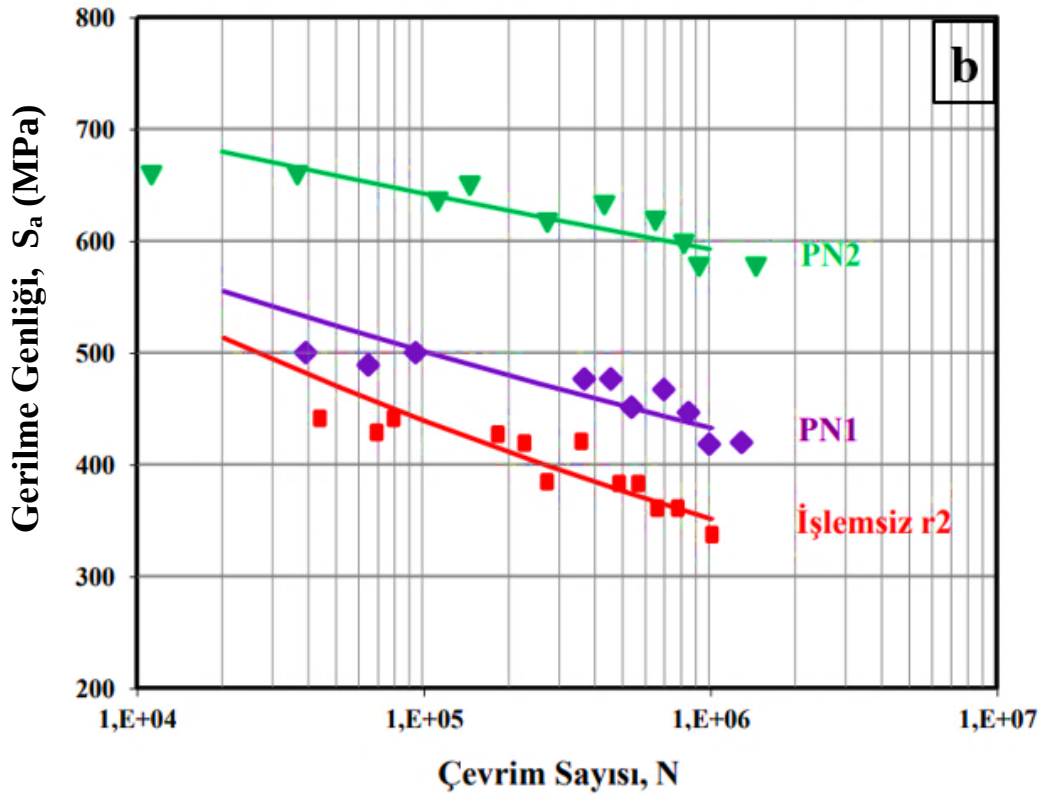
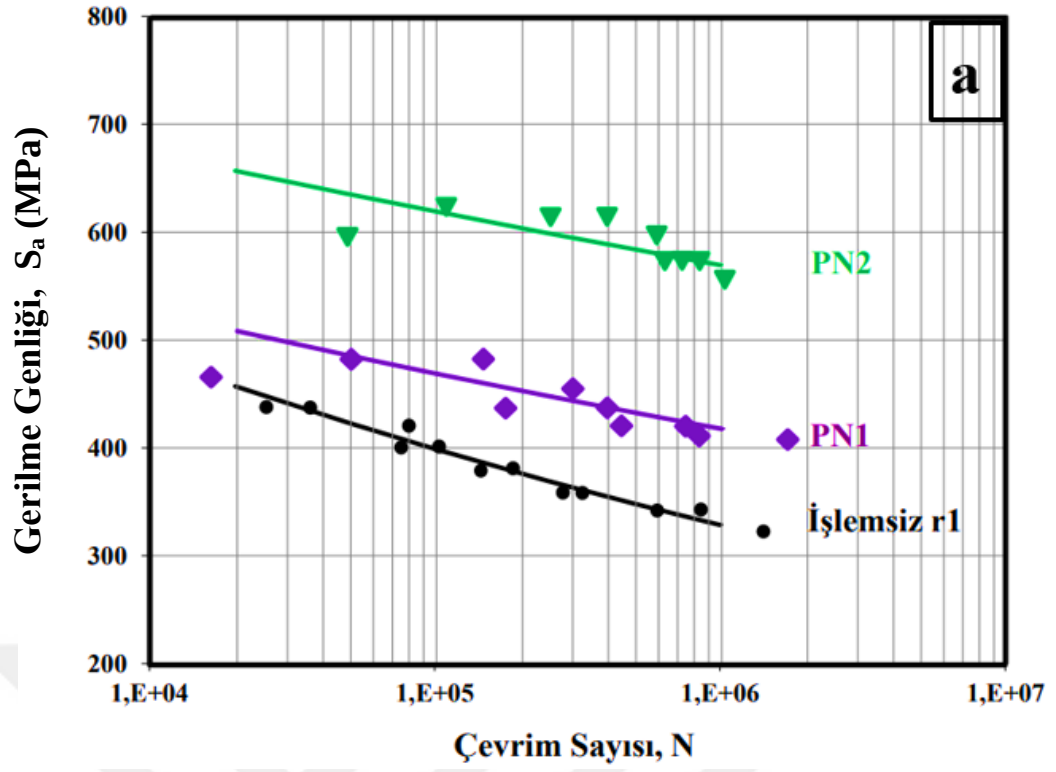
Şekil 38. ASTM E739-91(2004)e1 standardına göre işlemsiz çentikli numunelerin S-N eğrisi

Şekil 39’da ASTM E739-91(2004)e1 standardına göre dönel eğilmeli yorulma test cihazında elde edilen çentik yarıçapı ve plazma nitrüleme şartlarına göre işlemsiz, PN1 ve PN2 şartları için çentikli numunelerin S-N eğrisi verilmiştir. Hem işlemsiz hem de plazma nitrülenmiş çentikli numunelerin yorulma limitleri çentik yarıçapı değerinin azalmasıyla yani K_t değerinin artmasıyla azalmıştır. Plazma nitrülenmiş çentikli numunelerin yorulma dayanım limiti işlemsiz çentikli numunelere kıyasla artış göstermiştir. Şekil 39-a’da gösterilen İşlemsiz r1 ($K_t = 1.63$) numunesinin yorulma dayanım limiti PN1 nitrüleme şartı ile 328 MPa’dan 407 MPa’ya yükseltilirken, PN2 nitrür şartı ile 567 MPa’ya yükseltilmiştir. Şekil 39-b’de gösterilen İşlemsiz r2 ($K_t = 1.41$) numunesinin yorulma dayanım limiti PN1 nitrüleme şartı ile 352 MPa’dan 432 MPa’ya yükseltilirken, PN2 nitrür şartı ile 593 MPa’ya yükseltilmiştir. Şekil 39-c’de İşlemsiz r4 ($K_t = 1.27$) numunesinin yorulma dayanım limiti PN1 nitrüleme şartı ile 386 MPa’dan 453 MPa’ya yükseltilirken, PN2 nitrür şartı ile 650 MPa’ya yükseltilmiştir. Şekil 39-d’de İşlemsiz r8 ($K_t = 1.19$) numunesinin yorulma dayanım limiti PN1 nitrüleme şartı ile 401 MPa’dan 465 MPa’ya yükseltilirken, PN2 nitrür şartı ile 691 MPa’ya yükseltilmiştir. En yüksek yorulma dayanım limiti (691 MPa), işlem süresinin ve çentik yarıçapının en yüksek olduğu PN2 r8 deney numunesinde elde edilmiştir. Bu sonuçlara göre; plazma nitrülenmiş çentikli numunelerin yorulma dayanım limiti işlemsiz çentikli numunelere kıyaslandığında artış

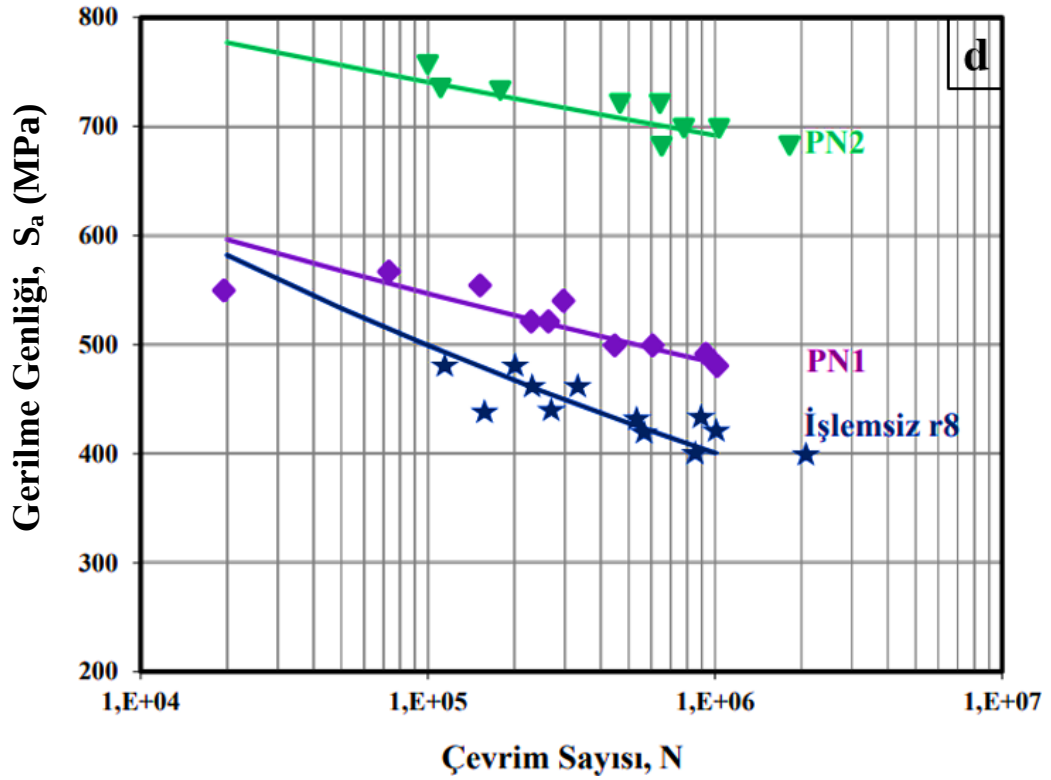
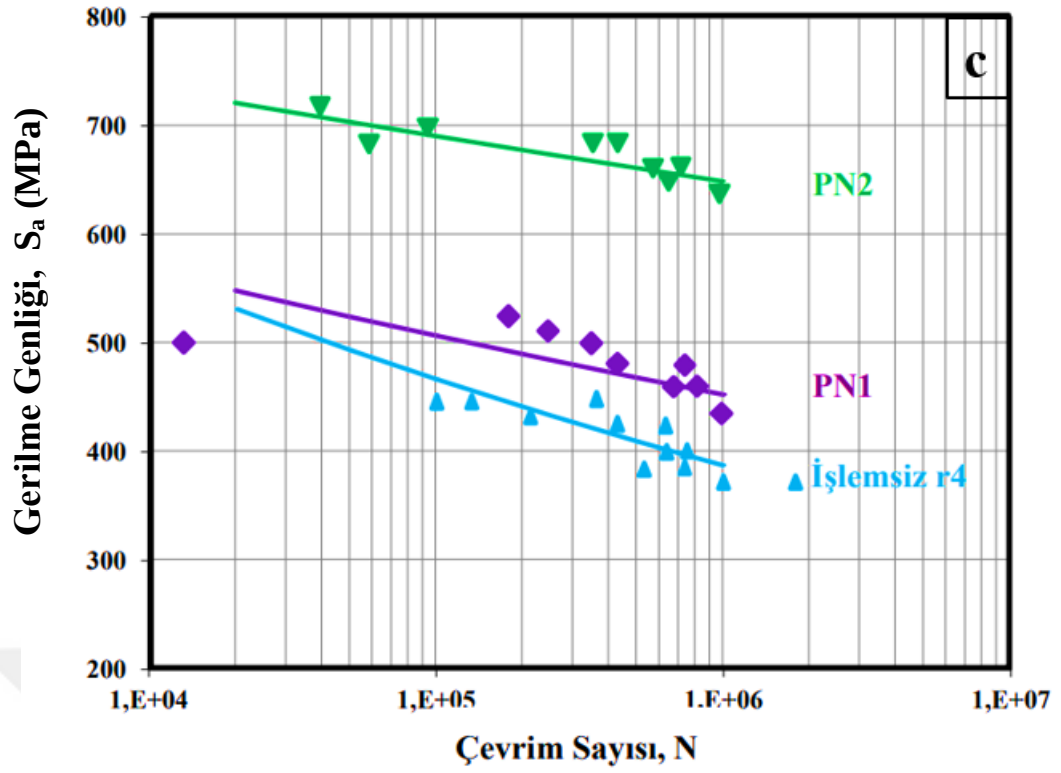
görülmektedir. Gerilme yığılma faktörü en düşük olan ve uzun sürelerde nitrürlenmiş numunelerin yorulma özelliklerinde %72'ye varan iyileşme tespit edilmiştir. Deney yorulma test koşulları için S-N denklemi ve 10^6 çevrim için yorulma limiti Tablo 4'de sunulmuştur. Ayrıca, İşlemsiz r1 numunesine ait örnek bir S-N denklemi ve yorulma çevrim sayısı (N) ile gerilme (S) arasındaki ilişki %95 Güvenilirlik aralığı ile Ekler (EK 1) kısmında verilmiştir. Burada yapılan hesaplamalar literatürde yapılan bir çalışmadan belirlenmiştir (Sirin *et al.* 2019).

Plazma nitrürlenme işlemi sonrasında çeliklerin yorulma dayanımındaki artış yüzey sertliğinin, artık gerilme dağılımının ve difüzyon bölgesinin artmasına bağlanmaktadır. Malzemeler yüksek çevrim yorulma olayında, kayma bantlarının yüzeyde oluşması ve yüzeyin serbest olmasından dolayı yorulma çatlakları genellikle ilk olarak yüzeyde başlar. Malzemelerin yüzeylerinin sertleştirilmesi ile kayma bantlarının hareketi kısıtlanarak çatlak genellikle alt bölgelerde oluşur. Bu bağlamda; malzemelerin yüzeylerine plazma nitrürlenme işlemi uygulanarak yüzeyin sertleştirilmesi ile yorulma dayanımını artırılır (Sun and Bell 1991; Hussain *et al.* 1999; Sirin *et al.* 2008; Kovacı *et al.* 2016).

Bu çalışmada ele alınan tüm deney parametreleri için farklı yorulma dayanımları elde edilmiştir. İncelenen AISI 4140 çeliğinin yorulma dayanımı, yüzey sertliğinden ve difüzyon tabaka kalınlığından güçlü bir şekilde etkilenir. Yüzey sertliği ve difüzyon tabaka kalınlığı değerindeki artış, yorulma çatlak başlangıcının yüzeyden merkeze (çekirdeğe) doğru aktarılması nedeniyle daha yüksek yorulma dayanımı ile sonuçlanmıştır. Bu durum, malzemenin çekirdek arayüzünde yorulma çatlaklarının başlaması ve malzemelerin nihai kırılması için gerekli olan gerilmeyi oluşturmak için yüzeye daha yüksek bir eğilme gerilmesi uygulanması gerektiği anlamına gelir (Sirin *et al.* 2008). Plazma nitrürlenme işlemi sonunda düşük alaşımlı AISI 4140 çeliğinden üretilen numunelerin yorulma dayanımları %20-73 arasında artmıştır. Genel ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmada; en uzun nitrürlenme şartı olan 16 saatlik plazma nitrürlenmiş deney numunelerin yorulma dayanımında %51'lik bir iyileşme elde ettiğini bildirmiştir (Genel *et al.* 2000). Bir başka çalışmada ise, 16 saatlik 540°C'de plazma nitrürlenmiş numunelerin yorulma dayanımlarında %91'lik bir iyileşme görülmüştür (Sirin *et al.* 2008). Soleimani ve arkadaşlarının yaptıkları çalışmada, 550°C'de 6 saatlik plazma nitrürlenme işlemi sonunda maksimum yorulma dayanımı ve yorulma ömründe ise yaklaşık %67 iyileşme elde etmişlerdir (Soleimani *et al.* 2012). Bu bakımdan sonuçlar, daha önce gerçekleştirilen çalışmalar ile uyumludur ve literatürde belirtildiği gibi nitrürlenme işlem süresinin artması ile difüzyon tabaka kalınlığı artarak malzemelerin yorulma dayanımları artmıştır (Jones and Martin 1978; Sun and Bell 1991).



Şekil 39. ASTM E739-91(2004)e1 standardına göre işlemsiz ve plazma nitrürlenmiş çentikli numunelerin S-N eğrisi a) r1, b) r2, c) r4 ve d) r8



Şekil 39. ASTM E739-91(2004)e1 standardına göre işlemsiz ve plazma nitrürlenmiş çentikli numunelerin S-N eğrisi a) r1, b) r2, c) r4 ve d) r8 (devamı)

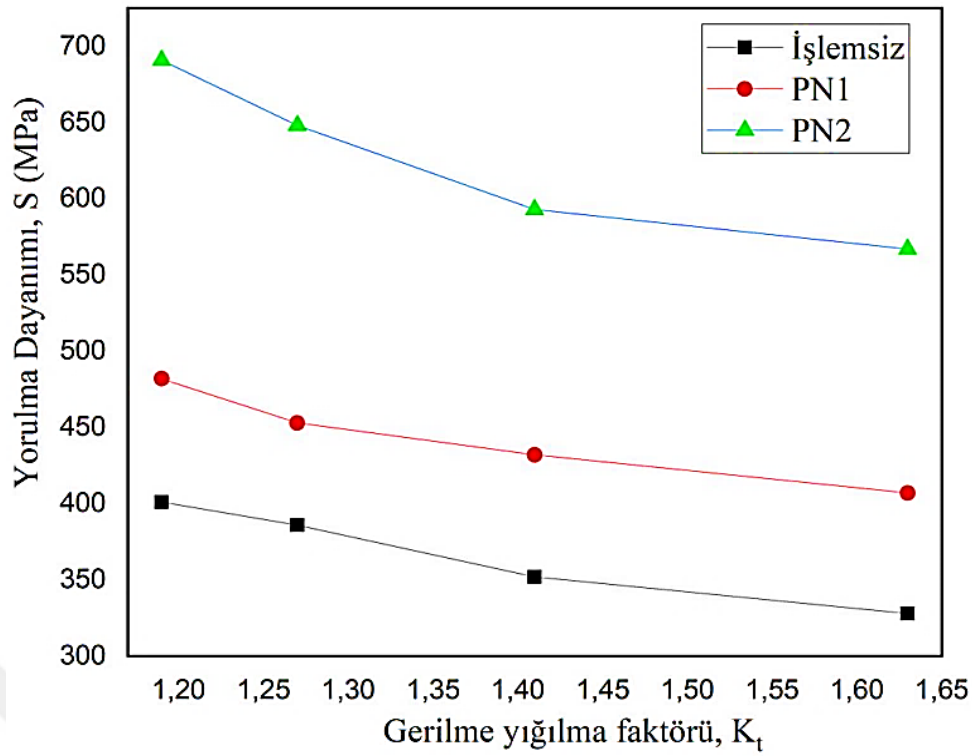
Tablo 4. 10^6 Çevrim İçin Tüm Yorulma Test Koşullarının S-N denklemleri, Yorulma Limitinin Değerleri ve Yorulma Limitinin %95 Güven Aralığı Değerleri

Numune türleri	S-N eğrisinin denklemi	%95 Güven aralığı	10^6 Çevrimde yorulma limiti (MPa)	*Yorulma limitindeki % değişim
İşlemsiz-r1	$\text{LogN} = 35,80307 - (11,84303 \times \log S)$	313-335	328	-
İşlemsiz-r2	$\text{LogN} = 32,32581 - (10,33870 \times \log S)$	330-360	352	-
İşlemsiz-r4	$\text{LogN} = 37,98709 - (12,36773 \times \log S)$	375-392	386	-
İşlemsiz-r8	$\text{LogN} = 33,28002 - (10,48113 \times \log S)$	390-411	401	-
PN1-r1	$\text{LogN} = 51,54983 - (17,45535 \times \log S)$	395-410	407	+24
PN1-r2	$\text{LogN} = 50,56394 - (16,91223 \times \log S)$	425-440	432	+22
PN1-r4	$\text{LogN} = 60,14502 - (20,38749 \times \log S)$	448-465	482	+17
PN1-r8	$\text{LogN} = 55,69554 - (18,52029 \times \log S)$	460-476	465	+15
PN2-r1	$\text{LogN} = 87,57343 - (29,62786 \times \log S)$	559-572	567	+73
PN2-r2	$\text{LogN} = 85,18704 - (28,55403 \times \log S)$	585-602	593	+69
PN2-r4	$\text{LogN} = 109,99476 - (36,98385 \times \log S)$	640-656	650	+68
PN2-r8	$\text{LogN} = 101,82518 - (33,73211 \times \log S)$	668-698	691	+72

* “Yorulma limitindeki % değişim” değeri her bir çentik geometrisinin işlemsiz haldeki yorulma ömrü referans alınarak hesaplanmıştır.

Yorulma dayanımı ve gerilme yığılma faktörü arasındaki ilişki

Şekil 40’da işlemsiz, PN1 ve PN2 çentikli numunelerin yorulma dayanımları(limiti) (S) ve $K_t = 1.19(r8), 1.27(r4), 1.41(r2)$ ve $1.63(r1)$ gerilme yığılma faktörleri arasındaki ilişki gösterilmektedir. Çentik etkisi ile gerilme yığılma faktörü arttıkça yorulma dayanımı azalmıştır. Bununla birlikte, nitrürleme işlem süresinin artması sonucu yorulma dayanımında ciddi bir artış gözlenmiştir. Şekil 40’daki verilerin satırı birbirine paraleldir. Bu sebeple, gerilme yığılma faktöründen bağımsız olarak numunelerin yorulma dayanımları plazma nitrürleme işlemi 2 saate çıkmasıyla en az 80 MPa artarken 9 saate çıkmasıyla yorulma dayanımı en az 240 MPa artmıştır. Şekil 40’da yorulma dayanımı ve gerilme yığılma faktörleri arasında yaklaşık olarak doğrusal (lineer) bir ilişki olduğu anlaşılmaktadır. Bu sebeple, bu değerler arasında Denklem 24 verildiği gibi bir ilişki kurulmuştur. Tablo 5, Denklem 24’ün sabitlerini göstermektedir. Bu çizelgeden, söz konusu deney numuneleri için en yüksek A ve B değerlerini nitrürleme işlem süresinin 9 saate çıkarılması durumunda sergilediği görülmektedir. Eğri uydurma (curve fitting) yöntemi kullanılarak elde edilen doğrusal eğilimin korelasyon katsayılarının 1’e yakın olduğu belirlenmiştir. Bu sebeple, işlemsiz ve plazma nitrürlenmiş AISI 4140 çeliğinin yorulma dayanımını Denklem 24’teki gibi ifade edilebileceği sonucuna varılmıştır. Burada bir diğer önemli husus, korelasyon katsayılarıdır. Korelasyon katsayısının en yüksek değeri işlemsiz numuneden elde edilmiştir. Bu durum, işlemsiz numunenin gerilme yığılma faktörü ve yorulma dayanımı arasındaki ilişkinin plazma nitrürlenmiş numunelerden daha doğrusal olduğunu göstermektedir. Bu durum, nitrürleme sonrasında oluşan tabakaların ve fazların yapıları ve mekanik özellikleri ile açıklanabilir. Plazma nitrürleme işlemi sonrasında her ne kadar sert ve mukavemeti yüksek yüzey ve yüzey altı tabakalar elde edilmiş olsa da oluşan bu yapıların metalürjik özellikleri çok büyük değişkenlik göstermektedir. Bu sebeple de nitrürlenmiş numunelerdeki bu değişimler gerilme yığılma faktörü ve yorulma dayanımı arasındaki ilişkinin lineerlikten sapmasına sebep olmaktadır.



Şekil 40. İşlemsiz, 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) numunelerin yorulma dayanımı ile gerilme yığılma faktörü arasındaki ilişki

$$S = -A \times K_t + B \quad (24)$$

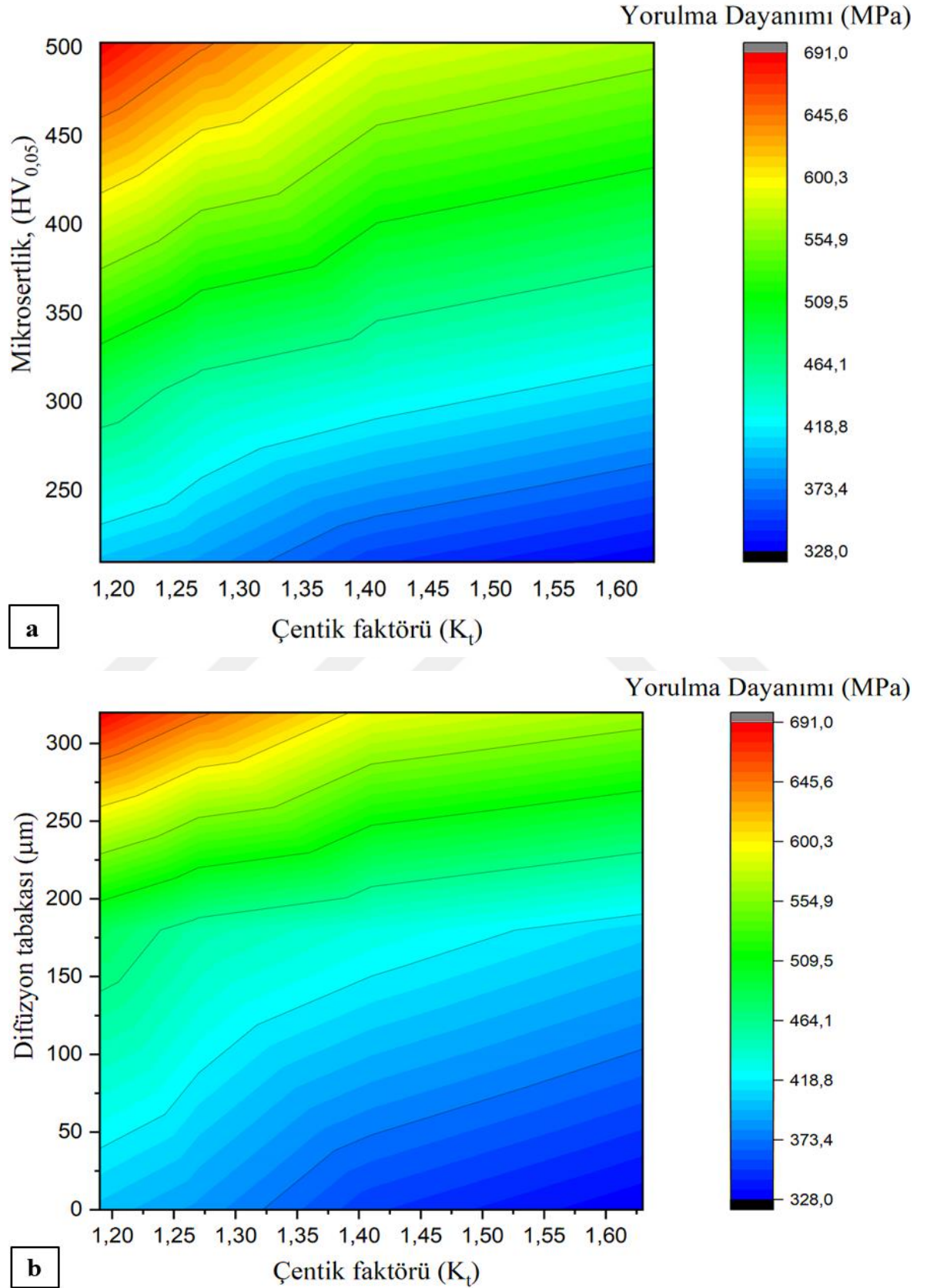
Tablo 5. Şekil 10'dan Eğri Uydurularak Lineer Denklem 24'in Sabitleri

Numuneler	A	B	Korelasyon katsayısı (R^2)
İşlemsiz	168,21	598,03	0,9669
PN1	172,15	683,46	0,93
PN2	273,86	1001,3	0,9018

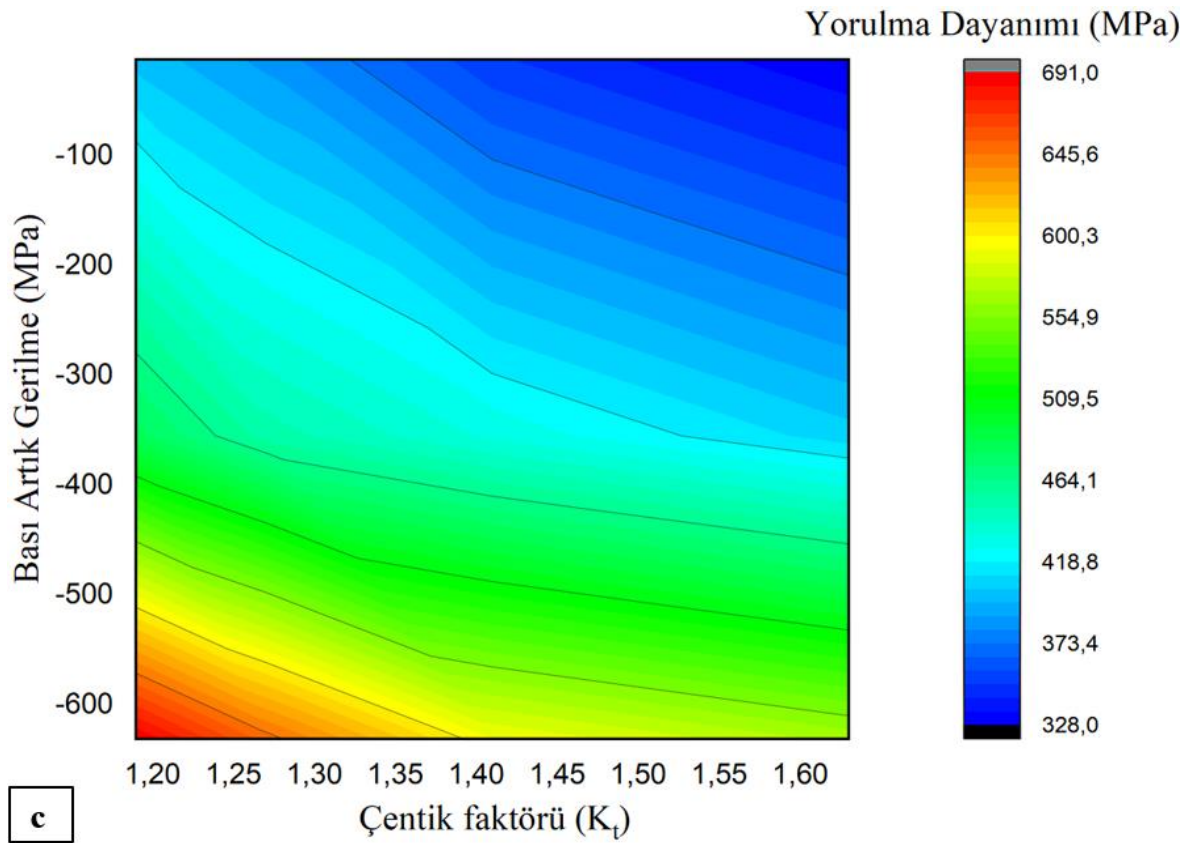
Çentik faktörü ile yorulma dayanımının, sertliğe, difüzyon tabaka kalınlığına ve bası artık gerilmeye etkisi

Şekil 41'de çentik faktörü ile mikrosertlik, difüzyon tabakası ve bası artık gerilmeleri arasındaki ilişkiyi yorulma dayanımı açısından sunan tasarım eğrileri verilmiştir. Çentik faktörünün artması sonucu numunelerin yorulma dayanımlarında azalma meydana gelmektedir. Ayrıca, plazma nitrürleme işleminin uygulanmasıyla numunelerin sertlik, difüzyon tabaka kalınlığı ve bası artık gerilme seviyelerinde ciddi bir artış tespit edilmiştir. Bu sonuçlara göre; yorulma dayanımının mikrosertlik, difüzyon tabakası ve bası artık gerilmeye karşı duyarlılığı çentik faktörünün düşük olduğu ($r=8$ mm ve $K_t=1.19$) seviyelerde gözlemlenmiştir. Ayrıca, bu tasarım eğrileri yardımıyla çentik faktöründen istenilen mikrosertlik, difüzyon tabaka kalınlığı

ve bası artık gerilme seviyelerine göre yorulma dayanımları belirlenebilir. Örneğin; çentik faktörü K_t değerinin 1,30 olması durumunda 350 HV_{0,05} ile yorulma dayanımı belirlenebilir.



Şekil 41. Çentik faktörü ile yorulma dayanımları ilgili farklı gereksinimler için **a)** mikrosertlik, **b)** difüzyon tabakası ve **c)** bası artık gerilmeler arasındaki ilişkiyi sunan tasarım eğrileri (devamı)

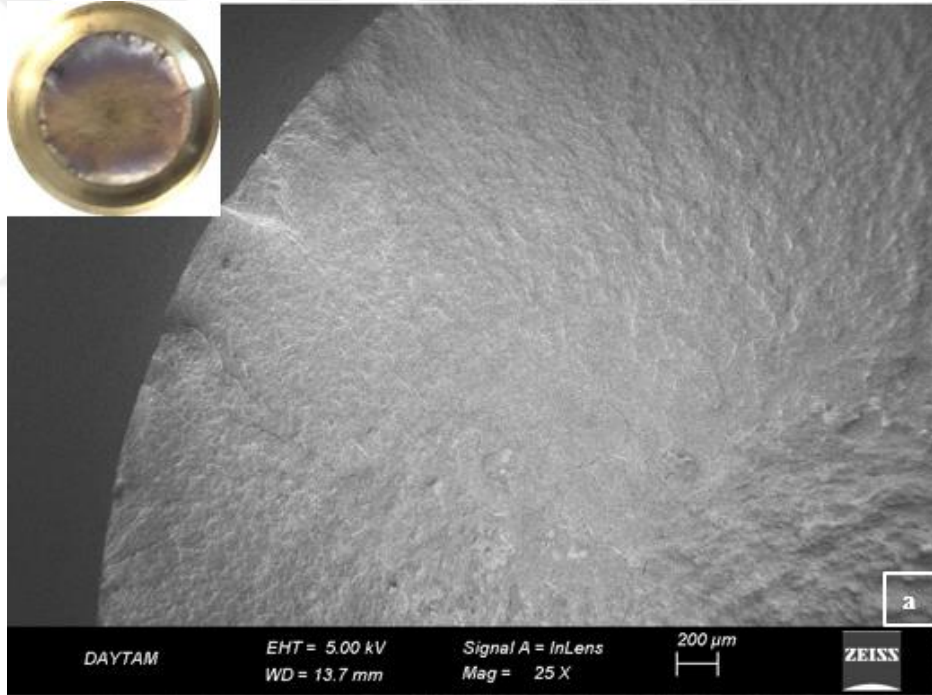


Şekil 41. Çentik faktörü ile yorulma dayanımları ilgili farklı gereksinimler için **a)** mikrosertlik, **b)** difüzyon tabakası ve **c)** bası artık gerilmeler arasındaki ilişkiyi sunan tasarım eğrileri

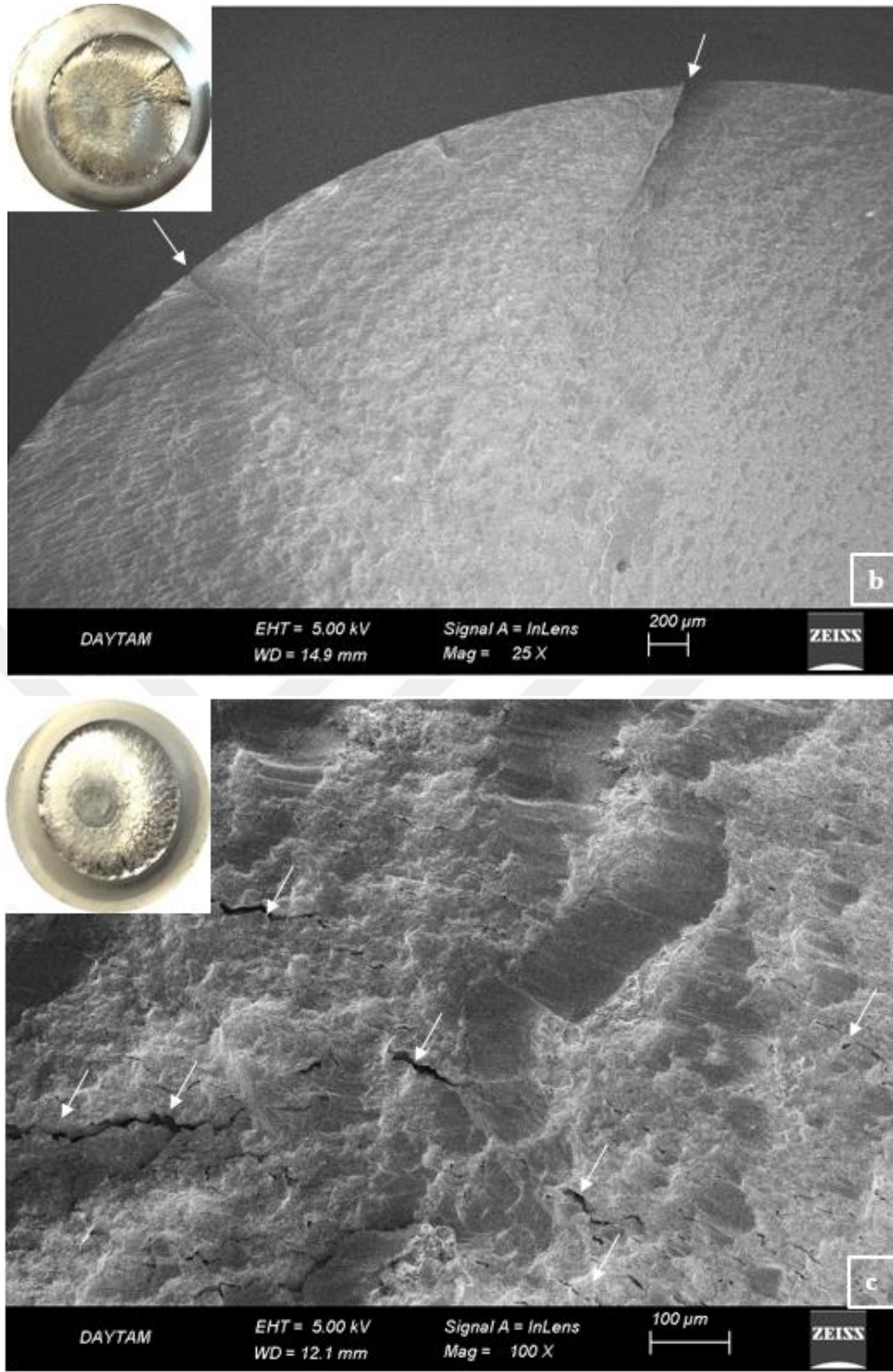
Fraktografi Analizleri

Yorulma numunelerin kırık yüzeyleri SEM ile analiz edilmiştir. Numunelerin kırılma yüzeylerine ait örnek SEM görüntüleri Şekil 42’de verilmiştir (Ayrıca, diğer örnek görüntüler EK 2’de verilmiştir). Şekil 42-a’da 380 MPa gerilme altında 156314 çevrim sayısında tamamen kırılan işlemsiz r1 ($K_t=1.63$) çentikli numunesinin kırılma yüzeyi gösterilmiştir. Analiz sonucunda yorulma olayının, yorulma çatlak başlangıcı, çatlağın belirli bir periyotta ilerlemesi ve uygulanan yük altında kesitin yükü taşıyamayarak nihai kırılması olmak üzere üç aşamadan oluştuğu sonucuna varılmıştır. İşlemsiz çentikli numunelerde, gerilme yığılma faktörü ve uygulanan gerilme seviyesinden bağımsız olarak yorulma çatlak başlangıç aşaması çevrimsel kayma deformasyonu nedeniyle çentik kök yüzeyinde başladığı bulunmuştur. Şekil 42-b’de 430 MPa gerilme altında 180960 çevrim sayısında kırılan işlemsiz r2 ($K_t=1.41$) çentikli numunesinin kırılma yüzeyinin ve çatlak başlangıcının SEM görüntüleri verilmiştir. Şekil 42 a-b’de görüldüğü üzere, işlemsiz çentikli numunelerin yüzeyinde çok sayıda mikro çatlaklar gözlemlenmiştir. Buradan, işlemsiz numunelerde çatlağın, gerilme yığılmalarının en fazla olduğu çentiklerden başladığı anlaşılmaktadır. Çentiklerden başlayan bu mikro çatlaklar daha sonra malzemenin iç kısımlarına doğru ilerlemiş ve son aşamada da numunelerde kırılma hasarı meydana gelmiştir. Plazma nitrürlenmiş numunelerde ise çatlak başlangıcı Şekil 42-c’de

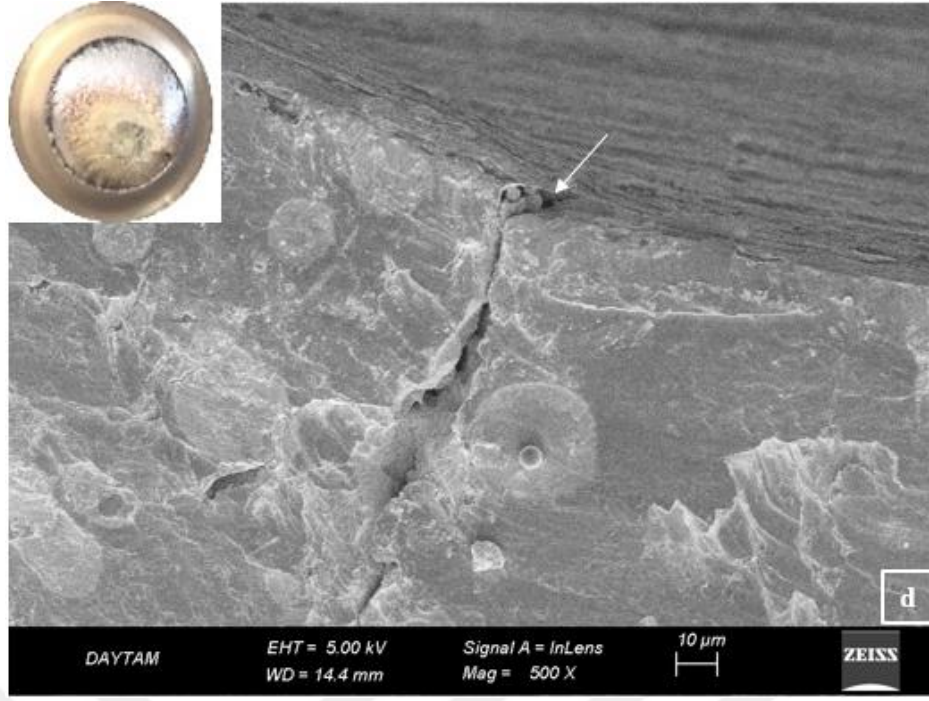
gösterildiği üzere numunenin yüzeyinden ziyade iç kısımlarında birden fazla noktada başlama eğilimindedir. Yüzey sertliği, yüzey ve yüzey altından sert tabakaların varlığı ve yüzeyde oluşan bası artık gerilmeleri sebebiyle nitrülenmiş numunelerde yorulma çatlakları, bu etkiler sebebiyle yüzeyden oluşacak tekrarlı kayma olayının engellenmesi sebebi ile yüzey altında başlama eğilimindedir. Yüzey altında oluşan bu mikro çatlaklar birleşerek ilerler ve devamında ani kırılmaya yol açar. Plazma nitrülenmiş numunelerde yorulma kırılmasının genel olarak bu mekanizma ile gerçekleştiği gözlemlenmiştir. Ancak, Şekil 42-d'de gösterildiği gibi bazı numunelerde SEM görüntüleri incelendiğinde, yorulma çatlaklarının yüzeyde tek bir noktada oluştuğu ve kırılma olayına bu çatlakların sebep olduğu gözlemlenmiştir. Bu durum ise, beyaz tabakanın kırılabilirliği sebebiyledir. Daha önce de belirtildiği üzere, birden fazla faz içeren beyaz tabaka yüksek sertliktedir ve bu durumda beyaz tabakanın kırılabilir karakterde olmasına sebep olmaktadır. Bu sebeple bu numunede yorulma çatlakları kırılabilir olan beyaz tabakada tek bir noktada başlamıştır.



Şekil 42. Çentikli numunelerin SEM görüntüsü: **a)** İşlemsiz-r1 ($\sigma_a = 380$ MPa, $N = 156314$ çevrim), **b)** İşlemsiz-r2 ($\sigma_a = 430$ MPa, $N = 180960$ çevrim), **c)** PN1-r2 ($\sigma_a = 480$ MPa, $N = 417243$ çevrim) ve **d)** PN2-r1 ($\sigma_a = 600$ MPa, $N = 50321$ çevrim)

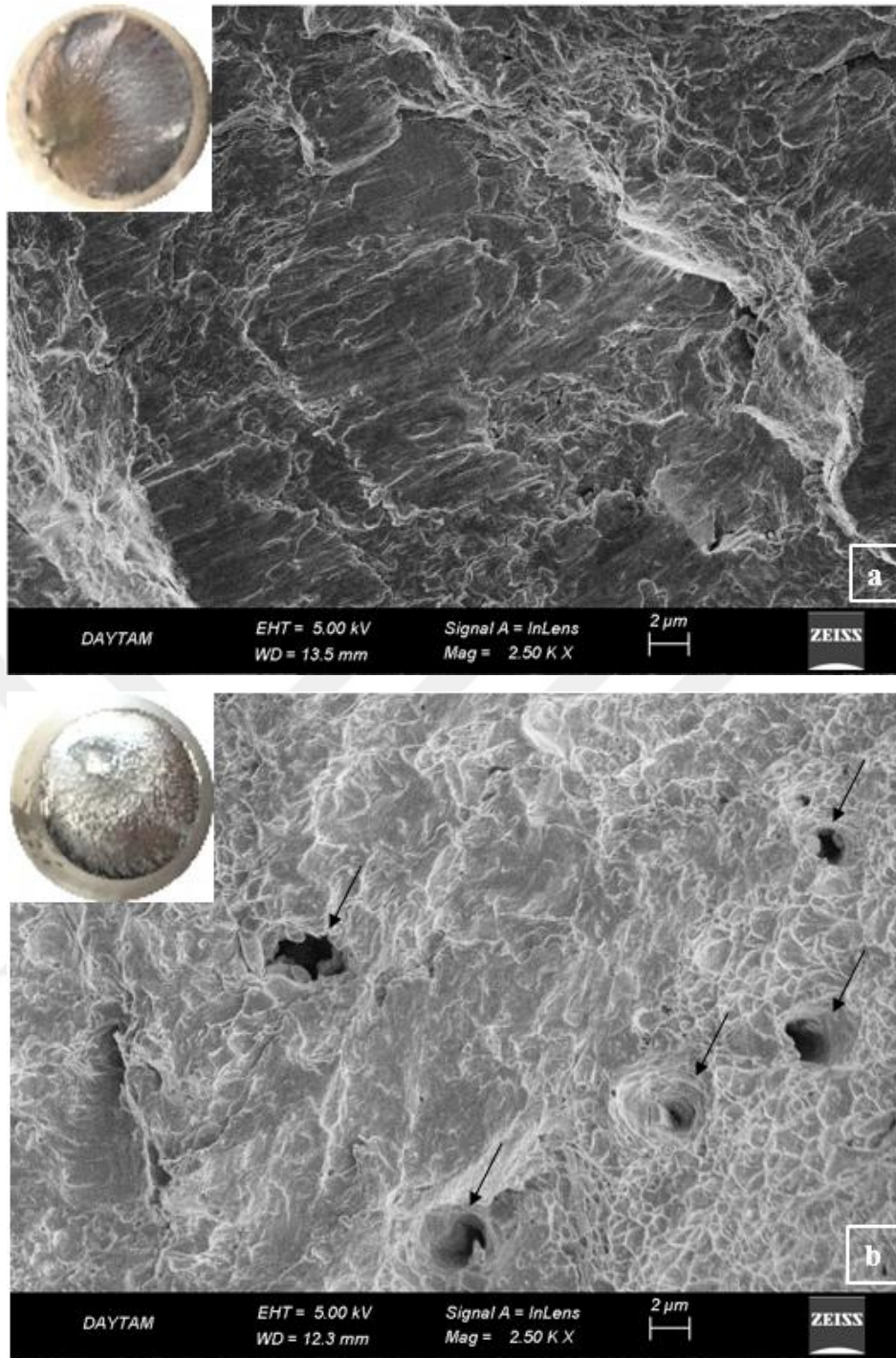


Şekil 42. Çentikli numunelerin SEM görüntüsü: **a)** İşlemsiz-r1 ($\sigma_a = 380$ MPa, $N = 156314$ çevrim), **b)** İşlemsiz-r2 ($\sigma_a = 430$ MPa, $N = 180960$ çevrim), **c)** PN1-r2 ($\sigma_a = 480$ MPa, $N = 417243$ çevrim) ve **d)** PN2-r1 ($\sigma_a = 600$ MPa, $N = 50321$ çevrim) (devamı)

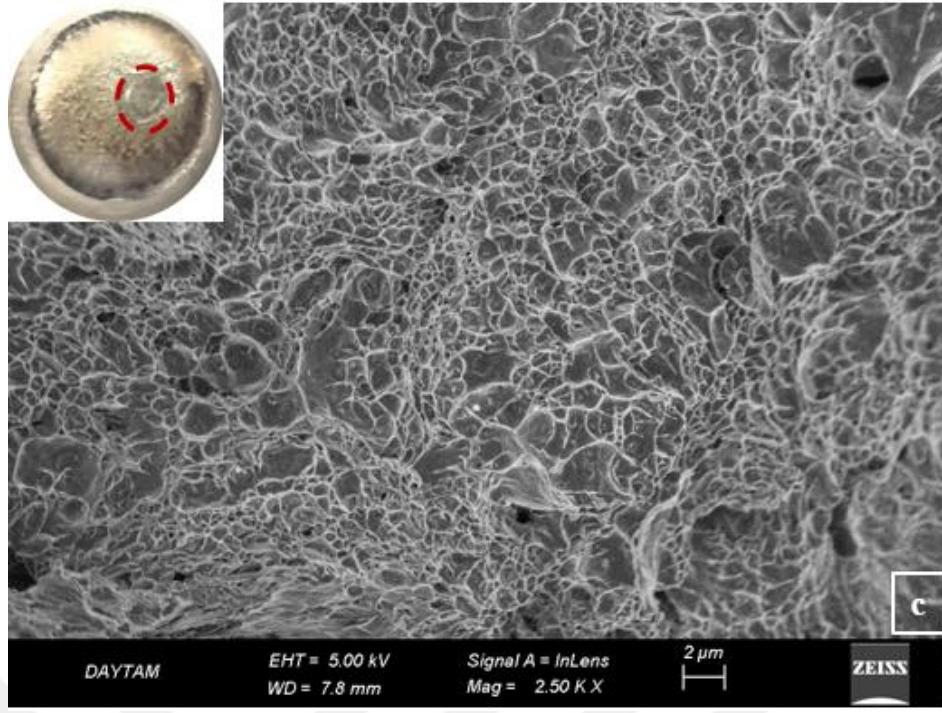


Şekil 42. Çentikli numunelerin SEM görüntüsü: **a)** İşlemsiz-r1 ($\sigma_a = 380$ MPa, $N = 156314$ çevrim), **b)** İşlemsiz-r2 ($\sigma_a = 430$ MPa, $N = 180960$ çevrim), **c)** PN1-r2 ($\sigma_a = 480$ MPa, $N = 417243$ çevrim) ve **d)** PN2-r1 ($\sigma_a = 600$ MPa, $N = 50321$ çevrim) (devamı)

Şekil 43’de verilen SEM görüntüleri incelendiğinde hem işlemsiz hem de plazma nitrülenmiş numunelerin trangranüler kırılma davranışı sergilediği belirlenmiştir ve bu durum literatür ile uyum göstermektedir (De la Cruz *et al.* 1998; Kovacı *et al.* 2016). Kırılma analizi sonucu, numunelerin merkezinde (iç bölgesinde) transgranüler sünek kırılma olayının gerçekleştiği gözlemlenirken, difüzyon bölgesinde transgranüler gevrek kırılma olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 43-a). İşlemsiz ve plazma nitrülenmiş çentikli numunelerin nihai kırılma görünümü aynıdır. Şekil 43-b’de 440 MPa gerilme altında 846173 çevrim sayısında kırılan PN1 r2 çentikli numunesinin çekirdek bölgesinde sünek kırılma görülmektedir. Şekil 43-c’de ise 680 MPa gerilme altında 399085 çevrim sayısında kırılan PN2 r4 çentikli numunesinin çekirdek bölgesinde sünek kırılma meydana gelmektedir. Sünek kırılmanın en belirgin özelliği mikro boşlukların (dimple) varlığıdır. Mikro boşlukların oluşma sebebi, partiküllerin kırılması ve/veya partikül ara yüzeylerinin ayrışmasıdır. Ayrışan bu bölgelerde plastik deformasyonun daha fazla olması sebebi ile kesit, artık uygulanan yükü taşıyamayarak kırılmıştır.



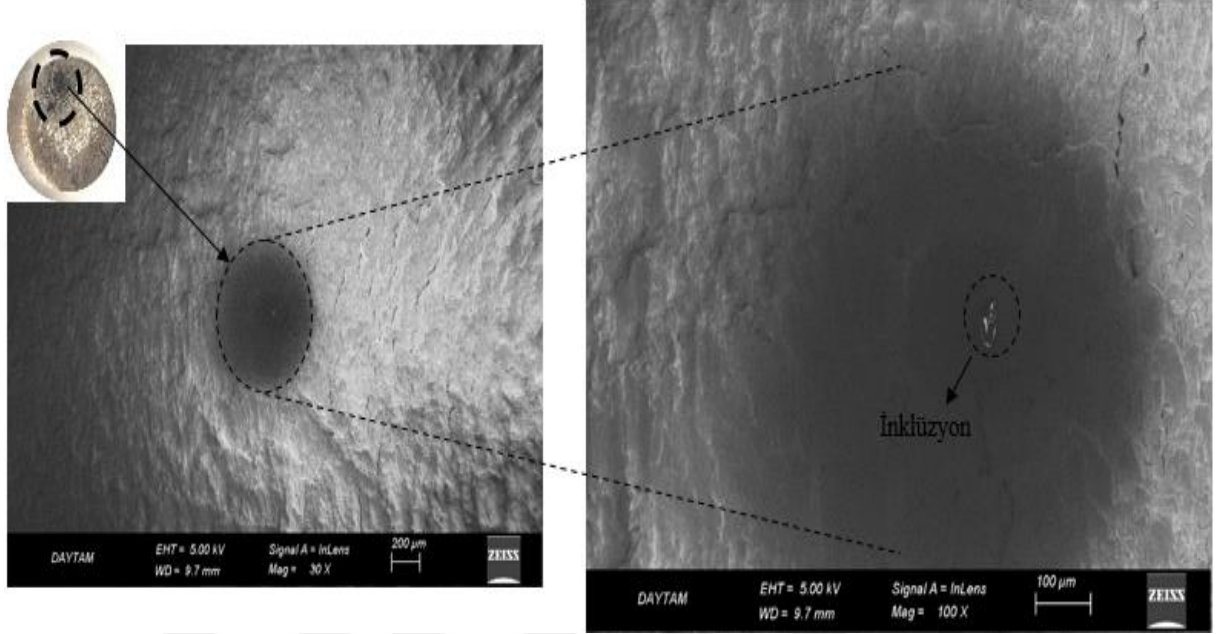
Şekil 43. Çentikli numunelerin SEM görüntüsü: **a)** İşlemsiz-r4 ($\sigma_a = 440$ MPa, $N = 138416$ çevrim) **b)** PN1-r2 ($\sigma_a = 440$ MPa, $N = 846173$ çevrim) ve **c)** PN2-r4 ($\sigma_a = 680$ MPa, $N = 399085$ çevrim)



Şekil 43. Çentikli numunelerin SEM görüntüsü: **a)** İşlemsiz-r4 ($\sigma_a = 440$ MPa, $N = 138416$ çevrim) **b)** PN1-r2 ($\sigma_a = 440$ MPa, $N = 846173$ çevrim) ve **c)** PN2-r4 ($\sigma_a = 680$ MPa, $N = 399085$ çevrim) (devamı)

Yorulma çatlakları genellikle malzemelerin yüzeylerinde başlar. Nitrürlenmiş numunelerdeki yüksek yüzey sertliği ve buna bağlı olarak yüksek seviyedeki bası artık gerilmeleri, yüzeyde çatlakların başlamasını ve ilerlemesini zorlaştırır. Plazma nitrürlenme işlemi sonucunda yorulma çatlağı yüzeyin altında oluşur ve bu yapı “balıkgözü (fish-eye)” olarak adlandırılır. Balıkgözü çatlağının oluşum mekanizması şu şekildedir: nitrürlenmiş tabakanın altında bulunan bir inklüzyon çekme gerilmesine maruz kalır ve inklüzyon matrisinin ara yüzünde gerilme yığılması meydana gelir. Bu sebeple de çatlaklar, inklüzyon matris ara yüzünde çekirdeklenir ve çekme gerilmesi altında radyal olarak yayılan dairesel bir çatlak oluşturur (De la Cruz *et al.* 1998; Winck *et al.* 2013). PN1 nitrürlenme şartı altındaki çentikli numunelerde balıkgözü oluşumuna rastlanmazken, PN2 şartı ile nitrürlenmiş çentikli numunelerde balıkgözüne rastlanmıştır. Bunun nedeni, plazma nitrürlenme işlem süresinin artmasıyla çentikli yorulma numunelerinin yüzeyinde yüksek bası artık gerilmelerinin oluşmasıdır. Şekil 43-c ve Şekil 44’te gösterildiği üzere yorulma kırık yüzeyinde tipik balıkgözü kırılma oluşumu gözlemlenmiştir. Yorulma çatlağının her zaman malzeme yüzeyinde başlamadığı plazma nitrürlenme işlemi uygulanmış malzemelerde yorulma çatlağının, yüzeylerinin sert olması sebebi ile malzemelerin iç kısımlarında başladığı literatürde farklı birçok çalışmada belirtilmiştir (Guagliano and Vergani 1997; Yetim *et al.* 2003; Limodin *et al.* 2003; Alsaran *et al.* 2004; Suh *et al.* 2005; Sirin *et al.* 2008; Zhang *et al.* 2011; Soleimani *et*

al. 2012; Hassani-Gangaraj *et al.* 2014; omaklı 2017). Bu bakımdan, elde edilen sonuçlar literatür ile uyum göstermektedir.



Şekil 44. Balıkgözü (fish-eye) SEM fraktografisi: PN2-r8 ($\sigma_a = 720$ MPa, $N = 464913$ çevrim)

SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında; otomotiv, havacılık ve uzay uygulamalarında kullanılan AISI 4140 çeliğinden üretilen farklı çentik yarıçaplarına sahip numunelerin yorulma ömrü üzerine plazma nitrürleme işleminin etkisi incelenmiştir. Yapılan plazma nitrürleme işlemi ile çentikli parçaların yorulma özelliklerinin iyileştirilmesi amaçlanmıştır. İşlemsiz, 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) şartlarında plazma nitrürlenmiş numunelerin mekanik ve yapısal özelliklerinin incelenmesi sonucunda aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir:

- Plazma nitrürleme işlemi sonrasında, AISI 4140 çeliğinden üretilen numunelerde ϵ -Fe₂₋₃N ve γ 'Fe₄N fazları olduğu ve bu nitrür fazlarının pik yoğunluklarının (şiddetlerinin) artan işlem süresi ile arttığı görülmüştür.
- Plazma nitrürleme işlemlerinden sonra numunelerinin yüzeylerinde beyaz tabaka ve beyaz tabakanın hemen altında difüzyon tabakası oluşmuştur. Ayrıca, plazma nitrürleme işlem süresinin artması beyaz tabakanın kalınlığının artmasına çok fazla etki etmezken, difüzyon tabakasının kalınlığının artmasına neden olmuştur.
- Çentik yarıçap değişiminden bağımsız olarak 480°C-2h (PN1) nitrürleme şartı için yaklaşık difüzyon tabakasının kalınlığı 180 μ m iken 480°C-9h (PN2) şartı için bu değer yaklaşık 320 μ m'dir. Buradan, plazma nitrürleme işlem süresinin artmasıyla difüzyon tabakasının kalınlığı arttığının sonucuna varılmıştır.
- 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) şartlarında plazma nitrürleme işlemi sonrasında AISI 4140 çelik numunelerin yüzeyinde ve yüzey altında işlemsiz numuneye kıyasla yüksek miktarda bası artık gerilmelerinin olduğu gözlemlenmiştir. Ayrıca, bası artık gerilmelerinin değerlerinin yüzeyden malzemenin iç kısımlarına doğru inildikçe azalan azot difüzyonu sebebi ile azaldığı tespit edilmiştir.
- Bası artık gerilmesinin en yüksek değeri 480°C-9h (PN2) numunesinden elde edilmiştir. Bu sebeple, plazma nitrürleme işlem süresinin artırılması sonucu bası artık gerilmelerinin arttığı sonucuna varılmıştır.
- 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) şartlarında plazma nitrürlenmiş numunelerinin yüzey sertlikleri işlemsiz numuneye kıyasla yaklaşık olarak sırasıyla %50 ve %140'lık bir artış göstermiştir. Ayrıca, sertlik değerleri yüzeyden iç kısımlarına doğru gidildikçe azalan azot difüzyonu sebebi ile azalma gözlemlenmiştir.

- En düşük gerilme yığılma faktörüne sahip olan r8 mm ($K_t=1.19$) numunesinde en yüksek yorulma dayanımı elde edilmiştir. Ayrıca, gerilme yığılma faktörü değeri arttıkça yani çentik yarıçap değeri küçüldükçe yorulma dayanımının hem işlemsiz hem de nitrülenmiş numunelerde azaldığı gözlemlenmiştir.
- Plazma nitrüleme işlemi, AISI 4140 çeliğinin yorulma dayanımı artan yüzey sertliği, yüzeyde sert nitrür fazlarının oluşması ve yüzey ve yüzey altında bası artık gerilmenin oluşması sebebi ile artmıştır. Ayrıca, artan plazma nitrüleme işlem süresi ile malzemenin yorulma ömrü daha kısa sürelerde nitrüleme şartlarına göre artış göstermiştir. Bunun sebebi artan plazma nitrüleme süresinin azot difüzyonunu dolayısı ile de difüzyon tabakası kalınlığını ve malzemenin sertliğini artırmasıdır.
- Plazma nitrülenmiş çentikli numunelerin yorulma dayanımı işlemsiz çentikli numunelere kıyaslandığında artış görülmektedir. Gerilme yığılma faktörü en düşük olan ve uzun sürelerde nitrülen numunelerin yorulma özelliklerinde %72'ye varan iyileşme tespit edilmiştir. Bir başka deyişle, en yüksek yorulma dayanımı 691 MPa ile işlem süresinin ve çentik yarıçapının en büyük olduğu 480°C-9h (PN2) şartında nitrülen r=8 mm çentik yarıçapına sahip deney numunesinden elde edilmiştir.
- Hem işlemsiz hem de plazma nitrülenmiş çentikli parçaların yorulma dayanımları, artan K_t değeri ile azalmıştır. 480°C-2h (PN1) ve 480°C-9h (PN2) plazma nitrülenmiş çentikli parçalar, işlemsiz parçalardan daha yüksek yorulma dayanımı göstermiş ve yorulma dayanımındaki artışın miktarı, artan K_t değeri ile azalmıştır.
- Yüzeydeki artan sertlik ve bası artık gerilmelerin yanı sıra AISI 4140 çeliğinin çekirdek arayüzüne yakın metalik olmayan inklüzyonlar sebebiyle, PN2 numune kırıklarında “balıkgözü (fish-eye)” olarak adlandırılan bir yüzey altı çatlağı oluşumu görülmüştür. Numunelerin merkezinde (iç bölgesinde) transgranüler sünek kırılma iken, difüzyon tabaka bölgesinde transgranüler klivaj kırılması görülmüştür.
- Yorulma dayanımı (S) ile gerilme yığılma faktörü (K_t) arasında $S = -A \times K_t + B$ şeklinde ifade edilebilen ters yönlü ve lineer bir ilişki olduğu tespit edilmiştir.
- Gerilme yığılma faktöründen bağımsız olarak 480°C-2h (PN1) nitrüleme şartı ile yorulma dayanımı en az 80 MPa artarken 480°C-9h (PN2) şartı için yorulma dayanımı en az 240 MPa arttığı tespit edilmiştir.

Bu tez çalışmasında, dört farklı yarıçap değerine sahip (çentikli) numuneler için gerilme yığılma faktörü ve plazma nitrüleme işleminin AISI 4140 çeliğinin yorulma dayanımı üzerindeki ortak etkisi araştırılmıştır. Bu tez çalışması kapsamında yapılamayan ancak daha

sonraki çalışmalarda yapılması durumunda bilimsel literatüre katkı sağlayacağı düşünülen öneriler şu şekildedir:

- AISI 4140 çelik malzemesi farklı malzeme türleri için yorulma ömründeki değişim incelenebilir.
- Plazma nitrürleme işleminden farklı yüzey işlemleri ile çentik etkisinin malzemelerin yorulma dayanımları üzerindeki ortak etkileri incelenebilir.
- Bu çalışmada sabit genlikli yükler altında dönel eğilmeli yorulma testleri gerçekleştirilmiştir. Bu durumdan farklı olarak, değişken genlikli yükler altında ve farklı yorulma yükleme tiplerinin (çekme, bası, burulma vs.) etkisi incelenebilir. Ayrıca, korozyonlu yorulma veya termal yorulma gibi farklı yorulma deney türleri ile incelemeler yapılabilir.
- Bu çalışma, sınırlı sayıda çentik yarıçapında numune ve sınırlı sayıda plazma nitrürleme şartı ile deneysel olarak gerçekleştirilmiştir. Farklı çap değerleri ve nitrürleme şartlarının etkisini incelemek için Sonlu Elemanlar Yöntemi gibi teorik metotlar kullanılarak çok daha fazla değişken ve bunların varyasyonları incelenebilir.
- Bu çalışmada dört farklı çentik yarıçapı değeri ve iki farklı plazma nitrürleme şartı incelenmiştir. Bu parametrelerin sayısı artırılarak Yapay Sinir Ağları ve Makine Öğrenmesi gibi teorik modeller kurulabilir ve elde edilen matematiksel modeller özellikle makine elamanlarının tasarımında kullanılabilir.

KAYNAKÇA

- Agrawal, R., Veerababu, J., Goyal, S., Sandhya, R., Uddanwadiker, R., & Padole, P., 2018. Estimation of low cycle fatigue response of 316LN stainless steel in the presence of notch. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol.27, 590-660.
- Akbari, A., Mohammadzadeh, R., Templier, C. And Riviere, J., 2010. Effect of the initial microstructure on the plasma nitriding behavior of AISI M2 high speed steel. *Surface and Coatings Technology*, 204(24), 4114-4120.
- Akita, M., and Tokaji, K., 2006. Effect of carburizing on notch fatigue behaviour in AISI 316, austenitic stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, 200, 6073-6079.
- Allery, M. B. P., & Birkbeck, G., 1972. Effect of notch root radius on the initiation and propagation of fatigue cracks, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.4, 325-331.
- Alsaran, A., 2001. Dupleks yüzey işleme uygulanmış AISI 5140 çeliğinin yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerinin belirlenmesi. Doktora Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Alsaran, A., Karakan, M., Çelik A., 2002. The investigation of mechanical properties of ion-nitrided AISI 5140 low-alloy steel. *Materials Characterization*, 48, 323-327.
- Alsaran, A., Kaymaz, I., Çelik, A., Yetim, F. And Karakan, M., 2004. A repair process for fatigue damage using plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*, 186 (3), 333-338.
- Al-Turaihi, A., Bader, Q. H. and Basim, A., 2021. Notch effect on aluminium alloy rod under rotating bend fatigue load. *Materials Science and Engineering*, 1094, 012069.
- Andersson, O., 2018. Comparison of different nitriding processes on PM materials and their effect on properties. Presented at EURO PM in Bilbao, October 14-16.
- Anjum, N. A., Anjum, S., Abbas, Z., Mehmood, S., and Anwar, W., 2017. Notch fatigue behaviour of aluminum 2024-T6 in four point bending rotation. *Technical Journal*, University of Engineering and Technology Taxila, Pakistan, Vol. 22; No.1.
- Anonim., 2021. İstanbul Isıl İşlem A.Ş.-Plazma Nitrasyon ve Vakum Isıl İşlemler, Design & Hosting Atak Teknoloji, <https://www.istanbulisil.com/anasayfa> (07.12.2021).
- Anonymous., 2021. Stress-strain curve of brittle material. *Nuclear Power, Stress-strain Curve of Brittle Material* | nuclear-power.com (03.06.2021).
- Anonymous., 2021. Stress Concentration, 2021. Version 2ME, IIT Kharagpur, Stress Concentration (idc-online.com) (05.11.2021).
- Ashrafizadeh, F., 2003. Influence of plasma and gas nitriding on fatigue resistance of plain carbon (Ck45) steel. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 174-175, 1196-1200.
- ASTM E384-11: Standart Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials.
- ASTM E739-91(2004)e1: Standart Practice for Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data.
- Bader, Q., and Kadum, E., 2014. Effect of V shape on fatigue life in steel beam made of high carbon steel alloy AISI 1078. *International Journal of Modern Engineering Research (IJMER)*, Vol.4, 2249-6645.

- Bafendega, M., 2019. AISI 4340 çeliğinin plazma nitrülenmesi, mikroyapısal ve mekanik özelliklerinin karakterizasyonu. Doktora Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Bannantine, J., 1990. Fundamentals of metal fatigue analysis. Prentice Hall, 1990, 273.
- Bayrak, Ö., 2007. Plazma ile nitrülenmiş CoCrMo implant malzemeniın yapısal ve tribolojik özelliklerinin incelenmesi. MsC Thesis, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Bayrak, Ö., Yetim A., Alsaran, A. And Çelik, A., 2010. Fatigue life determination of plasma nitrided medical grade CoCrMo alloy. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 33 (5), 303-309.
- Benedetti, M., Fontanari, V., Winiarski, B., Withers P. J., Allahkarami, M., and Hanan, J.C., 2015. Fatigue behavior of shot peened notched specimens: effect of the residual stress field ahead of the notch root. Procedia Engineering, 109, 80-88.
- Bhuyian, Md. S., Mutoh, Y., Miyashita, Y., Ostuka, Y., and Koike, T., 2009. Notch effect on fatigue strength of die cast AM60 magnesium alloy. Asian Pacific Conference for Materials and Mechanics Yokohama, Japan, November 13-16.
- Boresi, A. P., Schmidt, R. J., and Sidebottom, O.M., 1993. Advanced Mechanics of materials, 5th ed., Wiley, New York, 29(4), 141-142.
- Callister, W. D., & Rethwisch, D. G., 2008. Fundamentals materials science and engineering. An integrated approach. Hoboken, NJ: John Wiley and Sons Inc.
- Callister, W. D., & Rethwisch, D. G., 2014. Materials science and engineering 9th edition, Comput. Sci. Eng.
- Callister, W. D., 2007. Materials science and engineering.
- Campbell, F. C., 2012. Fatigue and Fracture: understanding the basics. ASM International.
- Ceschini, L. and Minak G., 2008. Fatigue behaviour of low temperature carburised AISI 316L austenitic stainless steel. Surface and Coatings Technology, 202, 1778-1784.
- Cheng, W., & Finnie, I., 2007. Residual stress measurement and the slitting method. Mechanical Engineering Series, Springer.
- Corengia, P., Ybarra, G., Moina, C., Cabo, A., & Broitman, E., 2005. Microstructural and topographical studies of DC-pulsed plasma nitrided AISI 4140 low-alloy steel. Surface and Coatings Technology, 200(7), 2391-2397.
- Cullity, B. D., and Stock, S. R., 2014. Element of X-ray Diffraction, Pearson Education.
- Czerwicz, T., Renevier, N., & Michel, H., 2000. Low-temperature plasma-assisted nitriding. Surface and Coatings Technology, 131(1-3), 267-277.
- Czewinski, F., 2012. Heat treatment-conventional and novel applications. InTech, 418, Croatia.
- Çelik, A., and Karadeniz, S., 1995. Improvement of the fatigue strength of AISI 4140 steel by an ion nitriding process. Surface and Coatings Technology, 72,169-173.
- Çelik, A., and Karadeniz, S., 1996. Investigation of compound layer formed during ion nitriding of AISI 4140 steel. Surface and Coatings Technology, 80(3), 283-286.
- Çelik, A., Bayrak, Ö., Alsaran, A., Kaymaz, İ., & Yetim, A. F., 2008. Effects of plasma nitriding on mechanical and tribological properties of CrCoMo alloy. Surface and Coatings Technology, 202(11), 2433-2438.
- Çelik, A., Yetim, A. F., Alsaran, A., and Karakan, M., 2005. Effect of magnetic treatment on fatigue life of AISI 4140 Steel. Material & design, 26 (8), 700-704.

- Çomaklı, O., 2017. Çelik ve döküm kam millerinin plazma nitrüleme işlemi ile tribolojik ve mekanik özelliklerinin iyileştirilmesi. Doktora Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- D'Acunto, M., 2002. Characterization of residual stress and roughness of steel components. 3rd AIMETA Int. Tribology Conf., Salerno, Italy, 9.
- Dai, H., Francis, J. A., Stone, H. J., Bhadeshia, H. K. D. K., & Withers, P. J., 2008. Characterizing phase transformations and their effects on ferritic weld residual stresses with X-Rays and neutrons. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39(13), 3070-3078.
- De la Cruz, P., and Ericsson, T., 1998. Influence of sea water on the fatigue strength and notch sensitivity of a plasma nitrided B-Mn steel. *Materials Science and Engineering A*. 247, 204-213.
- De la Cruz, P., Oden, M. and Ericsson, T., 1998. Influence of plasma nitriding on fatigue strength and Fracture of a B-Mn steel. *Materials Science and Engineering*. 242 (1), 181-194.
- Diaz-Guillen, J. C., Castilla, A. C., Aguilar, I. P., Granda, E., Garza, A., Candelas, J., Mendez, R., 2009. Effect of duty cycle on surface properties of AISI 4340 using a pulsed plasma nitriding process. *Superficies y Vacio Materials*, 21(4), 1-4.
- Ebrahimi, M., Heydarzadeh, Ö., Honarbakhsh, R. A., and Mahboubi, F., 2010. Effect of plasma nitriding temperature on the corrosion behavior of AISI 4140 steel before and after oxidation. *Surface and Coatings Technology*, Vol. 205, 261-266.
- Edenhoder, B., 1974a. Physical and Metallurgical Aspects of Ionitriding. Pt. 1. *Heat Treatment Metals*, (1), 23-28.
- Farahani, A., Kodric, T., and Ghahramani, A., 2005. A method of fatigue life prediction in notched and un-notched components. *Journal of Materials Processing Technology*, 169, 94-102.
- Fitzpatrick, E. M., Fry, A. T., Holdway, P., Kandil, F. A., Shackleton, J. S. L., 2005. A national measurement good practice guide, determination of residual stress by X-ray diffraction-issue 2. National Physical Laboratory, UK.
- Gao, Z., Qiu, B. Wang, X. and Jiang, Y., 2010. An investigation of fatigue of a notched member. *International of Fatigue*, 32, 1960-1969.
- Genel, K., 2000. İyon nitrülenmiş AISI 4140 çeliğinin yorulma ve korozyon davranışı. Doktora Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Genel, K., Demirkol, M. and Çapa, M., 2000. Effect of ion nitriding on fatigue behaviour of AISI 4140 steel. *Materials Science and Engineering: A*, 279 (1), 207-216.
- Ghelloudj, E., Hannachi, M. T., & Djebaili, H., 2017. Effect of salt bath nitriding on surface roughness behaviour of AISI 4140 steel. *Acta Metallurgica Slovaca*, Vol.23, 45-54.
- Grum, J., 2001. A review of the influence of grinding conditions on resulting residual stresses after induction surface hardening and grinding. *Journal of Materials Processing Technology*, 114(3), 212-226.
- Guagliano, M., Vergani, L., 1997. Effect of nitriding on low-cycle fatigue properties. *International Journal of Fatigue*. 19(1), 67-73.
- Guo, J., Fu, H., Pan, B., and Kang, R., 2021. Recent progress of residual stress measurement methods: A review. *Chinese Journal of Aeronautics*, 34(2), 54-78.

- Hashemi, B., Yazdi, M. R., & Azar, V. (2011). The wear and corrosion resistance of shot peened-nitrided 316L austenitic stainless steel. *Materials & design*, 32(6), 3287-3292.
- Hassani-Gangaraj, S., Moridi, A., Guagliano, M., Ghidini, A., Boniardi, M., 2014. The effect os nitriding, severe shot peening and their combination on the fatigue behaviour and micro-structure of a low-alloy steel. *International Journal of Fatigue*, 62, 67-76.
- Hertzberg, R. W., 1996. *Deformation and Fracture Mechanics of engineering materials*, 4th ed, John Wiley and Sons, New York.
- Hochman, R. F., Solnick-Legg, H., and Legg, K. O., 1988. Ion implantation and plasma assisted processes: Proceedings Of The Conf. On Ion Implantation And Plasma Assisted Processes For Industrial Applications, Atlanta, Georgia.
- Hoffman, F. T., and Mayr, P., 1991. Nitriding and nitrocarburizing, Friction, Lubrication and wear technology, in *Metals Handbook*, ASM, Ohio, Vol.18, 878-883.
- Hoshiyama, Y., Mizobata, R., and Miyake, H., 2016. Mechanical properties of austenitic stainless steel treated by active screen plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*, Vol.307, 1041-1044.
- Hosseini, S. R., and Ahmadi, A., 2013. Evaluation of the effects of plasma nitriding temperature and time on the characterisation of Ti6Al4V alloy. *Vacuum*, Vol.87, 30-39.
- Hottori, N., Nishida, S., Yano, Y., and Ding, J. 2007. Fatigue properties of austenitic stainless steel with circumferential notch. *Key Engineering Materials*, Vol.353-358, 243-247.
- Htoo, A. T., Miyashita, Y., Otsuka, Y., Mutoh, Y., and Sakurai, A., 2016. Variation of local stress ratio and its effect on notch fatigue behavior of 2024-T4 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, 88, 19-28.
- Hussain, K., Tauqir, A., Haq, A. U., Khan, A. Q., 1999. Influence of gas nitriding on fatigue resistance of maraging steel. *International Journal of Fatigue*, Vol.21, 163-168.
- Javadi, Y., Prizaman, H. S., Raeisi, M. H., & Najafabadi, M. A., 2013. Ultrasonic stress evaluation through thickness of a stainless steel pressure vessel. *Int. J. Vessels Pip*, Vol. 123-124, 111-120.
- Jones, B. K., and Martin, J. W., 1978. Fatigue failure mechanisms in a nitrided En 41B steel. *Metals Technology*, Vol.5, 217-221.
- Kandil, F. A., Lord, J. D., Fry, A.T., & Grant, P.V., 2002. A review of residual stress measurement methods. *Measurement of Residual Stress in Components*, NPL Report, UK.
- Karadeniz, S., 1990. Plazma tekniği. TMMOB Makine Mühendisleri Odası Yayınları, Yayın, 137, Ankara.
- Karakan, M., 1998. Gaz karışımlarının iyon nitrürasyon işlemi üzerine etkisinin incelenmesi. Doktora Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Karamış, M.B., 1992. Some effects of the plasma nitriding process on layer properties, *Thin Solid Films*, Vol.217, 38-47.
- Karimoto, T., and Nishimoto, A., 2020. Plasma-nitriding properties of CoCrFeMnNi high-entropy alloys produced by spark plasma sintering. *Metals*, Vol.10, 761.
- Katnam, K. B., Crocombe, A. D., Khoramished, H., and Ashcroft, I.A., 2010. Load ratio effect on the fatigue behaviour of adhesively bonded joints: An enhanced damage model, *Jornal of Adhesion* 86 (3), 257-272.

- Kızgın, M., 2021. Küresel grafitli dökme demir (GGG50) malzemeye bakır ihtivasının yorulma dayanımına etkisinin incelenmesi. Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.
- Kikuchi, S., & Komotori, J. (2008). Effect of fine particle peening treatment prior to nitriding on fatigue properties of AISI 4135 steel. *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol.2, 1444-1450.
- Kikuchi, S., Nakahara, Y., & Komotori, J. (2010). Fatigue properties of nitrided austenitic stainless steel pre-treated with fine particle peening. *International Journal of Fatigue*, 32(2), 403-410.
- Kovacı, H., 2016. Plazma nitrürlenme, DLC kaplama ve dubleks yüzey işlemlerinin AISI 4140 çeliklerinin çeki ve bası aşırı yükleri altındaki yorulma çatlak ilerleme davranışı üzerindeki etkileri. Doktora Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Kovacı, H., Hacısalihoğlu, İ., Yetim, A. F., & Çelik, A., 2019. Effects of shot peening pre-treatment and plasma nitriding parameters on the structural, mechanical and tribological properties of AISI 4140 low-alloy steel. *Surface and Coatings Technology*, Vol.358, 256-265.
- Kovacı, H., Yetim A., Baran, Ö., Çelik, A., 2016. Fatigue crack growth analysis of plasma nitrided AISI 4140 low-alloy steel. Part 1-constant amplitude loading *Mater.Sci. Eng. A*, 672, 257-264.
- Laird, C., 1967. The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation. *PAPER FROM FATIGUE CRACK PROPAGATION*, ASTM STP NO 415. 1967, 131-180.
- Lee, Y-L., Pan, J., Hathaway, R., & Barkey, M., (2005). *Fatigue Testing AND Analysis*. UK,
- Leskovsek, V., Podgronik, B., & Nolan, D., 2008. Modelling of residual stress profiles in plasma nitrided tool steel. *Materials Characterization*, 59(4), 454-461.
- Li, C. X., Sun, Y. And Bell, T., 2000. Influence of nitriding time on the notch fatigue strength of plasma nitrided 709M40 steel. *Journal of Materials Science Letters*, 19, 1793-1795.
- Lieb, K., Horstman, R., Power, B., Meltzer, R., Vieth, M., and Vosikovshy, O., 1980. Effects of stress ratio on fatigue crack growth rates in X70 pipeline steel in air and saltwater. Vol.8, No.2, pp 68.
- Limodin, N., Verreman, Y., Tarfa, T. N., 2003. Axial fatigue of a gas-nitrided quenched and tempered AISI 4140 steel: Effect of nitriding depth. *Fatigue Fracture Eng. Mech.*, Vol.26, 811-820.
- Ma, S., Li, Y., and Xu, K., 2001. The composite of nitrided steel of H13 and TiN coatings by plasma duplex treatment and the effect of pre-nitriding. *Surface and Coatings Technology*, Vol.137, 116-121.
- Mahboubi, F., and Abdolvahabi, K., 2006. The effect of temperature on plasma nitriding behavior of DIN 1.6959 low-alloy steel. *Vacuum*, Vol.81, 239-243.
- Majzoobi, G. H., and Daemi, N., 2010. The effects of notch geometry on fatigue life using notch sensitivity factor. *Transactions of The Indian Institute of Metals*, Vol.63, 547-552.
- Maleki, E., Unal, O., Kashyzadeh, K. R., Bagherifard, S. and Guagliano, M., 2021. A systematic study on effects of shot peening on a mild carbon steel: Microstructure, mechanical properties, and axial fatigue strength of smooth and notched specimens. *Applied Surface Science Advances*, 4, 100071.

- Martin, P., 2011. Introduction to surface engineering and functionally engineered materials: Wiley.
- Mashreghi, A. R., Soleimani, S. M. Y., and Saberifar, S., 2013. The investigation of wear and corrosion behavior of plasma nitrided DIN 1.2210 cold tool steel. *Materials & design*, Vol.46, 532-538.
- Mohammadzadeh, R., Akbari, A., & Drouet, M. (2014). Microstructure and wear properties of AISI M2 tool steel on RF plasma nitriding at different N₂-H₂ gas compositions. *Surface and Coatings Technology*, 258, 566-573.
- Nicholas, T., (2006). High Cycle Fatigue. A Mechanics of Materials Perspective, Oxford: Elsevier, 213-238.
- O'Brien J. M., & Goodman, D., 1991. Plasma (Ion) Nitriding. *Metals Handbook* (10th ed.), Heat treatment, Vol.4, ASM International, Metals Park OH.
- Okeyoyin, O., & Owolobi, G. M., 2013. Application of weakest link probabilistic framework for fatigue notch factor to turbine engine materials. *Department Of Mechanical Engineering, Howard University, Washington, USA*, Vol. 3, 36032.
- Özdemir, U., & Erten, M., 2003. Plazma (iyon) nitrürleme yöntemi ve malzeme özellikleri üzerindeki etkisi, *Havacılık ve Uzay Teknolojileri Dergisi*, 2: 41-48.
- P.Beer, F., Johnston, E. R., Dewolf, J. T., & Mazurek, D. F., 2009. *Mechanical of materials*, Fifth edition, McGraw-Hill.
- Papuga, J., Vizkoza, I., Lutovinov, M., and nesladek, M., 2018. Mean stress in stress-life fatigue prediction re-evaluated. *MATEC Web Conf.* Vol. 165.
- Peng, Y., Zhang, S., Liu, Z., & Gong J. (2020). Notch fatigue behaviour of low-temperature gaseous carburised 316L austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering*, 1753155.
- Peterson, R. E., 1959. Notch Sensitivity, *Metal Fatigue*, Sines, G., Waisman J. L., McGraw-Hill, New York, 965-975.
- Peterson, R. E., 1974. *Stress concentration factors*, John Wiley and Sons, New York.
- Pilkey, W. D., & Pilkey, D.F., 2008. *Peterson's Stress Concentration Factors*, 3rd ed., John Wiley and Sons, New York.
- Podgornik, B., 2001. Coated machine elements-fiction or reality?. *Surface and Coatings Technology*, Vol.146-147, 318-323.
- Prime, M. B., Hill, M. R., DeWald, A. T., Sebring, R. J., Dave, V. R., & Cola, M. J., 2003. Residual stress mapping in welds using the contour method. *Trends Weld Res. Proc.*, 891-896.
- Pye, D., 2003. *Practical nitriding and ferritic nitrocarburizing*, ASM International, Ohio.
- Rahmat, A. M., İbrahim, N.R., and Oskouei, H.R., 2013. Stress raisers and its effect on fatigue sensitivity: A study of notch and fretting fatigue, *Universal Journal of Mechanical Engineering*, 1(3), 83-91.
- Raman, S. G. S., and Jayaprakash, M., 2007. Influence of plasma nitriding on plain fatigue and fretting fatigue behavior of AISI 304 austenitic stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, Vol.201, 5906-5911.
- Rauscher, H., Perucca, M., & Buyle, G., 2010. *Plasma technology for hyperfunctional surfaces*: Wiley.

- Ravazi, J. S. M., Avanzini, A., Cornacchia, G., Giorleo, L., and Berto, F., 2021. Effect of heat treatment on fatigue behavior of as-built notched Co-Cr-Mo parts produced by selective laser melting. *International of Fatigue*, 142, 105926.
- Reddy, A. V., 2004. *Aeronautical and engineering component failures, part 2*. New York, United States of America.
- Riazi, H., Ashrafizadeh, F., Hosseini, S. R., & Ghomashchi, R., 2017. Influence of simultaneous aging and plasma nitriding on fatigue performance of 17-4 PH stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 703, 262-269.
- Richard, G. B., & Keith, N., 2010. *Shigley's mechanical engineering design*. McGraw Hill.
- Rossini, N. S., Dassisti, M., Benyounis, K. Y., and Olabi, A. G., 2012. Methods of measuring residual stresses in components. *Materials & design*, Vol.35, 572-588.
- Ruset, C., Ciuca, S., and Grigore, E., 2003. The influence of the sputtering process on the constitution of the compound layers obtained by plasma nitriding. *Surface and Coatings Technology*, 174(1), 1201-1205.
- Sadeler, R., Ozel, A., Kaymaz, I., and Totik, Y., 2005. The effect of residual stresses induced by prestraining on fatigue life of notched specimens. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 14(3), 351-355.
- Saleh, A. H., Ali, M. A. N., Ismail, M. I. And Abood, A. N., 2019. The Radius size variation effects on fatigue strength of AA6061-T6 and AA6061-O alloys. 2nd International Conference on Sustainable Engineering Techniques (ICSET), 518, 032063.
- Schijve, J., 2001. *Fatigue of structures and materials*. Springer.
- Schijve, J., 2009. *Fatigue of structures and materials*. 2nd ed., Springer.
- Seçer, Y., 2019. Seçici lazer ergitme yöntemi ile oluşturulan farklı yüzey tekstürlerinin ve plazma nitrürleme işleminin AISI 316L paslanmaz çeliğinin yapısal, mekanik ve tribolojik özelliklerine etkileri. Yüksek Lisans Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Shen, H., and Wang, L., 2019. Influence of temperature and duration on the nitriding behavior of 40Cr low alloy steel in mixture NH₃ and N₂. *Surface and Coatings Technology*, 378(25), 124953.
- Simion, P., Dia, V., Istrate, B., Hrituleac, G., Hrituleac, I., and Munteanu, C., 2016. Study of fatigue behavior of longitudinal welded pipes. *IOP Conf.Ser. Mater. Sci. Eng.* Vol. 145, No.2.
- Sirin, S. Y., Sirin, K. and Kaluc, E., 2008. Effect of the ion nitriding surface hardening process on fatigue behaviour of AISI 4340 steel. *Materials Characterization*, 59(4), 351-358.
- Sirin, S.Y., 2019. Effect of hot dip galvanizing on the fatigue behavior of hot rolled and ion nitrided AISI 4340 steel. *International Journal of Fatigue*, Vol.123, 1-9.
- Soleimani, S., Mashreghi, A., Ghasemi, S. and Moshrefifar, M., 2012. The effect of plasma nitriding on the fatigue behaviour of DIN 1.2210 cold work tool steel. *Materials & design*, 35, 87-92.
- Sprague, J. A., Cotell, C. M., & Smidt Jr, F. A., 1994b. *ASM Handbook, Surface Engineering*, ASM International USA, Vol.5.
- Stephens, R. I., and Fatemi, A., 2001. *Metal fatigue in engineering*, second ed., Wiley Interscience.

- Stephens, R. I., Fatemi, A., Stephens, R. R. and Fuchs, H. O., 2000. Metal fatigue in engineering. John Wiley & Sons.
- Strafford, K.N., Smart, R.c., Sare, I., & Subramain, C., 1995. Surface engineering, Technomic publishing company, USA.
- Suh, C-Min., Hwang, J-Ki., Son, K-Son., and Jang, H-Kyung., 2005. Fatigue characteristics of nitrided SACM 645 according to the nitriding condition and notch. Materials Science and Engineering A, 392, 31-37.
- Sun, Y., and Bell, T., 1991. Plasma surface engineering of low alloy steel. Materials Sci. and Eng: A, 140, 419-434.
- Suresh, S., 1998. Fatigue of materials. Cambridge university press.
- Tanrıkulu, B., 2016. Fatigue life of tungsten cobalt carbide used as a core material in cold forging dies. Yüksek Lisans Tezi, Dokuz Eylül Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, İzmir.
- Techology Rights Department in Oxford.
- Terres, M. A and Sidhom, H., 2012. Fatigue life evaluation of 41CrMo4 nitrided steel by local approach. Equivalent strain-life time. Materials & design, 33, 444-450.
- Terres, M. A., Laalai, N. and Sidhom, H., 2012. Effect of nitriding and shot-peening on the fatigue behaviour of 42CrMo4 steel. Experimental analysis and predictive approach. Materials & design, 35, 741-748.
- Tillmann, W., Vogli, E., 2006. Selecting surface treatment technologies. Modern Surface Technology, Friedrich-Wilhelm Bach, Andreas Laarmann, Thomas Wenz. University of Dortmund, Germany, 1-10.
- Tosic, M. M., Terzic, I., Gligorijevic, R., and Ognjanovic, M., 1994. Fatigue improvements of glow-discharge plasma nitrided steel rotary specimens. Surface and Coatings Technology, 63, 73-83.
- Tsuji, N., Tanaka, S., and Takasugi, T., 2009. Effect of combined plasma-carburizing and deep rolling on notch fatigue property of Ti-6Al-4V alloy. Materials Science and Engineering A. 499, 482-488.
- Uygur, I., (2011). Notch behaviour and fatigue life predictions of discontinuously reinforced MMCs. Archives of Metallurgy and Materials, Vol.56; Issue 1.
- Wang, L., Ji, S. and Sun, J., 2006. Effect of nitriding time on the nitrided layer of AISI 304 austenitic stainless steel. Surface and Coatings Technology, Vol.200, 5067-5070.
- Winck, L. B., Ferreira, L. A., Araujo, A. Manfrinato, M. D., Silva, C. R. M., 2013. Surface nitriding influence on the fatigue life behavior of ASTM A743 steel type CA6NM. Surface and Coatings Technology, Vol.232, 844-850.
- Withers, P J., & Bhadeshia, H., 2001. Residual stress. Part 1-measurement techniques, Mater. Sci. Techol., Vol.17, 355-365.
- Withers, P. J., Turski, M., Edwards, L., Bouchard, P.J., and Buttle, D. J., 2008. Recent advances in residual stress measurement. International Journal of Pressure Vessels And Piping, 85(3), 118-127.
- Wu, J., Liu, H. Li, J. Yang, X. And Hu, J., 2016. Comparative study of plasma oxynitriding and plasma nitriding for AISI 4140 steel. Journal of Alloys and Compounds: 680, (642-645).
- Wulpi, D. J., 1999. Fatigue Fracture, Understanding how components fail, 2nd ed., ASM International.

- Yazıcı, M., 2013. 316L paslanmaz çeliğinin S- fazının yapısal, elektriksel, manyetik ve mekanik özelliklerinin incelemesi. Yüksek Lisans Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Yetim, A. F., 2003. Manyetik alanın AISI 4140 çeliğinin yorulma ömrüne etkisi. Yüksek Lisans Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Yetim, A. F., 2009. Biyomalzeme olarak kullanılan AISI 316l ve Ti6Al4V alaşımının plazma ile nitrürleme davranışı, Ti-DLC ince film ile karşılaştırılması. Doktora Tezi, Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Erzurum.
- Yıldız, F., Yetim, A. F., Alsaran, A., Çelik A., and Kaymaz, İ., 2011. Fretting fatigue properties of plasma nitrided AISI 316L stainless steel. Experiments and finite element analysis, Tribology International, 44, 1979-1986.
- Zhang, J. W., Lu, L.T., Shiozawa, K., Zhou, W. N., & Zhang, W. H., 2011. Effect of nitrocarburizing and post-oxidation on fatigue behavior of 35CrMo alloy steel in very high cycle fatigue regime. International Journal of Fatigue, Vol.33, 880-886.
- Zheng, C., Liu, Y., Wang, H., Zhu, H., Ji, R., Shen, Y., 2015. Research on the effect of gas nitriding treatment on the wear resistance of ball seat used in multistage fracturing. Materials & design, 70(5), 45-52.
- Zhou,C., Wang, M., Hui, W., Dong, H., Wang, L., & Wu, R., 2013. Rotating bending fatigue properties of two case hardening steels after nitriding treatment. Materials & design, Vol.46, 539-545.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler	
Adı Soyadı:	Faik YILAN
Doğum tarihi:	
Doğum Yeri:	
Uyruğu:	
Adres:	
Tel:	
E-mail:	
Eğitim	
Lise:	Kırşehir Lisesi
Lisans:	Atatürk Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği (2019)
Yüksek lisans:	Atatürk Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Mekanik Bilim Dalı
Yabancı Dil Bilgisi	
İngilizce:	İyi