

BURSA TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ❖ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA PROSESİNİN OTOMOTİVDE KULLANILAN
ÇELİK SACLARA UYGULANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI:
DEFORMASYON DAVRANIŞI, İÇYAPISAL VE MEKANİK ÖZELLİKLER**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

Mümün YILMAZ

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

TEMMUZ 2017

BURSA TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ❖ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**SÜRTÜNME KARIŞTIRMA PROSESİNİN OTOMOTİVDE KULLANILAN
ÇELİK SACLARA UYGULANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI:
DEFORMASYON DAVRANIŞI, İÇYAPISAL VE MEKANİK ÖZELLİKLER**

YÜKSEK LİSANS TEZİ

**Mümün YILMAZ
141080106**

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı: Yrd. Doç. Dr. Onur SARAY

TEMMUZ 2017

BTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 141080106 numaralı Yüksek Lisans Öğrencisi Mümün YILMAZ, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı "SÜRTÜNME KARIŞTIRMA PROSESİNİN OTOMOTİVDE KULLANILAN ÇELİK SACLARA UYGULANABİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI: DEFORMASYON DAVRANIŞI, İÇYAPISAL VE MEKANİK ÖZELLİKLER" başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

Tez Danışmanı : **Yrd. Doç. Dr. Onur SARAY**
Bursa Teknik Üniversitesi

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Bahattin KANBER**
Bursa Teknik Üniversitesi

Doç. Dr. Rukiye ERTAN
Uludağ Üniversitesi

Teslim Tarihi : 22 Haziran 2017

Savunma Tarihi : 4 Temmuz 2017

FBE Müdürü : **Doç. Dr. Murat ERTAŞ**
Bursa Teknik Üniversitesi/...../.....

İNTİHAL BEYANI

Bu tezde görsel, işitsel ve yazılı biçimde sunulan tüm bilgi ve sonuçların akademik ve etik kurallara uyularak tarafımdan elde edildiğini, tez içinde yer alan ancak bu çalışmaya özgü olmayan tüm sonuç ve bilgileri tezde kaynak göstererek belgelediğimi, aksinin ortaya çıkması durumunda her türlü yasal sonucu kabul ettiğimi beyan ederim.

Öğrencinin Adı Soyadı: Mümün YILMAZ

İmzası :

X X X X X



Cennet vatanım ve aziz milletime,

ÖNSÖZ

Lisansüstü eğitimim ve tez çalışmalarım süresince, önemli bir bilgi birikimine sahip olmamı sağlayan, kıymetli bilgi, fikir ve tecrübesi ile yanımda olan ve her konuda desteğini eksik etmeyen, çok değerli danışman hocam Yrd. Doç. Dr. Onur SARAY'a sonsuz teşekkür ve saygılarımı sunarım. Ayrıca, bu çalışmayı 115M649 numaralı projesiyle maddi olarak destekleyen TÜBİTAK'a, çalışmalarım boyunca destek ve yardımını hiç esirgemeyen değerli çalışma arkadaşım Beyçelik Gestamp Ar-Ge Sorumlusu Yüksek Mühendis İmren ÖZTÜRK YILMAZ'a, deneysel çalışmalarda kullanılan çelik sacların tedarikinde ve yürütülen SEM incelemelerinde ilgi ve yardımlarından dolayı Borçelik Ar-Ge Laboratuvar Şefi Sayın Ömer YILDIRIM'a ve Ar-Ge Mühendisi Refiye ARDALI'ya, SKP sisteminin imalatında üstlendikleri rol ve çalışmalarını için Sayın İbrahim AYDOĞDU ve çalışma arkadaşların'a, ilkokul günlerimden yüksek lisans sonuna kadar üzerimde emeği geçen tüm öğretmen ve hocalarıma teşekkürü bir borç bilirim.

Hayatım boyunca maddi manevi destekleriyle beni hiçbir zaman yalnız bırakmayarak bugünlere gelebilmemde emek sahibi ve en büyük destekçim olan sevgili aileme, ardından da dostlarıma tüm içtenliğimle minnettarlığımı sunarım.

Temmuz 2017

Mümün YILMAZ

İÇİNDEKİLER

Sayfa

| | |
|---|-----------|
| ÖNSÖZ..... | v |
| İÇİNDEKİLER | vi |
| KISALTMALAR | viii |
| SEMBOLLER | ix |
| ÇİZELGE LİSTESİ..... | x |
| ŞEKİL LİSTESİ..... | xi |
| ÖZET..... | xv |
| SUMMARY | xvii |
| 1. GİRİŞ | 1 |
| 1.1 Tezin Amacı | 2 |
| 1.2 Literatür Araştırması | 3 |
| 1.2.1 Sürtünme karıştırma prosesinin işlem parametreleri | 5 |
| 1.2.1.1 Takım geometrisi | 7 |
| 1.2.1.2 Takım hareketi | 10 |
| 1.2.1.3 Takım malzemesi | 12 |
| 1.2.2 SKP'nin malzemelerin içyapısal özelliklerine etkileri..... | 13 |
| 1.2.3 SKP'nin malzemelerin mekanik özelliklerine etkileri | 16 |
| 1.2.3.1 Sertlik, mukavemet ve süneklik üzerindeki etkiler | 16 |
| 1.2.3.2 Yorulma davranışı üzerindeki etkiler..... | 18 |
| 1.2.3.3 Aşınma davranışı üzerindeki etkiler..... | 18 |
| 1.2.3.4 Şekillendirilebilirlik üzerindeki etkiler | 19 |
| 2. MALZEME VE YÖNTEM | 20 |
| 2.1 SKP Uygulamasında Kullanılacak Donanımların Tasarımı ve İmalatı | 20 |
| 2.2 Deneysel Çalışmalar | 23 |
| 2.2.1 Deney malzemeleri | 23 |
| 2.2.2 SKP deneyleri | 23 |
| 2.2.3 Yapısal özelliklerin incelenmesi | 26 |
| 2.2.4 Mekanik özelliklerin incelenmesi | 26 |
| 2.2.4.1 Mikrosertlik ölçümleri | 26 |
| 2.2.4.2 Çekme deneyleri..... | 27 |
| 2.2.5 Yorulma davranışının incelenmesi..... | 28 |
| 3. BULGULAR VE TARTIŞMA | 30 |
| 3.1 SKP Uygulanmış Sacların Makro İncelemesi | 30 |
| 3.2 Mikroyapı İncelemerinden Elde Edilen Bulgular | 32 |
| 3.2.1 DP 600 çeliği..... | 32 |
| 3.2.2 TRIP 780 çeliği | 36 |
| 3.3 Mekanik Özelliklerin İncelemelenmesinden Elde Edilen Bulgular | 41 |
| 3.3.1 Mikrosertlik..... | 41 |
| 3.3.1.1 DP 600 çeliği..... | 41 |
| 3.3.1.2 TRIP 780 çeliği | 42 |

| | |
|---|-----------|
| 3.3.2 Statik yükler altında deformasyon davranışı ve mekanik özellikler | 46 |
| 3.3.2.1 DP 600 çeliği..... | 46 |
| 3.3.2.2 TRIP 780 çeliği | 49 |
| 3.4 Çevrimli Yükler Altında Deformasyon Davranışı | 52 |
| 3.4.1 DP 600 çeliği..... | 52 |
| 3.4.1.1 Yorulma deneyi sonuçları | 52 |
| 3.4.1.2 Deney numunelerinin kırılma yüzeylerinin mikro incelemesi..... | 55 |
| 3.4.2 TRIP 780 çeliği | 68 |
| 3.4.2.1 Yorulma deneyi sonuçları | 68 |
| 3.4.2.2 Deney numunelerinin kırılma yüzeylerinin mikro incelemesi..... | 70 |
| 4. SONUÇ VE ÖNERİLER..... | 84 |
| KAYNAKLAR | 87 |
| ÖZGEÇMİŞ..... | 94 |



KISALTMALAR

| | |
|-------------|---|
| AA | : Alternatif Akım |
| AHSS | : Advanced High Strength Steel |
| AISI | : American Iron and Steel Institute |
| APD | : Aşırı Plastik Deformasyon |
| ARB | : Accumulative Roll Bonding |
| ASTM | : American Society of Testing and Materials |
| BH | : Bake Hardening |
| CAD | : Computer Aided Design |
| CP | : Complex Phase |
| ÇİT | : Çok İnce Taneli |
| DP | : Dual Phase |
| ECAP | : Equal Channel Angular Pressing |
| FB | : Ferritic Bainitic |
| FSW | : Friction Stir Welding |
| HF | : Hot Forming |
| HS | : High Strength |
| HSLA | : High Strength Low Alloy |
| Hv | : Microhardness Vickers |
| IF | : Interstitial Free |
| ITAB | : Isı Tesiri Altındaki Bölge |
| İÖ | : İşlem Öncesi |
| KB | : Karışma Bölgesi |
| MAF | : Multi Axial Forging |
| MS | : Martensitic Steel |
| PCBN | : Polycrystalline Cubic Boron Nitride |
| PLC | : Programmable Logic Controller |
| SEM | : Scanning Electron Microscope |
| SKD | : High Carbon High Chromium Alloy Steel |
| SKK | : Sürtünme Karıştırma Kaynağı |
| SKP | : Sürtünme Karıştırma Prosesi |
| ST | : Non-alloy Quality Steel |
| TMB | : Termo Mekanik Olarak Etkilenmiş Bölge |
| TRIP | : Transform Induced Plasticity |
| TWI | : The Welding Institute |
| TWIP | : Twinning Induced Plasticity |
| WC | : Wolfram Carbide |

SEMBOLLER

| | |
|----------------------------------|---|
| d/d | : Devir / Dakika |
| GPa | : GigaPascal |
| Hz | : Frekans (Hertz) |
| K | : Malzeme pekleşme katsayısı |
| l_0 | : Çekme deneyi öncesindeki numune ölçü boyu |
| l_{UTS} | : Çekme dayanımındaki numune ölçü boyu |
| MPa | : MegaPascal |
| n | : Malzeme pekleşme üssü |
| r | : Anizotropi katsayısı |
| r_{UTS} | : Çekme dayanımındaki anizotropi katsayısı |
| R | : Yük tekrar oranı |
| S_{max} | : Maksimum gerilme değeri |
| S_{min} | : Minimum gerilme değeri |
| w_0 | : Çekme deneyi öncesindeki numune ölçü genişliğini |
| w_{UTS} | : Çekme dayanımındaki numune ölçü genişliğini |
| ϵ_f | : Malzemenin kopma uzama değeri |
| ϵ_g | : Çekme dayanımında genişlikteki birim şekil değişimi |
| ϵ_k | : Çekme dayanımında kalınlıktaki birim şekil değişimi |
| ϵ_u | : Malzemenin uniform uzama değeri |
| μ | : Sürtünme katsayısı |
| \emptyset | : Çap ölçüsü |
| σ_{UTS} | : Çekme dayanımı |
| σ_y | : Akma dayanımı |

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

| | |
|---|-----------|
| Çizelge 1.1 : Takım hareketi ve geometrileri ile ilgili çalışmalarda kullanılan parametreler | 11 |
| Çizelge 2.1 : SKP işleminde kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimleri (%)..... | 23 |
| Çizelge 2.2 : Tez çalışması kapsamında uygulanan SKP işlem parametreleri | 24 |
| Çizelge 3.1 : SKP parametreleri ve işlemler sırasında ölçülen sıcaklık değerleri | 30 |
| Çizelge 3.2 : DP 600 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği mekanik özellik değerleri..... | 49 |
| Çizelge 3.3 : TRIP 780 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği mekanik özellik değerleri..... | 52 |

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

| | |
|---|-----------|
| Şekil 1.1 : Otomotivde kullanılan çeliklerin mukavemet-süneklik diyagramı | 1 |
| Şekil 1.2 : Sürtünme karışıma kaynağının şematik gösterimi | 4 |
| Şekil 1.3 : SKP işleminin yapısal özellikleri etkileyen parametreleri | 6 |
| Şekil 1.4 : SKP işlemi süresince enerji akışı ve ısı transferi ile ilgili parametreler..... | 6 |
| Şekil 1.5 : SKP işleminde kullanılan takımlarda farklı omuz yüzeyi ve pin geometrileri | 9 |
| Şekil 1.6 : SKP işleminde kullanılan pin geometrilerinin iç yapı ve sertlik ile olan ilişkileri a) ST14 çeliğini işlem öncesi iç yapısı b) konik pin ile SKP c) silindirik pin ile SKP d) üçgen pin ile SKP e) kare pin ile SKP işlemleri sonrasında iç yapı görüntüleri f) SKP bölgesinin sertlik değerleri | 9 |
| Şekil 1.7 : SKP işleminde kullanılan pin geometrilerinin sertlik ile olan ilişkileri ... | 10 |
| Şekil 1.8 : SKP uygulanmış malzemelerde farklı içyapısal özelliklerin görüldüğü bölgelerin şematik gösterimi (A: Karışma bölgesi (KB), B: Termomekanik olarak etkilenmiş bölge (TMB), C: Isı tesiri altındaki etkilenmiş bölge (ITAB), BM: Etkilenmemiş bölge (İÖ)) | 14 |
| Şekil 1.9 : SKP işlemi sonrasında IF-çeliğinin içyapısında ortaya çıkan değişimler: (a) karışma bölgesi, (b)-(d) İşlemden etkilenmemiş bölge ile karışma bölgesi arasındaki geçiş bölgesi | 15 |
| Şekil 2.1 : Tasarlanan SKP Sistemi'ne ait bilgisayar destekli tasarım (CAD) görünümü | 21 |
| Şekil 2.2 : İmal ettirilen "SKP Sistemi"'ne ait fotoğraf | 22 |
| Şekil 2.3 : Tez çalışması kapsamında kullanılan karıştırıcı takımların teknik resimleri | 24 |
| Şekil 2.4 : SKP deney sisteminin fotoğrafı..... | 25 |
| Şekil 2.5 : SKP deney sisteminin şematik gösterimi | 25 |
| Şekil 2.6 : Çekme deneyi numunelerinin levhalardan çıkarım planı ve boyutları..... | 26 |
| Şekil 2.7 : Yorulma deneyi numunelerinin levhalardan çıkarım planı ve boyutları.. | 28 |
| Şekil 2.8 : Yorulma deneylerinde kullanılan aparatın temel boyutları ve fotoğrafı .. | 29 |
| Şekil 3.1 : (a) DP 600 çeliğinin SKP işlemi sonrasındaki görüntüsü, (b) işlem sırasında ortaya çıkan sıcaklık dağılımını gösteren termal kamera görüntüsü .. | 31 |
| Şekil 3.2 : (a) TRIP 780 çeliğinin SKP işlemi sonrasındaki görüntüsü, (b) işlem sırasında ortaya çıkan sıcaklık dağılımını gösteren termal kamera görüntüsü .. | 32 |
| Şekil 3.3 : DP 600 çeliğinin işlem öncesi durumdaki içyapısını gösteren optik mikroskop resimleri: (a) Düşük büyütme, (b) Yüksek büyütme | 33 |
| Şekil 3.4 : DP 600 çeliğine 1000 d/d' da ve 1,6 mm/s' de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait optik mikroskop fotoğrafları: (a) SKP sonrasında deformasyon bölgelerinin genel görünümü, (b)-(c) ITAB, (d)-(e) TMB, (f)-(g) KB. | 34 |

| | |
|---|-----------|
| Şekil 3.5 : DP 600 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait SEM fotoğrafları: (a) SKP sonrasında deformasyon bölgelerinin genel görünümü, (b)-(c) ITAB, (d)-(e) TMB, (f)-(g) KB | 35 |
| Şekil 3.6 : TRIP 780 çeliğinin SKP öncesi iç yapısı: (a) Optik mikroskop resmi, (b)-(d) Farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri | 37 |
| Şekil 3.7 : TRIP 780 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait optik mikroskop fotoğrafları: (a) SKP sonrasında deformasyon bölgelerinin genel görünümü, (b)-(c) ITAB, (d)-(e) TMB, (f)-(g) KB | 39 |
| Şekil 3.8 : TRIP 780 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait SEM fotoğrafları: (a) SKP sonrasında deformasyon bölgelerinin genel görünümü, (b)-(c) ITAB, (d)-(e) TMB, (f)-(g) KB | 40 |
| Şekil 3.9 : DP 600 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesinde mikro-sertlik değerlerinin değişimi: (a) Takım merkezinden yatay yönde elde edilen mikro-sertlik profili, (b) Takım yüzeyinden, takım eksenine doğrultusunda elde edilen sertlik profili..... | 44 |
| Şekil 3.10 : TRIP 780 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesinde mikro-sertlik değerlerinin değişimi: (a) Takım merkezinden yatay yönde elde edilen mikro-sertlik profili, (b) Takım yüzeyinden, takım eksenine doğrultusunda elde edilen sertlik profili..... | 45 |
| Şekil 3.11 : DP 600 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-Mühendislik % uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme- gerçek birim uzama eğrileri | 48 |
| Şekil 3.12 : TRIP 780 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-Mühendislik % uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme- gerçek birim uzama eğrileri | 51 |
| Şekil 3.13 : DP 600 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-çevrim sayısı eğrileri | 54 |
| Şekil 3.14 : İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine 600 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme | 57 |
| Şekil 3.15 : İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine 550 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme | 58 |
| Şekil 3.16 : İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine 500 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme | 59 |
| Şekil 3.17 : İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine 450 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme..... | 60 |

- Şekil 3.18** : İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine 400 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **61**
- Şekil 3.19** : SKP uygulanmış durumdaki DP 600 çeliğine 900 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **63**
- Şekil 3.20** : SKP uygulanmış durumdaki DP 600 çeliğine 800 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **64**
- Şekil 3.21** : SKP uygulanmış durumdaki DP 600 çeliğine 700 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **65**
- Şekil 3.22** : SKP uygulanmış durumdaki DP 600 çeliğine 600 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **66**
- Şekil 3.23** : SKP uygulanmış durumdaki DP 600 çeliğine 500 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **67**
- Şekil 3.24** : TRIP 780 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-çevrim sayısı eğrileri **70**
- Şekil 3.25** : İşlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğine 750 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **72**
- Şekil 3.26** : İşlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğine 600 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **73**
- Şekil 3.27** : İşlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğine 500 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme **74**
- Şekil 3.28** : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 1000 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek. **77**

- Şekil 3.29** : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 700 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **78**
- Şekil 3.30** : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 600 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **79**
- Şekil 3.31** : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 500 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **80**
- Şekil 3.32** : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 450 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **81**
- Şekil 3.33** : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 420 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **82**
- Şekil 3.34** : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 370 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme **83**

SÜRTÜNME KARIŞTIRMA PROSESİNİN OTOMOTİVDE KULLANILAN ÇELİK SACLARA UYGULANBİLİRLİĞİNİN ARAŞTIRILMASI: DEFORMASYON DAVRANIŞI, İÇYAPISAL VE MEKANİK ÖZELLİKLER

ÖZET

Günümüzde her geçen gün gelişen çevre bilinci ve sürdürülebilirlik anlayışı, otomobil üreticilerini daha az yakıt tüketen taşıtlar geliştirmeye yöneltmektedir. Bu amaç doğrultusunda modern otomobil şaselerinde bulunan yapısal elemanların hem olabildiğince hafifletilmesi hem de mekanik performanstan ödün verilmemesi hedeflenmektedir. Bu hedefe, mukavemet, süneklik ve tokluk değerleri yüksek malzemelerin kullanılması ile ulaşılabilir. Bu kapsamda çelik üreticileri tarafından geliştirilen yeni nesil yüksek mukavemetli çelikler (Advanced High Strength Steels, AHSS) otomotiv endüstrisinin sık kullandığı malzemeler arasında yerini almıştır. Bu çeliklerin özgül mukavemet değerleri geleneksel otomotiv çeliklerinden daha yüksek olduğundan, gövde ve taşıyıcı parçaların ağırlıklarını azaltmada etkili çözümler sunmaktadır. Diğer taraftan, modern otomobillerden beklenen performans ve güvenlik beklentilerinin de giderek artması AHSS'lerin de belli oranda yetersiz kalmasına neden olmaktadır. Bu durum, söz konusu çeliklerin yenilikçi yaklaşımlar ile proses edilmesini gerektirmektedir.

Bu tez çalışmasında son yıllarda otomotiv endüstrisinde sıklıkla kullanılmakta olan yapısal çelik saclardan DP 600 ve TRIP 780'e sürtünme karıştırma prosesi (SKP) uygulandı. Uygulanan prosesin yapısal özellikler ile statik ve çevrimsel yüklemeler altındaki deformasyon davranışları üzerindeki etkileri incelendi. Yapısal incelemeler kapsamında, SKP işleminin uygulanması sırasında meydana gelen termo-mekanik etkilerin oluşturduğu deformasyon bölgelerinde ortaya çıkan faz dönüşümleri, tane incelleme mekanizması, malzeme akışına ait temel özellikler değerlendirildi. Söz konusu değişimlerin mekanik özellikler üzerindeki etkilerinin incelenmesi için sertlik ölçümleri gerçekleştirildi. SKP'nin deformasyon ve pekleşme davranışları ile mukavemet-süneklik özellikleri üzerindeki etkileri oda sıcaklığında çekme deneyleri ile belirlendi. SKP uygulanmış durumdaki çeliklerin çevrimsel yüklemeler altında çatlak oluşturma ve çatlak ilerleme davranışlarının belirlenmesinde ise yorulma deneylerinden yararlanıldı.

Yapılan çalışmalar sonucunda SKP'nin DP 600 ve TRIP 780 çeliklerine uygulanmasında makro anlamda bir malzeme hasarına, çatlama ya da deformasyon süreksizliklerine rastlanılmadı. SKP sonrasında incelenen çeliklerin yapısal ve mekanik özelliklerinde önemli değişimler ortaya çıktı. DP 600 çeliğinin SKP öncesinde 178 Hv seviyelerinde olan sertlik değerinin işlem sonrasında 315 Hv seviyelerine kadar yükseldiği görüldü. TRIP 780 çeliğinde ise işlem öncesinde 250 Hv seviyelerinde olan sertlik değeri SKP ile önemli oranda artarak, 490 Hv seviyelerine ulaştı. DP 600 ve TRIP 780 çeliklerinin mukavemetleri uygulanan SKP sonrasında önemli oranda artış gösterdi. Elde edilen bu mukavemet artışı süneklik özelliklerinde kabul edilebilir seviyede bir azalma ile birlikte elde edildi. İşlem

öncesi durumdaki DP 600 çeliğinin 300 MPa seviyelerinde akma dayanımına sahip olduğu ve akma sonrasında % 21 uniform uzama sergileyerek, yaklaşık 620 MPa'lık çekme mukavemetine ulaştığı ve % 34 kopma uzamasına sahip olduğu belirlendi. SKP işlemleri sonrasında akma dayanımının 811 MPa, çekme dayanımının ise 1053 MPa seviyelerine ulaştığı gözlemlendi. Söz konusu çeliğin SKP sonrasında sergilediği uniform uzama ve kopma uzaması değerlerinin sırasıyla % 6,3 ve % 13,0 SKP işlemlerinin TRIP 780 çeliğinin mekanik özellikleri üzerindeki etkileri DP 600 çeliğine benzer nitelikte ortaya çıktı. SKP sonrasında işlem öncesi durumdaki 420 MPa ve 820 MPa seviyelerinde olan akma ve çekme dayanımı, önemli oranda artış sergileyerek sırasıyla 1120 MPa ve 1470 MPa seviyelerine ulaştı. Proses sonrasında mukavemet değerlerinde elde edilen bu artış, süneklik özelliklerinin belli oranda azalmasına neden oldu. İşlem öncesi durumda % 24 ve % 36 değerlerini alan uniform uzama ve kopma uzaması değerlerinin SKP sonrasında belli oranda azalarak sırasıyla % 10,1 ve % 21,8 değerlerini aldığı tespit edildi.

Proses sonrasında DP 600 ve TRIP 780 çeliklerinin statik mukavemet değerlerinde sağlanan belirgin artışlar, yorulma davranışları ve yorulma limitleri üzerinde de olumlu etkilere neden oldu. Yapılan yorulma deneyleri sonucunda DP 600 çeliğinin işlem öncesi durumda 350 MPa seviyelerinde olan yorulma limitinin uygulanan SKP işlemleri sonrasında 480 MPa seviyelerine ulaştığı belirlendi. Uygulanan farklı çevrimsel gerilme değerleri altında meydana gelen kırılma yüzeylerinin SEM incelemelerinden, SKP öncesi ve sonrasındaki çatlak ilerleme ve ani kopma bölgelerine ait morfolojik özelliklerde belirgin bir değişim ortaya çıkmadığı anlaşıldı. TRIP 780 çeliğine uygulanan SKP işlemleri sonrasında ise, söz konusu malzemenin işlem öncesi durumda sahip olduğu 420 MPa'lık yorulma limitinin az da olsa azalma sergileyerek 320 MPa değerini aldığı görüldü. Bu durum, TRIP çeliklerinin önemli bir yapısal özelliği olan plastik deformasyonla tetiklenen kalıntı ostenit-martenzit dönüşümünün SKP işlemleri sırasında büyük oranda tamamlanmasıyla meydana gelen martenzitik yapının sahip olduğu yüksek çatlak oluşturma/ilerletme yatkınlığına bağlı olarak açıklandı.

Tez çalışması kapsamında elde edilen deneysel sonuçlar, sürtünme karıştırma prosesinin otomotivde kullanılan yüksek mukavemetli çelik sacların mekanik performansını etkin şekilde iyileştiren, kolay uygulanabilir ve düşük maliyetli bir proses metodu olduğunu göstermektedir.

Anahtar kelimeler: Sürtünme Karıştırma Prosesi (SKP), Aşırı Plastik Deformasyon, DP çeliği, TRIP çeliği, Mekanik özellikler, Yorulma davranışı

THE INVESTIGATION ON FRICTION STIR PROCESS APPLICABILITY OF AUTOMOTIVE GRADE STEEL SHEETS: DEFORMATION BEHAVIOUR, MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES

SUMMARY

Today, environmental awareness and sustainability, which develops day by day, direct car manufacturers to develop vehicles that are lighter, thus consuming less fuel. To this end, weight reduction of structural elements in modern automobile chassis has become one of the important design goals. Achieving this goal requires manufacturing of the body components from materials with both high strength and high ductility and toughness. To meet these requirements, a new generation advanced high strength steels (AHSS) was developed and introduced to the service of automotive manufacturers. Since the specific strength values of these steels are higher than that of the conventional ones, they provide effective solutions for reducing the weight of the body components. On the other hand, the increasing expectations of high performance and high safety from modern automobiles require higher levels of mechanical behavior to be exhibited by the materials used. One of the important approaches that can contribute to the mechanical performance of AHSS can be regarded as application of innovative strength enhancing processes.

In this thesis, friction stir processing (FSP) was applied to Dual Phase (DP) 600 and Transform Induced Plasticity (TRIP) 780 which represents frequently used steel grades in the automotive industry in recent years. Effects of FSP on the microstructural properties of steel sheets and the deformation behaviors under static and cyclic loading were investigated. Within the scope of the structural analyzes, the phase transformations, grain refinement mechanism, material flow characteristics of the deformation zones formed by the thermo-mechanical effects during the application of the FSP were evaluated. Hardness measurements were carried out to examine the effects of variations in structural properties on mechanical properties. After FSP, room temperature tensile tests were performed to determine the deformation behavior, strength and ductility properties of the steels. The uniaxial fatigue tests were used to determine the crack initiation and crack propagation behaviors of FSPed steel under the cyclic loads.

Specimens in the form of 1.1 mm thick sheet made of DP 600 steel were subjected to FSP using a WC tool having a diameter of 14 mm and a conical pin with a diameter and length of 5 mm and 0.8 mm, respectively. Tool rotation speed and processing speed was set at 1000 rpm and 1.6 mm/s, respectively. Specimens in the form of 1.95 mm thick sheet made of TRIP 780 steel were subjected to FSP using a WC tool having a diameter of 16 mm and a conical pin with a diameter and length of 6 mm and 0.8 mm, respectively. Tool rotation speed and processing speed was set at 1000 rpm and 1.3 mm/s, respectively. For both specimens the shoulder tilt angle was 3°, and the tool plunge depth were kept constant at 0.1 mm. Processing temperature was determined with a thermal camera system. Scanning electron microscope (SEM)

and optical microscope (OM) were used to observe the microstructure of steel samples before and after FSP. Hardness measurements were performed using a Vickers micro-hardness tester under a load of 500 g and for 10 s dwell time. Tensile properties were determined on dog bone-shaped specimens with gauge section of 6 mm 12 mm at a strain rate of 0.001 s^{-1} . The tensile axis of the samples was oriented parallel to the processing direction. Also, with tensile test data, strain hardening coefficient, strain hardening exponent and anisotropy coefficient at ultimate tensile strength was calculated. Fatigue tests were performed on servo-hydraulic machine at a frequency of 15 Hz during repeated tension at a cycle asymmetry $R=0$ and 10^6 loading cycles.

As a result of the experimental work carried out, it has been understood that the FSP process can be applied to DP 600 and TRIP 780 steels without causing macro damage, cracking or deformation discontinuities. FSP process increased initial hardness of the DP 600 and TRIP 780 steel from 178 Hv and 250 Hv to 315 Hv and 490 Hv respectively. The DP 600 and TRIP 780 steels are one of the members of a steel grade that mainly designed to balance of high strength and good formability properties. DP 600 steel reflected yield strength of about 300 MPa and reached to UTS of about 620 MPa with uniform elongation of 21 % and fractured after a total elongation of 34 % elongation in its as-received condition. After FSP, it was observed that the yield strength increased to about 811 MPa and the tensile strength value reached to 1053 MPa. This effective strength enhancement brought about an acceptable decrease in ductility values of the DP 600 steel resulting in uniform elongation and elongation to failure of 6.3 % and 13.0 %, respectively. Based ductility values obtained, it can be considered that, FSPed DP 600 shows a deformation behavior that mostly dominated by the strain hardening. FSP also strongly enhanced steel yield strength and tensile strength of TRIP 780 steel from 420 MPa and 820 MPa to 1120 MPa to 1470 MPa, respectively. However, uniform elongation and elongation to failure values contracted from 24 % and 36 % to 10.1 % and 21.8 %, respectively.

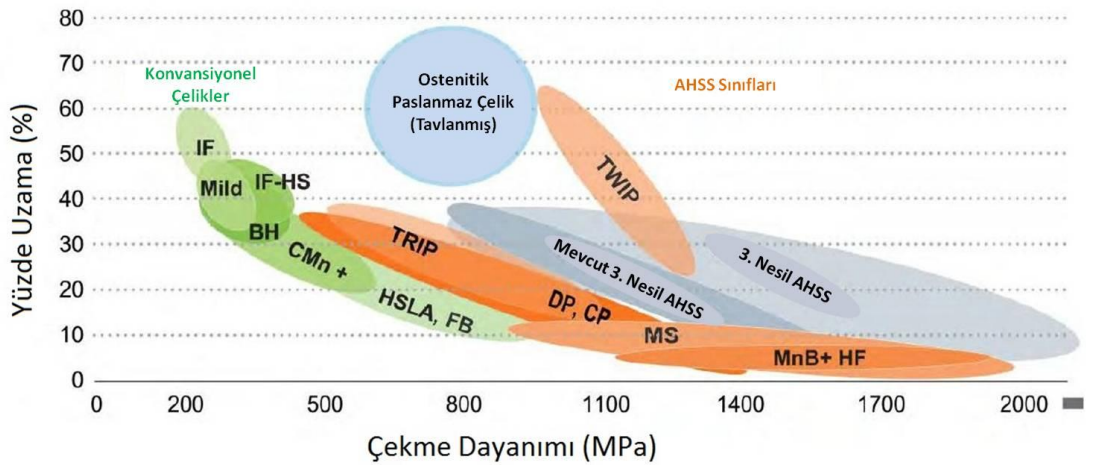
Static strength enhancement obtained by FSP of DP 600 steel also yielded a favorable effect on the fatigue behavior and stress level leading to transition to the infinite life. As a result of the fatigue tests, it was determined that the fatigue limit of the as-received DP 600 steel increased from 350 MPa to 480 MPa after the applied FSP process. Based on SEM examinations of the fracture surfaces that obtained after fatigue testing applied at different levels, FSP was found ineffective on the morphological properties of crack propagation and sudden break regions. FSP process applied to the TRIP 780 steel slightly decreased as-received fatigue limit of 420 MPa to 320 MPa. Such a decrease in fatigue life mainly attributed to low crack initiation/propagation resistance of the martensitic structure that formed via triggering of transformation of retained austenite during plastic deformation imposed by FSP.

Experimental results obtained in the study mainly indicate that, friction stir processing is an easy to apply and practical procedure which provides significant enhancement on the mechanical performance of automotive high strength steels under both static and cyclic loading conditions.

Keywords: Friction Stir Processing (FSP), Severe Plastic Deformation (SPD), Dual Phase (DP) steel, Transform Induced Plasticity (TRIP) steel, Mechanical properties, Fatigue behaviour.

1. GİRİŞ

Günümüzde gelişen çevre bilinci ve sürdürülebilirlik anlayışı, otomobil üreticilerini “çevre dostu” otomobiller üretme konusunda teşvik etmektedir. Otomobil üreticilerinin bu doğrultuda, daha hafif, dolayısıyla daha az yakıt tüketen taşıtlar geliştirilebilmesi için modern otomobil şaselerinde bulunan yapısal elemanların hafifletilmesi önemli tasarım hedeflerinden birisidir. Ancak, taşıtların hafifletilmesinde kullanılan yaklaşımların güvenliği azaltıcı nitelikte olmaması gerekmektedir. Bu tasarım hedefi, yalnızca, gövde elemanlarının üretiminde hem mukavemet hem de süneklik ve tokluk değerleri yüksek malzemelerin kullanılması ile gerçekleştirilebilir. Bu hedefe ulaşabilmek üzere de yeni nesil yüksek mukavemetli çelikler (Advanced High Strength Steels, AHSS) geliştirilmiştir (Şekil 1.1). Yeni nesil yüksek mukavemetli bu çeliklerin başlıcaları; DP (Dual Phase) çelikleri, TRIP (Transformation Induced Plasticity) çelikleri, MS (Martensitic) çelikleri, CP (Complex Phase) çelikleri ve TWIP (Twining Induced Plasticity) çelikleridir. Bu çeliklerin özgül mukavemet değerleri geleneksel otomotiv çeliklerinden daha yüksek olduğundan, gövde ve taşıyıcı parçaların ağırlıklarını azaltmada son derece etkili çözümler sunmaktadır [1-3]. Bununla birlikte söz konusu çeliklerin sahip oldukları yeterli süneklik özellikleri de uygulama için gerekli olan tokluk değerlerinin elde edilmesine olanak sağlamaktadır (Şekil 1.1).



Şekil 1.1 : Otomotivde kullanılan çeliklerin mukavemet-süneklik diyagramı.

Diğer taraftan, modern otomobillerden, yüksek performans ve yüksek güvenlik beklentilerinin giderek artması da, daha yüksek mukavemet ve daha yüksek süneklik ve tokluk değerlerine sahip malzemelerin kullanılması ile karşılanabilir. Bu malzeme özelliklerine ulaşabilmek de, malzemelerin yenilikçi yaklaşımlar ile proses edilmesiyle mümkün olabilir.

Aşırı plastik deformasyon (APD) yöntemleri ile tane yapısı mikron-altı mertebelere (800 nm-1000 nm) kadar inceltilecek üretilen çok ince yapı (ÇİT) metallerin mukavemet, süneklik özelliklerinin, iri taneli durumlarına göre üstün özellikler sergilediği bilinmektedir. Bununla birlikte, ÇİT yapı metallerin, üstün yorulma davranışı ve tokluk gibi endüstriyel uygulamalar açısından büyük öneme sahip özelliklerde de önemli iyileşmeler sağlanmaktadır. Son yıllarda, geliştirilen APD yöntemlerinden birisi olan sürtünme karışma prosesi (SKP), ÇİT içyapıya sahip sacların üretiminde kullanılacak etkin bir yöntemdir. Söz konusu yöntem, parça geometrisi ya da boyutlarından bağımsız olarak uygulanabilme ve robotize edilebilir olma özellikleri nedeniyle ÇİT yapı sacların endüstriyel ölçekte üretilmesinde kullanılacak etkin ve esnek bir yöntem olarak kabul görmektedir [4-7]. Bu tez çalışmasında, SKP'nin otomotiv endüstrisinde son yıllarda yaygın şekilde kullanılmakta olan DP çelikleri ve TRIP çeliklerinin temel mekanik özellikleri, deformasyon davranışı üzerindeki etkilerinin hem statik hem de çevrimsel-dinamik yüklemeler altındaki davranışları üzerindeki etkileri incelenmiştir.

1.1 Tezin Amacı

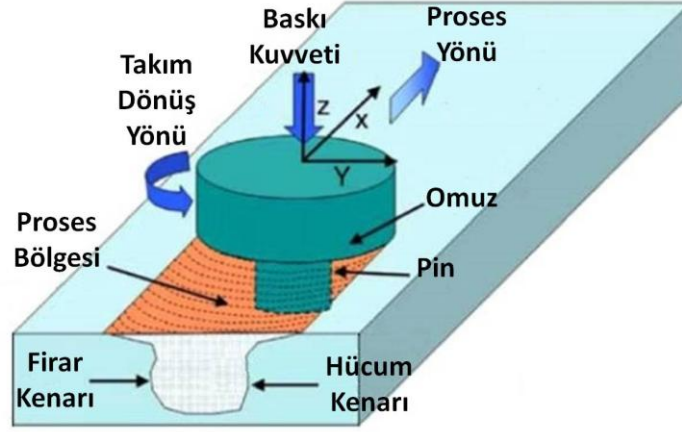
Bu tez çalışmasında otomotiv gövde parçalarının üretiminde yaygın olarak kullanılan, DP 600 ve TRIP 780 çeliklerine uygulanan SKP işlemlerinin yapısal özellikler ile statik ve çevrimsel yüklemeler altındaki mekanik davranışları üzerindeki etkilerinin araştırılması hedeflenmiştir. Söz konusu çelikler, sahip oldukları içyapısal özellikler ile plastik deformasyon mekanizmaları arasındaki farklılıklar gözetilerek seçilmiştir. Uygulanacak SKP yöntemi ferritik-martenzitik yapı DP çeliğine uygulanması ile sert ve yumuşak fazların bir arada bulunduğu çeliklerde mukavemet ve süneklik özellikleri ile yorulma davranışının aşırı plastik deformasyondan nasıl etkileneceğinin anlaşılmasına olanak sağlayacaktır. TRIP çeliğine uygulanan SKP işlemi sonrasında ise, deformasyona dayalı gerçekleşen kalıntı ostenit-martenzit dönüşümü ve tane incelmesinin hem statik hem de çevrimsel

yüklemeler altındaki deformasyon davranışı üzerindeki etkilerinin ortaya konulması sağlanacaktır.

Yukarıda açıklanan yaklaşım ve araştırma sistematığı dahilinde, son yıllarda geliştirilen en etkin malzeme proses yöntemlerinden birisi olan SKP'nin son teknoloji ile geliştirilmiş otomotiv çeliklerine uygulanması sonrasında meydana gelecek sinerjik etkiler ortaya konulmuştur. Böylece, geleneksel yöntemler ile elde edilemeyecek mertebelerdeki yüksek mukavemetli parçaların üretilmesinde kullanılacak kolay uygulanabilir, seri imalata uyumlu, etkin bir proses rotasının temel özellikleri ve bu prosesin uygulanması sonrasında tasarıma yönelik olarak kullanılacak mekanik davranış değişimlerinin temel sınırlarının elde edilmiştir. Elde edilen veriler ile daha hafif ve daha güvenli otomobillerin üretilmesinde yürütülmekte olan çalışmalara hem endüstriyel açıdan hem de bilimsel açıdan önemli ölçüde katma değer sağlanması hedeflenmiştir.

1.2 Literatür Araştırması

Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) 1990'lı yılların başında İngiltere Kaynak Enstitüsü'nde (TWI) özellikle demir dışı metallerin birleştirme işlemlerinde kullanılmak üzere geliştirilmiş bir katı hal kaynak yöntemidir [8-10]. Geleneksel kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi güç olan veya mümkün olmayan malzemelerin kaynak işlemlerine alternatif bir çözüm olarak geliştirilmiştir. Yöntemin uygulanması sırasında; gaz veya ışın olmaması, koruyucu gaz, toz ve ilave tele gereksinim duyulmaması, kaynak ağzı hazırlığı gerekmemesi, tüm pozisyonlarda kaynak edilebilirliğinin olması ve otomasyona yatkınlığı gibi birçok üstünlüğünün bulunması, yöntemin uygulama alanlarını daha da genişletmektedir. Benzer olmayan metal çiftlerin birleştirilmesinde sağladığı özellikler neticesinde savunma, havacılık, makine ve otomotiv sanayisinde uygulama alanları ile ilgili çalışmalar artarak devam etmektedir. Enerji verimliliği sağlanması, çevre dostu olması açısından son 15 yılın "yeşil" birleştirme tekniği olarak sayılmaktadır [9, 11-14].



Şekil 1.2 : Sürtünme karıştırma kaynağının şematik gösterimi [9].

SKK yöntemine özel olarak tasarlanmış, aşınmaya dayanıklı karıştırıcı takım olarak adlandırılan ve yüksek devirde dönen omuzlu bir pim, kaynak edilecek parçalar bir tabla üzerinde alın altına getirilip sabitlendikten sonra, iş parçalarının arasına daldırılarak birleşme çizgisi boyunca hareket ettirilmektedir. Bu hareket sırasında dönen pim etrafını saran metale kayma plastik deformasyon uygulayarak önden arkaya doğru metal akışı sağlar. Bu metal akışı birleştirilecek kısımların birbirleri ile karışmasını sağlayarak kaynak eder [9, 10, 15]. Birleşme sırasında karıştırıcı pim tarafından uygulanan yüksek orandaki plastik deformasyon ve sürtünme nedeniyle ortaya çıkan ısınmanın ortak etkisi ile kaynak bölgesinde dinamik yeniden kristalleşme ile etkin bir tane incelmeye ortaya çıkmaktadır [16-19]. SKK işlemi sonrasında gerçekleştirilen incelemeler neticesinde birleştirilen malzemelerin yapısında var olan var olan hacimsel hatalar, yapısal inklüzyonlar ya da kimyasal bileşim dengesizlikleri gibi birçok yapısal kusurlar da ortadan kaldırılabilmektedir [20]. Bu olumlu gelişmeler, söz konusu yöntemin birleştirme yanında, iç yapısal kontrolün sağlanabileceği bir proses olarak da işlevsel olduğunu ortaya koymuştur. Böylece, sürtünme karıştırma prosesi (SKP) olarak adlandırılan yeni bir yöntem geliştirilmiştir [20]. SKK ile temel prensipleri aynı olan SKP malzemelerin mekanik özelliklerini iyileştirmek için katı halde uygulanan bir termomekanik bir işlemdir. Bu iki yöntemin arasındaki temel fark ise SKP uygulanmasında takım tek parça malzemeye daldırılarak birleştirme amacı güdülmeyen sadece içyapısal modifikasyon amacıyla sürdürülmesidir [20].

Son yıllarda mukavemet özelliklerinin sünekliğin çok fazla azaltılmadan artırılmasına yönelik aşırı plastik deformasyon yöntemleri

(ECAP / MAF / ARB gibi) geliştirilmiştir [21-24]. Bu yöntemlerle karşılaştırıldığında SKP'de bu kapsamda değerlendirilebilecek termomekanik prensipler üzerine kurulu ancak, diğer yöntemlere kıyasla daha verimli ve endüstriyel uygulamalara yatkın bir proses olarak değerlendirilebilir [19, 25]. SKP yönteminin öne çıkan ve değer katan avantajları aşağıda verildiği gibi özetlenebilir [12]:

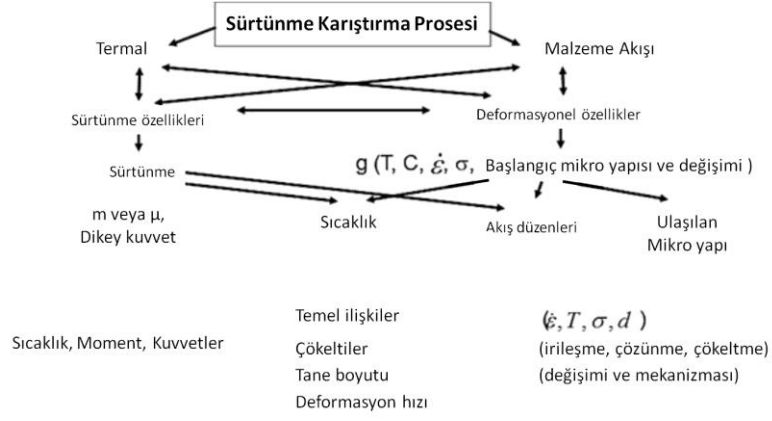
- SKP ile tek adımda homojen ince taneli yapının oluşumunun sağlanabilmektedir. SKP uygulanan malzemelerde belirgin bir şekil ve boyut değişimi görülmez
- Proseste kullanılan farklı geometrik özellikli takımlar ve takıma ait hareket parametrelerinde düzenlemeler yapılarak işlem sonrasında elde edilecek yapısal ve mekanik özellikleri belli oranda kontrol altında tutmak mümkündür.
- İlave ısı enerjisine gerek duymadan sürtünme ile ortaya çıkan ısı ile plastik deformasyon sağlanabildiğinden ekonomiktir.
- Zararlı gazlar kullanılmayan, sağlığa zararlı radyasyon ışınları içermeyen sessiz bir yöntem olarak iş konforuna olumlu katkı sağlar.

Sonraki bölümlerde, SKP'nin uygulanması ve malzemelerin içyapısal ve mekanik özelliklerine etkileri üzerine yapılmış güncel çalışmaların özetine yer verilmektedir.

1.2.1 Sürtünme karıştırma prosesinin işlem parametreleri

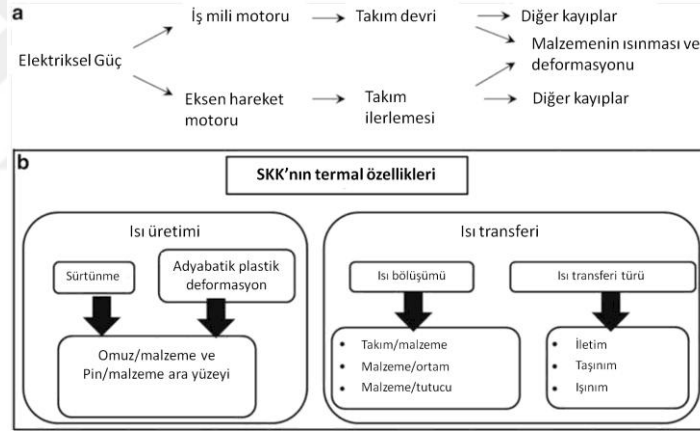
SKP işlemleri termomekanik esaslı bir metal şekillendirme prosesi olduğundan, proses hızı, takım devir sayısı, takımın aksenel baskı kuvveti, takımın eğim açısı ve takım tasarımı SKP sürecinin kontrol etmek için kullanılan ana bağımsız değişkenlerdir (Şekil 1.2). Isı üretim hızı, sıcaklık alanı, soğuma hızı, ilerleme yönündeki kuvvet, tork ve güç bu değişkenlere göre oluşan diğer parametreler arasında sayılabilir (Şekil 1.2).

SKP işlemleri sırasında üretilen ısı enerjisi ve bu enerji nedeniyle proses bölgesinde elde edilen sıcaklık değerleri artan dönme hızıyla ve azalan proses hızıyla belirgin bir şekilde artış sergilediği belirlenmiştir (Şekil 1.3) [12]. Proses sırasında takımın malzeme üzerinde uyguladığı dikey kuvvetin artırılması durumunda da proses sırasında üretilen ısı enerjisinin arttığı bilinmektedir [12].



Şekil 1.3 : SKP işleminin yapısal özellikleri etkileyen parametreleri [12].

Malzeme özellikleri ve proses değişkenleri sıcaklık profilini, soğuma hızını, kaynaklanan birleşmenin özelliklerini ve içyapısını ve dolayısı ile de mekanik özelliklerini etkiler. Ayrıca, SKP sürecinde yüksek takım devri ve yüksek baskı kuvveti, nispeten düşük proses hızı genellikle SKP’de düşük soğutma hızı ile sonuçlanabilmektedir.



Şekil 1.4 : SKP işleminin süresince enerji akışı ve ısı transferi ile ilgili parametreleri [26].

Takım devri sayısının yüksek değerlerde seçilmesi halinde, proses sırasında üretilen ısınma etkisinin de arttığı bilinmektedir. Bu durum, proses edilen metalin sıcaklığının da artmasına neden olmaktadır. Sıcaklığı artan malzemenin yumuşamasıyla da daha etkin bir karıştırma gerçekleşmektedir. Bununla birlikte iş parçası ve takım yüzeyi arasındaki sürtünmesi katsayısı ısınmayı etkileyecektir. Bu nedenle ara yüzeydeki sürtünme katsayısı artan takım devri ile değişeceğinden, belirli bir seviyeden sonra takım devrindeki artışın, ısınma etkisinde aynı oranda bir artışa neden olmaması beklenmektedir (Şekil 1.3). Birçok araştırmada ısının oluşumu ve transferi ile ilgili fiziksel girdiler ön planda tutulmuştur. Özellikle omuz ve pim

torkundan kaynaklanan mekanik enerjinin ısı enerjisine dönüşümü ile ilgili çalışmalara rastlanmaktadır. Bu yaklaşımlarda takım malzemesi, takım geometrisi ve baskı hızı değişkenlerinden dolayı takım ilerleme hızı üretilen ısı denklemlerinde yer almamıştır (Eşitlik 1.1) (Şekil 1.3) [26-29]. Eşitlik 1.1’de q_0 ; mekanik gücü, μ ; sürtünme katsayısını, R ; sürtünme yüzeyi yarıçapını, P ; sürtünme yüzeyindeki basınç dağılımını, N ; takım devir sayısını ifade etmektedir.

$$q_0 = \int_0^R 4\pi^2 \mu P N r^2 dr = \frac{4}{3} \pi^2 \mu P N R^3 \quad (1.1)$$

Özellikle Al alaşımları üzerinde gerçekleştirilen SKK işlemleri sırasındaki ısı transferi katsayıları üzerine çalışmalar mevcuttur, en uygun değer aralığı ise 1000-3000 Wm^2K^{-1} mertebelerindedir [26, 30, 31]. Isı transferi üzerinde gerçekleştirilen bir çalışmada SKP/SKK işlemlerindeki mekanik enerjinin % 95 oranında iş parçası üzerine aktarıldığını belirlemişlerdir [30].

SKP işlem parametrelerini kontrolü, işlem sonrasında özelliklerin tekrarlanabilirliği üzerinde önemli etkilere sahiptir. Bu kapsamda yapılan bir çalışmada, işlem parametrelerinin eş zamanlı olarak ölçülerek optimize edilmesinde kullanılan bir yaklaşım geliştirilmiştir. Bu yaklaşım, proses sırasında ortaya çıkan takım kuvvetlerindeki stabilitenin sağlanmasına yönelik olarak proses parametrelerinin farklı kombinasyonlarının etkileri yapay sinir ağları ile tahmin edilerek operasyonun iyileştirilmesi hedeflenmiştir. Elde edilen sonuçlar, geliştirilen algoritmanın özellikle, sürtünme karıştırma kaynağı başarısını iyileştirildiğini göstermiştir [32].

SKP işlemi ile elde edilecek içyapısal gelişmeler proses sırasında seçilen proses parametrelerine göre değişim sergilemektedir. Aşağıdaki kısımda takım geometrisi, takım hareketi ve takım malzemesi ile ilgili ayrıntılar derlenmiştir.

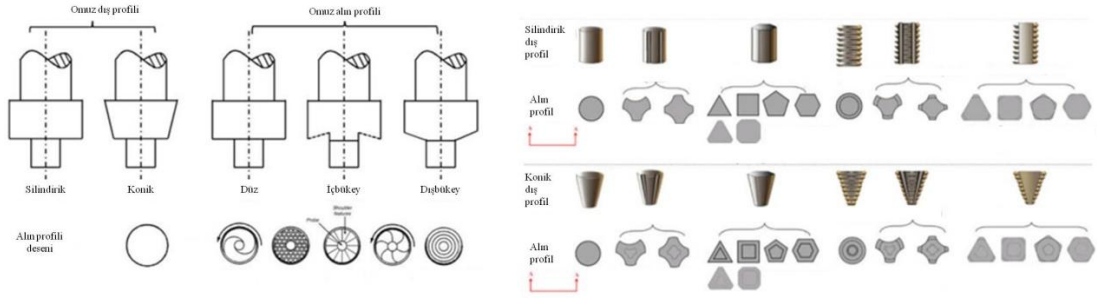
1.2.1.1 Takım geometrisi

Takım geometrisi, takım omzunun çapı, omuz-malzeme yüzeyine temas eden düzleminin geometrik özellikleri ve karıştırma ucunun geometrik özelliklerden oluşmaktadır [12]. Takım geometrisinin proses edilen malzemenin içyapısal mekanik özelliklerine etkileri bir çok araştırmada ele alınmış ve bu konuda önemli bir birikim elde edilmiştir [18]. SKP’nin uygulanması sırasında pimin karıştırma etkisi malzemenin sac yüzeyine taşınmasını sağlamaktadır. Etkin bir plastik deformasyon elde edilebilmesi için, sac yüzeyine ulaşan malzemenin takım omzu tarafından

dövülmesi (ezilmesi) gerekmektedir. Böylece, deformasyon bölgesinden metal kaybı ortaya çıkmadan prosesin sürdürülmesi sağlanmalıdır. Bu durum göz önünde bulundurulduğunda, takımın metal yüzeyinden hangi derinliğe daldırıldığı ile bu derinlikten transfer edilen metal hacminin dövülmesinde etkili olan omuz çapı ve takım hızının uyumlu değerlerde seçilmesi gerekmektedir. Bu parametreler arasındaki uyumsuzluğun proses edilen bölgedeki metal akışının uniform olarak ortaya çıkmasını engellediği ve/veya proses bölgesinde hacimsel hataların ortaya çıkmasına neden olduğu anlaşılmıştır. Bu kapsamdaki hataların en aza indirilebilmesi için omuz yüzeyinde 6-10° mertebelerinde konkav bir geometri oluşturulmasının da önemli oranda katma değer sağladığı anlaşılmıştır [12]. Ters durumda, (omuz yüzeyinin düz ya da konveks geometriye sahip olması durumunda) pim tarafından yüzey taşınan metal hacminin omuz tarafından yeterli ölçüde dövülemediği ve buna bağlı olarak da malzeme kaybı ve hacimsel hatalarının oluşumuna neden olduğu görülmüştür [18]. Yukarıda açıklanan proses dinamiklerinin arasında omuz basıncının da önemli bir etkiye sahip olduğu bilinmektedir. Söz konusu basıncın artırılması halinde, proses bölgesine uygulanan dövme etkisi artırılması mümkün olmaktadır. Söz konusu basıncın artırılması için takım eksenin proses yüzeyinin normaline göre 2-3° kadar açı verilmesi ile sağlanabildiği anlaşılmıştır [12, 18].

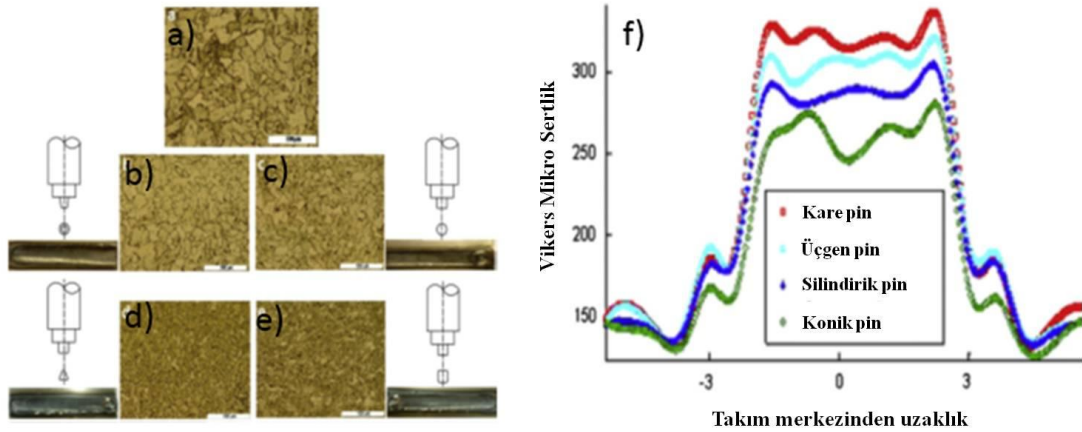
Yapılan bazı çalışmalarda, düz omuz yüzeyine Şekil 1.5'de gösterilen desenlerin oluşturulması ile ilgili çalışmalar yapılmıştır. Bu tip desenler yüzeyde oluşturulacak kayma gerilmelerinin ve ısıl girdisinin artırılması veya eğim açısına gerek kalmadan metal akışının takım merkezine yönlendirilmesi amacıyla kullanılabilir [18].

SKP işleminde kullanılmak üzere çok çeşitli pim geometrilerinin deformasyon homojenliği, içyapısal incelme, malzeme akışı ve takımın hareketi nedeniyle ortaya çıkacak kuvvetler üzerinde önemli etkileri olduğu anlaşılmıştır. Geliştirilen karıştırma pimleri incelendiğinde yan yüzey geometrisinin silindirik veya konik olduğu tipler, bunların dış açılarak ve bölgesel olarak düz bölgeler oluşturularak modifiye edilmiş tipleri denenmiştir [18]. Diğer taraftan dış açılmış türlerine dikine kanallar oluşturulmuş türleri de geliştirilmiştir. Konik yan yüzeye sahip olan pimlerin daha yüksek hidrostatik basınç oluşturma ve daha yüksek sürtünme ısı üretme kabiliyetine sahip olduğu anlaşılmıştır (Şekil 1.4).



Şekil 1.5 : SKP işleminde kullanılan takımlarda farklı omuz yüzeyi ve pin geometrileri [18].

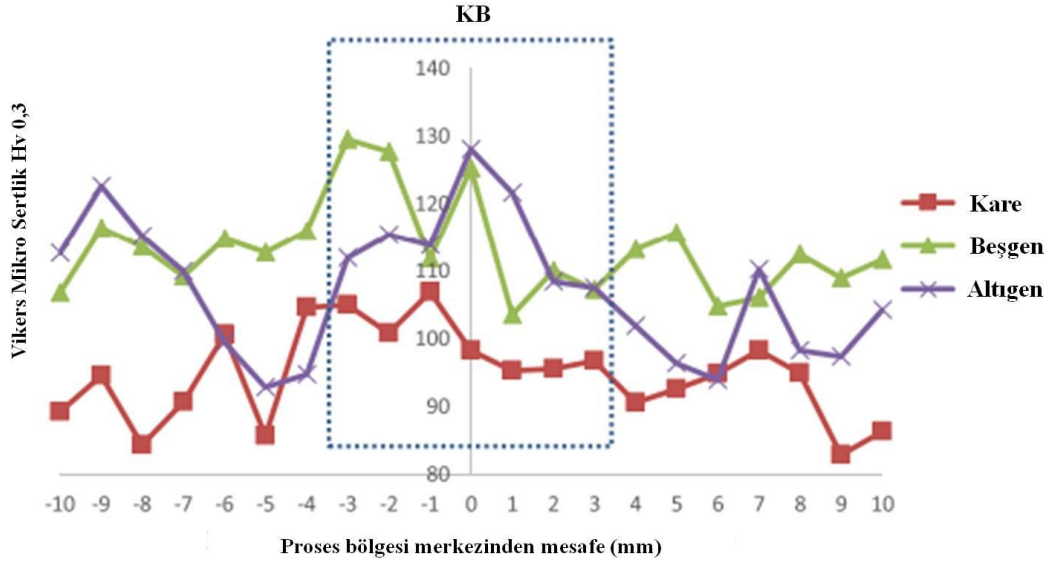
Pim geometrisinin proses bölgesinin yapısal ve mekanik özellikleri üzerinde etkilerini inceleyen çalışmalarda, yuvarlak köşeli pimler kullanılarak ÇİT yapının elde edilmesi açısından daha iyi performans gösterdiği belirlenmiştir (Şekil 1.5) [33]. Pim yan yüzeyine dış açılması veya düz bölgeler oluşturulmasının hacimsel hatalar içermeyen proses bölgelerinin yüksek ilerleme hızlarında elde edilmesinde daha etkin olduğunu göstermiştir [18]. Karıştırıcı pim ve omuz arasındaki oransal ilişkinin araştırıldığı bir çalışmada ise, birleştirme kalitesi açısından en iyi sonucun omuz çapı pim çapının üç katı olması durumunda elde edildiği görülmüştür [33].



Şekil 1.6 : SKP işleminde kullanılan pin geometrilerinin iç yapı ve sertlik ile olan ilişkileri a) ST14 çeliğini işlem öncesi iç yapısı b) konik pin ile SKP c) silindirik pin ile SKP d) üçgen pin ile SKP e) kare pin ile SKP işlemleri sonrasında iç yapı görüntüleri f) SKP bölgesinin sertlik değerleri [33].

SKP neticesinde elde edilen ÇİT yapıdaki ortalama tane boyutunun, takımın geometrisinden, önemli ölçüde etkilendiğini gösteren çalışmalar mevcuttur (Şekil 1.6). Özellikle çeliklere uygulanan SKP çalışmalarında, takım geometrisinin kare olarak seçilmesi ile elde edilen sertlik değerleri en yüksek seviyesine ulaşmıştır [33].

Çokgen pim geometrilerinin SKP üzerindeki etkilerini incelenen çalışmada sertlik ve pim geometrisi ile ilgili ilişki Şekil 1.6'da verilmiştir. Kare, beşgen ve altıgen pim geometrileri neticesinde beşgen ve altıgen pimler kullanılarak gerçekleştirilen proseslerde kaviteasyonlar gözlemlenmiş, kare pim kullanılması durumunda ise bu durumun gelişmediği gözlemlenmemiştir [34].



Şekil 1.7 : SKP işleminde kullanılan pin geometrilerinin sertlik ile olan ilişkileri [34].

Çelikler özelindeki SKK içerikli çalışmalara bakıldığında, bunların çoğunun halen otomotiv ve benzeri uygulamalarda yaygın olarak kullanılan geleneksel yapıdaki çelik malzemeler üzerine gerçekleştirildiği dikkati çekmektedir. Bu kapsamdaki çalışmalar daha çok SKK sonrası bileştirme bölgesinde meydana gelen yapısal ve mekanik özellik değişimleri ile parametrik optimizasyon üzerine çalışmalar gereklidir [35-40].

1.2.1.2 Takım hareketi

SKP'de dikkate alınan takımın geometrik özellikleri yanında takımın dönme hızı ve takımın ara yüzeyde ilerleme hızı hareket parametrelerinin önemli etkileri bulunmaktadır. Başarılı ve verimli sonuç elde etmek için bu parametrelerin seçiminin dikkatlice yapılmasının büyük önem arz etmektedir. SKP sırasındaki ısı girdisiyle işlem hızı arasında karmaşık bir ilişki bulunmaktadır. Ancak, genellikle devir hızını arttırmanın ya da ilerleme hızını azaltmanın daha yüksek ısı girdisinin oluşmasına neden olduğu görülmüştür. SKP'nin başarılı şekilde uygulanabilmesi için takım çevresinin yeterli plastisiteye sahip olmasının sağlanması gerekmektedir. Eğer bu

durum gerçekleştirilemez ise, karışma bölgesinde boşluklar, akış hataları gibi kusurlar oluşabilir ya da kırılma, yüksek oranda aşınma gibi takım hasarları oluşabilmektedir [41]. Ancak proses sırasındaki da ısı girdisinin gereğinde yüksek mertebelere ulaşması durumunda da proses sonrasında elde edilen yapısal değişimlerin sınırlı mertebelerde kalması gibi istenmeyen sonuçlar ortaya çıkabilmektedir. SKP’ de metallerin mümkün olan en düşük ısı girdisi ile proses edilmesi amaçlanmaktadır. Bu nedenle, proseslerin uygulanması sırasında kullanılacak dönme ve ilerleme hızlarının bu amaca uygun seçilmesi gerekmektedir. Çizelge 1.1’de literatürde takım hareketi ve geometrileri ile ilgili çeşitli çalışmalarda tercih edilen proses parametreleri listelenmiştir. Karıştırıcı ucun dönme hızının artırılması ile sürtünme hızında da artış ortaya çıktığından, proses bölgesindeki ısı girdisi de artmaktadır. Bu durum tane yapısının irileşmesine neden olacağından proses bölgesinin mekanik özelliklerine olumsuz etkide bulunmaktadır [41]. Aynı takım dönme hızında artan ilerleme hızındaki artışın sertlik ve mukavemet değerlerini azalttığı görülmüştür. Bu durum yüksek ilerleme hızlarında malzeme akışında ortaya çıkabilecek düzensizliklere bağlı olarak gelişecek hacimsel hatalardan kaynaklandığı düşünülmektedir [42, 43].

Çizelge 1.1 : Takım hareketi ve geometrileri ile ilgili çalışmalarda kullanılan parametreler [7, 33, 44-50].

| | İlerleme Hızı (mm/d) | Takım Devri (d/d) | Takım Çapı (mm) | Pim Uzunluğu (mm) | Pim Çapı (mm) |
|------|-------------------------|----------------------|--------------------|-------------------------|---------------|
| [33] | 100 | 400 | 16 | 1,8 | 6 |
| [49] | 30 | 600 | 16 | 1,1 | 5,8 |
| [44] | 63 | 200 - 315 | 16 | Pinsiz | Pinsiz |
| [7] | 65 | 800 | 16 | 1 | 5 |
| [46] | 31,5 | 315 | 16 | Pinsiz | Pinsiz |
| [45] | - | 1200 | 15 | 5 | - |
| [50] | 80 | 800 | 12 | 1,8 | 4 |
| [47] | 60 | 1200 | 15 | 4,5 | 5 |
| [48] | 385 | 400 - 800 | 16 | Pinsiz | Pinsiz |

1.2.1.3 Takım malzemesi

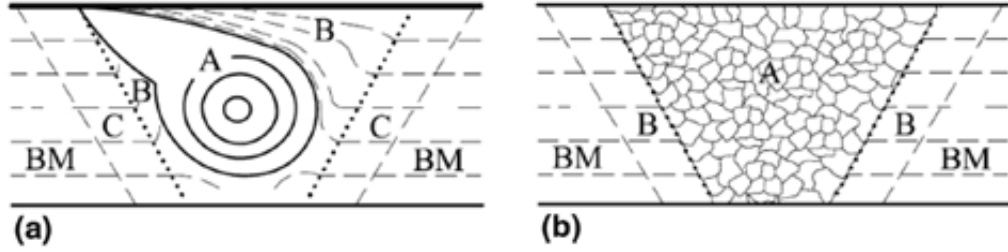
SKP ile ilgili yapılan çalışmalar ergime derecesi düşük demir dışı malzemelerin, özellikle Al alaşımlarının, birleştirme işlemlerinde birçok endüstriyel uygulamada başarıyla ve kolaylıkla uygulanmaktadır. Son yıllarda ise çeliklere uygulanan SKP işlemleri ile ilgili çalışmalar hızlanmıştır, literatürde konu ile ilgili son yıllarda çalışmalar mevcuttur [51, 52]. Çeliklerin yüksek mukavemetinden dolayı takımın mekanik ve termal yüklerle dayanıklı olması gerekmektedir [53]. Çeliklerin SKP işlemlerinde kullanılan takım malzemesi 1000°C'nin üzerindeki sıcaklıklarda yeterli mekanik özellikleri sergileyebilir nitelikte olması gerekmektedir [52]. Bu sıcaklıklara dayanıklı takım üretimindeki güçlükler bu metodun çeliklere uygulanmasını zorlaştıran en önemli nedenlerden birisini oluşturmaktadır. Yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilen takım malzemelerinde önemli gelişmeler sağlanmasına rağmen çeliklere SKP uygulamak için kullanılacak takımların aşınma problemleri halen tam anlamıyla çözülememiştir. Bu kapsamda en iyi performans ve sonuçların alındığı malzemeler arasında çok kristalli bor nitrür (PCBN) önde gelmektedir. Bu malzemedan yapılmış uçlar yüksek sertliklerinden dolayı SKP sırasında çok az miktar aşınmaktadırlar. Yöntemin çeliklere uygulanmasında kullanılan uçların imal edilmesinde yaygın olarak tercih edilen bir başka malzeme ise uygun özelliklerinden dolayı tungsten karbür (WC)'dür. Takım malzemesi olarak kullanılabilen diğer malzemeler tungsten ve molibden alaşımlarıdır [12, 31]. Takım ucu ömrünün artırılabilmesi için su soğutmalı takım tutucular ve takım ucunu korozyondan korumak için koruyucu gazlar kullanılmaktadır.

Çeliklerin SKP işlemlerinde takımın büyük bir bölümü takımın işlem yapılacak levhalara daldırılması esnasında gerçekleşmektedir. Takım ebatlarındaki değişikliğin pim ve omuzun deformasyonundan ve sürtünme aşınmasından kaynaklandığı ileri sürülmüştür. Bu aşamada da takım tasarımı önemli hale geldiği açıktır. Çeliklere SKP işlemleri uygulanması sırasında takım aşınması konusunda ve uygun pim malzemeleri ve geometrilerin geliştirilmesine yönelik çalışmalara ihtiyaç bulunmaktadır [31].

1.2.2 SKP'nin malzemelerin içyapısal özelliklerine etkileri

Metallere uygulanan SKP işlemi içyapısal özelliklerde önemli değişikliklere neden olmaktadır [31]. Makro anlamda, yöntemin uygulamasında seçilen işlem parametreleri ile ilişkili olarak SKP işlemi sonrasında iç yapısal ve mekanik özellikler açısından farklılıklar sergileyen deformasyon bölgeleri (Şekil 1.8) ortaya çıkmaktadır [27, 31, 41]. Söz konusu bölgelerin oluşumunda SKP işleminin uygulandığı malzemelerin yeniden kristalleşme davranışları da etkili olmaktadır [41]. Yeniden kristalleşme hızının düşük olduğu metallerde elde edilen deformasyon bölgesi Şekil 1.8 (a)'da gösterilmiştir. Bu şekilden anlaşılacağı gibi karıştırıcı pim hareketi ve omuzun uyguladığı dövme etkisi ile birlikte hareket eksininde simetrik olarak meydana gelen bir aşırı oranda plastik deformasyona uğramış bir “karıştırma bölgesi” ortaya çıkmaktadır. Bu bölgede hem plastik deformasyon hem de ısı girdisi en büyük değerlere ulaşmaktadır. Bu nedenle karışma bölgesinde dinamik yeniden kristalleşme mekanizması etkin rol oynamaktadır [11, 13, 16, 18, 27, 31]. Dinamik yeniden kristalleşmenin etkisi ile karışma bölgesindeki içyapı daha çok eş eksenli tanelerden meydana gelmektedir [11, 13, 16, 18, 27, 31]. Proses parametrelerinin optimize edilmesi ile söz konusu bölgedeki tanelerin ortalama boyutunun mikron altı mertebelere kadar incelebileceği anlaşılmıştır [54-57]. Karışma bölgesi, pim etrafındaki akış nedeniyle yönlenmiş tanelerden ortaya meydana gelen ve “termo-mekanik olarak etkilenmiş bölge (TMB)” olarak adlandırılan bir bölge ile çevrelenmektedir (Şekil 1.8 (a)). Bu bölgede karıştırıcı pim tarafından uygulanan kayma gerilmeleri nedeniyle en boy oranı artmış yönlenmiş tanelerden oluşmaktadır. Dolayısı ile söz konusu bölge, hem morfolojik hem de boyutsal özellikler açısından proses öncesi durumdan ÇİT yapısına dönüşümde bir geçiş bölgesi olarak ifade edilebilir. Termo-mekanik olarak etkilenmiş bölgenin bitimi ile deformasyona uğramamış ancak proses sırasında ortaya çıkan ısının etkilerinin görüldüğü “ısıdan tesiri altındaki bölge (ITAB)” bulunmaktadır (Şekil 1.8 (a)) [58]. Bu bölge proses edilecek malzemenin proses şartlarına göre değişen sıcaklık ve sürelerde tavlınmış bir türevi olarak algılanabilir [43]. Bu bölgenin bitiminde hem deformasyonun hem de ısı etkisinin ulaşmadığı prosesten etkilenmemiş bölge bulunmaktadır. Öte yandan yeniden kristalleşme hızının yüksek olduğu çelikler ve titanyum alaşımlarında ısıdan etkilenmiş bölge belirgin olarak ortaya çıkmamaktadır [41].

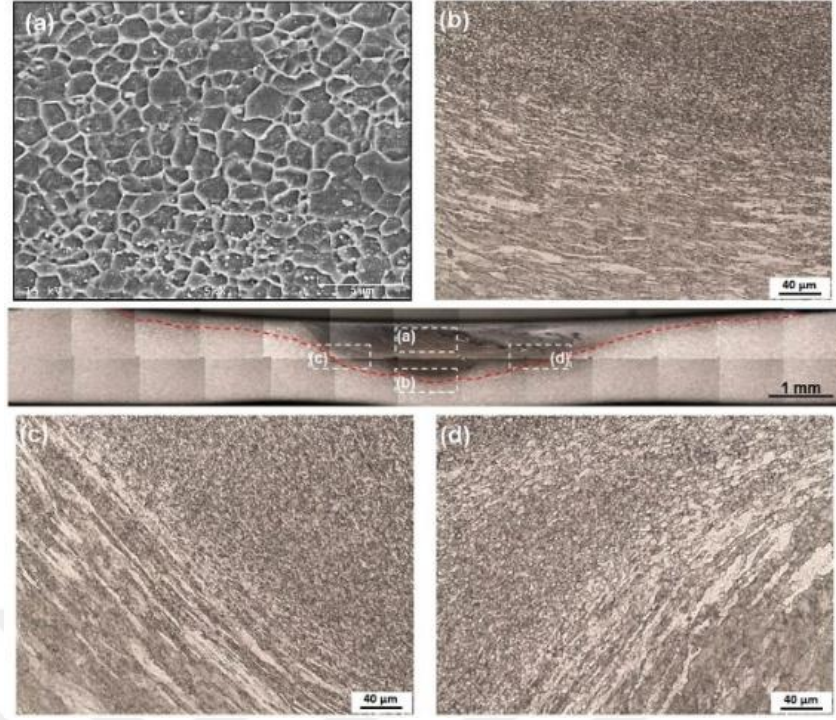
Bu tip metallere uygulanan SKP sonrasında elde edilen deformasyon bölgesi Şekil 1.8 (b)'de gösterilmiştir.



Şekil 1.8 : SKP uygulanmış malzemelerde farklı içyapısal özelliklerin görüldüğü bölgelerin şematik gösterimi (A: Karışma bölgesi (KB), B: Termomekanik olarak etkilenmiş bölge (TMB), C: Isı tesiri altındaki etkilenmiş bölge (ITAB), BM: Etkilenmemiş bölge (İÖ)) [27, 41].

Sürtünme karıştırma işleminin çeliklere uygulanması ile ilgili çalışmalar genellikle birleştirme amacıyla gerçekleştirilmiştir [53, 59-64]. Bu çalışmalarda, düşük ve orta karbonlu ve ötektoid üstü yüksek karbonlu çelikleri, paslanmaz çelikler [4, 44, 65, 66] boru hattı çelikleri gibi farklı kimyasal yapıya sahip çeliklerin birleştirilmesi sırasında karışma bölgesindeki ferrit fazının önemli oranda incelerek mikrometre mertebelerinde boyutlara sahip bir yapıya dönüştüğü gözlenmiştir. Yapıda bulunan sementit fazının da incelerek küreselleştiği anlaşılmıştır. Bunun yanında özellikle yüksek karbonlu çeliklere uygulanan işlem sırasında ortaya çıkan ısı girdisinin dönüşüm sıcaklığının üzerine ulaşması halinde martenzitik dönüşümün gerçekleştiği görülmüştür [59, 60, 62, 64, 67]. Proses sırasında elde edilen içyapısal inceleme sertlik ve mukavemet değerlerin 2 kata yakın artmasına neden olmaktadır. Bunun yanında martenzitik dönüşümün gerçekleşmesi halinde karışma bölgesi ve TMB'deki sertlik değerleri 6 kata kadar artış sergilemektedir [53, 59-64, 68].

İşlem öncesi durumda ortalama tane boyutu 40 μm olan ferrit tanelerinden oluşan IF çeliği SKP işlemi sonucunda 2 μm olan eş eksenli taneler oluşmuştur. IF çeliğinin tane yapısı önemli oranda değişen çalışma da elde edilen içyapısal inceleme çeliğin sertlik değerlerin önemli oradan değişmesine neden olmuştur. SKP işlemi sonrasında IF çeliğinin sertliği yaklaşık 2,5 kat artarak 106 Hv değerinden 260 Hv değerine yükselmiştir [7]. Düşük karbonlu bir çelik üzerinde gerçekleştirilen SKP çalışması neticesinde tane yapısının 25 μm mertebelerinden, 3 μm mertebelerine kadar indiği kayıt edilmiştir [69].



Şekil 1.9 : SKP işlemi sonrasında IF-çeliğinin içyapısında ortaya çıkan değişimler: (a) karışma bölgesi, (b)-(d) İşlemden etkilenmemiş bölge ile karışma bölgesi arasındaki geçiş bölgesi [7].

Xue ve arkadaşları [70] tarafından gerçekleştirilen bir çalışmada, SKP işlemi ultra-ince tane yapılı ferritik-martenzitik iki fazlı mikroyapının üretilmesi amacıyla kullanılmıştır. Uygulanan SKP işlemi yapıdaki ferrit tane boyutunun 1 mikrometre mertebelerine kadar inceltilmesine neden olmuştur. Bunun yanında yapının proses edilmesi sırasında uygulanan aktif hızlı soğutma ile elde edilen martenzit lamellerinin ortalama boyu 200 nm seviyelerine kadar inceltilebilmiştir. Çalışmada elde edilen bu içyapısal özellikler ile başlangıçta kaba ferrit ve perlit tanelerinde oluşan yapının mukavemet değerleri yaklaşık 3 kat arttırılabilmektedir. Elde edilen bu mukavemet seviyeleri su verme sertleşmesinden elde edilen değerlerden daha yüksek seviyelere çıkarılabilmektedir. Bu durum ferrit fazının tane boyutunda elde edilen incelmeye bağlı olarak elde edilen mukavemet artışına martenzitik dönüşümden kaynaklanan mukavemet artışının da katkı sağlamasına dayandırılarak açıklanmıştır [70].

Nelson, T.W. ve arkadaşları [71] tarafından bir çalışmada ise, düşük alaşımlı yüksek mukavemetli (HSLA) çeliklere uygulanan sürtünme karıştırma işleminde, farklı altlık malzemeleri kullanılması ile oluşturulan farklı soğutma hızı senaryolarının çeliğin sertliği üzerindeki etkilerini incelenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, soğuma

hızının özellikle martenzitik dönüşüm üzerindeki etkilerine bağlı olarak karışma bölgesinin sertlik değerlerinde iki kata yakın farklılıklar ortaya çıkabileceği görülmüştür [71]. AISI 316L paslanmaz çeliğine uygulanan SKP prosesinin yapısal ve mekanik özellikler üzerindeki etkilerinin incelendiği başka bir çalışmada, takım devir sayısının olabildiğince düşük değerlerde tutulmasının etkileri incelenmiştir. Elde edilen sonuçlara göre, bu etki deformasyonun basit kaymanın baskın olduğu bir şekilde gerçekleşmesine neden olmuştur. Bu durum, karışma bölgesinde gerçekleştirilen tercihli kristalografik yönelim çalışmalarıyla da teyit edilmiştir. Ayrıca, söz konusu uygulama ile mikron-altı mertebelerde tane boyutlarına ulaşılabildiği de ifade edilmektedir. Bu tane incelmesi nedeniyle, mukavemet değerlerinde önemli oranda artış elde edilirken sünekliğin belirgin olarak azaldığı görülmüştür [44].

Literatürde birleştirme amacı taşımayan sadece çeliklerin içyapısal kontrolünün sağlanması amacıyla gerçekleştirilmiş az sayıda çalışmaya rastlanmaktadır [44, 60, 67, 72, 73]. Bu çalışmalarda, hem konstrüktif olarak kullanılan çeliklerin özellikleri hem de yüksek sertlikteki takım çeliklerin özelliklerine SKP'nin etkileri incelenmiştir.

1.2.3 SKP'nin malzemelerin mekanik özelliklerine etkileri

SKP işleminin uygulandığı malzemelerin sertlik, mukavemet ve süneklik özellikleri, yorulma davranışı, tokluk değerleri, şekillendirilebilirlikleri ve aşınma davranışı incelenmiştir.

1.2.3.1 Sertlik, mukavemet ve süneklik üzerindeki etkiler

Prosesin mekanik özelliklere etkileri hem proses önceki üretim/ısıtım işlem geçmişine hem de malzemenin fiziksel özelliklerine bağlı olarak önemli değişim sergilemektedir.

SKP'yi etkileyen parametreler optimize edilerek ve değiştirilerek mekanik özelliklerine olan etkilerini incelemek amacı ile birçok çalışma gerçekleştirilmiştir [12, 17, 31, 54]. SKP işleminin uygulandığı malzemelerin mekanik özelliklerine etkili olan içyapısal değişimler göz önünde bulundurulduğunda, karışma bölgesinde elde edilen tane incelmesinin mukavemet ve sertlik değerlerinin artmasına neden olduğu bilinmektedir. Bu durum dinamik yeniden kristalleşmenin etkin şekilde rol

oynaması nedeniyle, eş eksenli ve mikron alt mertebelere kadar elde edilebilen tane incelmesinin etkisi ile ortaya çıkmaktadır. Bunun yanında yöntemin uygulandığı birçok malzemede, termomekanik etkiler altındaki bölgelerde dislokasyon yoğunluğunda artış ortaya çıktığı bilinmektedir. Dislokasyon yoğunluğunda ortaya çıkan bu artış, sertlik ve mukavemet değerlerinin artmasına süneklik değerlerinin belli oranda azalmasına neden olmaktadır. Ancak, termomekanik olarak etkilenmiş bölgede elde edilen mukavemet artışının karışma bölgesinde elde edilen mukavemet ve sertlik artışı kadar belirgin olarak ortaya çıkmadığı söylenebilir. Proses sırasında ısıdan etkilenen bölgenin mekanik özelliklere etkileri ise yöntemin uygulandığı malzemenin içyapısal durumuna göre değişim sergilemektedir. Yöntemin uygulandığı malzemenin meta-stabil faz bölgelerine sahip olması durumunda, proses sırasında üretilen ısı tavlama etkisi oluşturmaktadır. Bu etki, faz dönüşümleri, toparlanma veya yeniden kristalleşme gibi mukavemet değerlerini etkileyecek mertebelere ulaşabilmektedir. Bu durum proses parametrelerinin uygun seçimi veya proses sırasında aktif soğutma gibi önlemlerle kontrol altına alınabilmektedir. SKP işleminin mekanik özellikler üzerindeki etkilerinin incelendiği çalışmalar daha çok Al alaşımları üzerinde yoğunlaşmaktadır [44, 47, 57].

Plazma spreyleme yöntemi ile tungsten kaplanmış plakaların SKP işlemleri sırasında yüzeydeki sert kaplamanın yüzey altı bölgelere yedirilebileceği gösterilmiştir. Böylece, kaplanmış durumda görülen gevrekli ve düşük termal iletim kapasitesinin mekanik özelliklere zarar vermeden iyileştirilebileceği görülmüştür. Bu uygulama ile tungsten kaplama ile kullanılmakta olan reaktör plakalarının performansa dayalı özelliklerinin iyileştirilmesinin mümkün olduğu gösterilmiştir [74]. Mekanik özelliklerin takım çapı ve takım baskı kuvvetine bağlı olarak değiştiğini gösteren çalışmalar da mevcuttur [75]. 800 MPa çekme mukavemetine sahip Fe-Ni-C çeliğinin, sırası ile 200, 300, 400 takım devri kullanılarak yapılan SKP işlemleri sonucunda proses bölgesinden alınan numunelerin çekme testi sonuçlarında yine sırası ile 1300, 1250, 1255 MPa çekme mukavemet değerlerine ulaşmışlardır [5].

Al alaşımlarının ısı işlem uygulanamayan serilerinde (1xxx, 3xxx ve 5xxx) tam tavllanmış hallerinde uygulanan SKP işleminin sertlik ve mukavemet değerlerinin arttığı görülmüştür [76, 77]. Ancak bu alaşımların ekstrüzyon gibi klasik şekil verme işlemleri ile üretilmiş olması durumlarında ısının tesiri altındaki bölgede yeniden kristalleşme ortaya çıkabilmektedir. Bu durumda, sertlik ve mukavemet değerleri

azalma sergilerken süneklik ve şekillendirilebilirlik özelliklerinde artış elde edilmektedir [78]. Benzer durum yaşlandırma ısıl işlemi ile sertleştirilebilir Al alaşımlarında da (2xxx, 6xxx ve 7xxx serileri) görülmektedir [8, 12, 77, 79, 80].

1.2.3.2 Yorulma davranışı üzerindeki etkiler

Uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen yorulma davranışı proses parametrelerine ve proses öncesinde uygulanmış olan ısıl işlem şartlarına bağlı olarak değişim sergilemektedir. Isıl işlem ile sertleştirilebilir demir dışı alaşımların yorulma davranışlarına sürtünme karıştırma işleminin etkilerinin incelendiği çalışmalarda, işlem sonrasında yorulma dayanım sınırının işlem öncesi duruma göre azalma sergilediği görülmüştür [81, 82]. Bu durum söz konusu şarttaki alaşımların sürtünme karıştırma işlemi ile mukavemet değerlerinde ortaya çıkan azalmadan ve işlem sırasında yüzeyde oluşan takım izleri nedeniyle gelişen çatlaklardan kaynaklandığı düşünülmektedir. Ayrıca, yaşlandırma ısıl işlemi uygulanmış durumdaki Al alaşımlarına SKP işlemi uygulanması halinde, karışma bölgesinde irileşen çökeltilerin çatlak başlangıcı oluşturma etkisi göstererek yorulma davranışını olumsuz etkilediği düşünülmektedir [81, 82]. Buna karşın SKP işleminin uygulandığı 2xxx alaşımlarda çatlak ilerleme hızının işlem öncesi duruma göre daha düşük olduğu görülmüştür. Tra ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada ise, prosesin uygulandığı AA6061 alaşımının çatlak ilerleme hızının bölgesel farklılıklar sergilediği belirlenmiştir. Buna göre en yüksek çatlak ilerleme hızı, omuz tarafından deforme edilen bölgenin deformasyondan etkilenmemiş bölge ile oluşturduğu arakesitte gerçekleştiği anlaşılmıştır [83].

1.2.3.3 Aşınma davranışı üzerindeki etkiler

SKP işleminin takım çeliklerinin aşınma davranışlarına etkilerinin incelendiği bir çalışmada, yaklaşık % 0,8 karbon oranına sahip yapı çeliğine uygulanan SKP işlemi ile yüzeyden 5 mm derinliğe kadar martenzit fazı elde edilmiştir. Böylece söz konusu çeliği proses öncesinde 3 GPa olan sertliği 7 GPa seviyelerine çıkarılabilmektedir. Söz konusu sertlik artışı sayesinde çeliğin aşında direncinde önemli bir artış elde edilebilmiştir [84]. Yapılan bir başka çalışmada SKD61 takım çeliğine uygulanan SKP işlemi ile süneklik özelliklerinde belirgin bir azalma olmadan mukavemet ve sertlik değerleri yaklaşık 3 kat arttırarak aşınma direncinde de olumlu gelişmeler ortaya çıkmıştır [85]. Grewal ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada, çelik

türbin kanatlarında kavitasyon nedeniyle ortaya çıkan erozyon tipi aşınmanın önlenmesi için uygulanan SKP işleminde, işlem öncesi duruma göre yüzey sertliğinde yaklaşık 2 kat sertlik artışı elde edilmiştir. Elde edilen sertlik artışı ile kavitasyona dayalı ortaya çıkan aşınmaya karşı direncinde yaklaşık 3 kat arttığı görülmüştür [73]. 4140 çeliğine gerçekleştirilen SKP işlemi sonrasında aşınma mekanizmasının değiştiği ve bu değişimin içyapıda gerçekleşen martenzitik dönüşümün etkili olduğunu belirtmişlerdir [45].

Çeliklerde gerçekleştirilen çalışmalar sınırlı olmakla birlikte SKP'nin geniş parametre spektrumu kullanılarak gerçekleştirilen yenilikçi çalışmalar da mevcuttur. Çelik üzerine ısı girdisi sağlayacak spreylenmiş SKP işlemleri gerçekleştirilerek yüzeye yakın bölgelerde yapısal olarak aşınmaya işlem görmemiş metalden 1,5 kat daha aşınmaya dayanıklı yüzey geliştirilmiştir [49]. Lazer kaplama+SKP çalışmasında ise işlem bölgesinde 2,5 kat sertlik artışının yanı sıra mikroyapısal değişim sonucu martenzit oranı artırılmıştır [86].

1.2.3.4 Şekillendirilebilirlik üzerindeki etkiler

Şekillendirilebilirlik özelliklerine SKP işleminin etkileri incelenmiştir. Bu kapsamda yapılan çalışmalarda, gerek SKP işlemi sonrasında elde edilen ultra ince taneli içyapının şekillendirilebilirlik davranışı üzerine etkileri ve gerekse, SKP işlemi ile birleştirilmiş metal çiftlerinin şekillendirilebilirlik kabiliyeti incelenmiştir [8, 20, 27, 54, 77, 81, 82, 87, 88]. AA5052 alüminyum alaşımının SKP ile birleştirilmesinde, farklı proses parametrelerinde uygulanan işlem sonrasında elde edilen karışma bölgesinin tane boyutu ve dislokasyon yoğunluğunun şekillendirilebilirlik özelliklerine olan etkileri incelenmiştir. Buna göre takım devir sayısı ve ilerleme hızı arttırıldıkça yapıdaki tane boyutunun artması ve dislokasyon yoğunluğunun azalması ile şekillendirilebilirliği artış sergilediği anlaşılmıştır [53]. Literatür kapsamında incelenen çalışmalarda çeliklere uygulanan SKP işlemleri ile ilgili çok sayıda çalışma mevcut değildir [5-7]. Erichsen indeksinin 2,9 mm olduğu belirlenen IF çeliğinin SKP işlemleri sonrasında Erichsen indeksi ise, 2,8 mm olarak elde edilmiştir. SKP işleminin şekillendirilebilirlik özelliklerinde önemli azalmaya neden olmadığını sonucunu desteklemektedir [7].

2. MALZEME VE YÖNTEM

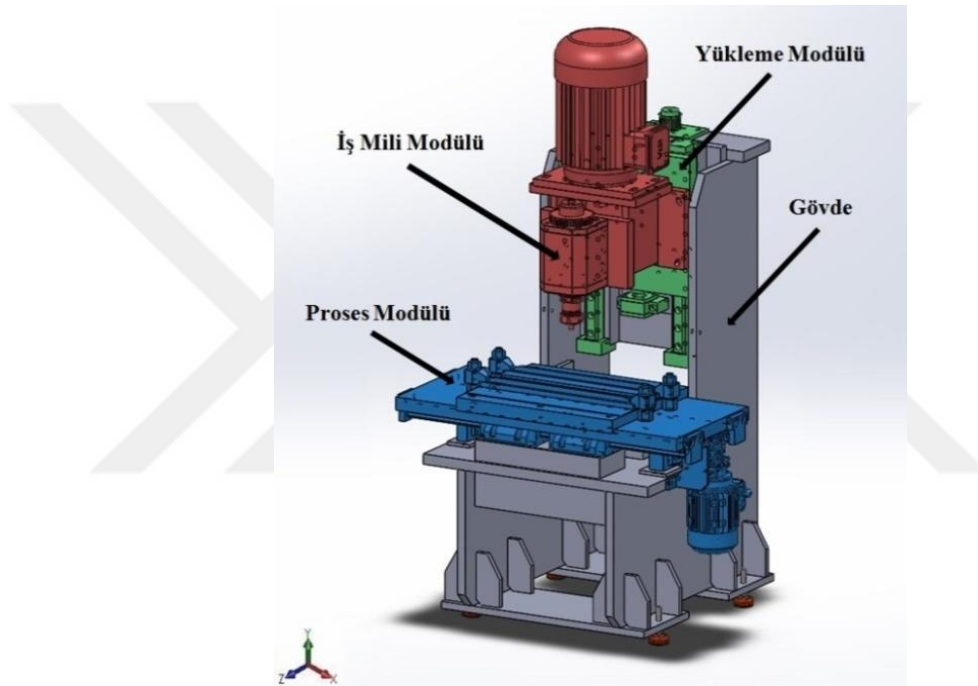
Bu tez çalışmasında, yüksek performanslı otomobil gövde bileşenlerinin üretilmesinde önerilen SKP işlemlerinin DP 600 ve TRIP 780 çeliklerinin yapısal özellikleri ile statik ve çevrimsel yüklemeler altındaki mekanik davranışları incelendi. Gerçekleştirilen deneysel çalışmalarda kullanılan araştırma yöntemleri ile alakalı detaylar aşağıdaki bölümlerde detaylı şekilde verilmiştir.

2.1 SKP Uygulamasında Kullanılacak Donanımların Tasarımı ve İmalatı

Tez çalışmasında DP 600 ve TRIP 780 çelikleri gibi farklı mekanik ve yapısal özelliklere sahip sac metallere, sürtünme karıştırma prosesini uygulayabilecek nitelikte özgün bir SKP sistemi tasarlanıp imal ettirildi. Bu tasarımın oluşturulmasında literatürde yapılmış çalışmalarda kullanılan sistemler ile ticari olarak satılmakta olan sistemler titizlikle incelendi. Özellikle SKP sırasında ortaya çıkan mekanik yüklerin tayin edilmesinde benzer sistemlerin mekanik güç gereksinimleri incelenerek, tasarlanan sisteme geri beslenerek ön tasarım seçimlerinin isabetli yapılması sağlandı. Ön tasarımda görülen eksiklikler ve mevcut gereksinimler gözetilerek bu tasarım geliştirilip nihai hale getirildi. Söz konusu sisteme ait bilgisayar destekli tasarım (CAD) görünümü ile fotoğraf sırasıyla Şekil 2.1 ve Şekil 2.2’de verilmiştir.

Şekil 2.1’den de anlaşılacağı gibi geliştirilen SKP sistemi rijit ve kompakt bir çelik konstrüksiyon gövdeye sahip olacak biçimde tasarlandı. Sistem gövde ile birlikte üç ayrı ekseninde hareket modülü ile kontrol sistemlerini kapsamaktadır. SKP işleminin uygulama prensipleri incelendiğinde, karıştırma takımı seçilen bir açılabilir hız ile döndürülürken, proses edilecek metal saca penetre olması sağlanmaktadır. Bu penetrasyonun tesis edilmesinin akabinde ise proses edilecek bölge boyunca doğrusal olarak hareket ettirilmektedir. SKP sisteminde bulunan hareket modülleri bu temel gereksinimleri tam ve eksiksiz şekilde yerine getirebilecek fonksiyonel özellikleri barındıracak biçimde tasarlanmıştır. Takıma stabil ve kontrollü bir dönme hareketinin verilmesi “İş Mili Modülü” ile sağlanmaktadır. Bu modül, karıştırıcı

takımın en düşük salgı ile döndürülmesini sağlayacak bir yataklama sistemi ihtiva etmektedir. Bu yataklama sisteminde karıştırıcı takımın dikey ve yatay yöndeki doğrusal hareketleri sırasında ortaya çıkacak yanal yüklemeleri karşılayabilecek iş mili rulmanları kullanılmıştır. Ayrıca, çalışma sırasında ortaya çıkan ve çok eksenli karakterdeki dinamik kuvvetler nedeniyle oluşacak titreşimlerin belli oranda sönümlenmesinin sağlanması için iş mili gövdesi sfero dökme demirden imal edilmiştir. Dönme hareketinin sağlanmasında asenkron AA elektrik motoru kullanılmıştır. Söz konusu elektrik motoru iş milini 1500 d/d açışal hıza kadar döndürebilecek nitelikte seçilmiştir.



Şekil 2.1 : Tasarlanan SKP Sistemi'ne ait bilgisayar destekli tasarım (CAD) görünümü.

Sistemin dikey yöndeki hareketi “Yükleme Modülü” ile sağlanmaktadır (Şekil 2.1). Bu modül, karıştırıcı ucun proses edilecek malzemeye penetrasyonu için gerekli olan hareket ve SKP için gerekli pozisyonda konumlandırma/konumda tutma işlevlerini yerine getirmek üzere tasarlanmıştır. Bu işlev prosesin kararlı bir şekilde yapılabilmesi açısından kritik öneme sahiptir. SKP prosesinin sert metal saclar için başarılabilmesi için takımın malzeme içerisindeki hareketinin yüksek hassasiyet ile sağlanması önemli ve vazgeçilemez bir gerekliliktir. Bu gerekliliğe istinaden, sistemin dikey hareket yataklamasında lineer rulman sistemleri kullanılmıştır. Konumlandırma hassasiyetinin artırılması için hareket, vidalı mil mekanizması ile aktarılmıştır. Bu bileşenlerin sinerjik etkisi ile sistemin çalıştırılmasında ortaya çıkan

yüklemeler titreşimsiz ve rijit bir şekilde taşınabilmekte ve konumlandırmalar yüksek hassasiyet ile sağlanabilmektedir. Kullanılan motor-vidalı mil çifti sayesinde penetrasyon yükünün 50 kN'a kadar aralıksız olarak ayarlanabilmesi mümkün hale getirilmiştir. Ayrıca bu elektro-mekanik çift, dikey konumlandırmayı 0,1 mm hassasiyet ile sağlamaktadır. Seçilen bir çalışma konumu ise, 0,01 mm hassasiyet ile kontrol edilebilmektedir. Bu değerler, montaj sonrasında yapılan test ve kalibrasyon işlemleri ile kontrol edilmiştir.



Şekil 2.2 : İmal ettirilen “SKP Sistemi”ne ait fotoğraf.

Sistemin yatay yöndeki hareketi “Proses Modülü” ile sağlanmaktadır (Şekil 2.1). Bu modül, karıştırıcı pimin penetrasyondan sonraki doğrusal hareketini sağlamak üzere tasarlanmıştır. Proses modülünün hareketi sonsuz vida mekanizmasına bağlı bir asenkron AA elektrik motoru ve redüktör sistemi ile birlikte sağlanmaktadır. Bu bileşenlerde bulunan toplam çevrim oranı ile, sistemin proses sırasında 20 kN yük

altında ve 0,5 mm/s ile 10 mm/s aralığındaki ilerleme hızlarında hareketine imkan sağlamaktadır. Proses modülünün sistem tarafından üretilen bütün kuvvet ve momentlere maruz kalacağı aşıkardır. Bu nedenle söz konusu hareket modülünün yataklanmasında kullanılacak elemanlarında bu kapasiteye cevap verebilir nitelikte olması gerekmektedir. Bu nedenle, söz konusu sistem ağır iş serisi lineer rulmanlar kullanılarak yataklanmıştır.

SKP sisteminin etkin çalışabilmesi için yukarıda işlevsel ve teknik özellikleri açıklanan modüller arasında çalışma koordinasyonunun sağlanması gerekmektedir. Bu kapsamda, söz konusu sistemin her bir modülü için elektronik kontrol ekipmanları kullanıldı. Bu ekipmanlar bir PLC ile birbirleri ile iletişim kurabilir ve bir SKP döngüsünü otomatik şekilde sürdürebilir hale getirildi.

Makinenin yukarıda ifade edilen özellikleri göz önünde bulundurulduğunda yurtdışındaki muadillerine göre yetenek eksikliği olmayan PLC tabanlı çalışma ve otomasyon yeteneklerine sahip düşük maliyetli özgün bir araştırma aracı olarak ortaya çıkarılmış oldu.

2.2 Deneysel Çalışmalar

2.2.1 Deney malzemeleri

Bu tez çalışması kapsamında farklı yapısal özelliklere sahip DP 600 ve TRIP 780 çeliklerli SKP uygulanması öngörülmektedir. Bu kapsamda, kimyasal özellikleri Çizelge 2.1’de verilen çelikler SKP işlemleri için temin edildi. Bunlardan DP 600 çeliği, 1,1 mm kalınlıkta, TRIP 780 çeliği ise 1,95 mm kalınlıkta, levhalardan 200 mm x 400 mm ebatlarında kesilerek SKP deneylerine hazır hale getirildi.

Çizelge 2.1 : SKP işleminde kullanılan malzemelerin kimyasal bileşimleri (%).

| Malzeme | Üretici | C | Mn | P | Ti | Al | Nb | S | Si | Cr | Cu |
|----------|-------------------|------|------|------|------|-------|-------|-------|------|----|------|
| DP 600 | Borçelik | 0,14 | 0,5 | 0,1 | 0,22 | 0,015 | 0,09 | 0,015 | 0,5 | 1 | - |
| TRIP 780 | Arcelor Mittal | 0,21 | 1,65 | 0,01 | - | 0,035 | 0,023 | 0,01 | 1,68 | - | 0,23 |

2.2.2 SKP deneyleri

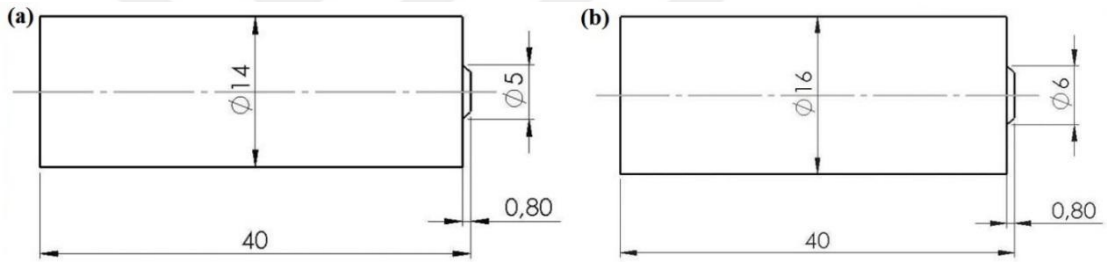
Sürtüne karıştırma prosesi (SKP) için yukarıda kimyasal bileşimi ve fiziksel özellikleri ifade edilmiş olan plakalardan soğuk kesme (giyotin) ile çıkarılan numuneler yüzeylerindeki yağ ve benzer kimyasallar temizlenerek SKP makinesinin tutucu barları arasına yerleştirilerek sıkıldı. Sıkma işlemi sırasında numunelerin

ezilerek plastik deformasyona uğramasına neden olmayacak mertebede sıkma kuvveti uygulandı. Sacların proses sırasında pozisyon değiştirmesi, buruşma, pot oluşturma gibi problemlerin engellenebilmesi için tutucu barlar olabildiğince yakın konumlandırıldı.

Çizelge 2.2 : Tez alışması kapsamında uygulanan SKP işlem parametreleri.

| Malzeme | Takım apı (mm) | Devir (d/d) | İlerleme Hızı (mm/s) | Karıştırma Oranı |
|----------|-----------------|-------------|----------------------|------------------|
| DP 600 | 14 | 1000 | 1,6 | 10,4 |
| TRIP 780 | 16 | 1000 | 1,3 | 12,8 |

SKP deneylerinde teknik resimleri Şekil 2.3’de verilen Ø14 mm ve Ø16 mm çaplardaki karıştırıcı takımlar kullanıldı. Söz konusu takımlar sert WC ubukların uygun u geometrisini verecek biçimde taşlanmasıyla rettirildi. SKP deneyleri pozisyon kontrollü olarak gerçekleştirildi. Tüm SKP uygulamaları boyunca takım eğim açısı 3°, takımın malzemeye batma derinliği 0,1 mm değerlerinde sabit tutuldu.



Şekil 2.3 : Tez alışması kapsamında kullanılan karıştırıcı takımların teknik resimleri.

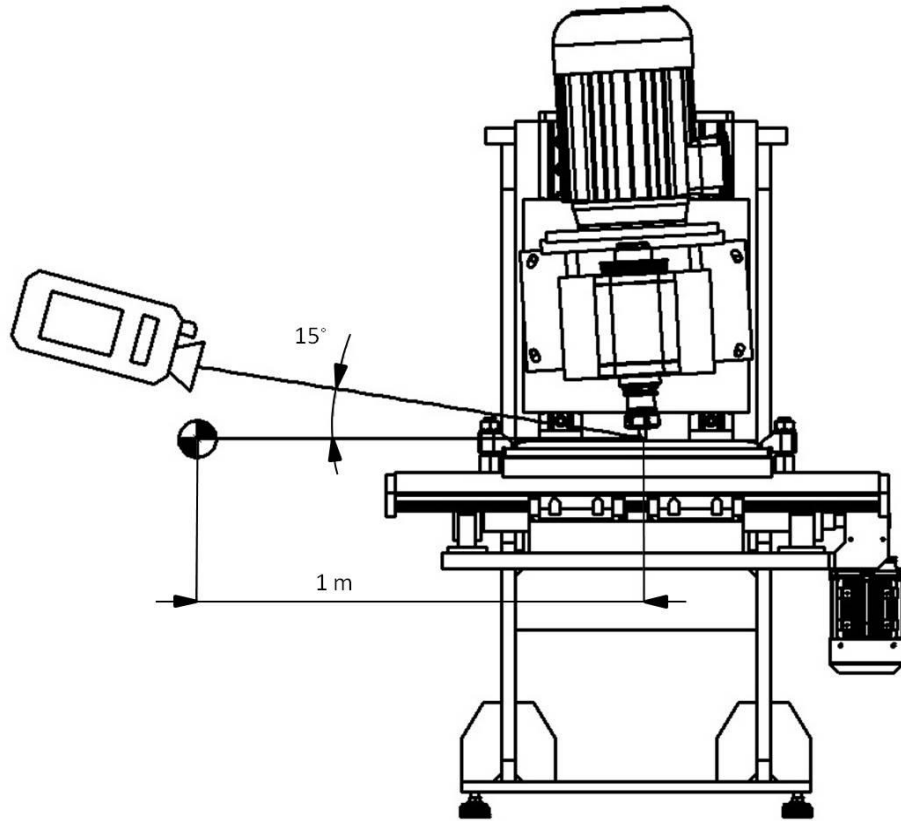
SKP uygulamalarında izelge 2.2’de verilen proses parametreleri uygulandı. Söz konusu proses parametreleri, yapılan ön deneyler sonrasında elde edilen sonuçların sistematik Şekilde değerlendirilerek en uygun parametreler olarak belirlenmiştir.

En uygun parametrelerin belirlenmesinde göz önünde bulundurululan temel kriter olarak, SKP işlemlerinin olabildiğince düşük sıcaklık üretimi ile gerçekleştirilmesine olanak sağlanması hedeflendi. Bu kapsamda, SKP işlemlerinin çatlaksız ve hatasız olarak gerçekleştirilmesine olanak sağlayacak en düşük takım devir sayısında ve en yüksek takım ilerleme hızı belirlendi (izelge 2.2). Her bir proses Őartı için uygulanan plastik deformasyonun Őiddetinin bir ölçüsü olarak kabul edilen ‘‘karıştırma oranı’’ değeri de hesaplanarak izelge 2.2’de gösterildi. Söz konusu oran fiziksel olarak birim ilerleme başına takımın kaç devir yaptığını ifade etmektedir [19, 26, 75].



Şekil 2.4 : SKP deney sisteminin fotoğrafı.

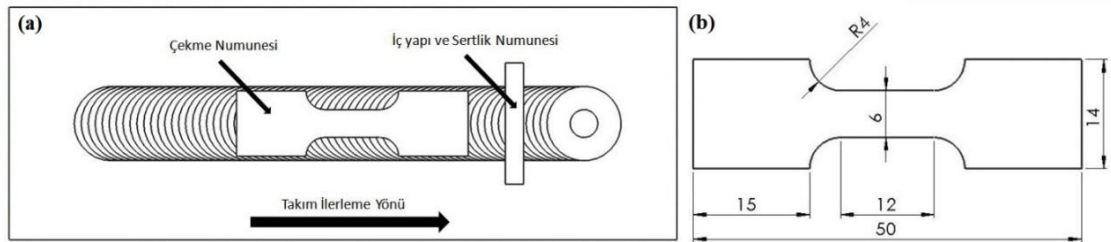
Uygulanan SKP işlemleri sırasında numune ortaya çıkan sıcaklık değişimlerinin belirlenmesi için TESTO marka termal kamera sistemi kullanıldı. SKP deney sisteminin fotoğrafı ve bu kameranın SKP bölgesine göre konumlandırılması sırasıyla Şekil 2.4 ve Şekil 2.5’de gösterilmiştir.



Şekil 2.5 : SKP deney sisteminin şematik gösterimi.

2.2.3 Yapısal özelliklerin incelenmesi

SKP işlemleri öncesi ve SKP işlemleri sonrasındaki yapısal özellikleri incelenerek ortaya çıkan değişimler incelenmiştir. Yapısal özellik incelemeleri SKP yönüne dik kesit üzerinde gerçekleştirildi (Şekil 2.6). Bu kesitlerden tel erozyon yöntemi ile kesilen numuneler standart metalografik numune hazırlama işlemlerinin ardından DP 600 ve TRIP 780 çelikleri için %2 Nital çözeltilisinde dağlanarak hazırlandı. Metalografi numuneleri NIKON marka optik mikroskop ile incelendi. Optik mikroskop incelemelerinde temelde, deformasyon nedeniyle ortaya çıkan malzeme akışları, deformasyon hataları, deformasyon bölgelerinin belirlenmesinde kullanıldı. SKP işleminin uygulandığı malzemelerdeki faz dönüşümleri, faz analizleri, tane boyutu tayinleri gibi ayrıntılı incelemeler için de taramalı elektron mikroskobu (SEM) incelemeleri de yapıldı. SEM incelemeleri ZEISS Evo 50 marka bir SEM kullanılarak gerçekleştirildi.



Şekil 2.6 : Çekme deneyi numunelerinin levhalardan çıkarım planı ve boyutları.

2.2.4 Mekanik özelliklerin incelenmesi

DP 600 ve TRIP 780 çeliklerinde SKP öncesi ve farklı parametrelerde uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen mekanik özellik değişimlerini belirleyebilmek için mikrosertlik ölçümleri ve çekme deneyleri ile gerçekleştirildi.

2.2.4.1 Mikrosertlik ölçümleri

Sertlik deneyleri EMCOTEST marka bir mikrosertlik deney cihazında gerçekleştirildi. Sertlik ölçümleri için, proses yönüne dik düzlem üzerinden gerçekleştirildi (Şekil 2.6). Deneyler sırasında, deformasyon bölgelerinin mekanik özellikleri arasındaki farklılıkların belirlenmesi için hem dikey hem de yatay doğrultuda eşit aralıklı ardışık ölçümler alındı. Bunun için ilgili kesitlerden çıkarılan örnekler bakalite alınarak sertlik ölçümlerinin gerçekleştirileceği yüzeyleri parlatılarak dağlandı. Sertlik deneyleri 500 g yük altında ve 10 saniye bekleme sürelerinde Vickers (Hv 0,5) yöntemi kullanılarak uygulandı. Bu ölçümler, proses

sonrasında meydana gelen deformasyon bölgesinin takım ekseninde kalınlık doğrultusunda ve yarı kalınlık seviyesinde takım eksenine dik yönde belirli aralıklarda gerçekleştirilmiştir. Böylece, deformasyon bölgelerinin ortalama sertlik değerleri ile söz konusu bölgelerin mukavemet seviyelerinde meydana gelen değişimler belirlenmeye çalışılmıştır.

2.2.4.2 Çekme deneyleri

Çekme deneyleri için SKP uygulanmış bölgeden tel erozyon yöntemi ile Şekil 2.6(a)'da görüldüğü gibi numune çıkarıldı. Söz konusu numunelerin boyutları ASTM E8 standardında çerçevesi çizilen küçük çekme (sub-size) numune boyutlarının % 50 oranında küçültülmesi ile elde edildi [89]. Boyutları Şekil 2.6(b)'de verilen numuneler SHIMADZU marka elektro-mekanik universal çekme/basma cihazı kullanılarak test edildi. Çekme numunelerinde meydana gelen uzama miktarı, bu cihaza bağlı olan video tipi bir ekstansometre yardımıyla belirlendi. Deneyler laboratuvar ortamında ve oda sıcaklığında 0.001 s^{-1} 'lik deformasyon hızına karşılık gelen 0.012 mm/s 'lik çene hızında gerçekleştirildi. Her bir durum için en az üç çekme deneyi yapıldı ve bunların ortalaması alınarak mekanik özellikler belirlendi. Bu deneyler sonunda, çeliklerin SKP işlemi öncesi ve sonrası sergilediği gerilme-yüzde birims uzama eğrileri ile temel mukavemet ve süneklik değerleri (akma dayanımı (σ_y), çekme dayanımı (σ_{UTS}), uniform uzama (ϵ_u), kopma uzaması (ϵ_f)) belirlendi.

Bununla birlikte, SKP uygulanmış durumdaki çeliklerin pekleşme davranışı kapsamındaki pekleşme üssü ve pekleşme katsayısı gibi özelliklerle uygulama açısından önem arz eden özellikleri hesaplandı. Bu deneylerden elde edilen verilerden, mekanik özelliklerinin SKP etkisiyle ne ölçüde farklılaştığı da belirlendi. Bu kapsamda, SKP öncesi ve SKP sonrasındaki çekme dayanımındaki genişlikteki ve kalınlıktaki birim şekil değişimleri ϵ_g ve ϵ_k Eşitlik 2.1 ve Eşitlik 2.2 kullanılarak hesaplandı. Söz konusu eşitliklerde w_{UTS} ; çekme dayanımındaki numune ölçü genişliğini, w_0 ; çekme deneyi öncesindeki numune ölçü genişliğini, l_0 ; çekme deneyi öncesindeki numune ölçü boyunu, l_{UTS} çekme dayanımındaki numune ölçü boyunu göstermektedir. Hesaplanan bu büyüklükler, Eşitlik 2.3 veya Eşitlik 2.4'e göre anizotropi katsayısının (r) hesaplanmasında kullanıldı.

$$\varepsilon_g = \ln \left(\frac{w_{UTS}}{w_0} \right) \quad (2.1)$$

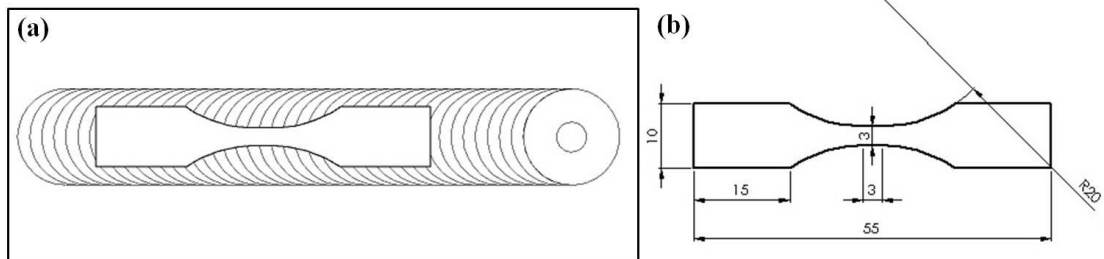
$$\varepsilon_k = \ln \left(\frac{l_0 \times w_0}{l_{UTS} \times w_{UTS}} \right) \quad (2.2)$$

$$r_{UTS} = \frac{\varepsilon_g}{\varepsilon_k} \quad (2.3)$$

$$r_{UTS} = \frac{\ln(w_0/w_{UTS})}{\ln(l_{UTS} w_{UTS}/l_0 w_0)} \quad (2.4)$$

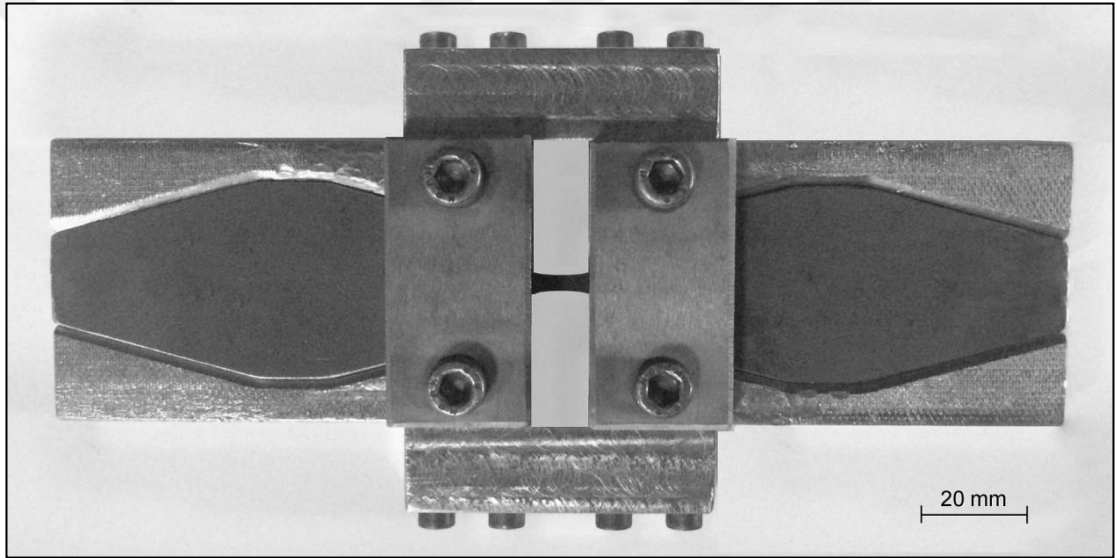
2.2.5 Yorulma davranışının incelenmesi

SKP işlemi öncesi ve Çizelge 2.2’de verilen parametrelere göre uygulanan SKP işlemleri sonrasında DP 600 ve TRIP 780 çeliklerinin yorulma davranışlarının incelenmesi için SHIMADZU marka servo-hidrolik üniversal çekme/basma tipi yorulma deney makinesi kullanıldı. Yorulma deneyleri için SKP işlemi uygulanmış durumdaki saclardan konumu ve boyutlar Şekil 2.7’de verilen yorulma numuneler tel erozyon yöntemi ile çıkarıldı. Söz konusu numunelerin boyutları ASTM E606 standardında sac metal numuneler için verilen sınırlar içerisinde kalacak şekilde belirlendi [90]. Söz konusu boyutlar göz önünde bulundurulduğunda, yorulma numunelerine ait ölçü genişliğinin karışma bölgesi içerisinde kalacak biçimde çıkarılması sağlandı. Böylece, SKP sırasında meydana gelen yapısal değişimlerin neden olduğu mekanik davranış farklılıklarının deney sonuçları üzerindeki etkileri en aza indirildi. Çıkarılan numunelerin yüzeyindeki takım izlerine ve kesim yüzeylerindeki pürüzlere zımparalama, parlatma vs. gibi bir müdahalede bulunulmadı.



Şekil 2.7 : Yorulma deneyi numunelerinin levhalardan çıkarım planı ve boyutları.

Numunelerin yorulma makinesine bağlanmasında kullanılmak üzere özel bir aparat tasarlandı. Temel boyutları ve fotoğrafı Şekil 2.8’de verilen bu aparat sayesinde numenleri bağlanması sırasında meydana gelebilecek paralellik problemleri ortadan kaldırılarak, farklı deneyler arasında ortaya çıkabilecek tekrarlanabilirlik problemleri en aza indirildi. Yorulma deneyleri, yük tekrar oranı ($R=S_{\min}/S_{\max}$) sıfır olarak şekilde çekme yüklemeleri uygulanarak gerçekleştirildi. Bütün yorulma deneylerinde yük çevrim hızı 15 Hz olarak sabit tutuldu. Her bir gerilme yüklenme değeri için kırılma gerçekleşinceye kadar numuneye uygulanan çevrim sayısı ölçülerek gerilme-çevrim sayısı diyagramları oluşturuldu. Elde edilen diyagramlarda çevrim sayısının 10^6 değerine ulaşması halinde, deneyler durdurularak sürekli mukavemete geçildiği var sayıldı.



Şekil 2.8 : Yorulma deneylerinde kullanılan aparatın temel boyutları ve fotoğrafı.

3. BULGULAR VE TARTIŞMA

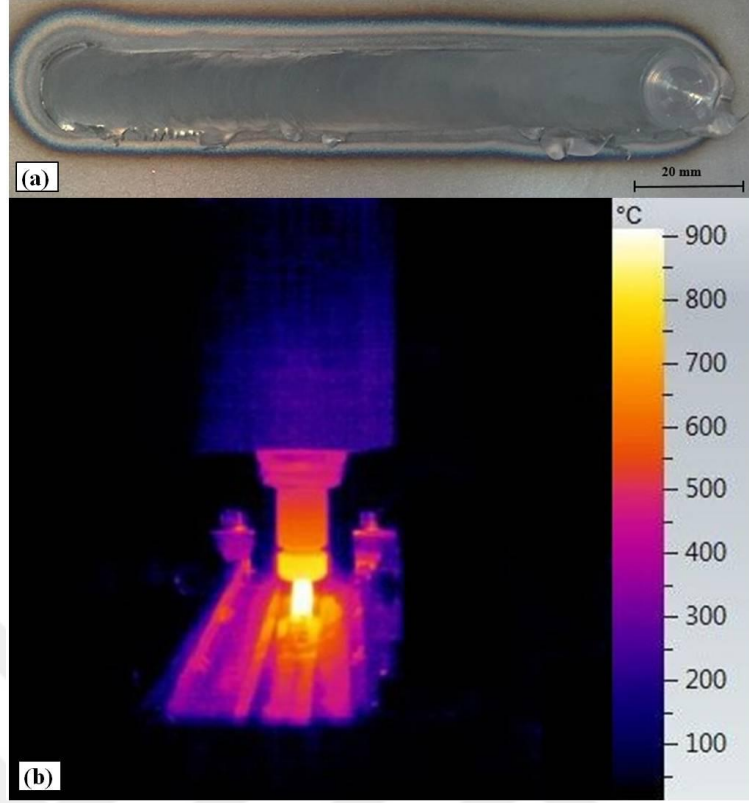
3.1 SKP Uygulanmış Sacların Makro İncelemesi

DP 600 ve TRIP 780 ve çeliklerine Çizelge 2.2’de verilen takımlar ve proses şartları kullanılarak uygulanan SKP işlemleri sonrasında oluşan proses bölgesine ait fotoğraflar ile, prosesin kararlı rejim haline geçtiği sıralarda alınan termal kamera görüntüleri sırasıyla Şekil 3.1 ve Şekil 3.2’de verilmiştir. Termal kamera görüntülerine dayanarak, SKP işlemi sırasında ortaya çıkan en yüksek proses sıcaklıkları Çizelge 3.1’de verilmiştir. Şekil 3.1(a) ve Şekil 3.2(a) incelendiğinde, seçilen işlem parametrelerinin çeliklere makro anlamda bir malzeme hasarına, çatlama ya da deformasyon süreksizliklerine neden olmadığı anlaşılmaktadır. SKP işlemleri sırasında gerçekleştirilen termal kamera fotoğraflarından, prosesin uygulandığı çelik türünden bağımsız olarak, SKP işlemleri sırasında elde edilen en yüksek proses sıcaklığının omuz-numune teması ile meydana gelen sürtünme bölgesinde oluştuğu tespit edilmiştir (Şekil 3.1(b) ve Şekil 3.2(b)). Ayrıca söz konusu sürtünme bölgesinde üretilen yoğun ısı enerjisinin numunedeki transferine bağlı olarak oluşan bir sıcaklık profilinin meydana geldiği de dikkati çekmektedir. Bu profil dahilinde, DP 600 ve TRIP 780 çeliklerine uygulanan SKP işlemleri sonrasında ölçülen en yüksek SKP sıcaklığı değerleri sırasıyla 915°C ve 960°C olarak belirlenmiştir (Çizelge 3.1).

Çizelge 3.1 : SKP parametreleri ve işlemler sırasında ölçülen sıcaklık değerleri.

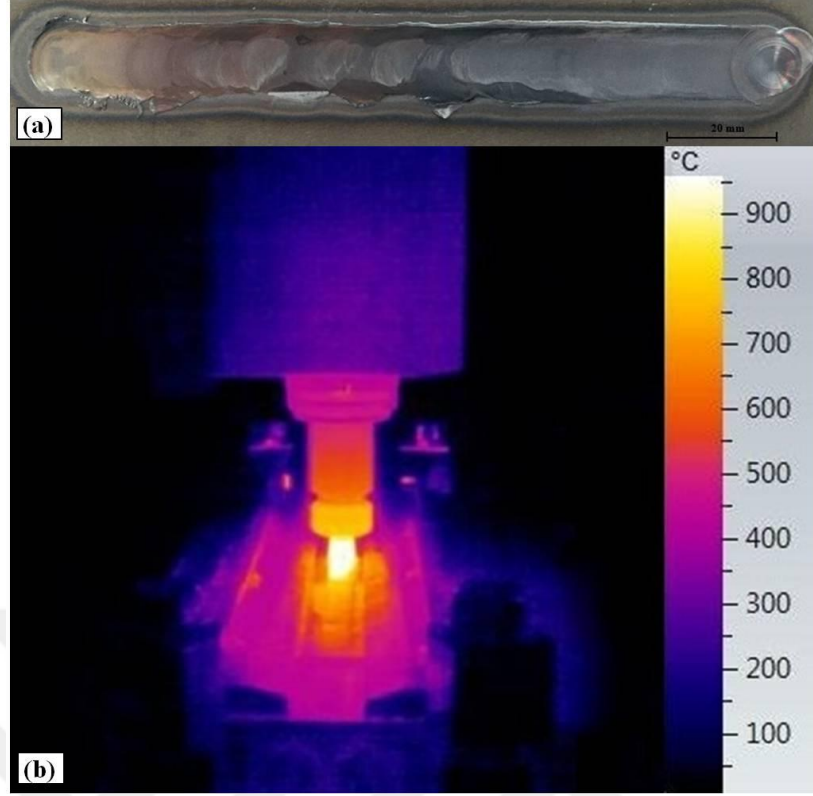
| Malzeme | Takım Çapı (mm) | Devir (d/d) | İlerleme Hızı (mm/s) | Sıcaklık (°C) |
|----------|-----------------|-------------|----------------------|---------------|
| DP 600 | 14 | 1000 | 1,6 | 915 ± 20 |
| TRIP 780 | 16 | 1000 | 1,3 | 960 ± 35 |

Literatürdeki çalışmalar incelendiğinde, SKP sırasında üretilen ısının takım geometrisi ve takım devir sayısı ile direkt ilişkili olduğu bildirilmiştir. Takım ilerleme takım ilerleme hızı ise, bu kapsamdaki etkilerinin belirgin düzeyde olmadığı tespit edilmiştir [26, 27]. Takım ilerleme hızı, daha çok proses için gerekli olan güç üzerinde etkili bulunmuş; ısının iletiminden, çok baskı kuvvetinin zamana bağlı bir fonksiyonu olarak değerlendirilmiştir [26, 72].



Şekil 3.1 : (a) DP 600 çeliğinin SKP işlemi sonrasındaki görüntüsü, (b) işlem sırasında ortaya çıkan sıcaklık dağılımını gösteren termal kamera görüntüsü.

Diğer taraftan, SKP işleminin uygulandığı çeliğin türünün pik sıcaklık değerlerini etkilediği anlaşılmaktadır. Nitekim birbirine yakın proses şartlarında farklı çeliklere uygulanan SKP işlemlerinden oluşan pik sıcaklıklar karşılaştırıldığında, en yüksek pik sıcaklık değerinin TRIP 780 çeliğine uygulanan SKP işlemi sırasında oluştuğu, bunu DP 600 çeliği izlediği anlaşılmaktadır (Çizelge 3.1). Bu durum söz konusu malzemelerin mekanik davranışları ile alakalı olduğu düşünülmektedir. Literatürde gerçekleştirilen çalışmalar incelendiğinde çeliklerin yapısındaki karbon miktarı arttıkça SKP işlemi sırasında karşılaşılan sıcaklık değerleri de artmaktadır. Bir diğer yaklaşıma göre de çelik yapısında bulunan fazların karmaşıklığı SKP prosesindeki üst sıcaklık değerlerini yakından etkilemektedir [12, 52, 59, 72]. Araştırılan çeliklerden TRIP 780 çeliğinin pekleşme davranışı ve mukavemet değerleri, DP 600 çeliğinden üstün mertebededir. Bu durum aynı mertebede uygulanan plastik deformasyon altında her bir malzemenin sergilediği direncin de pekleşme davranışları ve mukavemet değerleri ile orantılı olarak arttırması beklenmektedir. Bu artış temelde, deformasyon sırasında ortaya çıkan sürtünme gerilmelerini ve buna bağlı olarak da sürtünme işini arttıracağından elde edilecek pik sıcaklık değerinde artış görülmesi olağandır.

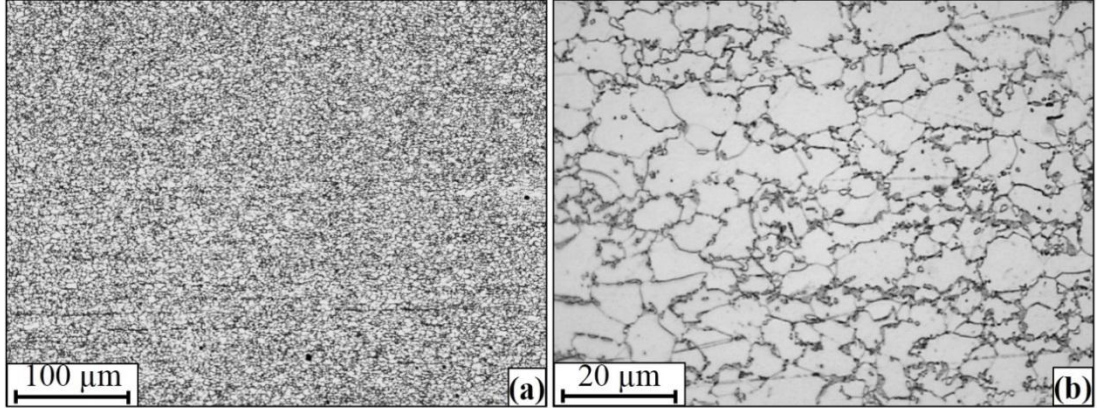


Şekil 3.2 : (a) TRIP 780 çeliğinin SKP işlemi sonrasındaki görüntüsü, (b) işlem sırasında ortaya çıkan sıcaklık dağılımını gösteren termal kamera görüntüsü.

3.2 Mikroyapı İncelemlerinden Elde Edilen Bulgular

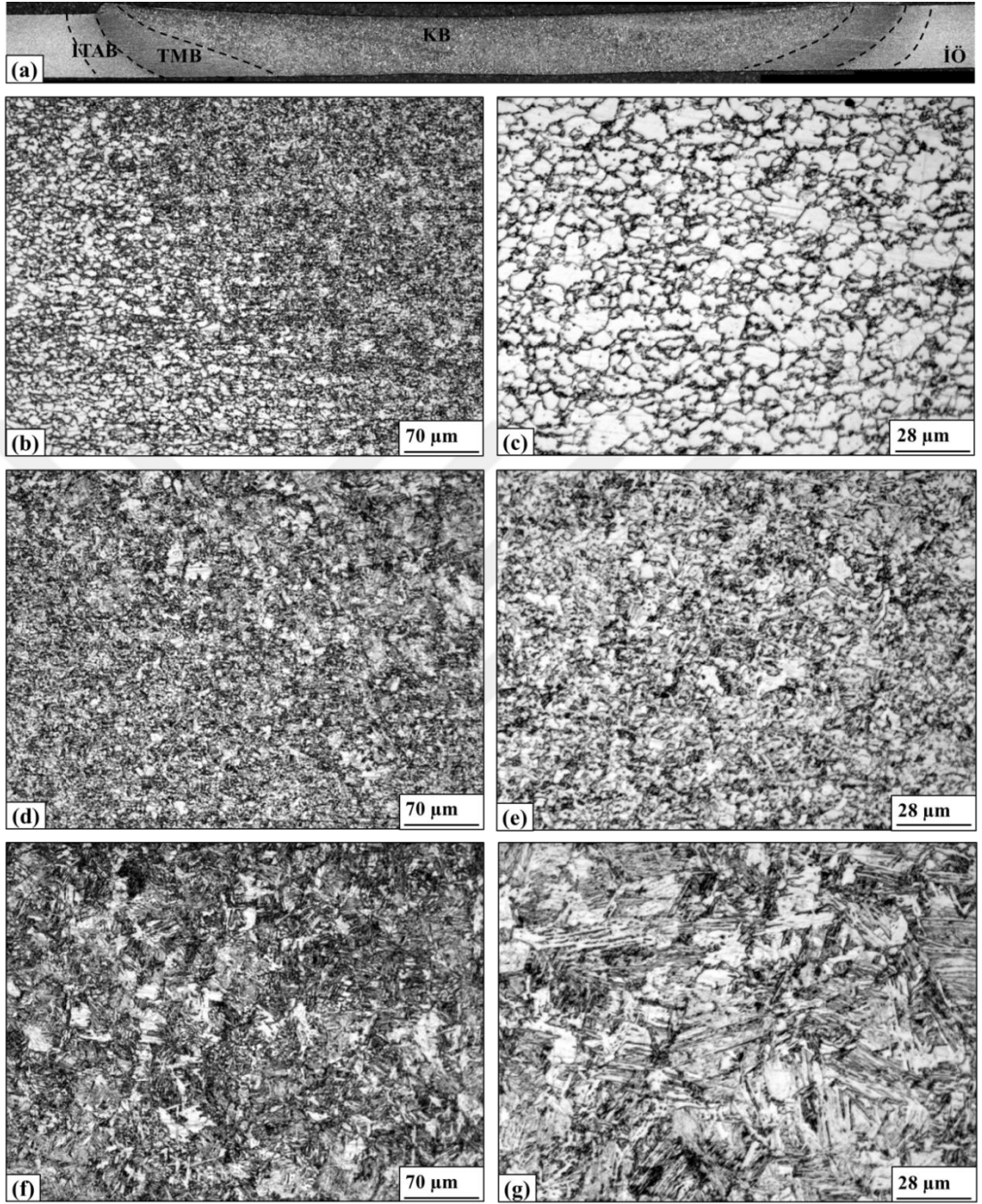
3.2.1 DP 600 çeliği

DP 600 çeliğinin SKP işlemi öncesindeki içyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafları Şekil 3.3’de verilmiştir. Şekil 3.3’den anlaşılacağı gibi, DP 600 çeliğinin ferrit ve martenzit fazlarını barındırılan çift fazlı bir içyapıya sahiptir. Bu içyapı morfolojik olarak incelendiğinde, martenzit fazı tanelerinin ferrit fazı taneleri tarafından oluşmuş bir matrisin tane sınırlarında yer aldığı söylenebilir (Şekil 3.3(a)). Ferrit fazı tanelerinin morfolojik olarak eş eksenli bir karakter sergilediği söylenebilir. Ancak, söz konusu faza ait tanelerin boyutsal olarak homojen bir yapıda olmadığı anlaşılmaktadır. Nitekim Şekil 3.3(b)’den de, ferrit fazının 6-20 μm aralığında değişen boyutta tanelerin bulunduğunu görülmektedir. Ferrit fazı tanelerinin ortalama tane büyüklüğü ise, lineer kesiştirme yöntemine göre $12 \pm 5 \mu\text{m}$ olarak belirlenmiştir. Diğer taraftan, DP çeliğinin yapısındaki sert martenzit fazına ait tanelerin 1-2 μm çok ince yapılı olduğu anlaşılmaktadır. Ancak, söz konusu tanelerin ferrit tane sınırları boyunca uzanan bir karakterde olması nedeniyle, en/boy oranlarının da yüksek olduğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.3(b)).

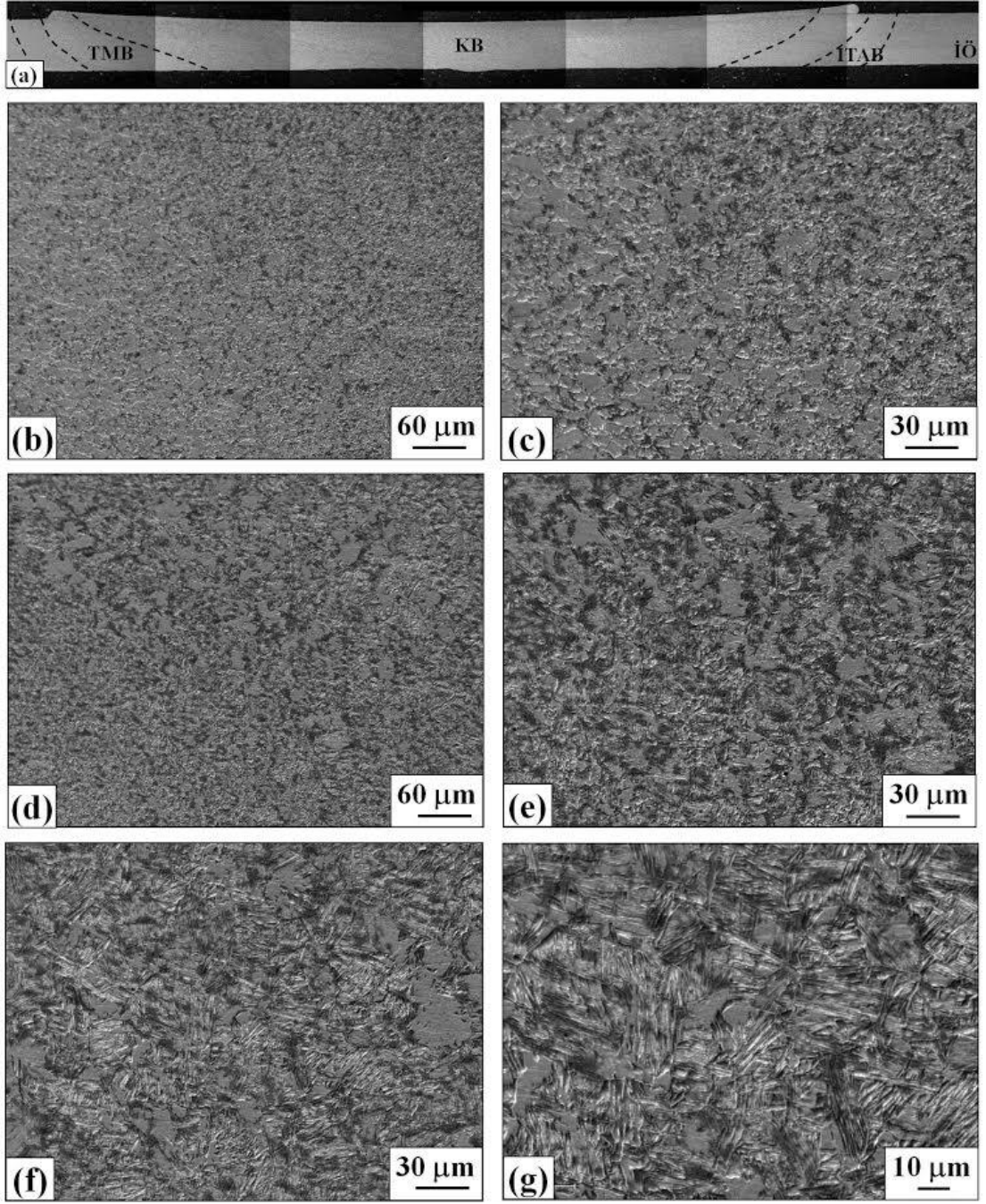


Şekil 3.3 : DP 600 çeliğinin işlem öncesi durumdaki içyapısını gösteren optik mikroskop resimleri: (a) Düşük büyütme, (b) Yüksek büyütme.

DP 600 çeliğine uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen içyapıya ait optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobundan elde edilen mikro-yapı fotoğrafları sırasıyla Şekil 3.4(a)-(g) ve Şekil 3.5(a)-(g)'de verilmiştir. Uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen deformasyon bölgeleri ve bunların birbirlerinden ayrıldıkları sınırlar Şekil 3.4(a) ve 3.5(a)'da gösterilmiştir. Şekil 3.4 ve Şekil 3.5 incelendiğinde, DP 600 çeliğine 1000 d/d ve 1,6 mm/s ilerleme hızında SKP prosesinin uygulanması sonrasında çanak biçimli hatasız ve çatlaksız bir deformasyon bölgesi elde edilebildiği görülmektedir. Bununla birlikte, uygulanan SKP işlemlerinin DP 600 çeliğinin içyapısında hem niteliksel hem de niceliksel olarak önemli değişimlere neden olduğu söylenebilir. SKP işlemleri öncesinde, DP 600 çeliğinin içyapısal özellikleri ferrit fazı tanelerinin ara kesitlerinde ince martenzit fazının yer aldığı bilinmektedir (Şekil 3.3). Uygulanan SKP işlemleri sonrasında bu yapısal organizasyonun büyük oranda değiştiği dikkati çekmektedir (Şekil 3.4 ve Şekil 3.5). Bu değişim kapsamında işlem öncesi durumdan takım merkezine doğru gidildikçe SKP sonrasında meydana gelmesi beklenen deformasyon bölgelerinin ITAB (ısı tesiri altındaki bölge) (Şekil 3.4(b)-(c) ve 3.5(b)-(c)), TMB (termo-mekanik olarak etkilenmiş bölge) (Şekil 3.4(d)-(e) ve 3.5(d)-(e)) ve KB (karışma bölgesi) (Şekil 3.4(f)-(g) ve 3.5(b)-(c)) oluştuğu anlaşılmaktadır. SKP sonrasında KB'deki iç yapı incelendiğinde, martenzit fazı bölgelerinin kütsel hale geldiği söylenebilir (Şekil 3.4(f)-(g) ve 3.5(b)-(c)). Bununla birlikte, yapıdaki ferrit fazı büyüklüğünde de belli oranda incelmeye ortaya çıktığı görülmektedir (Şekil 3.4(f)-(g)). Nitekim Şekil 3.4(b)-(c)'den ferrit tane boyutunun 5-6 µm boyutuna kadar incelendiği ancak, kimi bölgelerde nispeten daha iri ferrit tanelerinin de bulunduğu dikkat çekicidir (Şekil 3.4(f)-(g)).



Şekil 3.4 : DP 600 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait optik mikroskop fotoğrafları: (a) SKP sonrasında deformasyon bölgelerinin genel görünümü, (b)-(c) ITAB, (d)-(e) TMB, (f)-(g) KB.

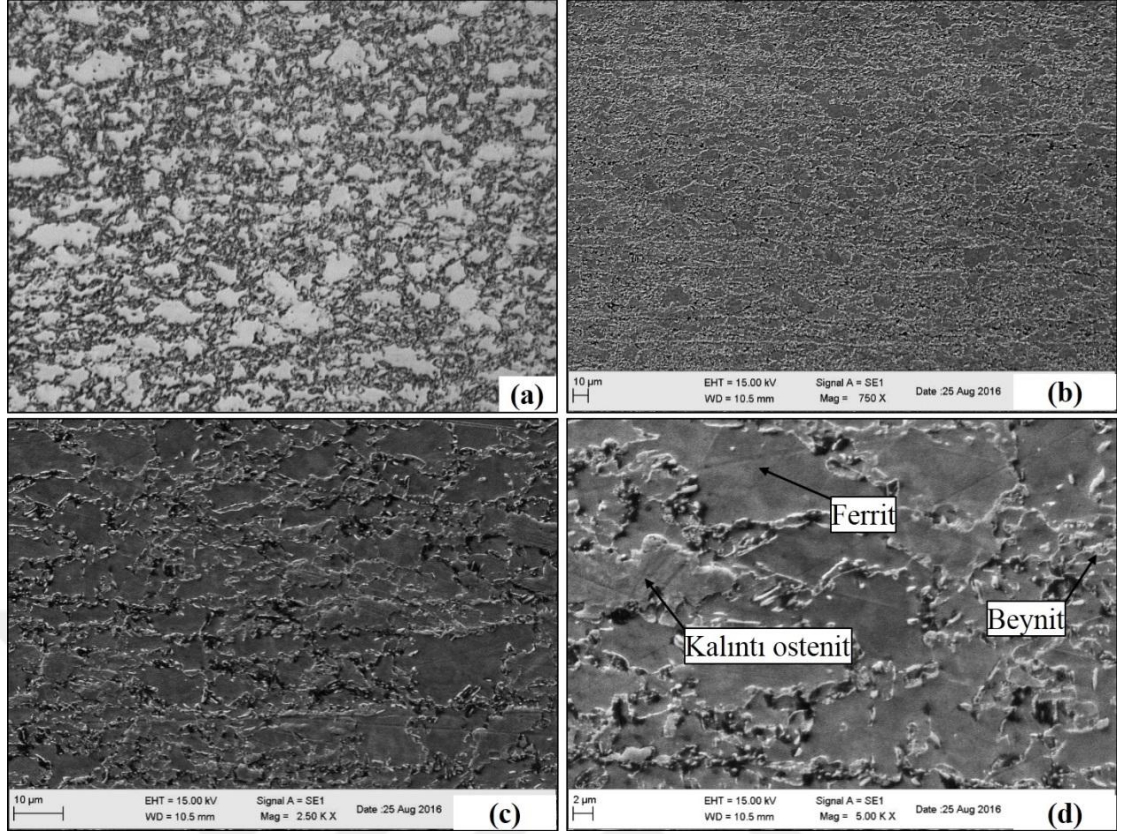


Şekil 3.5 : DP 600 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait SEM fotoğrafları: (a) SKP sonrasında deformasyon bölgelerinin genel görünümü, (b)-(c) İTAB, (d)-(e) TMB, (f)-(g) KB.

Uygulanan proses şartları dahilinde, yönlenmiş tane yapısına sahip alışlagelmiş bir TMB yapısının meydana gelmediği söylenebilir. Nitekim SKP işlemi sonrasında meydana gelen KB/TMB sınırının gösterildiği Şekil 3.4(d)-(e) ve 3.5(d)-(e) incelendiğinde, KB bölgesinde ait içyapısal özelliklerin sergilendiği sınırın hemen bitiminde, dar bir geçiş bölgesi meydana gelmekte ve bu bölge dahilindeki martenzit fazına ait bileşenlerin işlem öncesi durumdaki morfolojilerine göre belli oranda değişim sergiledikleri anlaşılmaktadır (Şekil 3.4(e) ve 3.5(e)). Söz konusu değişim daha çok martenzit fazının işlem öncesi durumda sergilediği ince parçacıklar tipindeki tane morfolojisinden, KB’de rastlanılan kütleli forma geçiş aşamasında bulunmakta olduğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.4(e) ve 3.5(e)). Bu niteliği ile söz konusu bölgenin özellikle KB sınırına yakın olan bölümlerinde şekil değişimine bağlı yapısal değişimlerinde etkili olduğu sonucu çıkmaktadır. Söz konusu sınırdan uzaklaşıldığında ise, tane yapısının kademeli olarak irileşmekte olduğu söylenebilir. Nitekim Şekil 3.4(b)-(c) ve 3.5(b)-(c)’de verilen ITAB/TMB geçiş bölgesi incelendiğinde söz konusu kademeli artışın sonrasında tane yapısının irileşme eğilimine girerek ITAB bölgesine geçiş yaptığı anlaşılmaktadır.

3.2.2 TRIP 780 çeliği

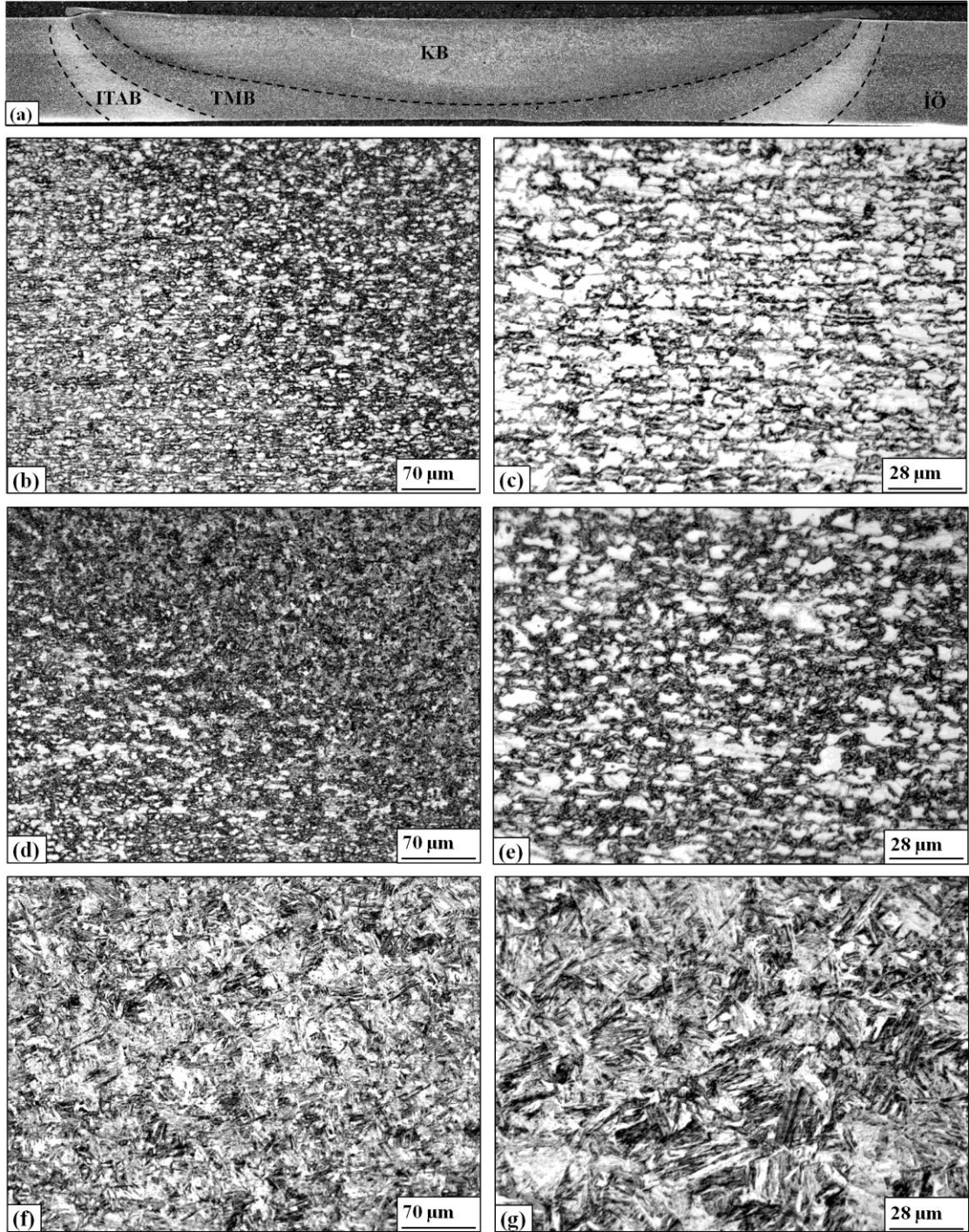
TRIP 780 çeliğinin SKP işlemi öncesindeki içyapısını gösteren optik mikroskop ve SEM görüntüleri Şekil 3.6’da verilmiştir. Şekil 3.6’dan anlaşılacağı gibi, TRIP 780 çeliğinin içyapısı ferrit, kalıntı ostenit ve beynit fazlarından oluşmaktadır. Şekil 3.6(a)-(b)’den, ferritin yapıdaki hacimsel oranının diğer fazlardan daha yüksek olduğu görülmektedir (Şekil 3.6). Bu nedenle, diğer fazların ferrit tanelerinde oluşmuş olan matris içerisinde bulunduğu söylenebilir. Özellikle beynit fazının ferrit tane sınırlarına yakın bölgelerde oluşmuş olduğu Şekil 3.6(c)-(d)’den anlaşılmaktadır. Yapıdaki fazların belli oranda yönlenmiş olduğu da söylenebilir. Bu durum söz konusu malzemenin üretilmesi sırasında uygulanan ostemperleme prosesi nedeniyle ortaya çıkmış olabilir [91-93]. TRIP 780 çeliğinde bulunan fazlardan ferrit ve kalıntı ostenit fazlarının ortalama tane boyutunun yaklaşık 12-14 μm seviyelerinde olduğu anlaşılmaktadır. Bu nedenle söz konusu malzemenin nispeten ince taneli olduğu söylenebilir.



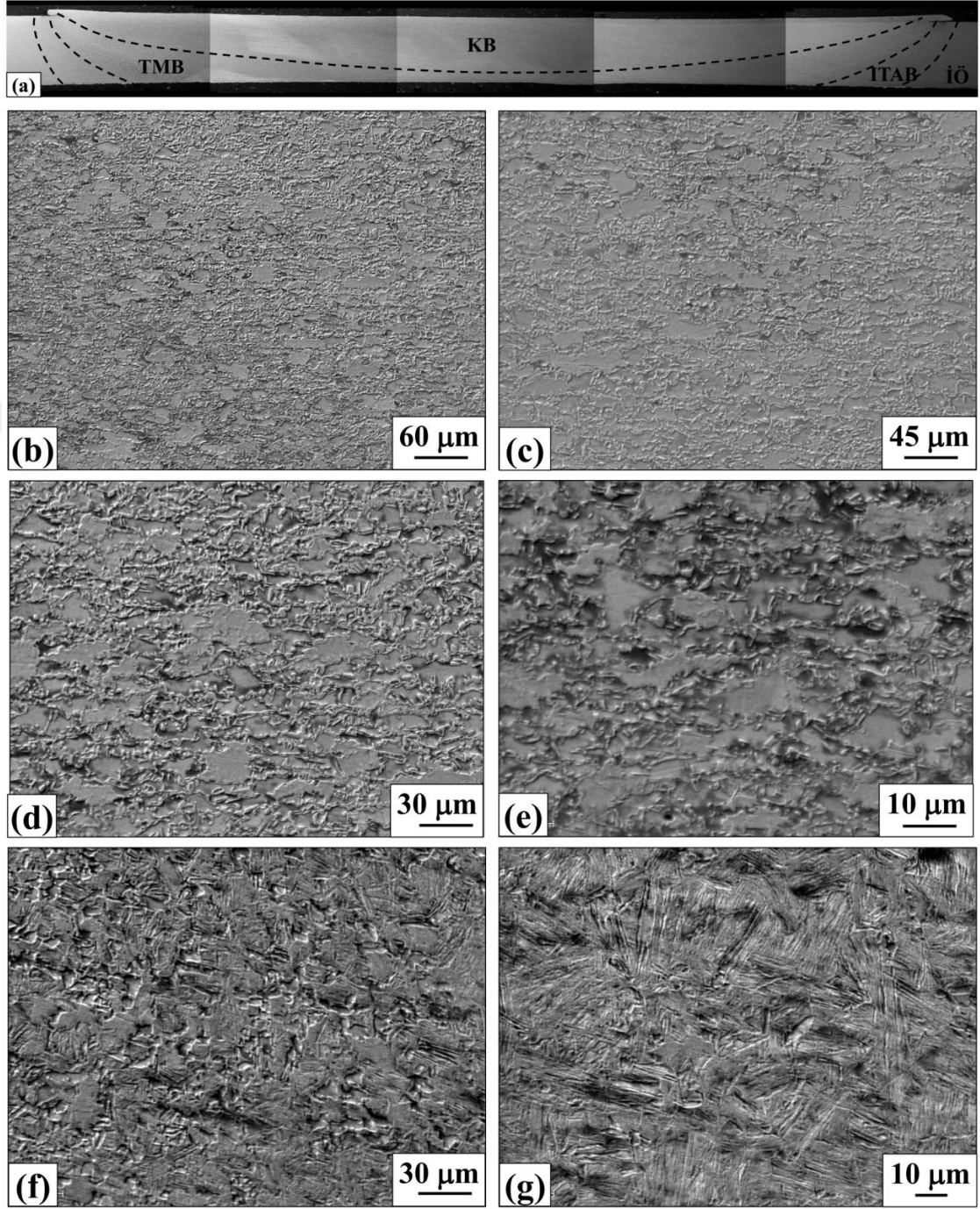
Şekil 3.6 : TRIP 780 çeliğinin SKP öncesi iç yapısı: (a) Optik mikroskop resmi, (b)-(d) Farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri.

SKP işleminin TRIP 780 çeliğinin iç-yapısal özellikleri üzerindeki etkileri Şekil 3.7(a)-(g) ve Şekil 3.8(a)-(g)'de verilen optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu fotoğraflarında gösterilmiştir. Bu içyapı fotoğrafları incelendiğinde, TRIP 780 çeliğinin SKP işlemi öncesinde ferrit, kalıntı ostenit ve beynit fazlarından meydana gelen içyapısının, işlem sonrasında önemli oranda değişim sergilediği anlaşılmaktadır. Söz konusu yapısal değişim kapsamında prosten etkilenmemiş bölgelerden takım merkezine doğru gidildikçe SKP sonrasında meydana gelmesi beklenen deformasyon bölgelerinin ITAB (Şekil 3.7(b)-(c) ve 3.8(b)-(c)) TMB (Şekil 3.7(d)-(e) ve 3.8(d)-(e)) ve KB (Şekil 3.7(f)-(g) ve 3.8(f)-(g)) olduğu anlaşılmaktadır. Temelde, TRIP 780 çeliklerinin en önemli özelliğinin uygulanan plastik deformasyon sırasında yapıdaki kalıntı ostenit fazının plastik deformasyon ile birlikte martenzit fazına dönüşmesi olarak bilinmektedir. Söz konusu dönüşüm, SKP sırasında numuneye uygulanan plastik deformasyonun en yüksek oranlarda elde edildiği KB'de belirgin olarak meydana gelmektedir (Şekil 3.7(f)-(g) ve 3.8(f)-(g)). Nitekim söz konusu bölgeye ait iç yapı fotoğrafları incelendiğinde, SKP işlemleri sonrasında KB'de meydana gelen içyapıların yüksek oranda martenzit fazı içerdiği

net bir şekilde görülmektedir (Şekil 3.7(f)-(g) ve 3.8(f)-(g)). Öte yandan KB içerisinde martenzitik dönüşümün yapının bütününe hakim olmadığı ve belirli bölgelerde ferrit fazı tanelerinin de bulunduğu söylenebilir (Şekil 3.7(g) ve 3.8(g)). Bu niteliği ile SKP işlemleri sonrasında KB'nin içyapısının martenzit ve ferrit fazlarından meydana geldiği anlaşılmaktadır. Ancak, SKP işlemleri sırasında uygulanan deformasyonun ve sıcaklığın proses bölgesindeki dağılımının belli farklılıklar sergilemesi nedeniyle, KB'deki martenzit fazı tanelerinin morfolojik özelliklerinin de değişim meydana gelmiş olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 3.7(f) ve 3.8(f)). Özellikle, KB içerisinde takım eksenine yakın bölgelerdeki içyapıya ait optik mikroskop ve SEM resimleri (Şekil 3.7(g) ve 3.8(g)) incelendiğinde yapıdaki martenzit fazı tanelerinin kısa iğnemsî bir morfolojiye sahip oldukları dikkati çekmektedir. Öte yandan, KB içerisinde TMB'ye daha yakın olan bölgelerdeki martenzit fazı tanelerinin ise, daha düşük en/boy oranına sahip ve nispeten daha iri tanelerden meydana geldiği tespit edilmiştir. Bu durum, takım ekseninden radyal yönde uzaklaşılması halinde deformasyon etkisinin azalması ve KB'deki ısı transferinin takımdan başlayarak yine radyal yönde gerçekleşmesi nedenleriyle martenzit fazının belli oranda tavlanması kaynaklanıyor olabilir. TMB'de ise, özellikle kalıntı ostenit-martenzit dönüşümünün yapıda süresiz olarak gerçekleştiği söylenebilir (Şekil 3.7(d)-(e) ve 3.8(d)-(e)). Nitekim söz konusu bölgedeki içyapıda iri martenzit tanelerinin bulunduğu ancak söz konusu fazın yaygın şekilde yer almadığı anlaşılmaktadır (Şekil 3.7(d)-(e) ve 3.8(d)-(e)). ITAB bölgesindeki içyapıda ise kalıntı ostenit martenzit dönüşümü gerçekleşmemektedir (Şekil 3.7(b)-(c) ve 3.8(b)-(c)). Söz konusu bölgede işlem öncesi durumdaki fazlarının belli oranda irileşme içerisine girdiği, bu irileşmenin ferrit fazı için daha belirgin olarak gerçekleştiği söylenebilir (Şekil 3.7(b)-(c) ve 3.8(b)-(c)).



Şekil 3.7 : TRIP 780 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait optik mikroskop fotoğrafları: (a) SKP sonrasında deformasyon bölgelerinin genel görünümü, (b)-(c) ITAB, (d)-(e) TMB, (f)-(g) KB.



Şekil 3.8 : TRIP 780 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait SEM fotoğrafları: (a) SKP sonrasında deformasyon bölgelerinin genel görünümü, (b)-(c) ITAB, (d)-(e) TMB, (f)-(g) KB.

3.3 Mekanik Özelliklerin İncelemelerinden Elde Edilen Bulgular

3.3.1 Mikrosertlik

3.3.1.1 DP 600 çeliği

DP 600 çeliğine 14 mm çaplı takımla 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s ilerleme hızında uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen deformasyon bölgesinin sertlik üzerindeki etkileri Şekil 3.9'da verilmiştir. Bu şekilden DP 600 çeliğine uygulanan SKP işlemlerinin sertlik değerlerini önemli oranda arttırdığı anlaşılmaktadır (Şekil 3.9). Genel olarak SKP öncesinde 178 Hv seviyelerinde olan sertlik değerinin işlem sonrasında 315 Hv seviyelerine kadar yüksekliği görülmektedir (Şekil 3.9). Elde edilen bu sertlik artışının, KB içerisinde yaklaşık 11 mm genişliğindeki bir bölgede etkili olduğu dikkati çekmektedir. Bu durum uygulanan SKP işlemlerinin omuz genişliğine yakın ölçülerde yüksek sertlikte bir KB oluşmasına neden olduğunu göstermektedir (Şekil 3.9(a)). Bununla birlikte, sertlik değerlerinin KB içerisinde belli oranda saçılım sergilediğini de göstermektedir. Bu saçılım, KB içerisindeki iki fazlı yapıdaki morfolojik değişimlerden kaynaklanıyor olabilir (Şekil 3.4(f)-(g) ve Şekil 3.5(f)-(g)). İyapısal özelliklerin incelendiği bölümde ifade edildiği gibi, SKP sonrasında karışma bölgesinde martenzit fazı kütleli morfolojiye dönüşmektedir (Şekil 3.4(f)-(g) ve Şekil 3.5(f)-(g)). Bu durum, martenzit fazının işlem öncesinde ferrit taneleri arasında homojen dağılmış ince parçacıklar biçiminde olması haline kıyasla, bölgesel olarak daha heterojen bir yapının ortaya çıkmasına neden olmaktadır (Şekil 3.4(f)-(g) ve Şekil 3.5(f)-(g)). KB'deki faz dağılımında meydana gelen bu bölgesellik, sertlik değerlerinin saçılım sergilemesine neden olmuş olabilir (Şekil 3.4(f)-(g) ve Şekil 3.5(f)-(g)). Etkin sertlik artışının elde edildiği karışma bölgesinin bitiminde, sertlik değerlerin keskin bir şekilde azalma eğiliminde olduğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.9(a)). Bu azalma, KB ve ITAB arasında bir geçiş bölgesi olarak değerlendirilebilecek TMB'nin düşük bir genişlikte meydana geldiğini göstermektedir. Bu sonuç yapısal özelliklerden elde edilen sonuçlar ile de paralellik sergilemektedir ((Şekil 3.4(d)-(e) ve Şekil 3.5(d)-(e))). ITAB bölgesinde ölçülen sertlik değerlerinin işlem öncesindeki sertlik değerlerinden bile daha düşük mertebelerde olduğu da görülmektedir. Şekil 3.9(a)'dan anlaşılacağı gibi, ITAB bölgesindeki sertlik değerlerinin 170 Hv seviyelerinde olduğu belirlenmiştir. Bu durum SKP işlemleri sırasında üretilen ısı enerjisinin, deformasyon bölgesinin yakın

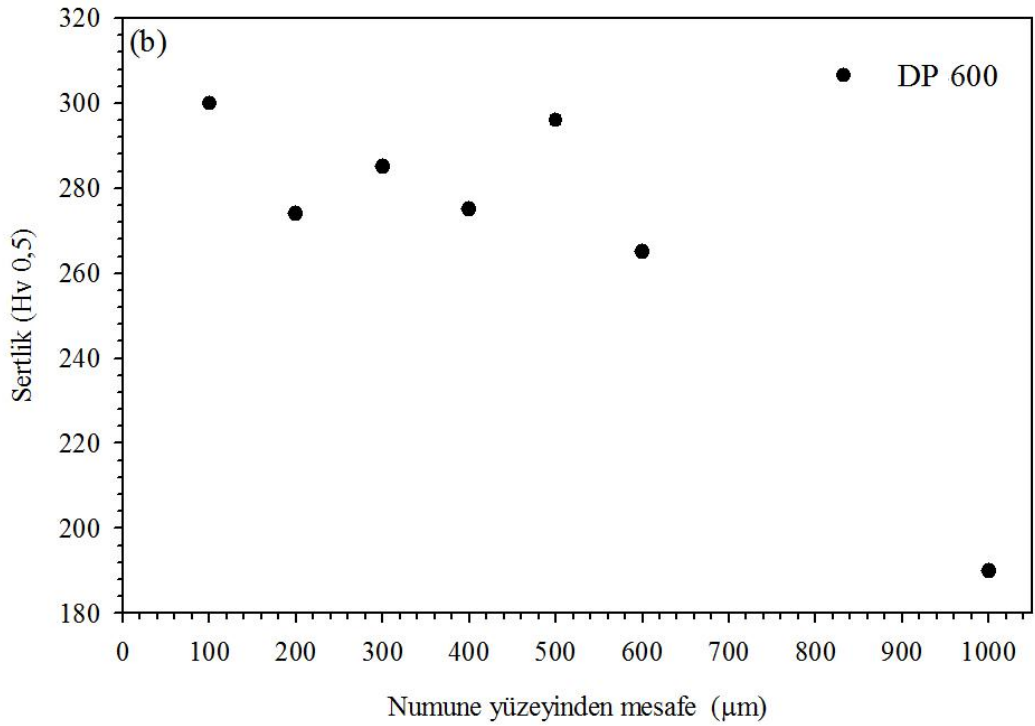
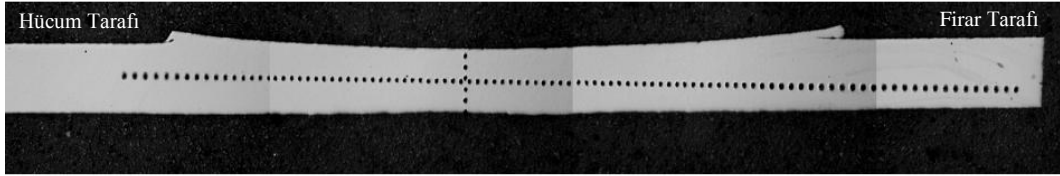
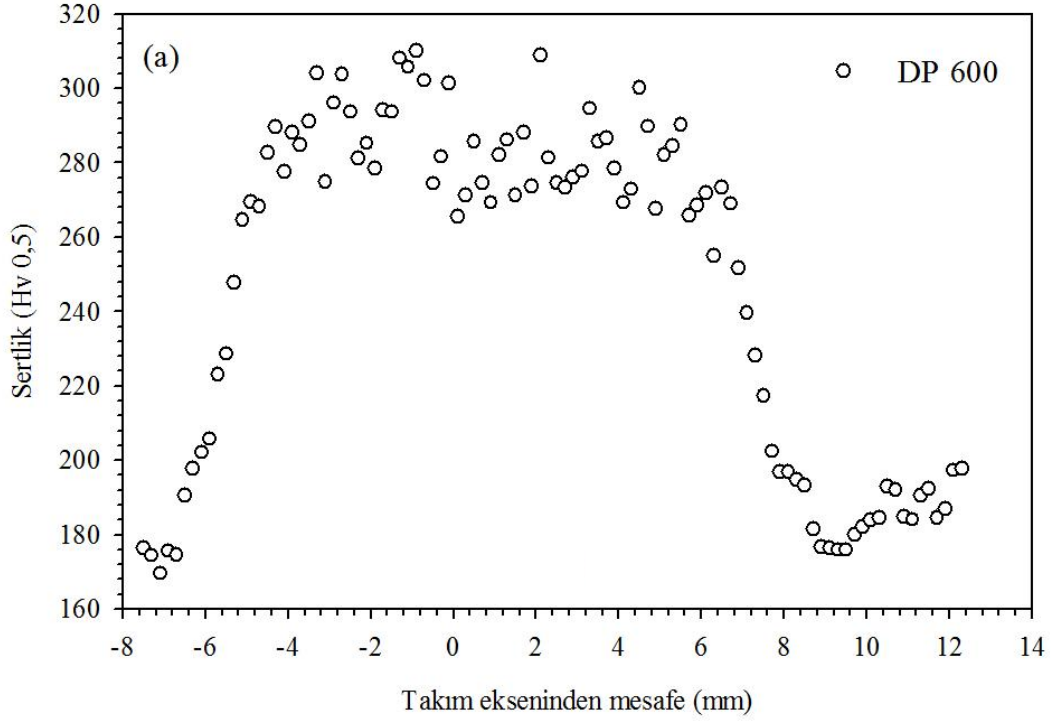
komşuluğunda hissedilir derecede etkili olduğunu göstermektedir (Şekil 3.9). Bu durum, iç yapısal özellik incelemelerinden elde edilen sonuçlar ile de paralellik sergilemektedir (Şekil 3.4(b)-(c) ve Şekil 3.5(b)-(c)). Diğer taraftan SKP işlemi sonrasında elde edilen sertlik artışının numune yüzeyinden itibaren 0,6 mm derinliğe kadar neredeyse stabil kaldığı anlaşılmaktadır. Bu değerden daha düşük seviyelerde ise, sertlik değerleri keskin bir şekilde azalarak işlem öncesi seviyelere ulaşmaktadır (Şekil 3.9(b)).

3.3.1.2 TRIP 780 çeliği

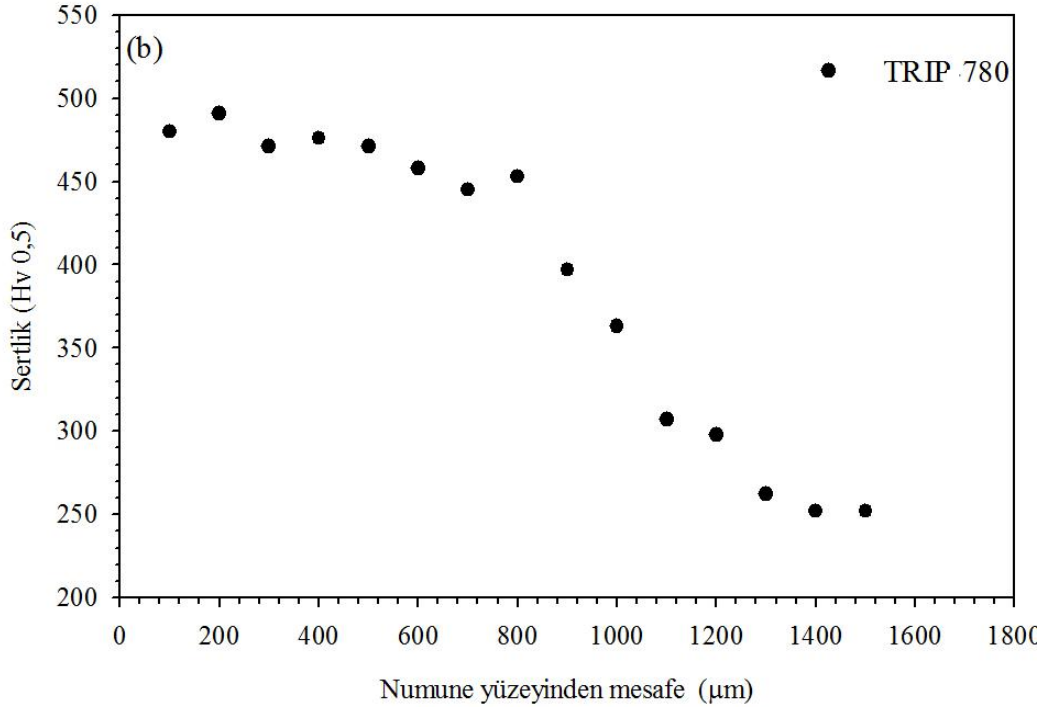
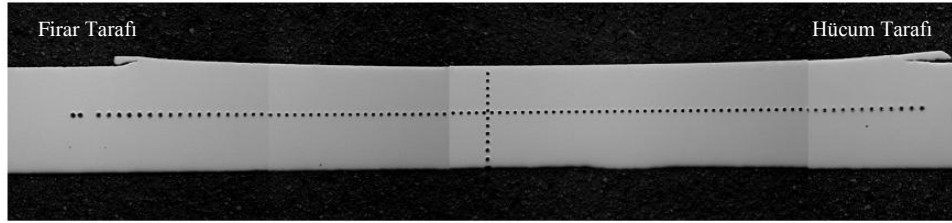
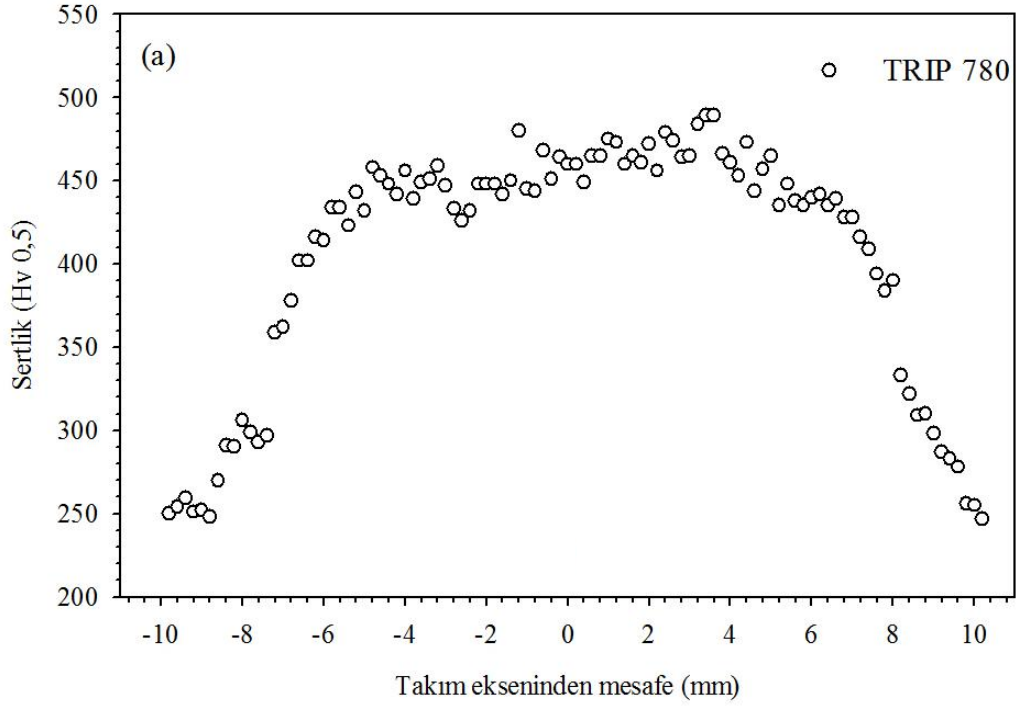
TRIP 780 çeliğine 16 mm çaplı takım ile 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s ilerleme hızında uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen deformasyon bölgesinin sertlik üzerindeki etkileri Şekil 3.10'da verilmiştir. Söz konusu şekilde yatay ve dikey önde meydana gelen sertlik profilleri incelendiğinde, SKP işlemi sonrasında sertlik değerlerinde önemli değişimlerin meydana geldiği anlaşılmaktadır (Şekil 3.10(a)). Genel olarak, işlem öncesinde, 250 Hv seviyelerinde olan sertlik değerleri uygulanan SKP sonrasında önemli oranda artarak, 490 Hv seviyelerine kadar artmaktadır (Şekil 3.10(a)). Söz konusu sertlik artışı belirgin olan KB'de yaklaşık 12 mm'lik bir genişlikte elde edilebilmektedir (Şekil 3.10(a)). Bu durum sertlik artışının elde edildiği genişliğin, omuz çapına (16 mm) yakın mertebelerde olduğunu göstermektedir (Şekil 2.3(b)). KB içerisinde 2 kata yakın mertebelerde elde edilen bu sertlik artışı uygulanan SKP işlemleri sonrasında martenzit fazının hakim olduğu bir hale dönüşmesine dayandırılabilir (Şekil 3.7 ve Şekil 3.8). Söz konusu dönüşümün, oluşturduğu martenzit fazı baskın iç yapının KB içerisinde etkin ve yaygın şekilde elde edilebiliyor olması sertlik değerlerinin düşük seviyede saçılım sergilemesine de neden olmaktadır (Şekil 3.10(a)). Sertlik değerlerinin KB içerisindeki değişimi incelendiğinde, prosesin firar tarafından hücum tarafına gidildikçe sertlik değerlerinin de az da olsa artış sergilediği görülmektedir. Söz konusu artışın hücum tarafındaki dövme etkisinin daha yüksek oranlarda olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir [9, 19, 26]. Karışma bölgesinden uzaklaşarak TMB içerisine girildiğinde ise, sertlik değerlerinin de keskin şekilde azalma sergilediği dikkati çekmektedir (Şekil 3.10(a)). TMB içerisinde sertlik değerlerinde meydana gelen bu azalmanın temel sebebi, TMB içerisinde martenzitik dönüşümün daha düşük mertebelerde meydana gelmesinden kaynaklanıyor olabilir (Şekil 3.7(d)-(e) ve 3.8(d)-(e)). Nitekim söz konusu bölge içerisinde takım eksininden uzaklaştıkça

numuneye uygulanan deformasyon oranı da azalmaktadır. TRIP çeliğinde, martenzitik dönüşümün plastik deformasyon ile tetiklenen bir dönüşüm olduğu göz önünde bulundurulduğunda [94, 95], sertlik değerlerinde karşılaşılan bu azalmanın da beklenen bir sonuç olarak değerlendirilebileceği düşünülmektedir. TMB'nin hemen bitiminde, sertlik değerlerinin işlem öncesi duruma kıyasla belli oranda azaldığı bir ITAB oluştuğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.10(a)). Söz konusu bölgede sertlik değerinin yaklaşık 10 Hv daha düşük değer aldığı dikkati çekmektedir. Bu azalma, SKP sırasında uygulanan ısı enerjisinin TRIP çeliğinin içyapısında az da olsa kabalaşmaya neden olmasından kaynaklanıyor olabilir. Söz konusu durum içyapısal özelliklerden elde edilen bulgularla da örtüşmektedir (Şekil 3.7(b)-(c) ve 3.8(b)-(c)).

SKP sonrasında elde edilen sertlik değerlerinin takım ekseninde ve omuz-numune yüzeyi temasının gerçekleştiği yüzeyden uzaklaştıkça azalma sergilediği dikkat çekicidir. Bu azalma, yüzeyden 0,9 mm derinliğe kadar çok belirgin olarak meydana gelmemektedir (Şekil 3.10(b)). Ancak yüzeyden daha da uzaklaştıkça, sertlik değerlerinin daha keskin biçimde azaldığı anlaşılmaktadır (Şekil 3.10(b)). Bu durum, TRIP çeliğine uygulanan SKP işlemlerinde kullanılan takıma ait geometrik özellikler ile ilişkili olduğu düşünülmektedir (Şekil 2.3(b)). Nitelik prosesin uygulanmasında kullanılan takımın pim uzunluğu 0,8 mm'dir (Şekil 2.3(b)). Proses sırasında uygun bir yüzey temasının sağlanabilmesi için gerekli omuz batması da dikkate alındığında sertlik değerlerinin pim penetrasyon derinliğinde çok daha stabil kaldığı söylenebilir. Ancak, yüzeyden bu seviyeden daha fazla uzaklaşıldığında, TMB bölgesine girilerek sertlik değerlerinin nispeten daha keskin şekilde azaldığı söylenebilir (Şekil 3.10(b)). Bu durum, söz konusu derinlikten sonra TMB bölgesine geçiliyor olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir (Şekil 3.10(b)).



Şekil 3.9 : DP 600 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesinde mikro-sertlik değerlerinin değişimi: (a) Takım merkezinden yatay yönde elde edilen mikro-sertlik profili, (b) Takım yüzeyinden, takım eksenini doğrultusunda elde edilen sertlik profili.



Şekil 3.10 : TRIP 780 çeliğine 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesinde mikro-sertlik değerlerinin değişimi: (a) Takım merkezinden yatay yönde elde edilen mikro-sertlik profili, (b) Takım yüzeyinden, takım eksenini doğrultusunda elde edilen sertlik profili.

3.3.2 Statik yükler altında deformasyon davranışı ve mekanik özellikler

3.3.2.1 DP 600 çeliği

DP 600 çeliğinin SKP öncesi ve uygulanan SKP işlemleri sonrasında, SKP doğrultusuna paralel doğrultuda sergilediği mühendislik ve gerçek gerilme-% birim uzama eğrileri Şekil 3.11(a)-(b)'de verilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri Çizelge 3.2'de verilmiştir. DP 600 çeliği endüstriyel kullanım alanı gereği şekillendirme özelliklerinin en iyilenmesine yönelik olarak tasarlanmış bir yüksek mukavemetli çelik sac grubunda bulunmaktadır. Şekil 3.11 incelendiğinde söz konusu çeliğin yeterli şekillendirme davranışının elde edilmesine olanak sağlayacak nitelikte geniş bir uniform deformasyon bölgesine sahip olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 11 (a)-(b)). Çizelge 3.2 incelendiğinde, işlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğinin 300 MPa seviyelerinde akma mukavemetine sahip olduğu ve akma sonrasında % 21 uniform uzama sergileyerek, yaklaşık 620 MPa'lık çekme mukavemetine ulaştığı anlaşılmaktadır. Çekme dayanımı sonrasında ise % 34 kopma uzaması ile boyun vererek kırılmaktadır.

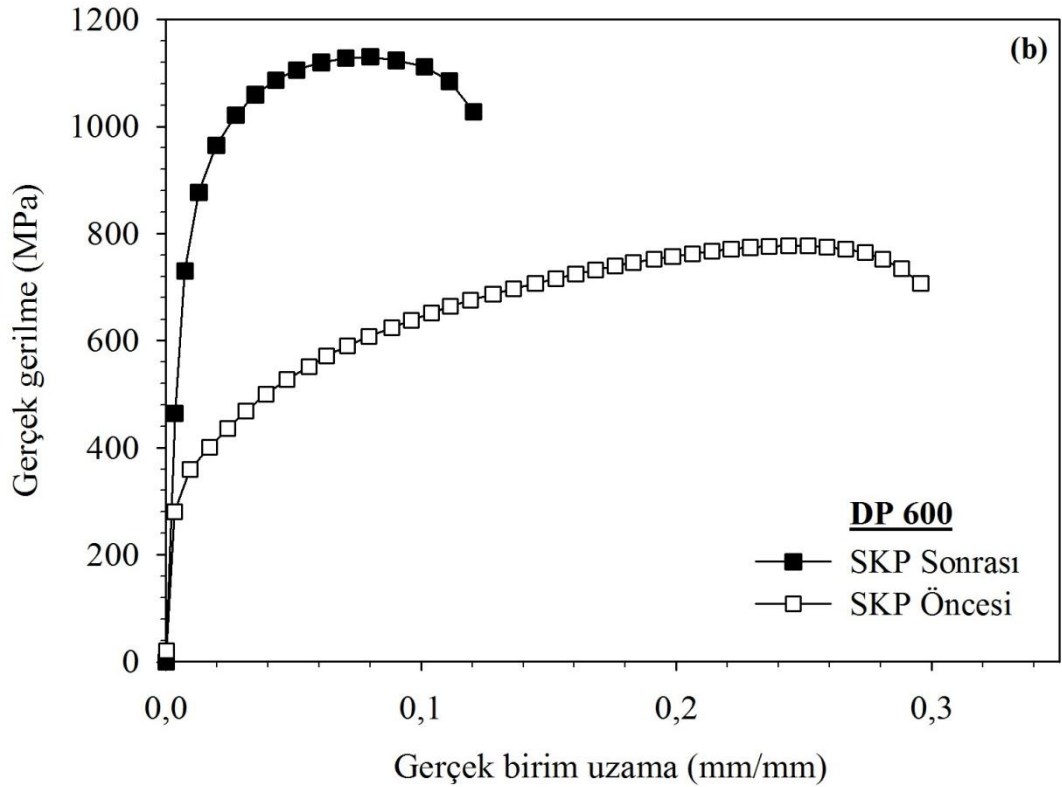
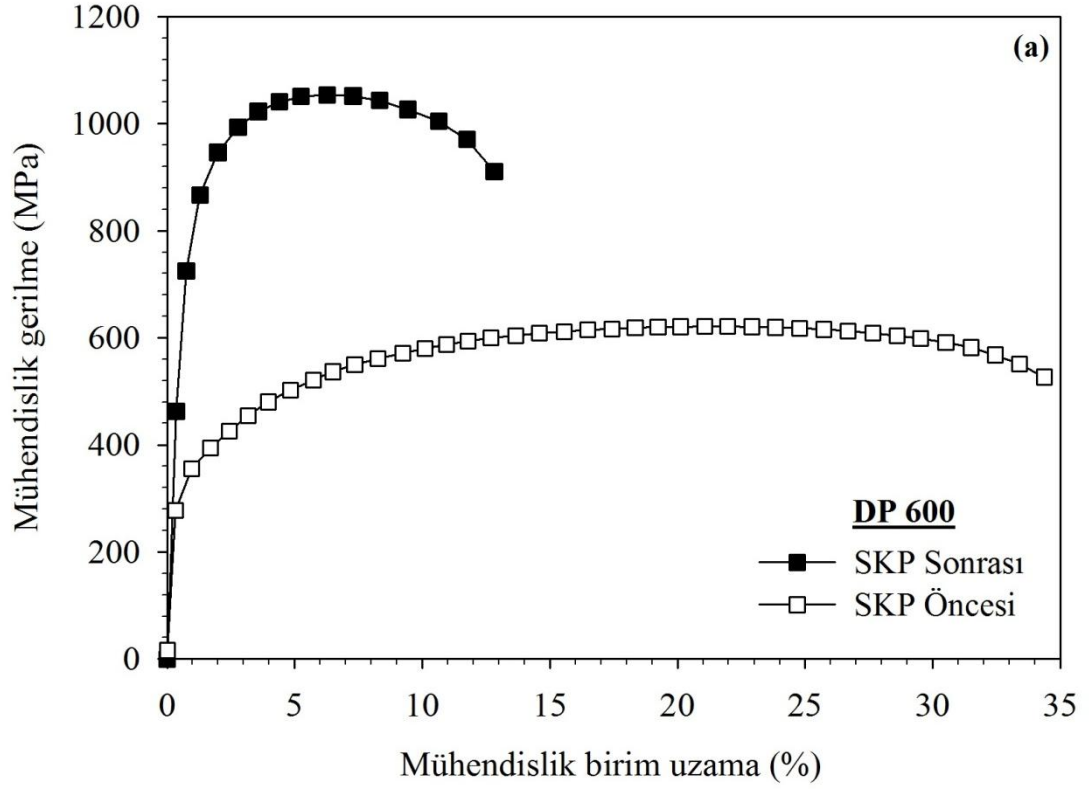
SKP işlemleri sonrasında DP 600 çeliğinin hem deformasyon davranışında hem de mukavemet ve süneklik özelliklerinde belirgin değişimler ortaya çıktığı anlaşılmaktadır. Şekil 3.11 incelendiğinde, SKP işlemleri sonrasında elde edilen çekme eğrilerindeki en belirgin değişimin, işlem öncesi durumda elde edilen geniş uniform deformasyon bölgesinin belli oranda daralma sergilemesi olarak değerlendirilmektedir (Şekil 3.11). Ancak bu daralamaya rağmen, SKP sonrasında da deformasyon davranışının belirgin bir pekleşme etkisi ile birlikte gerçekleştiği Şekil 3.11'den anlaşılmaktadır.

Uygulanan SKP işlemleri sonrasında DP 600 çeliğinin mukavemet değerlerinde önemli oranda artış meydana gelmektedir. Şekil 3.11 ve Çizelge 3.2 incelendiğinde işlem öncesi durumdaki akma dayanımı değerinin yaklaşık iki kat artış sergileyerek 811 MPa mertebelerine ulaşmaktadır (Şekil 3.11(a)-(b)). Aynı koşullarda ölçülen çekme dayanımı değeri ise, 1053 MPa olarak belirlenmiştir (Şekil 3.11(a)-(b)). SKP sonrasında elde edilen mukavemet artışı, DP 600 çeliğinin süneklik değerlerinde de azalmayı beraberinde getirmektedir. Nitekim Şekil 3.11 ve Çizelge 3.2'den de

anlaşılacağı gibi, işlem öncesindeki uniform uzama ve kopma uzaması değerleri sırasıyla % 6,3 ve % 13,0 değerine azalmaktadır.

SKP öncesi ve sonrasında elde edilen gerçek gerilme-gerçek birim uzama eğrilerinden elde edilen pekleşme katsayısı ve pekleşme üssü değerleri ile mekanik anizotropi katsayıları Çizelge 3.2’de verilmiştir. İşlem öncesi durumda DP 600 sacın pekleşme katsayısı 1135 MPa olarak belirlenmiştir. SKP işlemi sonrasında bu değer 1714 MPa değerine artmaktadır. Bu artış, SKP işlemleri sonrasında sac malzemeye uygulanan plastik birim uzama artışına SKP bölgesinin sergilediği direncin de arttığını göstermektedir. DP 600 çeliğinin SKP işlemleri öncesinde sergilediği pekleşme üssü değeri 0,24 olarak belirlenmiştir. Uygulanan SKP işlemi sonrasında ise elde edilen pekleşme üssü değeri 0,14 olarak belirlenmiştir. Bu durum, SKP sonrasında pekleşme ile elde edilen deformasyon kabiliyetinin azalma sergilediğini göstermektedir. Çekme dayanımındaki plastik anizotropi katsayısı (r) Çizelge 3.2’de verilmiştir. Buna göre, DP 600 çeliğinin SKP öncesinde 0,67 olan r değerinin uygulanan proses sonrasında 0,59 değerine azaldığı anlaşılmaktadır.

DP 600 çeliğinin sahip olduğu temel yapısal özellikler göz önünde bulundurulduğunda SKP işlemleri sonrasında elde edilen mukavemet artışının temel sebebinin işlem sonrasında yapıdaki martenzit fazının kütleli hale gelerek KB’de morfolojik dönüşüm sergilemesin ile ilişkili olduğu düşünülmektedir (Şekil 3.4(f)-(g) ve Şekil 3.5(f)-(g)). Ayrıca martenzit faz bölgelerinin tane boyutundaki incelmeye de belli oranda mukavemet artışına katkı sağladığı düşünülmektedir. Süneklik özelliklerindeki azalmanın temel sebebinin de yapısal özelliklerde meydana gelen morfolojik değişimler olduğu düşünülmektedir. Nitekim DP 600 çeliğinin işlem öncesi durudaki iç yapısında bulunan ferrit fazlarının hakim olduğu bir matris içerisinde sert martenzit fazı tanelerinin homojen sayılabilecek bir şekilde dağılmış olması, söz konusu çeliğin işlem öncesi durumda yüksek süneklik değerleri sergilemesine neden olmaktadır. Proses sonrasında ise, yapıdaki martenzit fazına ait tanelerin kütleli hale gelmesi ile sünek ferritik matrisin sahip olduğu süreklilik büyük oranda ortadan kalkmaktadır. Bu durum, işlem sonrasındaki uniform uzama ve kopma uzaması değerlerinin de belirgin şekilde azalmasına neden olduğu düşünülmektedir. SKP sonrasında elde edilen pekleşme katsayısı artışı ve pekleşme üssü azalmasının da bu yaklaşımı destekler nitelikte olduğu düşünülmektedir.



Şekil 3.11 : DP 600 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-Mühendislik % birim uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme- gerçek birim uzama eğrileri.

Uygulanan SKP işlemleri sonrasında anizotropi (r) katsayısındaki azalma, numuneye uygulanan plastik birim uzama altında, kalınlık ve genişlik yönündeki birim uzama değerleri arasındaki farkın arttığını göstermektedir. Bu durum, SKP sırasında uygulanan plastik şekil verme operasyonun önemli oranda metal akışı yönelimine neden olduğu göstermektedir. Bu durum SKP yönteminin doğası gereği gelişen ve beklenen bir sonuç olarak değerlendirilmiştir.

Çizelge 3.2 : DP 600 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği mekanik özellik değerleri.

| Proses Durumu | σ_y (MPa) | σ_{UTS} (MPa) | ϵ_u (%) | ϵ_f (%) | K (MPa) | n | r_{UTS} |
|---------------|------------------|----------------------|------------------|------------------|---------|------|-----------|
| İşlem Öncesi | 301,0 | 621,1 | 21,3 | 34,7 | 1135 | 0,24 | 0,67 |
| SKP | 811,7 ± 48 | 1053,8 ± 56 | 6,3 ± 0,1 | 13,0 ± 2 | 1714 | 0,14 | 0,59 |

3.3.2.2 TRIP 780 çeliği

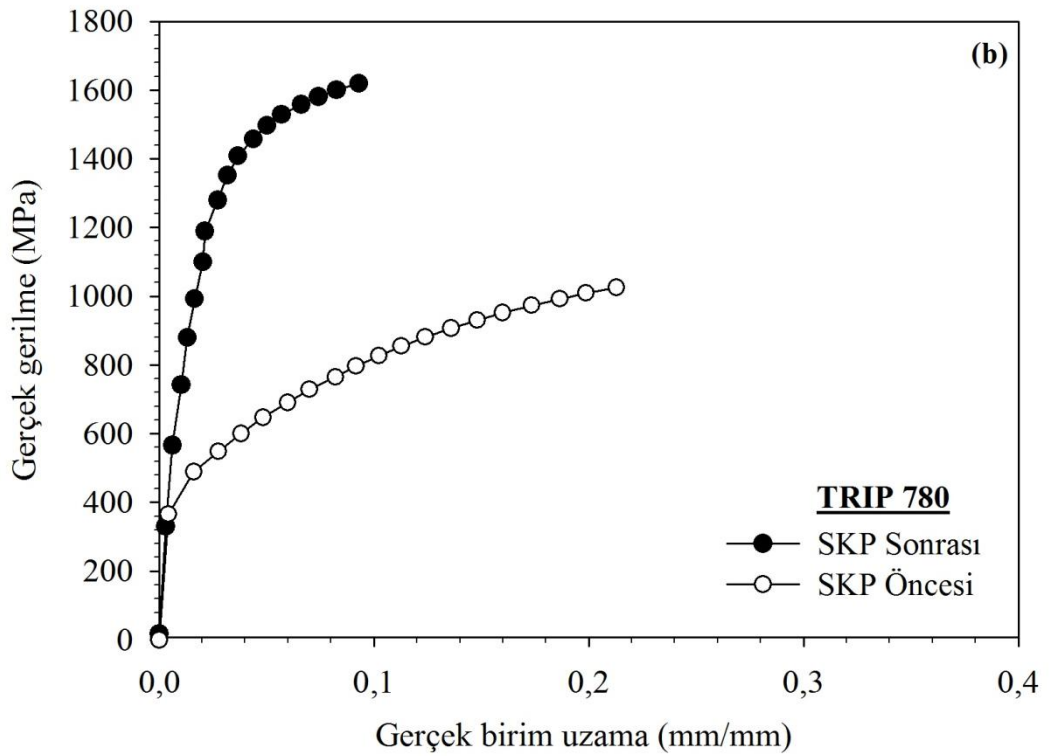
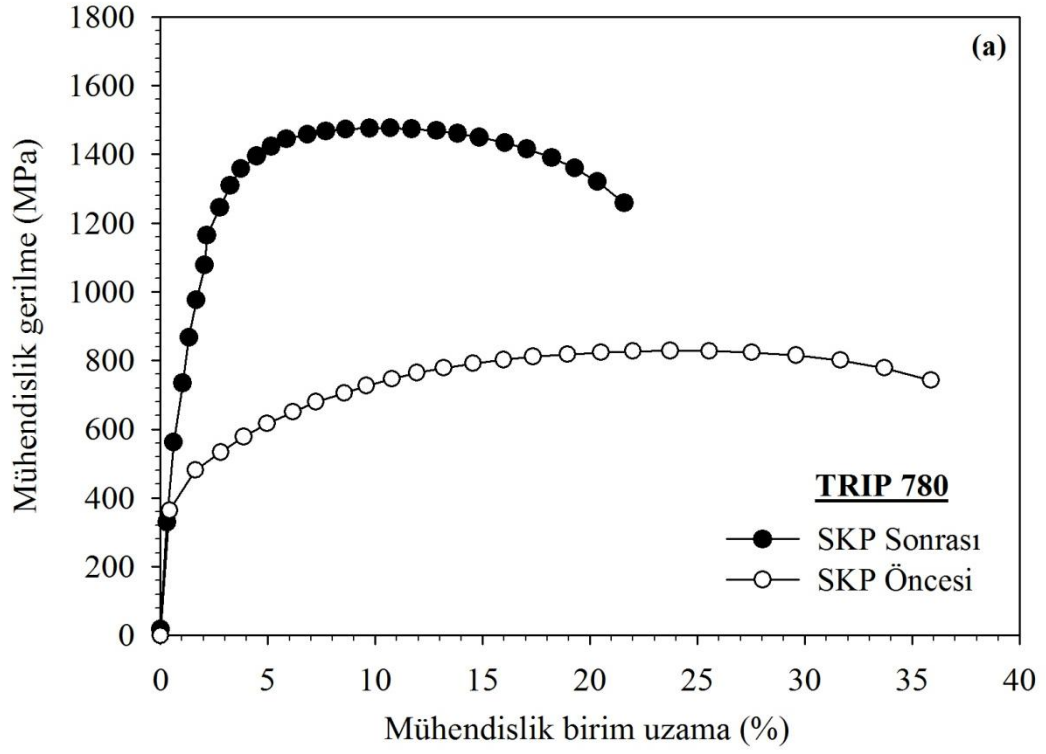
TRIP 780 çeliğinin SKP öncesi ve uygulanan SKP işlemleri sonrasında, sergilediği mühendislik ve gerçek gerilme-% birim uzama eğrileri Şekil 3.12(a)-(b)'de gösterilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri Çizelge 3.4'de verilmiştir. TRIP çeliğinin işlem öncesi durumdaki deformasyon davranışı (Şekil 3.12), pekleşme davranışı baskın bir karakterde meydana gelmektedir. Bu durum söz konusu çeliğin yapısında bulunan kalıntı ostenit fazının plastik deformasyon sırasında martenzit fazına dönüşmesinden kaynaklanmaktadır. Buna istinaden, işlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliği 416 MPa seviyelerinde bir akma dayanımı sergiledikten sonra etkin şekilde pekleşerek yaklaşık 820 MPa'lık çekme dayanımına ulaşmaktadır. Pekleşme bölgesinde çeliğin % 24 seviyelerinde uniform uzama sergileyerek geniş bir pekleşme bölgesine sahip olduğu görülmektedir. Çekme dayanımı sonrasında ise, % 36'lık bir kopma uzaması sonrasında boyun vererek kırılmaktadır. Söz konusu çeliğin tasarım gayesi gereği, uniform uzama değerleri kopma uzamasının da büyük bir bölümünü teşkil ettiği söylenebilir (Şekil 3.12(b)).

Uygulanan SKP işlemleri TRIP 780 çeliğinin hem deformasyon davranışında hem de mukavemet ve süneklik özelliklerinde belirgin değişimlere neden olmaktadır (Şekil 3.12(a)-(b)). SKP işlemleri sonrasında elde edilen çekme eğrileri genel olarak değerlendirildiğinde, pekleşme etkisinin etkin bir şekilde gözlemlenebildiği bir deformasyon davranışının ortaya çıktığı söylenebilir (Şekil 3.12). Nitekim proses edilmiş durumdaki çeliğin çekme eğrilerinde de belirgin bir uniform deformasyon

bölgesinin bulunduğu söylenebilir (Şekil 3.12(a)-(b)). Ancak söz konusu çeliğin sergilediği pekleşme davranışının işlem öncesi durumla karşılaştırıldığında belirgin bir biçimde azaldığı da anlaşılmaktadır (Şekil 3.12(a)-(b)).

SKP işlemleri sonrasında TRIP 780 çeliğinin mukavemet değerleri belirgin olarak artış sergilemektedir. Şekil 3.12 ve Çizelge 3.3 incelendiğinde işlem öncesi durumdaki akma dayanımının 416 MPa değerinden 1120 MPa değerine, çekme dayanımının ise 820 MPa'dan 1476 MPa seviyelerine yükseldiği anlaşılmaktadır (Çizelge 3.3). SKP işlemleri sonrasında elde edilen bu mukavemet artışı beraberinde süneklik değerlerinde de azalma getirmiştir (Çizelge 3.3). Buna bağlı olarak SKP işlem, sonrası elde edilen uniform uzama değeri % 10,1 değerine, kopma uzaması ise % 21,8 değerine azalmaktadır (Çizelge 3.3). SKP işlemi sonrasında elde edilen mukavemet değerlerinde elde edilen bu artışın, KB'de meydana gelen martenzitik dönüşüm nedeniyle ortaya çıktığı düşünülmektedir. İç yapısal özelliklerin incelendiği bölümde de ayrıntılı şekilde ifade edildiği gibi, SKP işlemleri sonrasında KB'de meydana gelen iç yapı martenzit ve ferrit fazlarında oluşmaktadır (Şekil 3.7(f)-(g) ve 3.8(f)-(g)). Söz konusu bölgede meydana gelen bu dönüşüm, martenzit fazının sahip olduğu yüksek mukavemet nedeniyle çeliğin sergilediği mukavemet değerlerinin de artmasına neden olmaktadır. Bu durum, proses sonrasında meydana gelen süneklik azalmasının da temel sebebi olarak değerlendirilmektedir (Şekil 3.12). Özellikle, işlem öncesinde TRIP 780 çeliği tarafından sergilenen yüksek uniform uzama değerlerinin elde edilmesinde etkili olan kalıntı ostenit-martenzit dönüşümünün SKP işlemleri sırasında meydana gelmesi, TRIP 780 çeliğinin süneklik özelliklerinin de azalmasına neden olmuş olabilir.

SKP öncesi ve sonrasında elde edilen gerçek gerilme-gerçek birim uzama eğrilerinden elde edilen pekleşme katsayısı ve pekleşme üssü değerleri ile mekanik anizotropi katsayısı Çizelge 3.3'de verilmiştir. İşlem öncesi durumda TRIP 780 sacının pekleşme katsayısı değeri 1557 MPa olarak belirlenmiştir. SKP işlemi sonrasında ise, söz konusu değer artarak 2589 MPa değerine ulaşmaktadır. Bu artış, SKP işlemi sonrasında sac malzemeye uygulanan plastik birim uzama artışına karşı SKP bölgesinin sergilediği direncin artış sergilediğini göstermektedir. TRIP 780 çeliğinin SKP işlemi öncesinde sergilediği pekleşme üssü değerleri 0,28 olarak belirlenmiştir. Uygulanan SKP işlemi sonrasında ise elde edilen pekleşme üssü değer 0,19 değerine azalmaktadır.



Şekil 3.12 : TRIP 780 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-Mühendislik % birim uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme- gerçek birim uzama eğrileri.

Bu durum, uygulanan SKP işlemlerinin çeliği pekleşme üssü değerinin azalmasına neden olduğu anlamı çıkmaktadır. Çekme dayanımındaki plastik anizotropi katsayısı (r) incelendiğinde, SKP öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğinin r değerinin sırasıyla 0,66 olduğu görülmektedir. Uygulanan SKP işlemleri sonrasında ise, söz konusu değer 0,52 olarak belirlenmiştir. Bu durum, SKP işlemleri sonrasında SKP doğrultusundaki uygulanan çekme deformasyonu sonrasında numune genişliğindeki incelleme değerlerinin kalınlıktaki incelmeye göre daha sınırlı miktarda gerçekleştiğini göstermektedir.

Çizelge 3.3 : TRIP 780 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği mekanik özellik değerleri.

| Proses Durumu | σ_y (MPa) | σ_{UTS} (MPa) | ϵ_u (%) | ϵ_f (%) | K (MPa) | n | r_{UTS} |
|---------------|------------------|----------------------|------------------|------------------|---------|------|-----------|
| İşlem Öncesi | 416,1 | 819,4 | 24,9 | 36,5 | 1557 | 0,28 | 0,66 |
| SKP | 1220,1 ± 12 | 1476,3 ± 20 | 10,1 ± 0,7 | 21,8 ± 2 | 2589 | 0,19 | 0,52 |

3.4 Çevrimli Yükler Altında Deformasyon Davranışı

3.4.1 DP 600 çeliği

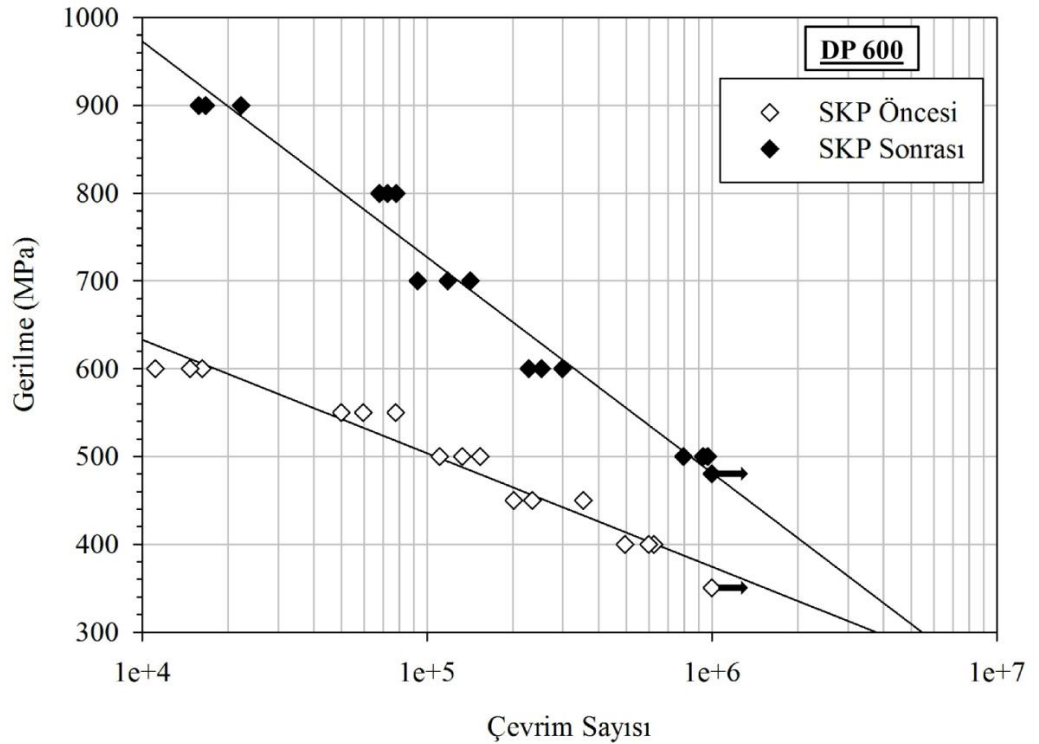
3.4.1.1 Yorulma deneyi sonuçları

DP 600 çeliğinin işlem öncesi durumda ve uygulanan SKP işlemleri sonrasında sergilediği gerilme-çevrim sayısı (S-N) eğrileri Şekil 3.13’de verilmiştir. Şekil 3.13 incelendiğinde, işlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine farklı mertebelerde uygulanan çevrimsel gerilmelerin, bu gerilmelerin etkisi altında kırılma gerçekleşinceye kadarki çevrim sayısının logaritması ile neredeyse lineer bir değişim sergilediği anlaşılmaktadır. Bu lineer ilişki uygulanan çevrimsel gerilme değerlerinin söz konusu çeliğin çekme dayanımı ile 350 MPa büyüklüğündeki çevrimsel gerilme değerine kadar olan aralıkta meydana gelmektedir (Şekil 3.13). Uygulanan çevrimsel gerilmelerinin büyüklüğünün 350 MPa’dan daha düşük değerler alması halinde ise, yorulma hasarı meydana gelmemektedir. Bu durum, işlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğinin yaklaşık 350 MPa’lık yorulma limitine sahip olduğunu ifade etmektedir. Elde edilen bu yorulma limiti, DP 600 çeliğinin akma dayanımının (301 MPa) üzerindeki gerilme değerlerinde sürekli mukavemet haline geçiş yaptığını da ifade etmektedir [96-98]. DP 600 çeliğine uygulanan SKP işlemleri söz konusu çeliğin yorulma davranışı ve performansı üzerinde önemli etkilere neden olmaktadır

(Şekil 3.13). Şekil 3.13'den anlaşılacağı gibi, proses edilmiş durumdaki çeliğin işlem öncesi durumdakine benzer şekilde lineer bir S-N davranışı sergilemektedir. Ayrıca, SKP işlemleri sonrasında S-N eğrisinin artan gerilme yönünde ötelenmesi dikkati çekmektedir (Şekil 3.13). Proses sonrasında ortaya çıkan bu ötelenmenin çeliğin aynı çevrimsel gerilme seviyelerinde, yorulma hasarına uğrayıncaya kadar sergilediği çevrim sayısının da önemli oranda artmasına neden olduğu aşikardır. Bu artış, proses edilmiş durumdaki çeliğin yorulma limitinin 480 MPa'lık gerilme değerlerine ulaşmasını sağlamaktadır. DP 600 çeliğinin yorulma davranışında elde edilen bu sonuçlar statik yüklemeler altında elde edilen mekanik özellik değerleri ile bir arada değerlendirildiğinde, SKP işleminin söz konusu çeliğin hem mukavemet değerlerini hem de yorulma limitini bir arada arttırdığı sonucuna ulaşılmaktadır. Bu sonuç, temelde söz konusu çeliğin kullanıldığı mühendislik uygulamaları açısından da önemli bir katma değer sağlama niteliğine sahip olması açısından önem arz etmektedir. Diğer taraftan, SKP sonrasında çeliğin sürekli mukavemete geçtiği gerilme değerinin (yorulma limitinin) aynı şartlarda elde edilen akma dayanımından (811 MPa) daha düşük değerlerde olduğunu da göstermektedir. Bu özelliği ile SKP işleminin yorulma limitinin elde edildiği gerilme mertebelerinin plastik deformasyon bölgesinden, elastik deformasyon bölgesine taşınması dikkati çekmektedir (Şekil 3.11 ve Şekil 3.13)

DP 600 çeliğine uygulanan SKP işlemleri sonrasında yorulma davranışında ortaya çıkan iyileşme, proses sonrasında özellikle akma dayanımında ortaya çıkan iki kata yakın artışa dayandırılabilir (Çizelge 3.2). Söz konusu artış, çeliğe SKP işlemi öncesinde ve sonrasında uygulanan aynı mertebedeki gerilmelerin neden olacağı lokal plastik birim şekil değiştirme değerlerinin de önemli oranda azaltılmasına neden olmaktadır. Nitekim SKP işlemi sonrasında elde edilen akma dayanımı (811 MPa), işlem öncesi durumdaki çekme dayanımından da (621 MPa) daha yüksek seviyelerdedir. Bu durum, proses öncesi durumdaki çeliğin yorulma hasarının başlaması ve ilerlemesi için gerekli olan lokal plastik şekil değişiminin daha düşük gerilme mertebelerinde gerçekleşmesine neden olması beklenir. Bu noktada, söz konusu lokal plastik şekil değişiminin neden olacağı pekleşme davranışı ile elde edilecek en büyük efektif gerilme değerinin de çekme dayanımına ulaşabileceği aşikardır. Bu gerilme değerinin proses sonrasındaki çeliğin akma dayanımından yaklaşık 200 MPa daha düşük mertebelerde kalması, işlem öncesi

durumdaki çeliğin çatlak ilerlemesi için gerekli olan mekanik enerji değerinin de daha düşük mertebelerde kalmasına neden olmaktadır. Buna istinaden, SKP uygulanmış durumdaki çeliğin yorulma performansında önemli oranda artış elde edilmektedir. Diğer taraftan, SKP sonrasında çeliğin sürekli mukavemete geçtiği gerilme değerlerinin plastik deformasyon bölgesinden elastik deformasyon bölgesine taşınmasının iki önemli sebebe dayandığı düşünülmektedir. Bunlardan ilki, SKP uygulanması sırasında numune yüzeyinde meydana gelen takım izleri ve bunların neden olduğu gerilme yığılmalarıdır (Şekil 3.1). Deneysel çalışmalarda izlenen metodolojinin izah edildiği bölümde de açıklandığı gibi, SKP sırasında numune yüzeyinde oluşan takım izlerine müdahale edilmemiştir. Bu yaklaşıma, yöntemin endüstriyel uygulamalarda kullanılması halinde ortaya çıkacak performans göstergelerinin gerçekçi bir şekilde göz önüne alınmak istenmesinden başvurulmuştur. SKP sonrasında çeliğin sürekli mukavemete geçtiği gerilme değerlerinin plastik deformasyon bölgesinden elastik deformasyon bölgesine taşınmasına neden olduğu düşünülen ikinci önemli sebep ise, SKP sonrasında pekleşme davranışında meydana gelen değişimlerdir. Şekil 3.11 ve Çizelge 3.2’den anlaşılacağı gibi, SKP işlemleri sonrasında DP çeliğinin sahip olduğu pekleşme bölgesinden önemli oranda azalma meydana gelmektedir.



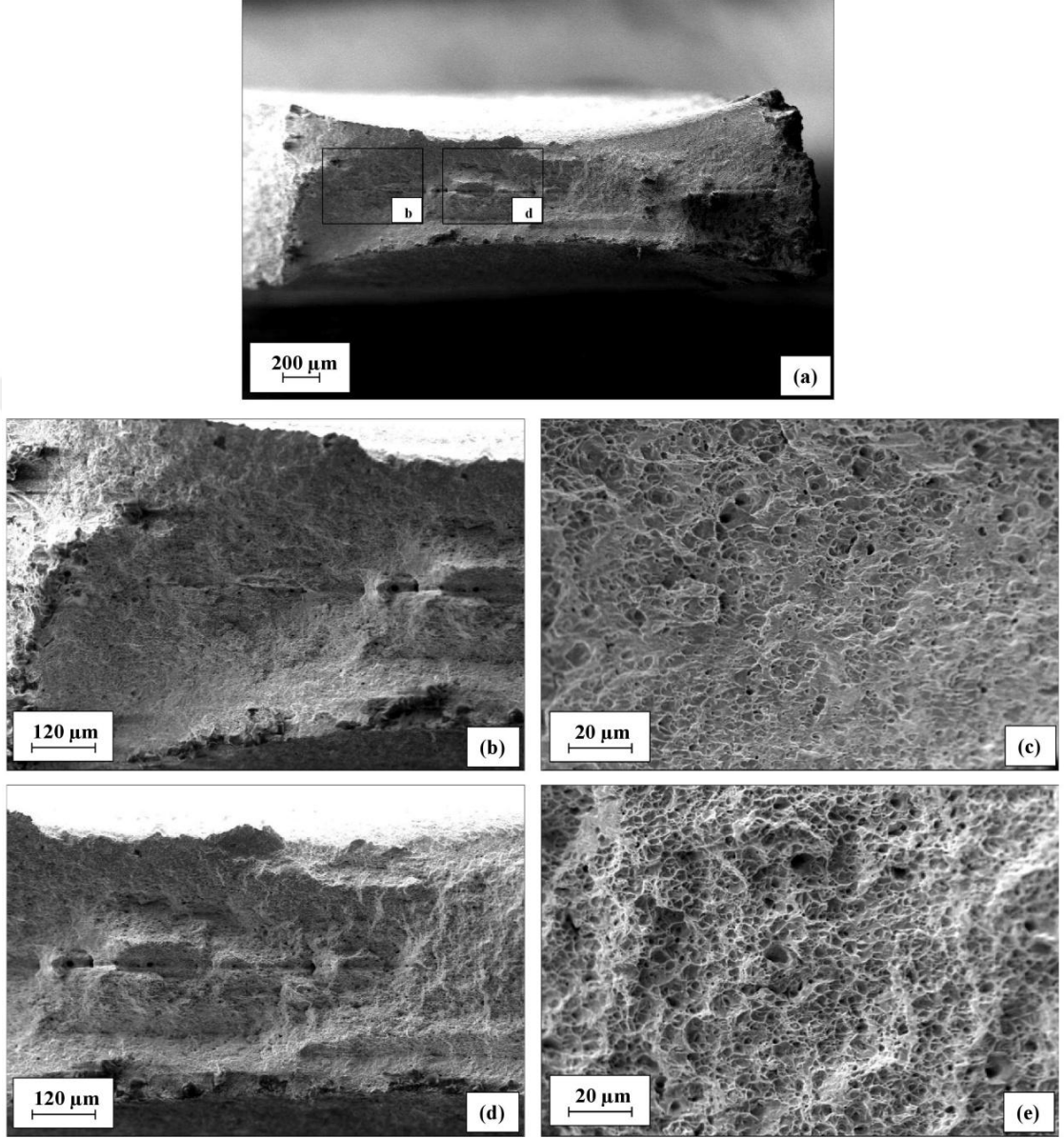
Şekil 3.13 : DP 600 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-çevrim sayısı eğrileri.

Bu azalma, söz konusu çeliğin SKP sonrası durumda maruz kalacağı çevrimsel yükler altındaki pekleşme sergileyeceği plastik birim uzama değerlerini de önemli oranda azalmasına neden olmaktadır [99]. Plastik birim uzama değerlerinin azalması ise, SKP sırasında oluşturulan takım izlerinin neden olacağı gerilme yığılmalarının akma dayanımının üzerindeki mertebelere ulaşması durumunda, çatlak ilerlemesine karşı sergilenen direncin de azalmasına yol açması beklenir. Bu durumda, numuneye uygulanan ortalama gerilme değeri elastik bölgede kalsa bile, lokal bölgelerde akma dayanımından daha yüksek mertebelere ulaşan gerilmelerin neden olacağı plastik şekil değişimlerinin daha dar bir aralıkta tolere edilmesine neden olacaktır.

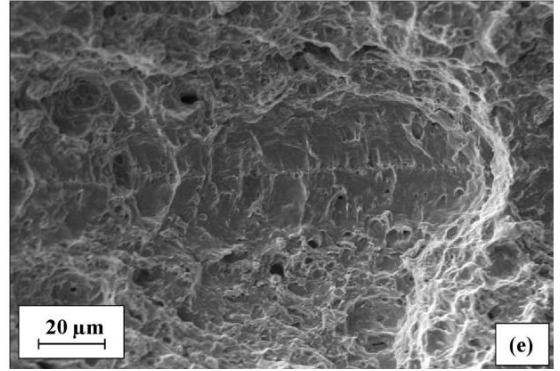
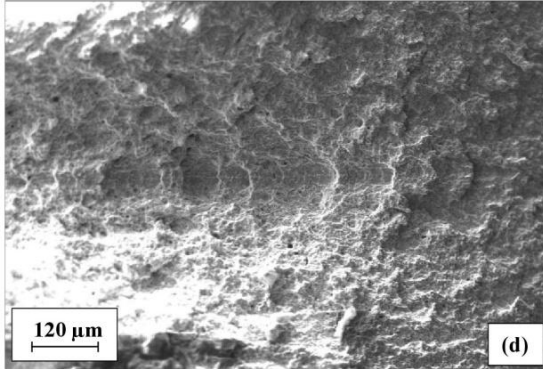
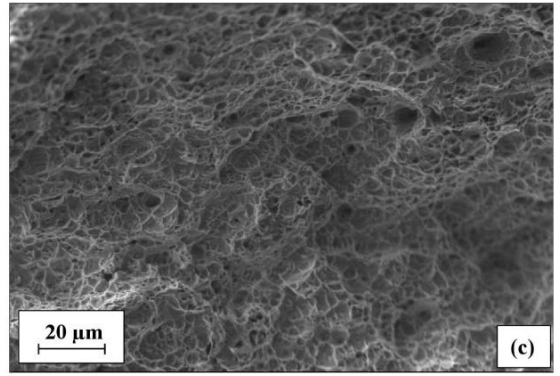
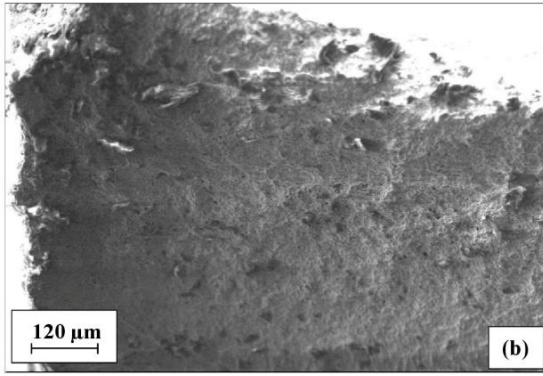
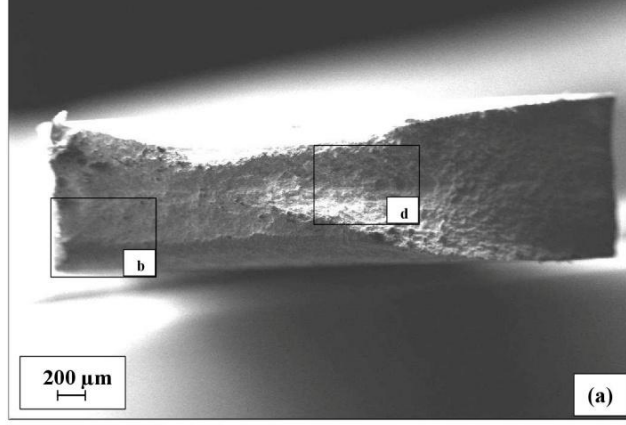
3.4.1.2 Deney numunelerinin kırılma yüzeylerinin mikro incelemesi

İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine farklı gerilme mertebelerinde uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları Şekil 3.14-Şekil 3.18’de verilmiştir. İşlem öncesi durumdaki çeliğe 600 MPa’da uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen karakteristik kırılma yüzeyindeki çatlak oluşumu, çatlak ilerlemesi ve ani kopma safhalarında oluşan karakteristik morfolojik özellikler Şekil 3.14(a)-(e)’de verilmektedir. İşlem öncesi durumdaki çeliğe uygulanan 600 MPa’lık çevrimsel gerilmeler altında meydana gelen kırılma yüzeyinin genel olarak incelendiğinde kırılma kesitinin önemli oranda plastik deformasyona uğrayarak daraldığı anlaşılmaktadır. Söz konusu daralma, kırılma sırasında yüksek oranda plastik deformasyonun meydana geldiğini göstermektedir (Şekil 3.14(a)). Bu durum uygulanan gerilmenin (600 MPa) işlem öncesi durumdaki çeliğin çekme dayanımına (621 MPa) çok yakın mertebelerde olmasından kaynaklanmaktadır. Bu nedenle, söz konusu gerilme mertebelerinde yorulma çatlağının başladığı bölge belli-belirsiz olarak meydana gelmekte ve kırılma yüzeyinin büyük bölümünde sünek kırılmanın önemli bir göstergesi olan çukurcuk morfolojisinin hakim olduğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.14(a)). Ancak, kırılma yüzeyindeki çukurcukların çatlak ilerlemesinin görüldüğü bölgelerde daha sığ ve yönlenmiş karakterde olduğu dikkat çekmektedir (Şekil 3.14(b)-(c)). Ani kırılma bölgesinin meydana geldiği kısımdaki çukurcukların ise, daha derin ve eş eksenli karakterde olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 3.14(d)-(e)). İşlem öncesi durumdaki çeliğe uygulanan gerilme değerinin 550 MPa olması durumunda oluşan kırılma yüzeyinde görülen morfolojik özelliklerin de benzer nitelikte olduğu söylenebilir. Nitekim Şekil 3.15(a)’da kırılma yüzeyinin genel olarak belirgin bir daralmaya uğradığı ve Şekil 3.15(b)-(c) ve Şekil 3.15(d)-

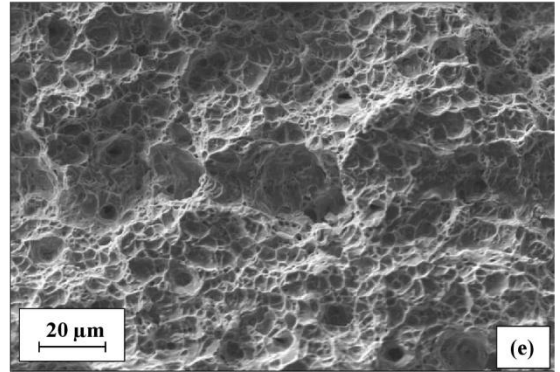
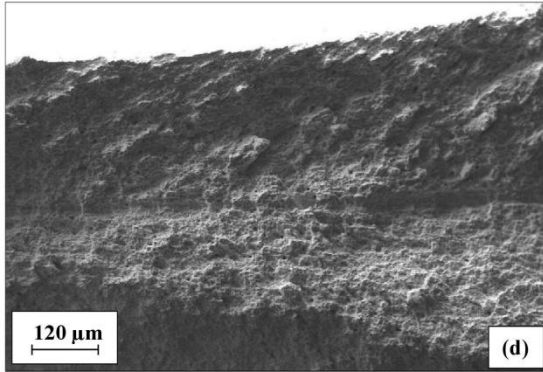
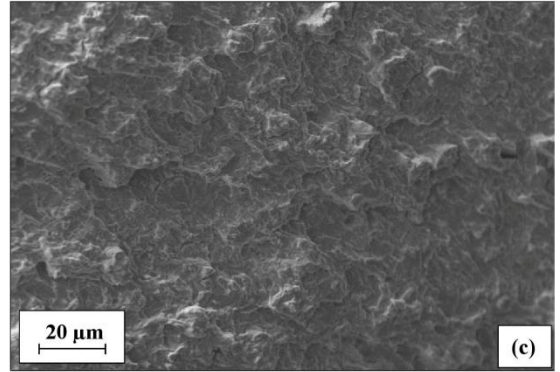
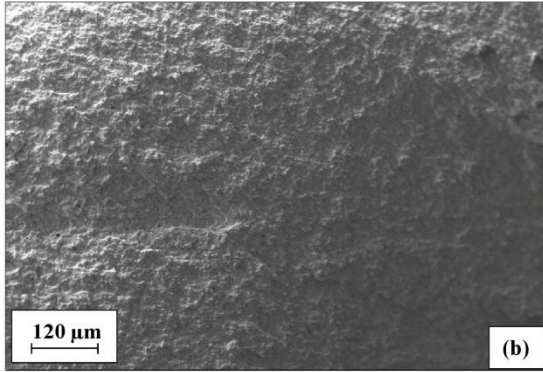
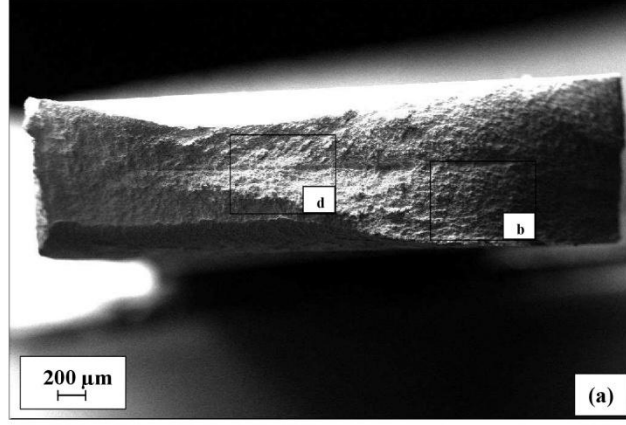
(e)'de de çatlak ilerlemesi ve ani kopma bölgelerindeki kırılma yüzeylerinin sırasıyla yönlenmiş-sıg ve eş eksenli-derin çukurcuklardan oluştuğu dikkati çekmektedir. Bu durum, söz konusu çevrimli gerilme mertebelerinde de kırılmasının büyük oranda plastik deformasyon bölgesinde ve sünek karakterde gerçekleştiğini göstermektedir (Şekil 3.15(a)-(d)). DP 600 çeliğinin 500 MPa büyüklüğünde çevrimsel gerilme altında yorulma deneyine tabi tutulmasından elde edile kırılma yüzeyi incelendiğinde, yorulma çatlağının yüzeyden başlayarak ilerlediği dikkati çekmektedir (Şekil 3.16(a)). Bu bölümde, numune kesitinde önemli bir daralmanın meydana gelmediği anlaşılmaktadır. Nitekim çatlak başlangıcının ve ilerlemesinin gerçekleştiği bölgelerdeki yüzey morfolojisinde, yorulma çatlak ilerlemesinin karakteristik özelliklerinde birisi olan plaj işareti biçimli kırılma yüzeyinin meydana geldiği söylenebilir. Ayrıca bu bölgede, çatlağın önemli bir yön değişimi göstermeden ilerlediği ve böylece de az pürüzlü bir kırılma yüzeyinin meydana geldiği düşünülmektedir (Şekil 3.16(b)-(c)). Çatlak ilerlemesinin kesit boyunca devam ederek kritik bir boya ulaşmasının ardından gerçekleşen ani kopma bölgesinde ise, kesitin önemli oranda daralma sergilediği ve kırılma yüzeyinin baskın olarak çukurcuklardan oluştuğu görülmektedir (Şekil 3.16(c)-(d)). Uygulanan çevrimsel gerilmelerin daha da azaltılması halinde de bu morfolojik özelliklerin çatlak oluşumu ve ilerleme bölgesinde var olduğu anlaşılmaktadır [97]. Nitekim uygulanan çevrimsel gerilme değerlerinin sırasıyla, 450 MPa (Şekil 3.17) ve 400 MPa (Şekil 3.18) olarak uygulanması halinde de kırılma yüzeylerinde çatlak oluşumu ve ilerlemesinin görüldüğü bölgelerde kesit daralmasının belirgin olarak ortaya çıkmadığı, ani kopma bölgesinde ise, belirgin bir kesit daralmasının oluştuğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.17(a) ve Şekil 3.18(a)). Bununla birlikte, çatlak oluşumunun gerçekleştiği ve ilerlediği bölümlerdeki yüzey morfolojisinin az pürüzlü ve makro anlamda plaj işaretlerini içerir özellikler sergilediği anlaşılmaktadır (Şekil 3.17(b)-(c) ve Şekil 3.18(b)-(c)). Ani kopmanın gerçekleştiği bölümde ise, kopma kesitindeki daralmaya bağlı olarak plastik deformasyon sonrasında sünek kırılmanın önemli göstergelerinden çukurcukların yoğun olarak bulunduğu bir yüzey oluşmaktadır (Şekil 3.17(d)-(e) ve Şekil 3.18(d)-(e)). Bunların yanında, uygulanan çevrimsel gerilme değerlerindeki azalma ile birlikte, çatlak ilerlemesinin gerçekleştiği bölgenin numune kesit alanındaki oranının giderek azaldığı dikkati çekmektedir (Şekil 3.17 ve Şekil 3.18).



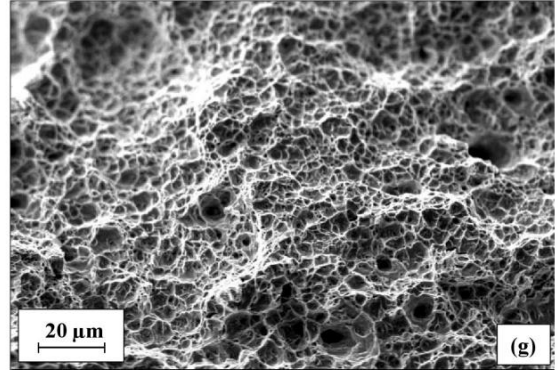
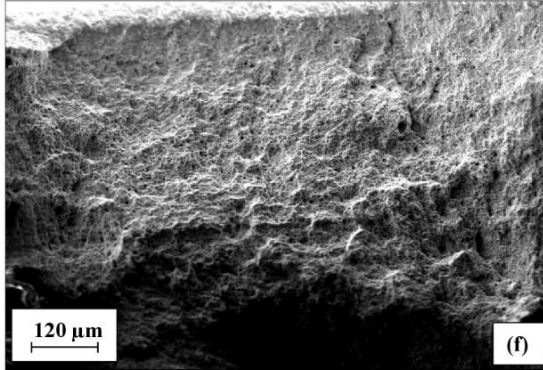
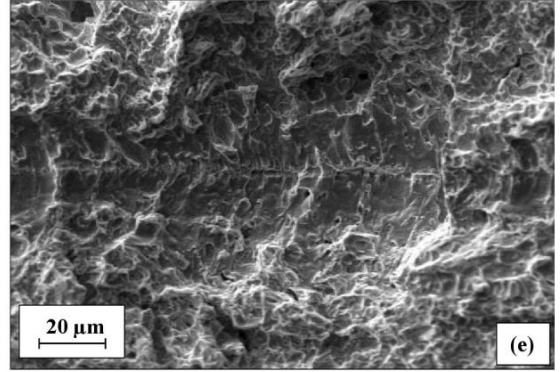
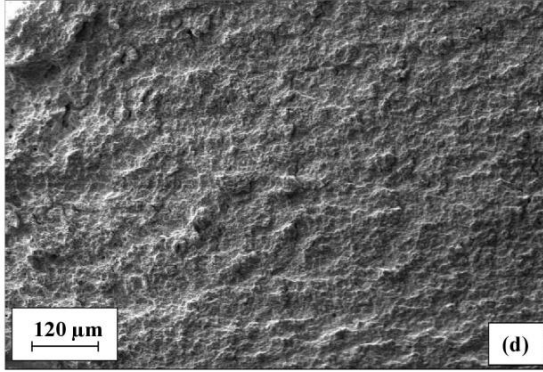
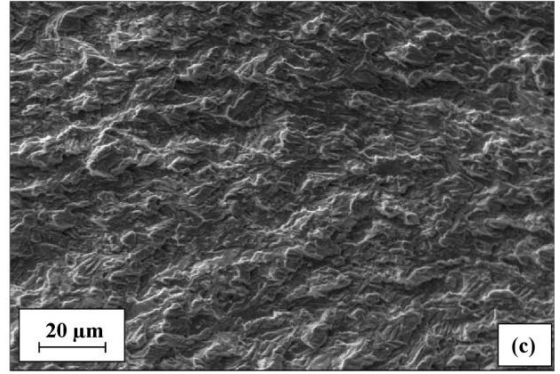
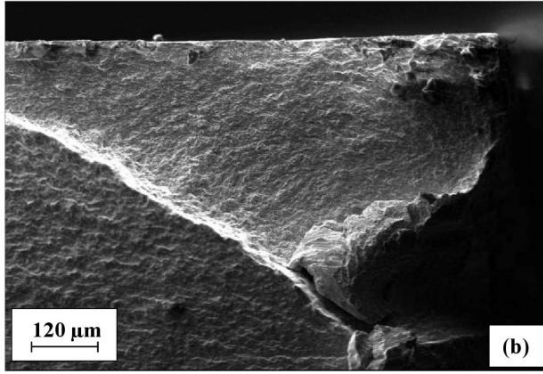
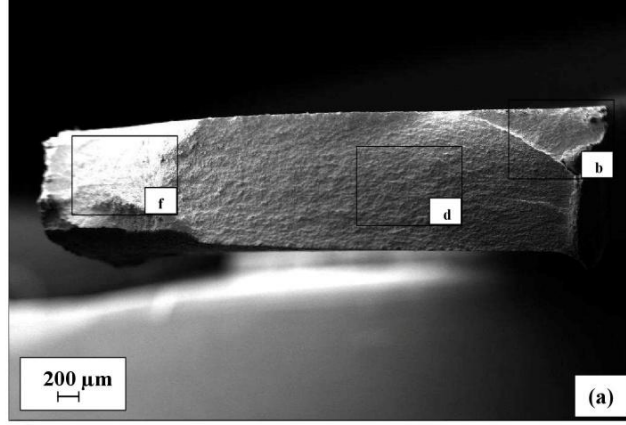
Şekil 3.14 : İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine 600 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



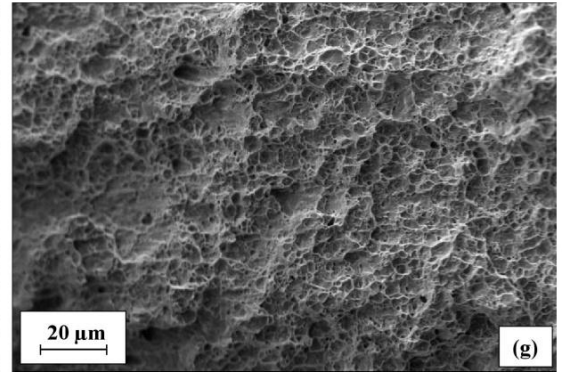
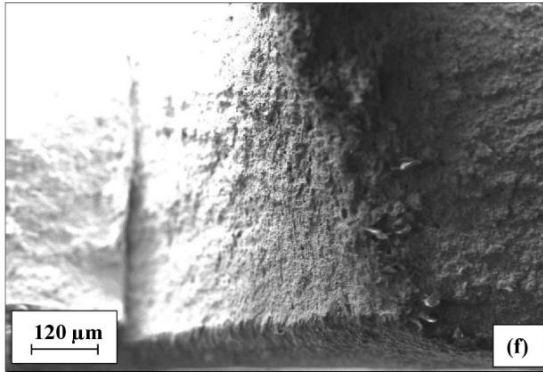
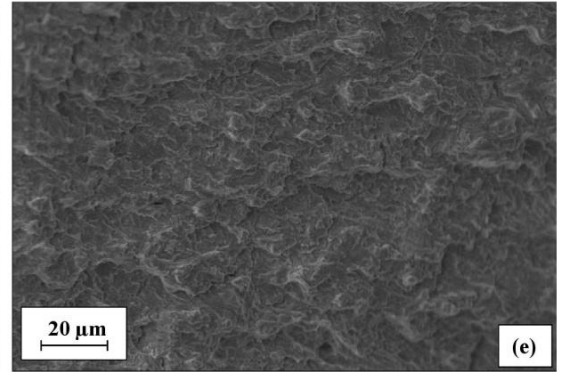
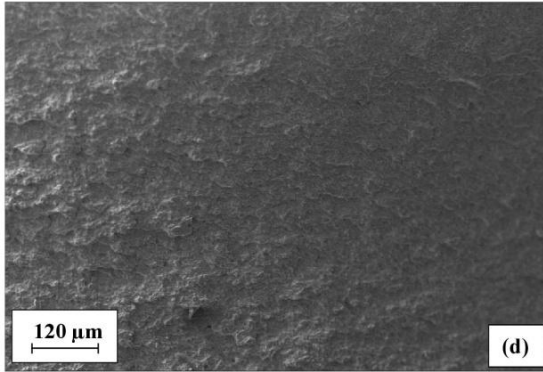
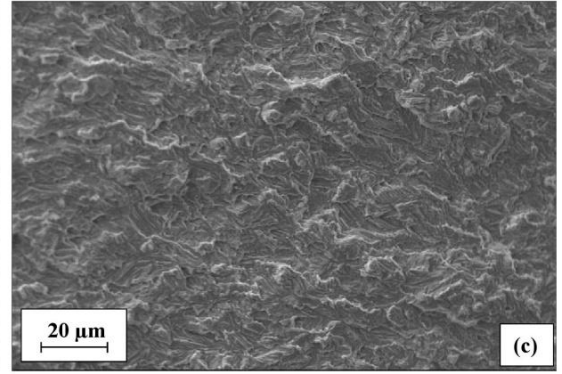
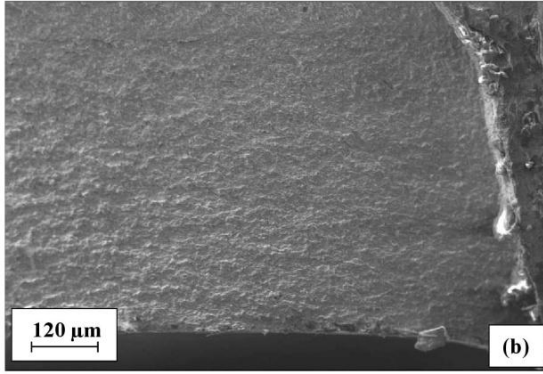
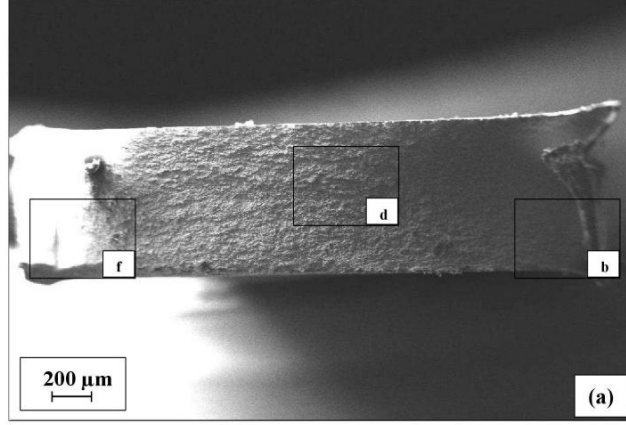
Şekil 3.15 : İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine 550 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



Şekil 3.16 : İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine 500 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



Şekil 3.17 : İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine 450 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.

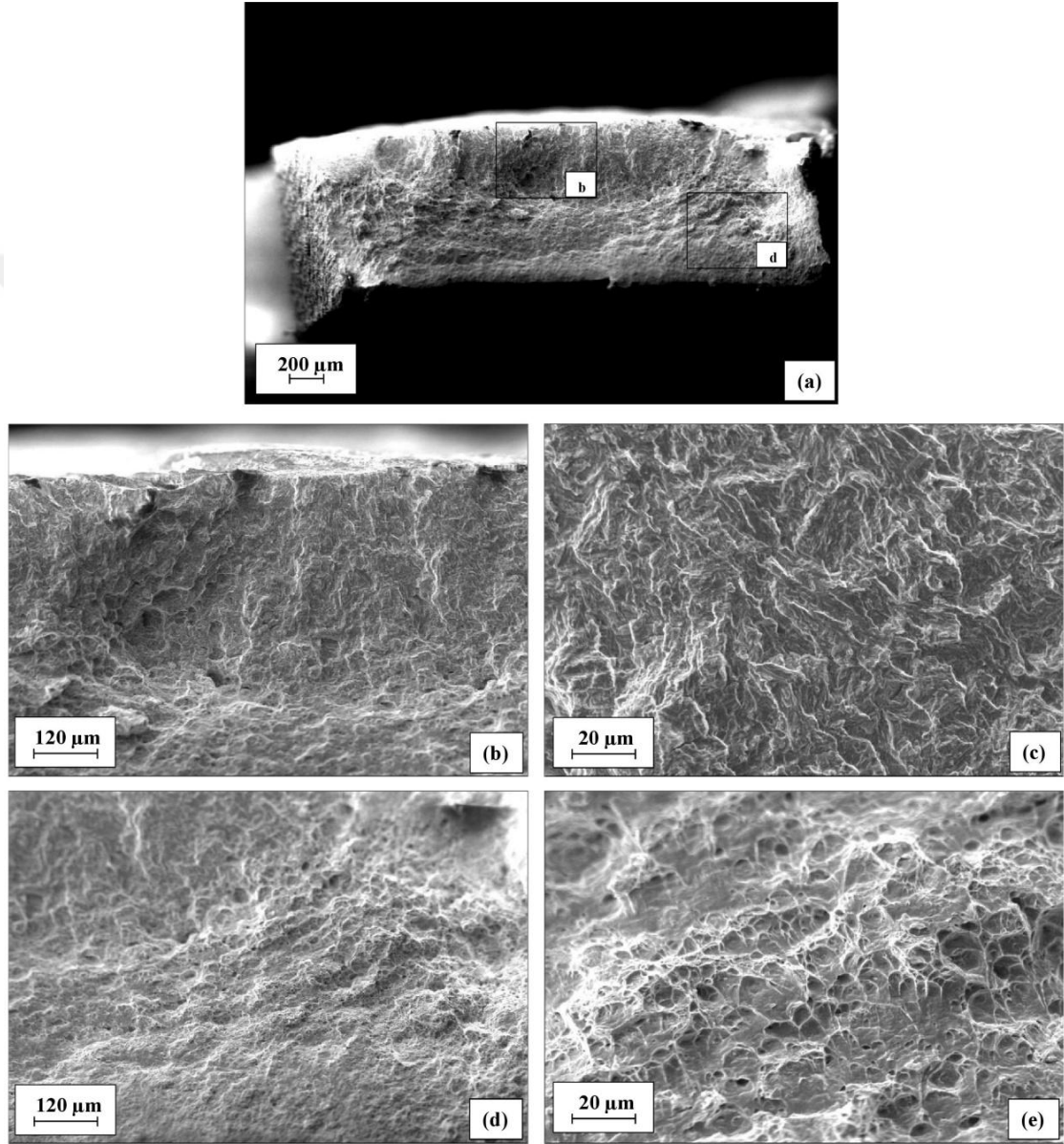


Şekil 3.18 : İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğine 400 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.

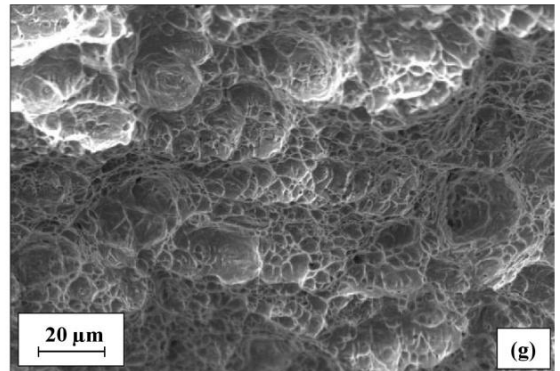
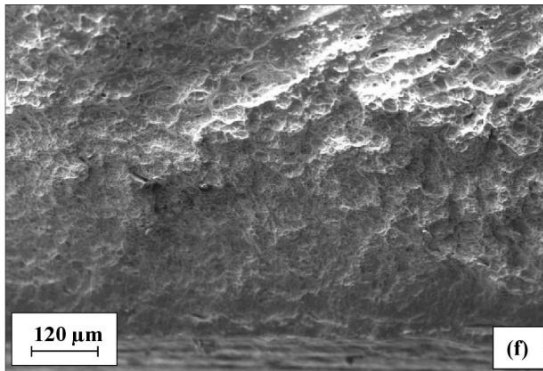
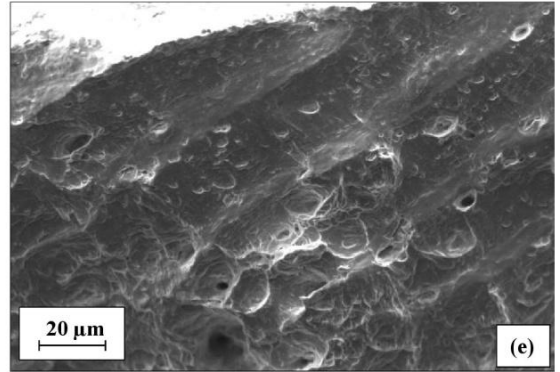
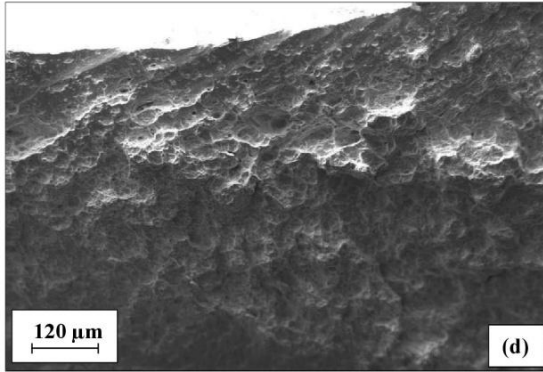
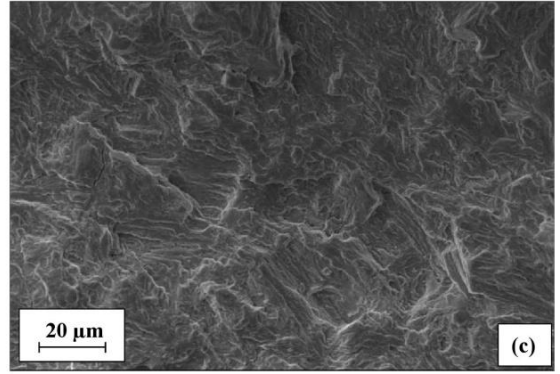
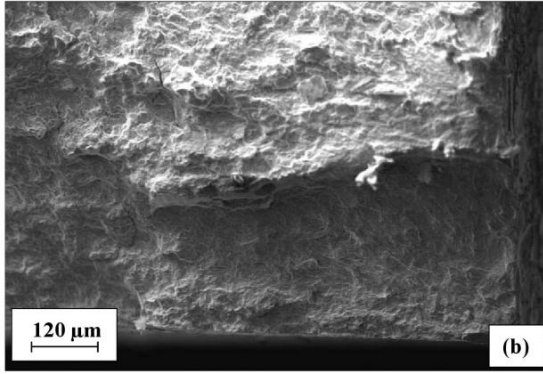
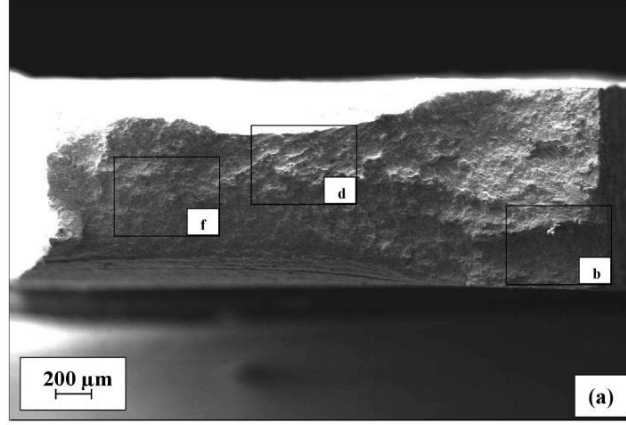
Proses edilmiş durumdaki DP 600 çeliğine farklı gerilme mertebelerinde uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları Şekil 3.19- Şekil 3.23’de verilmiştir. Söz konusu çeliğe 900 MPa’da uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen karakteristik kırılma yüzeyindeki çatlak oluşumu, çatlak ilerlemesi ve ani kopma safhalarında oluşan morfolojik özellikler Şekil 3.19(a)-(e)’de verilmektedir. Söz konusu fotoğraflar genel olarak incelendiğinde, uygulanan 900 MPa’lık çevrimli gerilme altında çatlak oluşumu ve ilerlemesinin etkin bir şekilde gerçekleştiği bölgelerin bulunduğu dikkati çekmektedir. Genel olarak çatlak başlangıcının numune yüzeyinde olduğu ve bu bölgeden numune kesitine doğru bir çatlak ilerlemesinin gerçekleştiği anlaşılmaktadır (Şekil 3.19(b)-(c)). Çatlak ilerlemesinin görüldüğü bu bölgedeki kırılma yüzeyinin düşük pürüzlülüğe sahip bir kırılma morfolojisi sergilediği söylenebilir. Çatlağın belirli bir kritik boya ulaşması ile gelişen ani kırılma bölgesinde ise, kırılma yüzeyinin sıg ve geniş çukurcuklardan oluştuğu Şekil 3.19(d)-(e)’den anlaşılmaktadır. Proses edilmiş çeliğe uygulanan çevrimli gerilmelerin azaltılması durumunda yorulma hasarına ait özelliklerde önemli bir değişiklik görülmemektedir. Nitekim uygulanan çevrimsel gerilme değerlerinin sırasıyla, 800 MPa, 700 MPa, 600 MPa ve 500 MPa olarak uygulanması halinde de çatak oluşumunun proses edilen yüzeyden başladığı ve kesit içerisinde yayıldığı dikkati çekmektedir (Şekil 3.20(b)-(c)-Şekil 3.23(b)-(c)). Ancak azalan gerilme değerleri ile birlikte çatlak ilerleme bölgesinin numune kesitine olan oranın giderek arttığı açıkça anlaşılmaktadır. Benzer şekilde çatlak ilerlemesinin gerçekleştiği bölümlerde numune kesitinde belirgin bir daralma ortaya çıkmamaktadır (Şekil 3.20(d)-(e)-Şekil 3.23(d)-(e)). Ani kırılmanın gerçekleştiği bölgelerde ise, kesitin plastik deformasyona dayalı olarak daraldığı ve yüzey morfolojisinin de etkin çukurcuk oluşumu ile karakterize edilebileceği anlaşılmaktadır (Şekil 3.20(f)-(g)-Şekil 3.23(f)-(g)).

SKP uygulanmış çeliğin yukarıda ifade edilen yüzey özelliklerinin bütünü değerlendirildiğinde, çatlak başlangıcı, çatlak ilerlemesi ve ani kopma bölgelerinde meydana gelen yüzey özelliklerinin işlem öncesi durum ile benzerlikler sergilediği anlaşılmaktadır. Bununla birlikte, farklı gerilme değerlerinde gerçekleştirilen deneylerin her birinde çatlağın proses edilen yüzeyden başlamış olması dikkat çekicidir. Bu durum, ilgili malzemeye uygulanan SKP işleminin yorulma davranışı

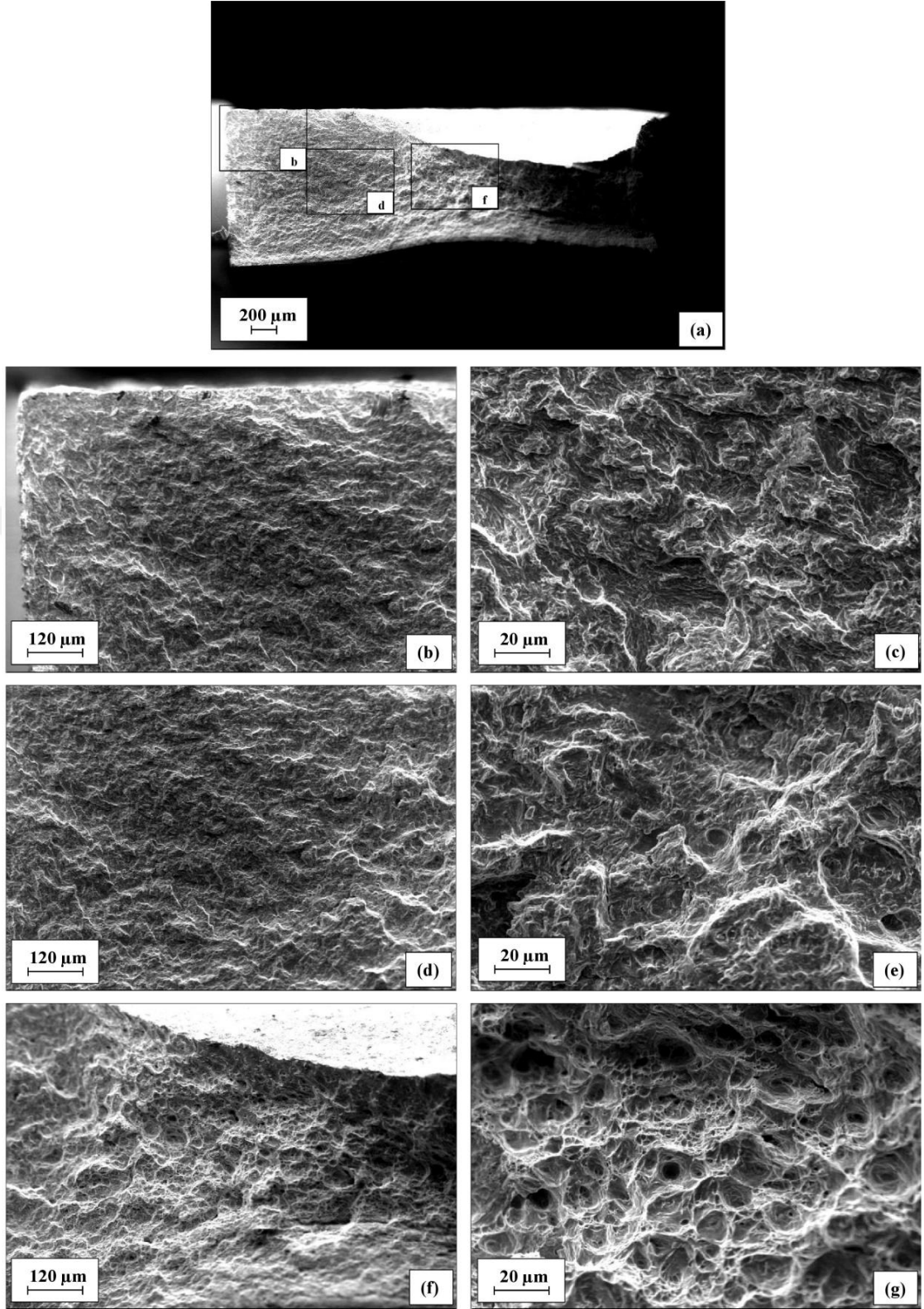
üzerindeki etkilerinin proses sırasında meydana gelen takım izlerinin oluşturduğu gerilme yığılmalarından etkilendiği düşüncesini destekler niteliktedir. Bununla birlikte, SKP işlemi sonrasında meydana gelen farklı deformasyon bölgelerinin yorulma çatlaklarının ilerleme seyri üzerinde sınırlı oranda etkili olduğu anlaşılmaktadır. Bu durum, numunelerin kesit alanlarının KB'ye denk gelecek şekilde çıkarılmasından kaynaklanıyor olabilir.



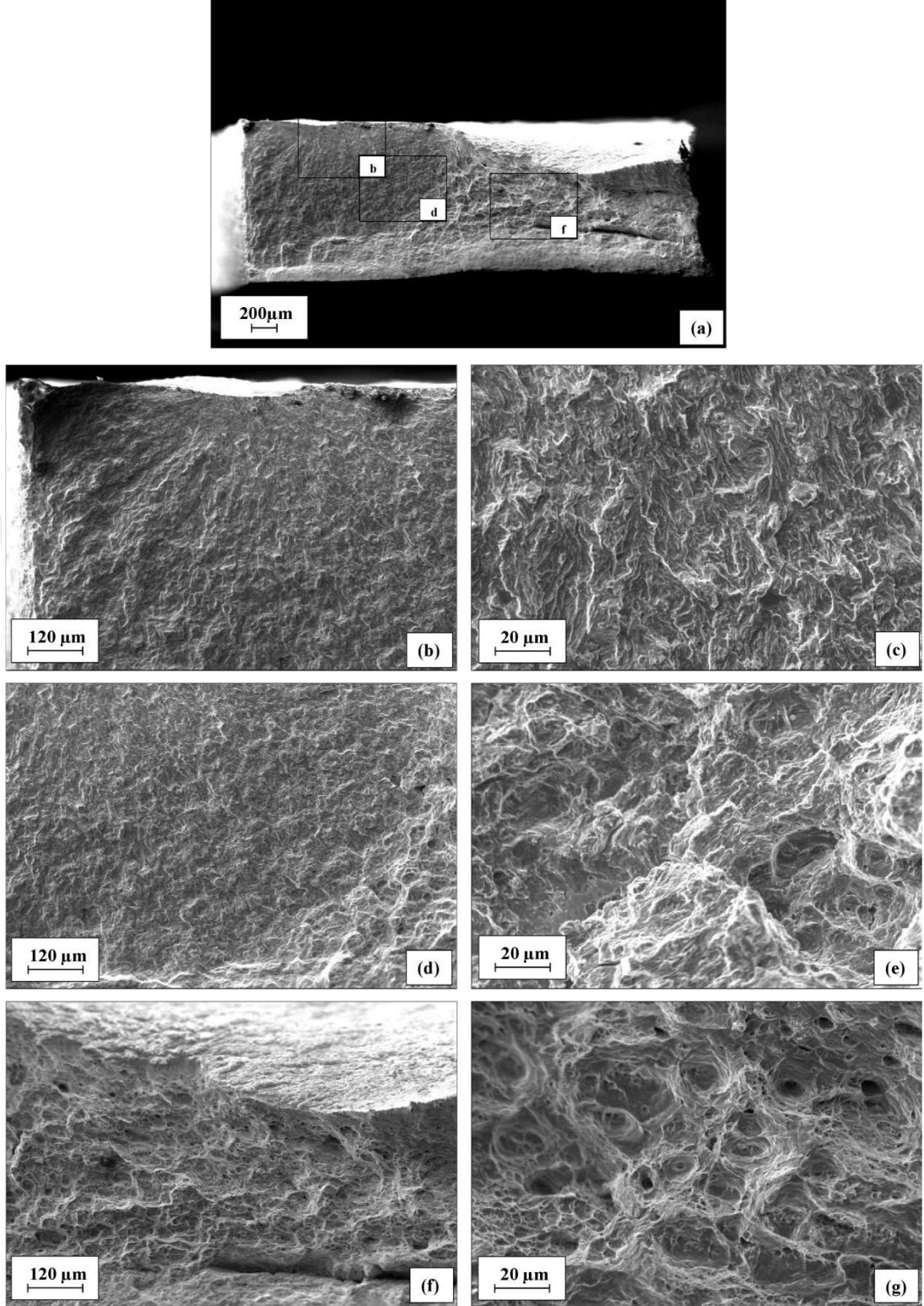
Şekil 3.19 : SKP uygulanmış durumdaki DP 600 çeliğine 900 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



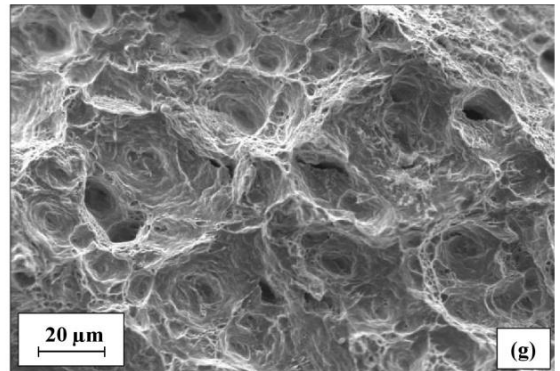
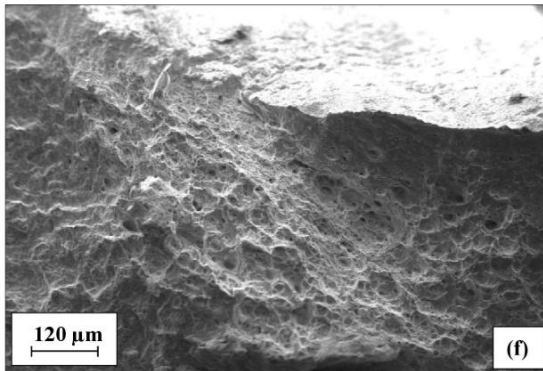
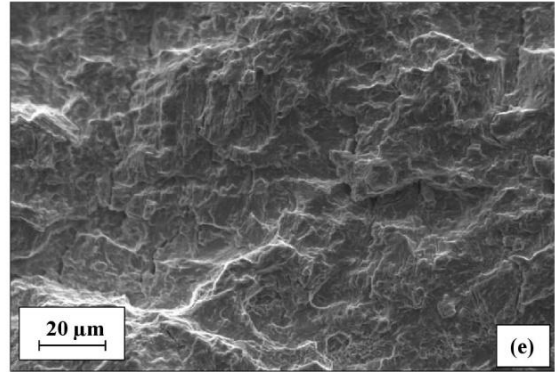
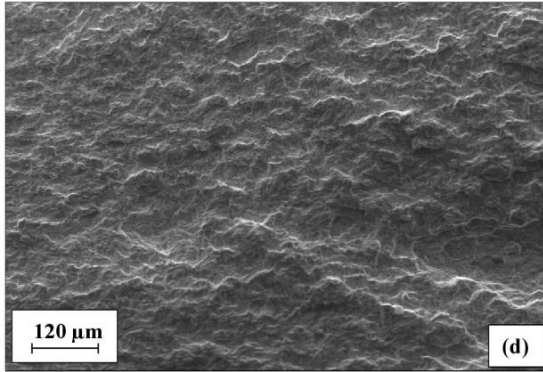
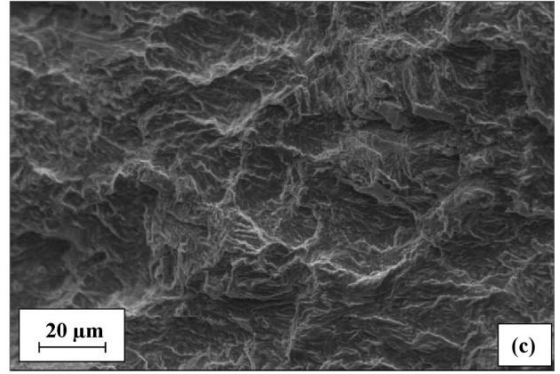
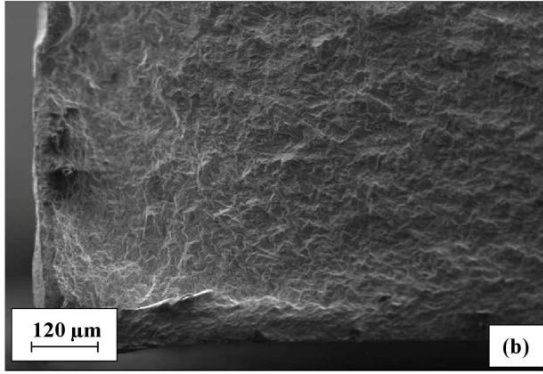
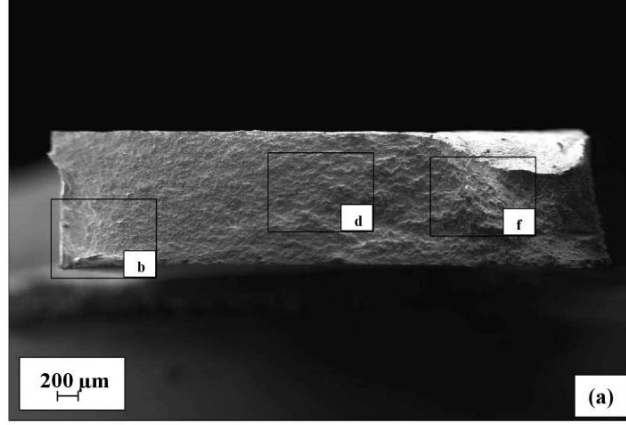
Şekil 3.20 : SKP uygulanmış durumdaki DP 600 çeliğine 800 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



Şekil 3.21 : SKP uygulanmış durumdaki DP 600 çeliğine 700 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



Şekil 3.22 : SKP uygulanmış durumdaki DP 600 çeliğine 600 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



Şekil 3.23 : SKP uygulanmış durumdaki DP 600 çeliğine 500 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.

3.4.2 TRIP 780 çeliği

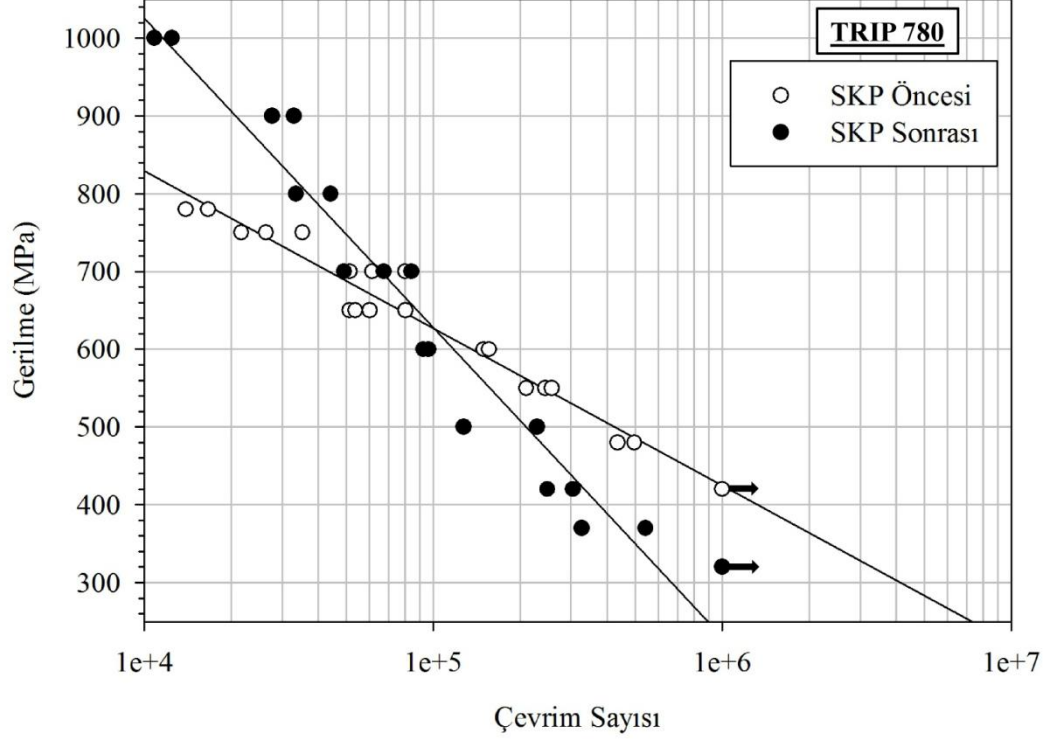
3.4.2.1 Yorulma deneyi sonuçları

TRIP 780 çeliğinin işlem öncesi durumda ve uygulanan SKP işlemleri sonrasında sergilediği gerilme-çevrim sayısı (S-N) eğrileri Şekil 3.24’de verilmiştir. Şekil 3.24 incelendiğinde, işlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğine farklı mertebelerde uygulanan çevrimsel gerilmelerin, bu gerilmelerin etkisi altında kırılma gerçekleşinceye kadarki çevrim sayısının logaritması ile neredeyse lineer bir değişim sergilediği anlaşılmaktadır. Bu lineer ilişki uygulanan çevrimsel gerilme değerlerinin söz konusu çeliğin çekme dayanımı ile 420 MPa büyüklüğündeki çevrimsel gerilme değerine kadar olan aralıkta meydana gelmektedir (Şekil 3.24). Bu değerden daha düşük mertebelerde uygulanan gerilmeler sonrasında ise numunelerin yorulma hasarına uğramadığı anlaşılmaktadır. Bu değişim, işlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğinin yaklaşık 420 MPa’lık yorulma limitine sahip olduğunu ifade etmektedir. Elde edilen bu yorulma limiti, TRIP 780 çeliğinin akma dayanımı (416 MPa) seviyelerdeki gerilme değerlerinde sürekli mukavemet haline geçiş yaptığını da ifade etmektedir. Bu sonuçlar literatürdeki çalışmalar ile de uyumluluk arz etmektedir [96, 97].

TRIP 780 çeliğine uygulanan SKP işlemlerinin hem yorulma davranışında hem de yorulma performansı üzerinde önemli etkilere neden olmaktadır (Şekil 3.24). Proses edilmiş durumdaki çelik işlem öncesi durumdakine benzer şekilde lineer bir S-N davranışı sergilemektedir (Şekil 3.24). Bununla birlikte, SKP işlemleri sonrasında S-N eğrisinin eğiminin önemli oranda artış sergilediği anlaşılmaktadır. Proses sonrasında eğri eğiminde meydana gelen bu artış, yaklaşık 600 MPa’a kadar uygulanan gerilme seviyelerinde kırılmanın gerçekleştiği çevrim sayısının artmasına neden olmaktadır. Ancak, bundan daha düşük mertebelerde uygulanan çevrimsel gerilme değerlerinde kırılmanın gerçekleştiği çevrim sayısının SKP sonrasında azalma sergilediği dikkati çekmektedir. Söz konu değişim, SKP sonrasında TRIP 780 çeliğinin sahip olduğu yorulma limitinin de belli oranda azalarak 320 MPa değerini almasına neden olmaktadır. Diğer taraftan, SKP sonrasında çeliğin sürekli mukavemete geçtiği gerilme değerinin (yorulma limitinin) aynı şartlarda elde edilen akma dayanımından (1220 MPa) daha düşük değerlerde olduğunu da göstermektedir. Bu özelliği ile SKP işleminin yorulma limitinin elde edildiği gerilme mertebelerinin

plastik deformasyon bölgesinden, elastik deformasyon bölgesine ötelediği anlaşılmaktadır (Şekil 3.12 ve Şekil 3.24)

TRIP 780 çeliğine uygulan SKP işlemleri sonrasında yorulma davranışında ortaya çıkan değişimin TRIP çeliklerine plastik deformasyon uygulanması halinde yapısal özelliklerinde meydana gelen değişimler ile ilişkili olduğu düşünülmektedir. Söz konusu çeliklerin yapısında bulunan kalıntı ostenit fazı uygulanan plastik deformasyon ile martenzit fazına dönüştüğü bilinmektedir [94, 95]. İşlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğine uygulanan yorulma deneylerinde bu dönüşümün, çevrimsel gerilmelerin akma dayanımının üzerindeki mertebelere ulaşması halinde ortaya çıkacağı öngörülebilir. Yorulma deneyleri sırasında söz konusu dönüşümün oluşması TRIP çeliklerinin en önemli özelliklerinden birisi olan üstün bir pekleşme davranışı sergilemelerine neden olmaktadır [98, 100]. Elde edilen bu pekleşme etkisi özellikle yorulma deneylerinde akma dayanımının üzerinde uygulanan çevrimsel gerilmeler altında, plastik deformasyonun sürmesi için gerekli olan gerilme değerlerinin de artmasına neden olmaktadır. Bu nedenle, TRIP çeliğinin akma dayanımının hemen üzerindeki mertebelere çevrimli gerilmelere maruz kalması halinde sürekli mukavemet haline geçiş yaptığı düşünülmektedir (Şekil 3.14). TRIP çeliğine uygulanan SKP işlemleri sırasında ise, yukarıda açıklanan kalıntı ostenit-martenzit dönüşümü tamamlanmış olduğundan, yorulma deneyleri sırasındaki çevrimsel yüklemeler martenzit fazının hakim olduğu bir içyapıya uygulanmaktadır (Şekil 3.7 ve Şekil 3.8). Söz konusu içyapının, morfolojik olarak iğnemsiz tenlerden meydana geldiği bilinmektedir. Bu morfoloji, özellikle çevrimsel yüklemeler altındaki yüksek gerilme yığılmalarının oluşmasına neden olduğundan çatlak oluşumunu tetikleyen bir karakteristiğinin meydana gelmesine neden olmaktadır. Benzer etkilerin çatlak ilerleme safhasında da etkili olacağı aşikardır [94]. Bu etkiler, SKP sonrasında statik yüklemeler altında elde edilen yüksek mukavemet değerlerine rağmen, yorulma özelliklerinde de belirgin bir artışın elde edilememesine neden olmuş olabilir. Diğer taraftan, proses edilmiş çeliğin yorulma limitinin azalmasında etkili olabilecek bir diğer önemli hususun da SKP uygulanması sırasında numune yüzeyinde meydana gelen takım izleri ve bunların neden olduğu gerilme yığılmaları olduğu düşünülmektedir (Şekil 3.2).



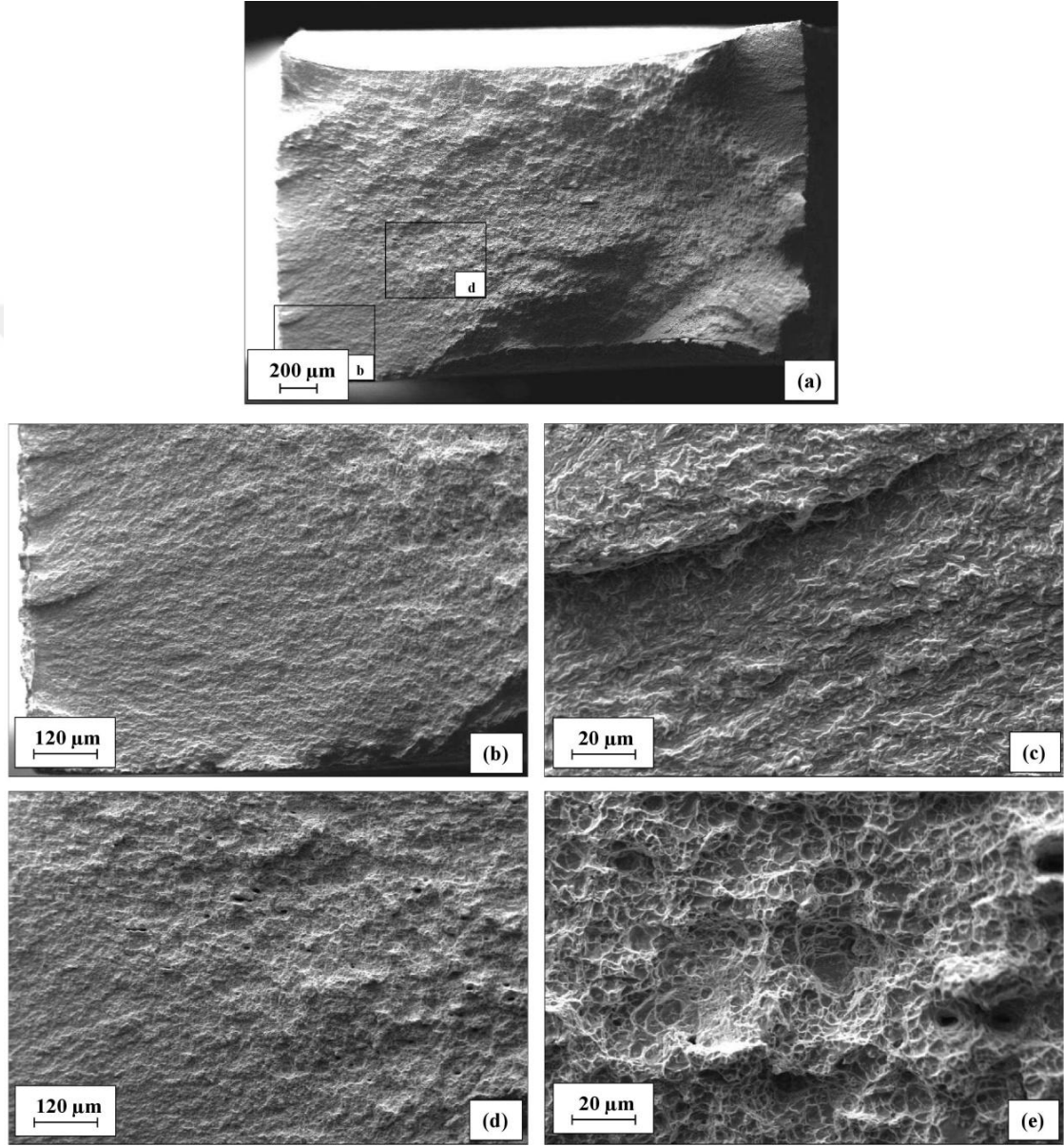
Şekil 3.24 : TRIP 780 çeliğinin işlem öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-çevrim sayısı eğrileri.

3.4.2.2 Deney numunelerinin kırılma yüzeylerinin mikro incelemesi

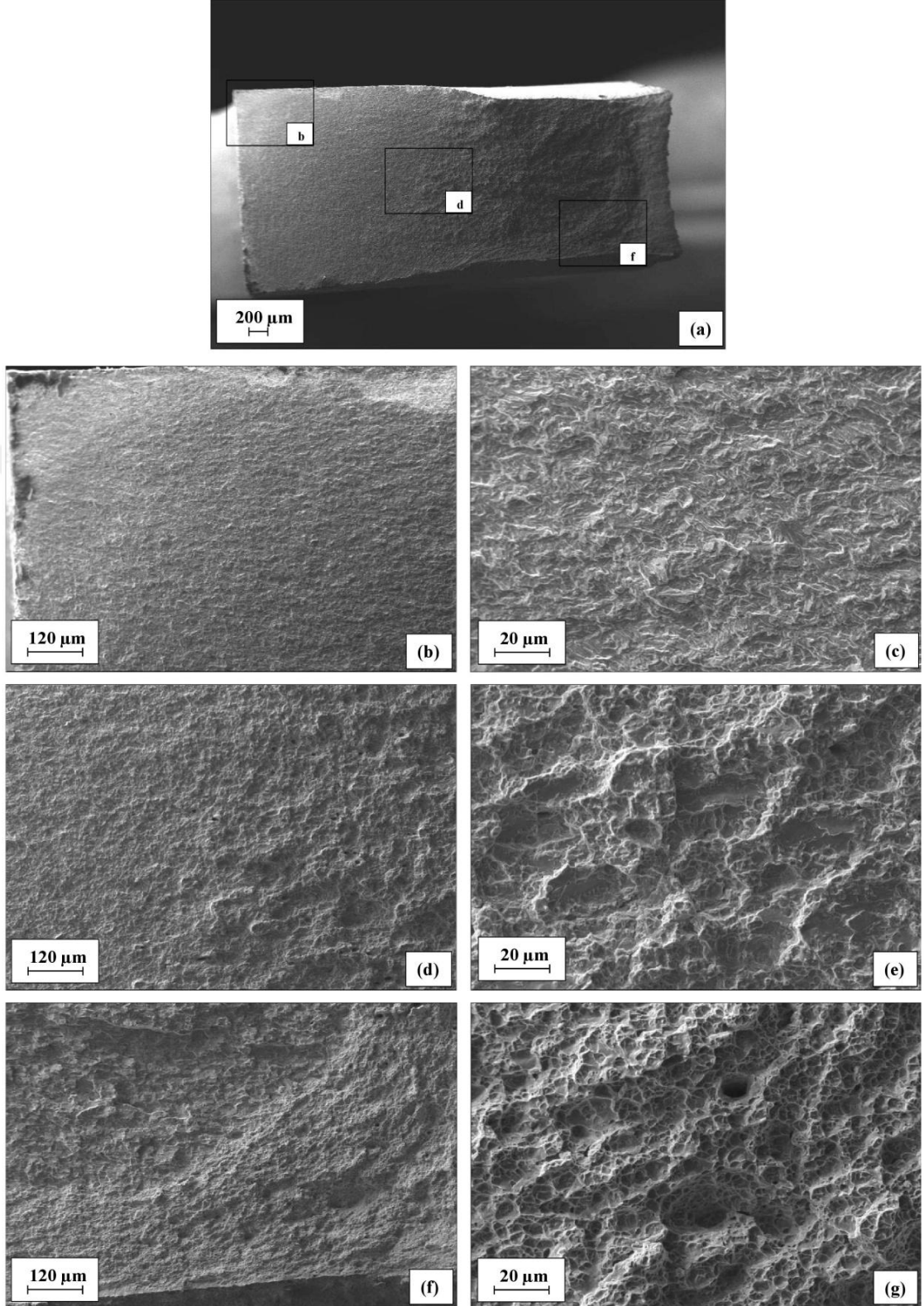
İşlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğine farklı gerilme mertebelerinde uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları Şekil 3.25-Şekil 3.27’de verilmiştir. İşlem öncesi durumdaki çeliğe 750 MPa’da uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeyindeki çatlak oluşumu, çatlak ilerlemesi ve ani kopma safhalarında oluşan karakteristik morfolojik özellikler Şekil 3.25(a)-(e)’de verilmektedir. İşlem öncesi durumdaki çeliğe uygulanan 750 MPa’lık çevrimsel gerilmeler altında meydana gelen kırılma yüzeyi genel olarak incelendiğinde, kırılma kesitinin önemli oranda plastik deformasyona uğrayarak daraldığı anlaşılmaktadır. Bu durum, uygulanan gerilmenin (750 MPa) işlem öncesi durumdaki çeliğin çekme dayanımına (819 MPa) çok yakın mertebelerde olması nedeniyle kırılma sırasında yüksek oranda plastik deformasyonun meydana geldiğini göstermektedir (Şekil 3.25(a)). Söz konusu gerilme değerinde yorulma çatlaklarının numune yüzeyinde başlayarak az miktarda ilerlediği anlaşılmaktadır. Çatlak oluşumu ve ilerleme bölgesinde meydana gelen yüzey morfolojisinin çatlakın ilerlemesi ve durması ile gelişen plaj işareti tipindeki kırılma yüzeyi morfolojisini yansıttığı söylenebilir (Şekil 3.25 (b)-(c)). Şekil 3.25 (c)’den çatlak ilerlemesinin gerçekleştiği

bölgede çatlağın yön değiştirmeden ilerlediği ve ilerleme sonrasında da düşük pürüzlülük değerlerinin meydana geldiği dikkati çekmektedir. Ani kopma bölgesinde ise, kırılma yüzeyinin büyük bölümünde eş eksenli ve derin çukurcukların olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 3.25(d)-(e)). Bu durum, TRIP 780 çeliğinin sünek karakterde kırıldığına işaret etmektedir. Elde edilen sonuçlar genel olarak değerlendirildiğinde, TRIP çeliğinin çekme dayanımına yakın mertebelerde uygulanan çevrimli gerilme değerlerinde bile, çatlak oluşumuna ve ilerlemesine karşı direnç gösterdiği anlaşılmaktadır. Bu durum temelde, söz konusu çeliğin yorulma davranışı üzerinde etkin pekleşme davranışının olumlu etkilere sahip olduğuna işaret etmektedir [98, 100]. TRIP 780 çeliğine uygulanan çevrimli gerilme değerinin azaltılması halinde benzer morfolojik özelliklere sahip kırılma yüzeyi oluşmaktadır. Nitekim uygulanan çevrimli gerilme değerinin 600 MPa olması halinde yüzeyden başlayarak ilerleyen bir yorulma çatlağının meydana geldiği dikkati çekmektedir (Şekil 3.26(a)). Çatlak ilerlemesinin başlayarak ilerlediği bölgede, numune kesitinde önemli bir daralmanın meydana gelmediği ve plaj işareti biçimli kırılma yüzeyinin olduğu görülmektedir (Şekil 3. 26 (b)-(c)). Ayrıca bu bölgede, çatlağın önemli bir yön değişimi göstermeden ilerlediği, böylece de çatlak ilerleme bölgesinin az pürüzlü bir morfoloji sergilediği görülmektedir (Şekil 3.26(b)-(c)). Çatlak ilerlemesinin kesit boyunca devam ederek kritik bir boya ulaşmasının ardından çatlak ilerlemesinin önemli oranda plastik deformasyon etkisi ile devam ettiği bir hızlı çatlak ilerleme bölgesinin olduğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.26 (d)-(e)). Bu bölgedeki kırılma yüzeyinin geniş ve sık çukurcuklardan meydana geldiği görülmektedir. Yorulma çatlağının kritik bir boya ulaşması ile zayıflayan kesitin ani biçimde kırıldığı bölgede ise, yüzeydeki çukurcukların daha ince ve derin karakterde olduğu söylenebilir (Şekil 3.26(f)-(g)). Uygulanan çevrimsel gerilmelerin azaltılarak 500 MPa değerini alması halinde yorulma hasarıyla meydana gelen yüzey morfolojileri üzerinde önemli bir değişim meydana gelmediği dikkati çekmektedir (Şekli 3.27(a)). Uygulanan çevrimsel gerilme değerinin azaltılması halinde görülen en belirgin değişikliğin çatlak oluşma ve ilerleme bölgesinin çevrimsel genişleme sergilemesidir (Şekil 3.27 (a)-(c)). Nitekim uygulanan çevrimsel gerilme değerinin 500 MPa olarak uygulanması halinde de kırılma yüzeyinde çatlak oluşumu ve ilerlemesinin görüldüğü kesimlerde kesit daralmasının belirgin olarak ortaya çıkmadığı, ani kopma bölgesinde ise, belirgin bir kesit daralmasının olduğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.27(a)). Bununla birlikte, çatlak oluşumunun gerçekleştiği ve ilerlediği bölümdeki

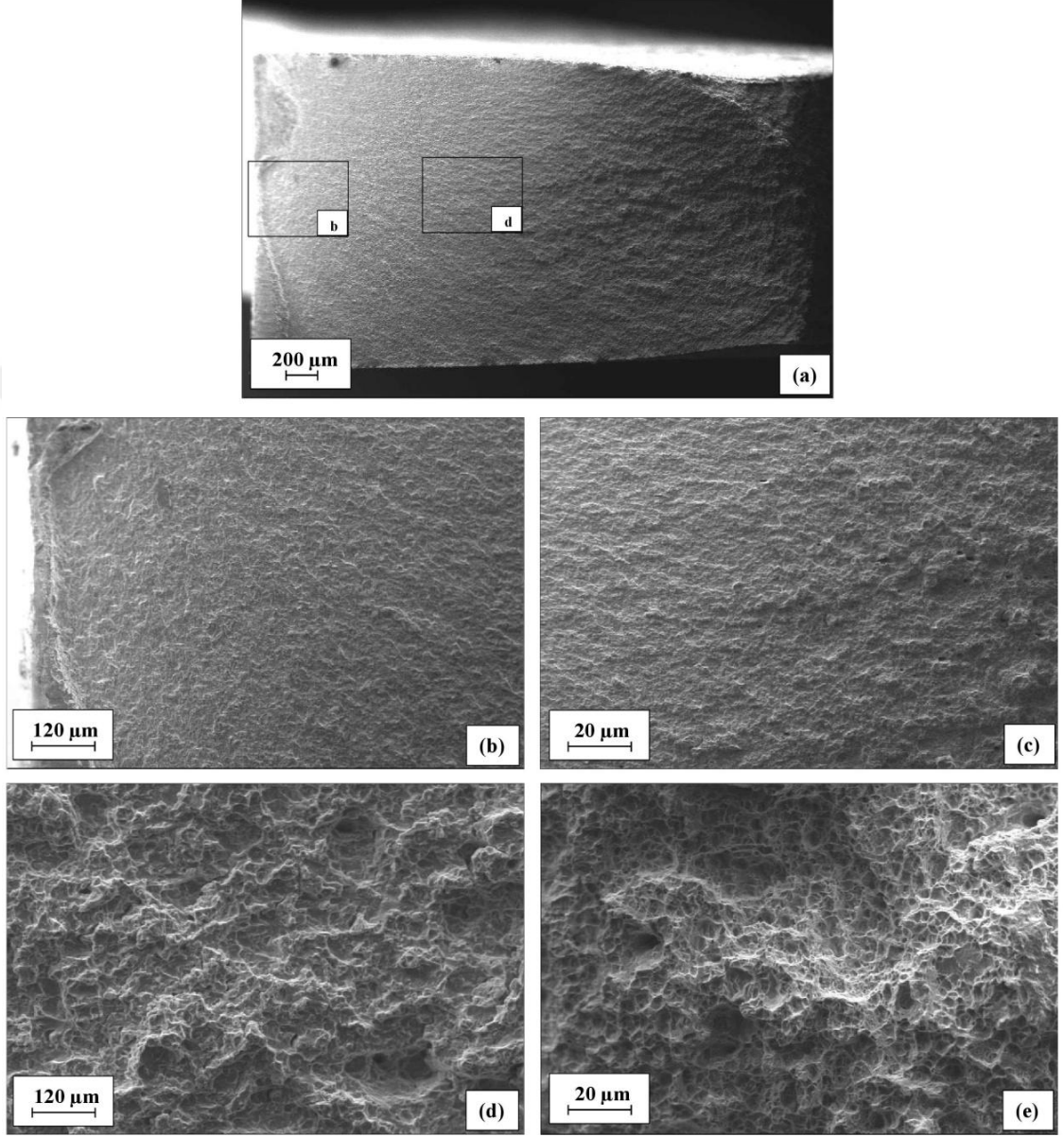
yüzey morfolojisinin pürüzsüz ve makro anlamda plaj işaretlerini içerir özellikler sergilediği anlaşılmaktadır (Şekil 3.27(b)-(c)). Ani kopmanın gerçekleştiği bölümde ise, kopma kesitindeki daralmaya bağlı olarak plastik deformasyon sonrasında sünek kırılmanın önemli göstergelerinden çukurcukların yoğun olarak bulunduğu bir kırılma yüzeyin olduğu dikkat çekicidir (Şekil 3.27(d)-(e)).



Şekil 3.25 : İşlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğine 750 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



Şekil 3.26 : İşlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğine 600 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.

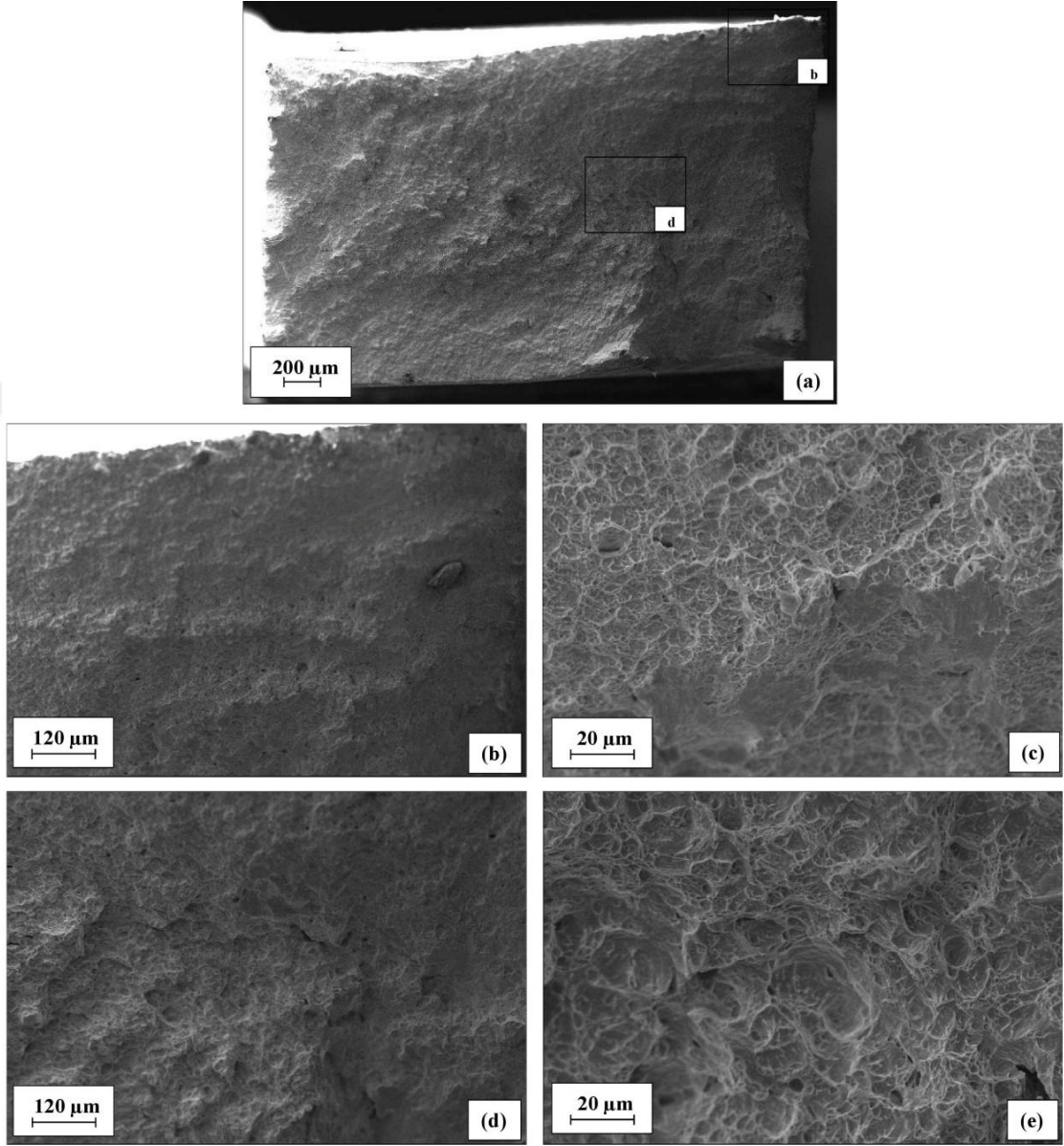


Şekil 3.27 : İşlem öncesi durumdaki TRIP 780 çeliğine 500 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme.

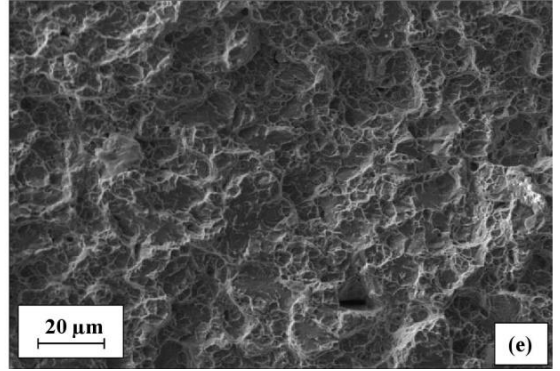
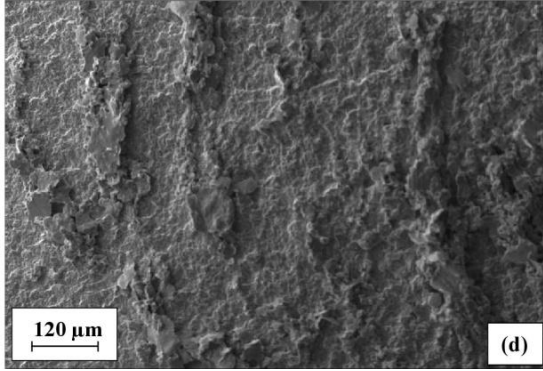
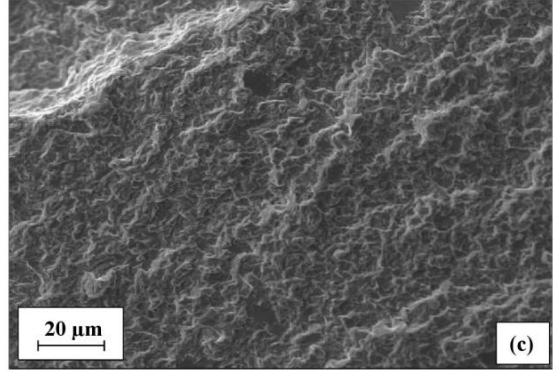
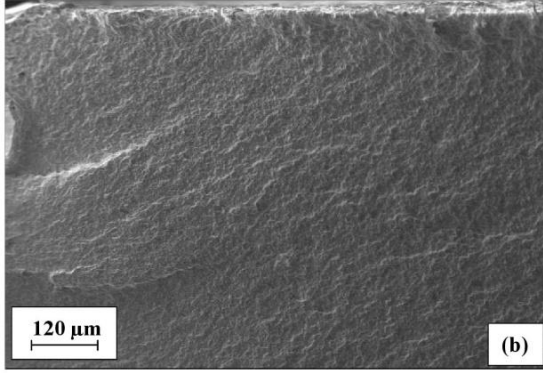
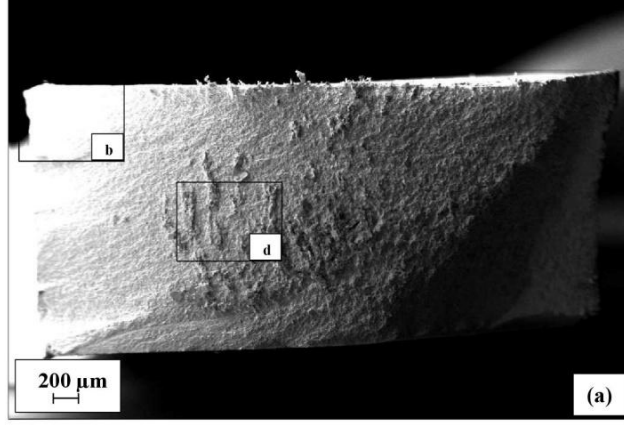
Proses edilmiş durumdaki TRIP 780 çeliğine farklı gerilme mertebelerinde uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları Şekil 3.28-Şekil 3.34’de verilmiştir. Söz konusu çeliğe 1000 MPa’da uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen karakteristik kırılma yüzeyindeki çatlak oluşumu, çatlak ilerlemesi ve ani kopma safhalarında oluşan karakteristik morfolojik özellikler Şekil 3.28(a)-(e)’de verilmektedir. Söz konusu fotoğraflar genel olarak incelendiğinde, uygulanan gerilme altında çatlak oluşumu ve ilerlemesinin etkin bir şekilde gerçekleştiği bölümlerin bulunduğu dikkati çekmektedir. Genel olarak çatlak başlangıcının numune yüzeyinde gerçekleştiği ve bu bölgeden numune kesitine doğru bir çatlak ilerlemesinin oluştuğu söylenebilir (Şekil 3.28(b)-(c)). Çatlak ilerlemesinin gerçekleştiği kısımlarda, genel olarak plastik deformasyonun etkin bir şekilde gerçekleştiği yüzeydeki çukurcuk oluşumundan anlaşılmaktadır. Bu durum, söz konusu mertebedeki çevrimsel gerilmelerin yorulma çatlak oluşumu kısmının belirgin olarak meydana gelmediğine işaret etmektedir. Nitekim kırılma yüzeyindeki pek çok bölgede, yorulma çatlak oluşumu ve ilerlemesine işaret edecek yüzey özelliklerine (plaj işareti gibi) rastlanılmamaktadır (Şekil 3.28(b)-(c)). Bu niteliği ile yorulma çatlaklarının daha çok sığ ve geniş çukurcuklardan oluştuğu ani kırılma karakteristiğinde gerçekleştiği söylenebilir (Şekil 3.28(d)-(e)). Öte yandan, proses edilmiş çeliğe uygulanan çevrimli gerilmelerin azaltılarak 700 MPa, 600 MPa, 500 MPa, 450 MPa mertebelerinde uygulanması durumunda yorulma hasarının başlayarak ilerlediği bölgelerin oluştuğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.29-Şekil 3.32). Söz konusu mertebelerde uygulanan çevrimsel gerilmeler altında meydana gelen kırılma yüzeylerinin çatlak başlangıcı bölgelerinde, numune kesitinde belirgin bir daralma ortaya çıkmadığı ve çatlakın belirgin bir yön değişimi sergilemeden ilerleyerek düşük pürüzlüklü bir yüzey oluşturduğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.29(b)-(c)-Şekil 3.32(b)-(c)). Yorulma çatlak ilerleme bölgesinin genişliğinin numune kesitine oranının ise azalan gerilme değerleri ile az da olsa artış sergilediği anlaşılmaktadır. Ani kırılmanın gerçekleştiği bölgelerde ise, kesitin plastik deformasyon ile birlikte daralma sergilediği gözlemlenmektedir (Şekil 3.29(f)-(g)-Şekil 3.32(f)-(g)). Ani kırılmanın gerçekleştiği bu bölümlerde ise, kırılma yüzeyinin daha çok çukurcuklar tarafından karakterize edilebileceği anlaşılmaktadır (Şekil 3.29(f)-(g)- Şekil 3.32(f)-(g)).

Proses edilmiş çeliğe uygulanan çevrimli gerilmelerin 420 MPa ve 370 MPa mertebelerinde uygulanması durumunda yorulma çatlaklarını ilerlediği bölgelerde, kırılma yüzeyinin taneli bir görünümüne kavuştuğu görülmektedir (Şekil 3.33(b)-(c)-Şekil 3.34(b)-(c)). Bu durum, uygulanan gerilme değerlerinin düşük mertebelerde olması halinde, çatlak ilerlemesi için gerekli gerilme değerlerinin martenzit fazı tanelerinde meydana gelen gerilme yığılmalarının etkisinde sağlanmasından kaynaklanmış olabilir. Nitekim martenzit fazının iğnemsî morfolojisinin taneler arasında farklı doğrultularda bulunuyor olması, her bir tane içerisinde kolay çatlak ilerleme yönünün de değişim sergilemesine neden olacaktır. Bu değişim kırılma yüzeylerinde de yön değişimine sebebiyet vererek kırılma yüzeyinin tanemsî bir görünüme sahip olmasına yol açmış olabilir (Şekil 3.33(b)-(c)-Şekil 3.34(b)-(c)). Martenzit fazının çatlak ilerlemesi üzerindeki etkisinin, çatlakların hızlı ilerlediği bölgelerde de görüldüğü dikkati çekmektedir (Şekil 3.33(d)-(e)-Şekil 3.34(d)-(e)). Ani kırılmanın gerçekleştiği bölgelerde ise, uygulanan diğer çevrimli gerilme değerlerinde de tespit edilen karakteristik bir morfolojiye sahip olduğu söylenebilir. Nitekim söz konusu bölgede ortaya çıkan kırılma yüzeylerinden, kesitin plastik deformasyon altından daralarak çukurcukların hakim olduğu bir görünüm sergilediği açıkça anlaşılmaktadır (Şekil 3.33(f)-(g)-Şekil 3.34(f)-(g)).

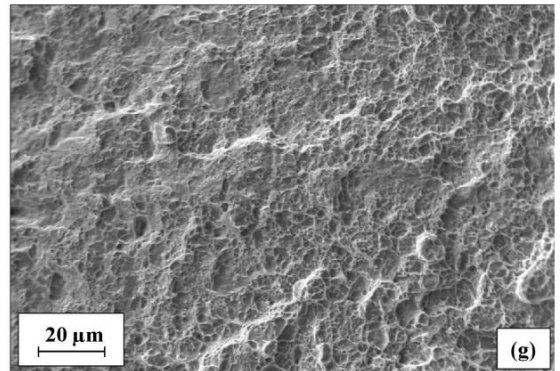
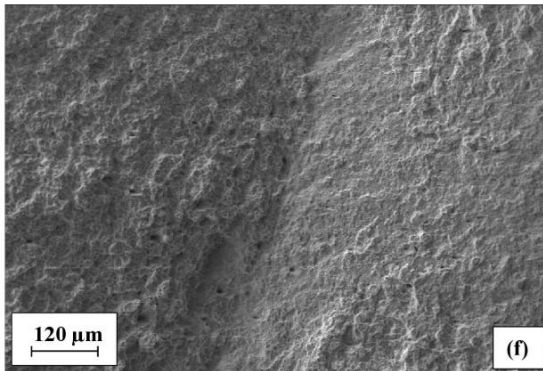
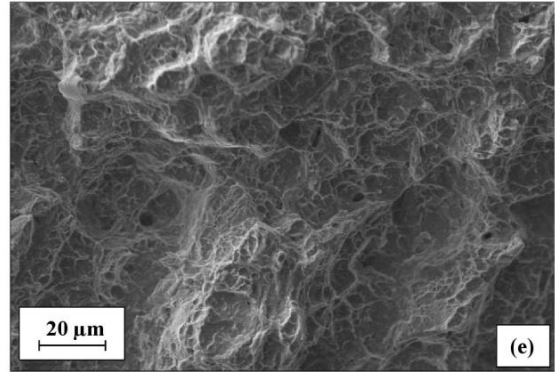
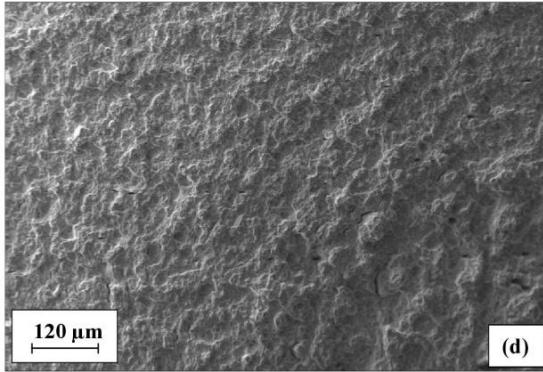
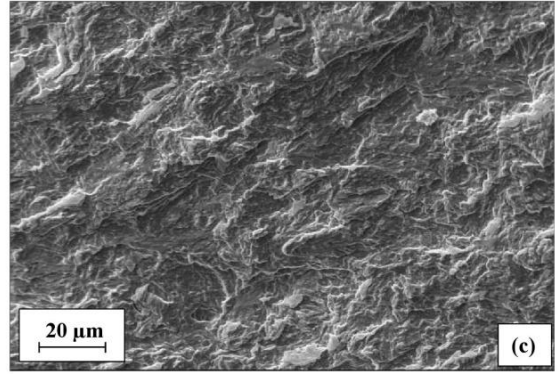
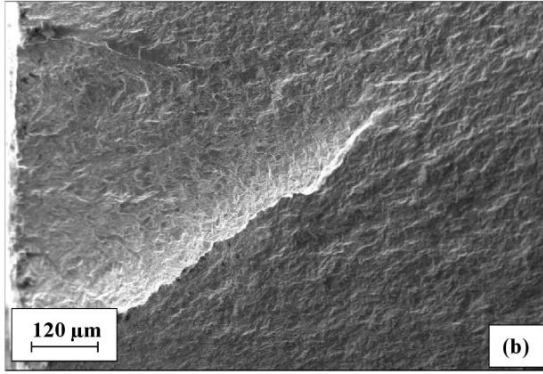
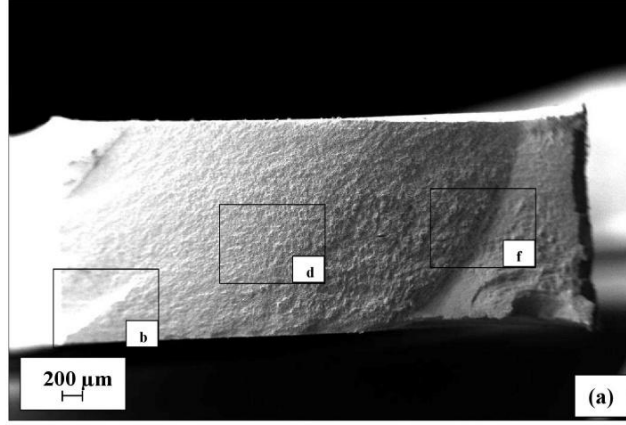
Bununla birlikte, TRIP 780 çeliğine farklı gerilme değerlerinde uygulanan deneylerde de çatlakların proses edilen yüzeyden başlamış olduğu tespit edilmiştir. Bu durum, prosesin uygulanması sırasında meydana gelen takım izlerinin oluşturduğu gerilme yığılmalarının yorulma performansı üzerinde etkili olduğunu göstermektedir.



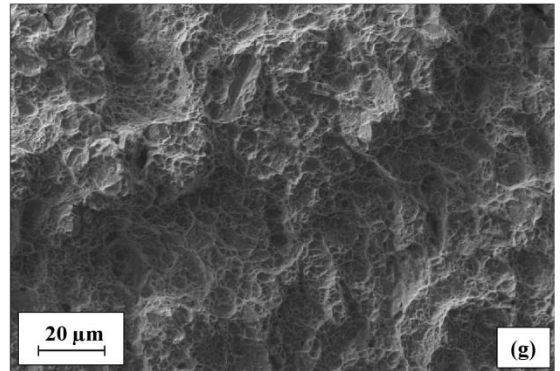
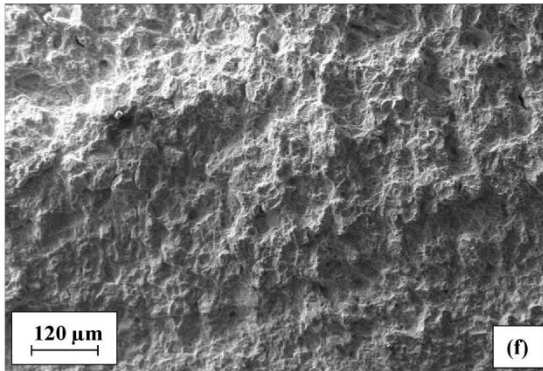
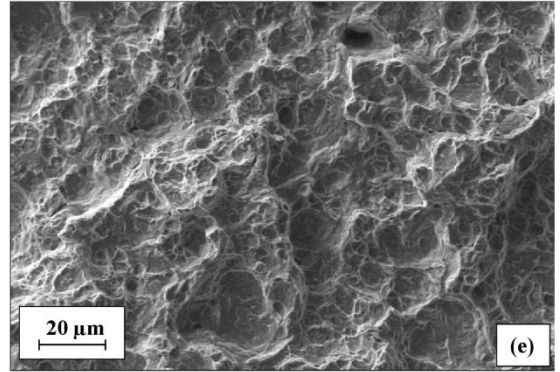
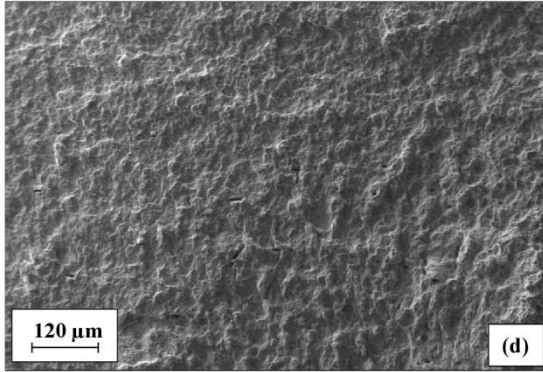
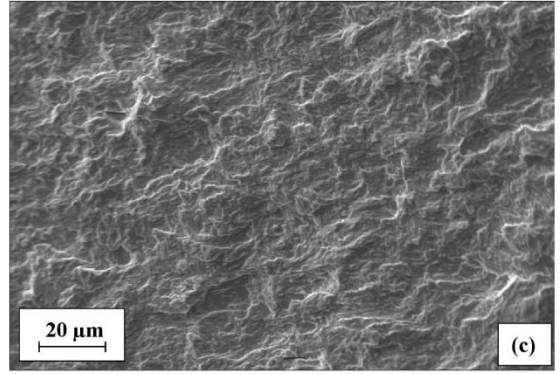
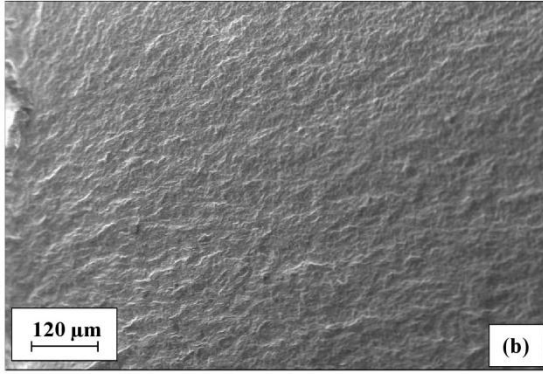
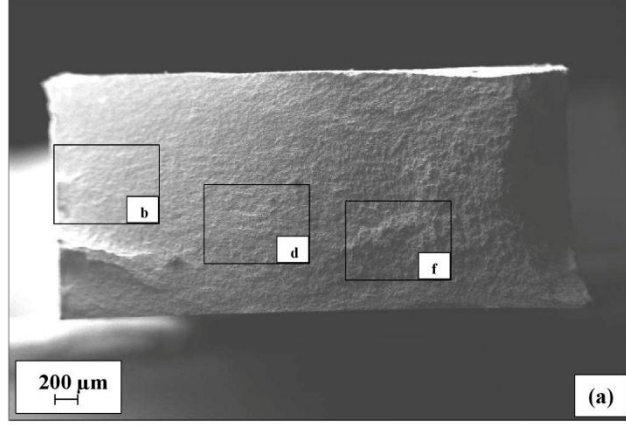
Şekil 3.28 : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 1000 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek.



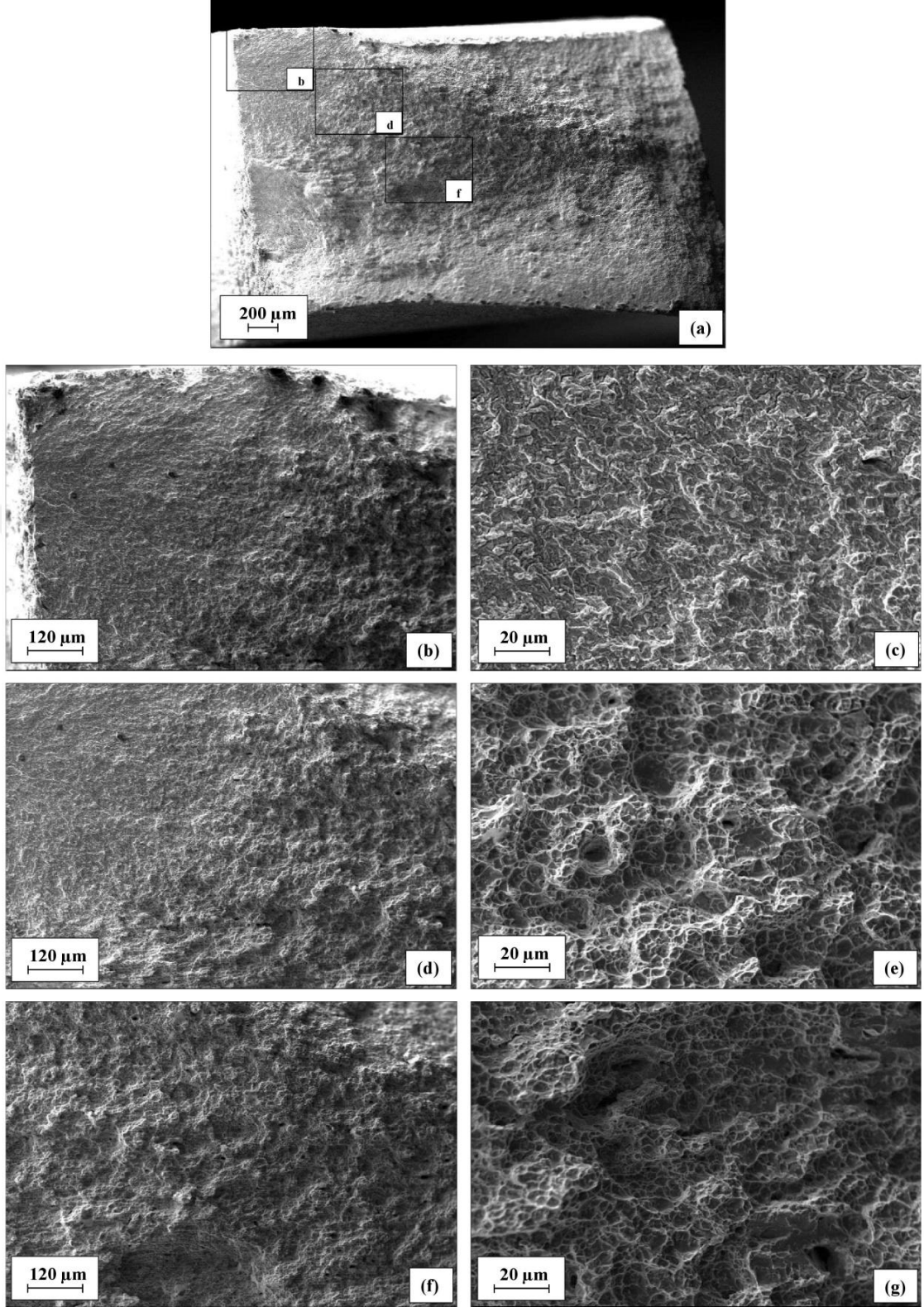
Şekil 3.29 : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 700 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



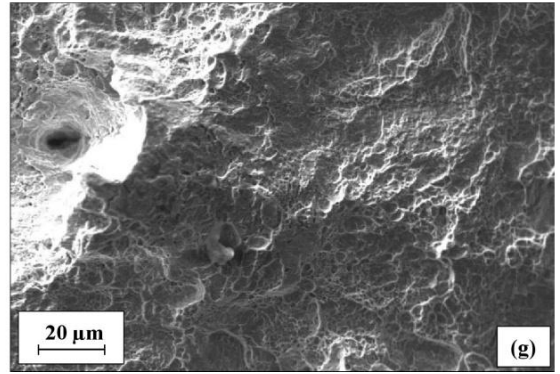
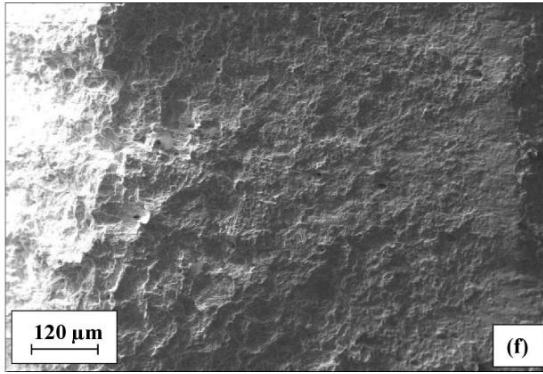
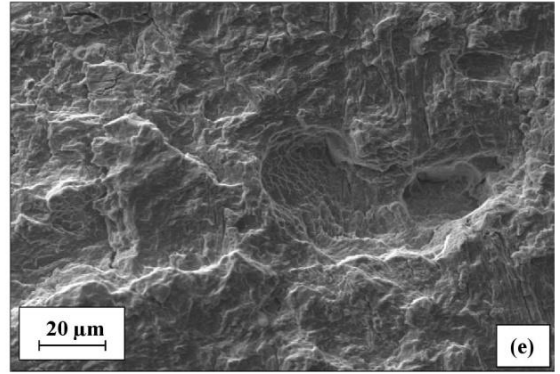
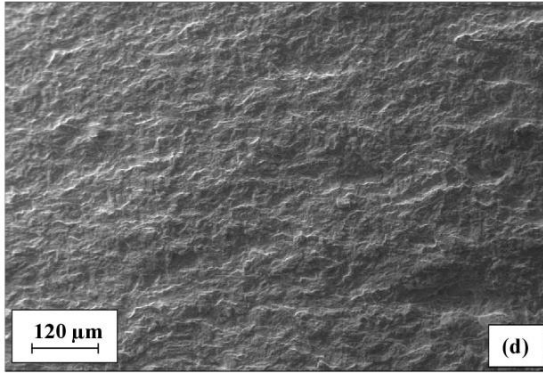
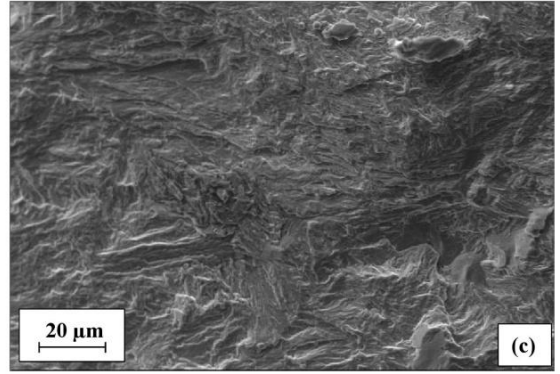
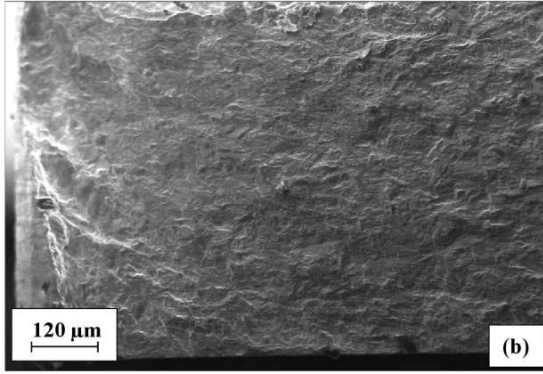
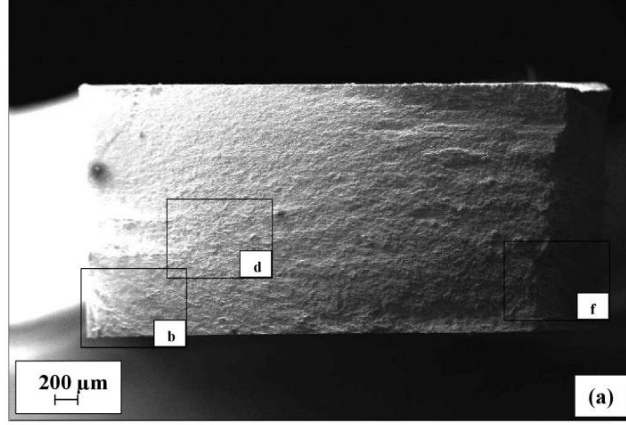
Şekil 3.30 : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 600 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



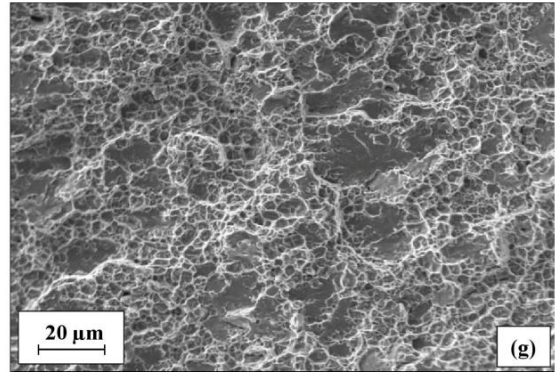
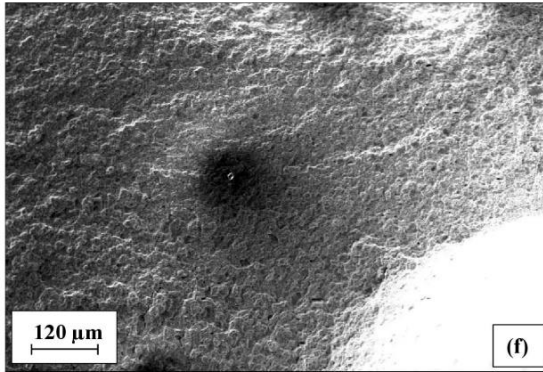
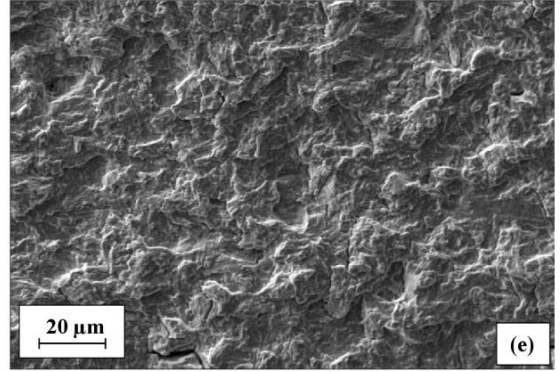
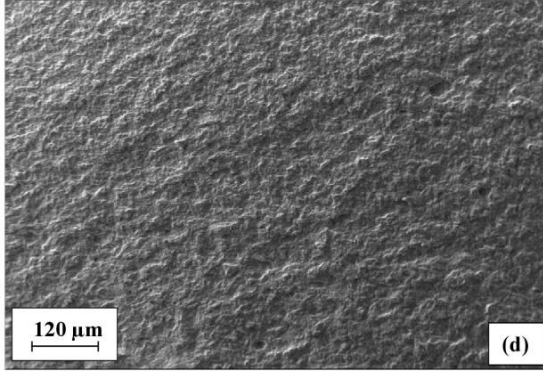
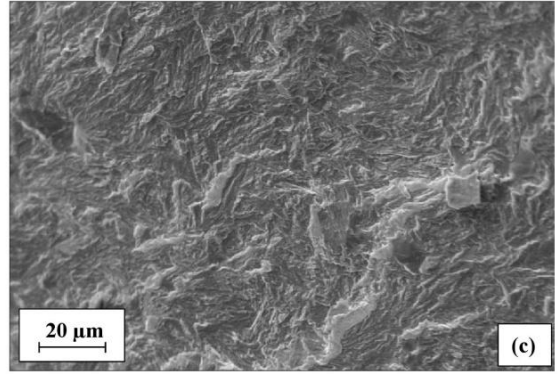
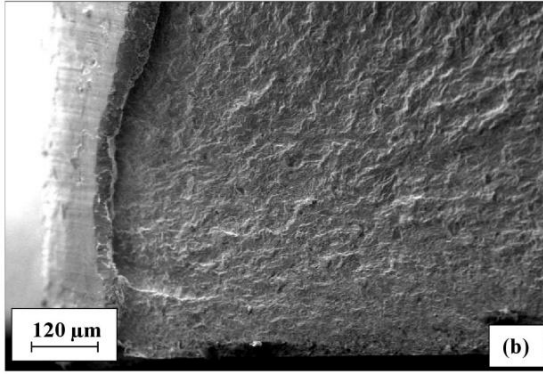
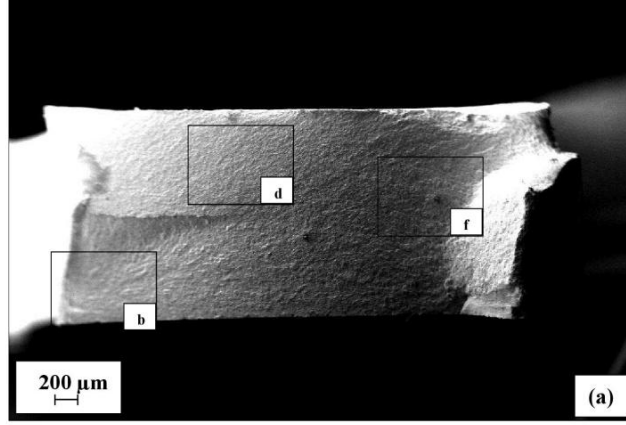
Şekil 3.31 : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 500 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



Şekil 3.32 : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 450 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



Şekil 3.33 : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 420 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.



Şekil 3.34 : SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 çeliğine 370 MPa gerilme altında uygulanan yorulma deneylerinden elde edilen kırılma yüzeylerine ait SEM fotoğrafları: (a) Genel görünüm, (b)-(c) Çatlak başlangıç bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (d)-(e) Çatlak ilerleme bölgesi düşük ve yüksek büyütme, (f)-(g) Ani kırılma bölgesi düşük ve yüksek büyütme.

4. SONUÇ VE ÖNERİLER

Yapılan çalışmadan elde edilen genel sonuçlar aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- Sürtünme karıştırma prosesinin yüksek mukavemetli ve ince sac malzemelere uygulanmasında kullanılabilecek PLC tabanlı çalışma ve otomasyon yeteneklerine sahip düşük maliyetli ve özgün bir SKP sistemi tasarlandı. Tasarlanan sistem kullanılarak sac formdaki DP 600 ve TRIP 780 çeliklerine uygulanan SKP, makro anlamda bir malzeme hasarı ve/veya deformasyon süreksizliğine neden olmamaktadır.
- İşlem öncesi durumdaki DP 600 çeliğinin iç yapısı ferrit fazı tane sınırlarında ince parçacıklar şeklinde dağılmış olan martenzit fazından meydana gelmektedir. İşlem öncesi durumdaki TRIP çeliğinin iç yapısı ise ferrit, martenzit ve kalıntı ostenit fazlarından oluşmaktadır.
- DP 600 ve TRIP 780 çeliklerine uygulanan SKP sonrasında işlem öncesi durumdaki iç yapısal özelliklerin hem nitelik hem de nicelik açısından farklı değişimlere uğradığı “karışma bölgesi (KB)”, “termo-mekanik olarak etkilenmiş bölge (TMB)” ve “ısı tesiri altındaki bölgede (ITAB)” oluşmaktadır.
- DP 600 çeliğine uygulanan SKP işlemleri sonrasında karışma bölgesinde kütleli martenzit fazı ile ferrit fazından meydana gelen bir iç yapı ortaya çıkmaktadır. Isı tesiri altındaki bölgede ise, yapıdaki ferrit tanelerinin irileşmektedir. Uygulanan SKP işlemin sonrasında oldukça sınırlı genişlikte oluşan termo mekanik olarak etkilenmiş bölgede ısı tesiri altındaki bölgedeki içyapı ile, karışma bölgesinde ortaya çıkan iç yapı arasında geçiş meydana gelmektedir.
- TRIP 780 çeliğine uygulanan SKP işlemleri sonrasında karışma bölgesinde işlem öncesi durumdaki kalıntı ostenit fazı dönüşmekte ve sonuçta ferrit ve martenzit fazlarından oluşan bir içyapı meydana gelmektedir. Termo-

mekanik olarak etkilenmiş bölgede bu dönüşüm kısmen gerçekleşmemiştir. Isı tesiri altındaki bölgede ise, yapıdaki ferrit fazı taneleri irileşmektedir.

- DP 600 çeliğinin SKP öncesinde 178 Hv seviyelerinde olan sertlik değerinin işlem sonrasında 315 Hv seviyelerine yükselmektedir. TRIP 780 çeliğinde ise proses öncesinde 250 Hv olan sertlik değeri SKP sonrasında iki kata yakın artış sergileyerek 490 Hv seviyelerine ulaşmaktadır.
- SKP sonrasında DP 600 ve TRIP 780 çeliğinin deformasyon davranışının işlem öncesi durumla kıyasla önemli oranda değişim sergilemeyerek pekleşme etkisi baskın bir karakterde meydana gelmektedir.
- Sürtünme karıştırma prosesinin uygulandığı DP 600 ve TRIP 780 çeliklerinde önemli oranda mukavemet artışı elde edilmektedir. DP 600 çeliğine uygulanan SKP ile akma ve çekme dayanımı sırasıyla, 300 MPa'dan 811MPa'a ve 620 MPa'dan 1053 MPa'a yükselmektedir. TRIP 780 çeliğine uygulanan SKP sonrasında ise, işlem öncesi durumda 420 MPa ve 820 MPa seviyelerinde olan akma ve çekme dayanımı, sırasıyla 1120 MPa ve 1470 MPa seviyelerine ulaşmaktadır.
- Sürtünme karıştırma prosesi süneklik özelliklerinde belli oranda azalmaya neden olmaktadır. DP 600 çeliğine uygulanan SKP sonrasında çeliğin sahip olduğu uniform uzama ve kopma uzaması değerleri %21 ve % 34'den sırasıyla % 6,3 ve % 13,0 değerlerine azalmaktadır. TRIP 780 çeliğine uygulanan SKP ise, bu özelliklerin %24 ve %36'dan %10 ve %21 değerlerine azalmasına neden olmaktadır.
- Proses sonrasında DP 600 ve TRIP 780 çeliklerinin statik mukavemet değerlerindeki belirgin artışlar, yorulma davranışları ve yorulma limitleri üzerinde de olumlu etkilere neden olmaktadır. DP 600 çeliğinin işlem öncesi durumda 350 MPa seviyelerinde olan yorulma limiti uygulanan SKP işlemleri sonrasında 480 MPa seviyelerine yükselmektedir.
- TRIP 780 çeliğine uygulanan SKP ise, işlem öncesi durumdaki 420 MPa'lık yorulma limitinin 320 MPa'a azalmasına neden olmaktadır. Bu durum, TRIP çeliklerinin önemli bir yapısal özelliği olan plastik deformasyonla tetiklenen kalıntı ostenit-martenzit dönüşümünün SKP işlemleri sırasında büyük oranda

tamamlanmasıyla meydana gelen yapının sahip olduğu yüksek çatlak oluşturma/ilerletme yatkınlığına bağlı olarak meydana gelmektedir.

- Farklı çevrimsel gerilme değerleri altında uygulanan yorulma deneylerinde meydana gelen kırılma yüzeylerinin SEM incelemelerinden, SKP öncesi ve sonrasındaki çatlak ilerleme ve ani kopma bölgelerine ait morfolojik özelliklerde belirgin bir değişim ortaya çıkmamaktadır.

Yapılan çalışmanın devamında yapılması önerilen ek çalışmalar ise aşağıdaki gibi sıralanabilir:

- SKP proses parametrelerinin malzemelerin yorulma davranışı, yapısal ve mekanik özelliklerine etkileri araştırılarak, optimum proses şartları araştırılabilir.
- SKP uygulanmış durumdaki demir dışı malzemelerin mekanik davranışlarına yönelik çalışmalar geliştirilebilir.
- SKP sonrasındaki statik özelliklerin deformasyon hızı ile ilişkisi incelenebilir.
- SKP işleminin malzemelerin yorulma davranışına etkileri farklı yük tekrar oranlarında araştırılıp, Basquin ve/veya Coffin-Manson bağıntılarında malzemeye ait katsayılar belirlenebilir.
- SKP sonrasında takım izleri parlatma, zımparalama vs. işlemler ile silinerek, bu izlerin yorulma davranışı üzerinde nasıl etkileri olduğu araştırılabilir.

KAYNAKLAR

- [1] **Association, W.S.**, (2006) Environmental Case Study Automotive: an Advanced High-Strength Steel Family Car. *World Steel Association*.
- [2] **Lindsay, B., Harry, E.**, (2009) Automakers and Suppliers Accelerate Their Efforts to Reduce Vehicle Weight by Engineering Them for Greater Use of Lighter, Stronger Materials. *Mass Reduction Special Report*.
- [3] **Marsh, G.**, (2003) Next step for automotive materials. *Materials Today*, 6(4), 36-43. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1369-7021\(03\)00429-2](http://dx.doi.org/10.1016/S1369-7021(03)00429-2).
- [4] **Cho, H.-H., et al.**, (2013) Three-dimensional numerical and experimental investigation on friction stir welding processes of ferritic stainless steel. *Acta Materialia*, 61(7), 2649-2661. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2013.01.045>.
- [5] **Miura, T., R. Ueji, and H. Fujii**, (2015) Enhanced tensile properties of Fe–Ni–C steel resulting from stabilization of austenite by friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 216, 216-222. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.09.014>.
- [6] **Razmpoosh, M.H., A. Zarei-Hanzaki, and A. Imandoust**, (2015) Effect of the Zener–Hollomon parameter on the microstructure evolution of dual phase TWIP steel subjected to friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 638, 15-19. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.022>.
- [7] **Sekban, D.M., et al.**, (2015) Microstructure, mechanical properties and formability of friction stir processed interstitial-free steel. *Materials Science and Engineering: A*, 642, 57-64. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.06.068>.
- [8] **Benavides, S., et al.**, (1999) Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum. *Scripta Materialia*, 41(8), 809-815. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00226-2](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00226-2).
- [9] **Mishra, R.S. and Z.Y. Ma**, (2005) Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 50(1–2), 1-78. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>.
- [10] **Thomas WM, N.E., Needham JC, Murch MG, and D.C.G.B. Templesmith P**, (1991).
- [11] **Hirata, T., et al.**, (2007) Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 456(1–2), 344-349. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.12.079>.
- [12] **Mishra, R.S. and M.W. Mahoney**, (2007). *Friction Stir Welding and Processing*. ASM International.

- [13] **Sutton, M.A., et al.**, (2003) Mode I fracture and microstructure for 2024-T3 friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, 354(1–2), 6-16. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00078-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00078-3).
- [14] **Zhang, D., M. Suzuki, and K. Maruyama**, (2005) Microstructural evolution of a heat-resistant magnesium alloy due to friction stir welding. *Scripta Materialia*, 52(9), 899-903. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.01.003>.
- [15] **Simar, A. and M.-N. Avettand-Fènoël**, (2016) State of the art about dissimilar metal friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 22(5), 389-403. doi: 10.1080/13621718.2016.1251712.
- [16] **Attallah, M.M. and H.G. Salem**, (2005) Friction stir welding parameters: a tool for controlling abnormal grain growth during subsequent heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 391(1–2), 51-59. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2004.08.059>.
- [17] **Kim, Y.G., et al.**, (2006) Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 415(1–2), 250-254. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.072>.
- [18] **Zhang, Y.N., et al.**, (2012) Review of tools for friction stir welding and processing. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 51(3), 250-261. doi:10.1179/1879139512Y.0000000015.
- [19] **Ma, Z.Y.**, (2008) Friction Stir Processing Technology: A Review. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 39(3), 642-658. doi: 10.1007/s11661-007-9459-0.
- [20] **Mishra, R.S., et al.**, (1999) High strain rate superplasticity in a friction stir processed 7075 Al alloy. *Scripta Materialia*, 42(2), 163-168. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462\(99\)00329-2](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462(99)00329-2).
- [21] **Wang, C., et al.**, (2012) Review on modified and novel techniques of severe plastic deformation. *Science China Technological Sciences*, 55(9), 2377-2390. doi: 10.1007/s11431-012-4954-y.
- [22] **Song, R., et al.**, (2006) Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. *Materials Science and Engineering: A*, 441(1), 1-17. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.095>.
- [23] **Valiev, R.Z. and I.V. Aleksandrov**, (2002) New developments in the field of fabrication of bulk nanostructured materials by severe plastic deformation. *Physics of Metals and Metallography*, 94(SUPPL.1), S4-S10.
- [24] **Song, R., et al.**, (2006) Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. *Materials Science and Engineering A*, 441(1-2), 1-17. doi: 10.1016/j.msea.2006.08.095.
- [25] **Cook, G.E., et al.**, (2004) Robotic friction stir welding. *Industrial Robot: An International Journal*, 31(1), 55-63. doi: doi:10.1108/01439910410512000.
- [26] **Mishra, R.S.**, (2012) Friction Stir Welding and Processing: Science and Engineering. doi: 10.1007/978-3-319-07043-8_2.
- [27] **Frigaard, Ø., Ø. Grong, and O.T. Midling**, (2001) A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 32(5), 1189-1200.
- [28] **Schmidt, H., J. Hattel, and J. Wert**, (2004) An analytical model for the heat generation in friction stir welding. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 12(1), 143-157. doi: 10.1088/0965-0393/12/1/013.

- [29] **Moraitis, G.A. and G.N. Labeas**, (2010) Investigation of friction stir welding process with emphasis on calculation of heat generated due to material stirring. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(2), 177-184. doi: 10.1179/136217109X12537145658779.
- [30] **Chao, Y.J., X. Qi, and W. Tang**, (2003) Heat transfer in friction stir welding - Experimental and numerical studies. *Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME*, 125(1), 138-145. doi: 10.1115/1.1537741.
- [31] **Nandan, R., T. DebRoy, and H.K.D.H. Bhadeshia**, (2008) Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 53(6), 980-1023. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.05.001>.
- [32] **Baraka, A., G. Panoutsos, and S. Cater**, (2015) A real-time quality monitoring framework for steel friction stir welding using computational intelligence. *Journal of Manufacturing Processes*, 20, Part 1, 137-148. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.09.001>.
- [33] **Amirafshar, A. and H. Pouraliakbar**, (2015) Effect of tool pin design on the microstructural evolutions and tribological characteristics of friction stir processed structural steel. *Measurement*, 68, 111-116. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.measurement.2015.02.051>.
- [34] **Patel, V.V., V. Badheka, and A. Kumar**, (2017) Effect of polygonal pin profiles on friction stir processed superplasticity of AA7075 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 240, 68-76. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.09.009>.
- [35] **Liu, X., S. Lan, and J. Ni**, (2014) Analysis of process parameters effects on friction stir welding of dissimilar aluminum alloy to advanced high strength steel. *Materials & Design*, 59, 50-62. doi: 10.1016/j.matdes.2014.02.003.
- [36] **Liu, X., S. Lan, and J. Ni**, (2015) Electrically assisted friction stir welding for joining Al 6061 to TRIP 780 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 219, 112-123. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2014.12.002.
- [37] **Hong, S.H., et al.**, (2013) Failure Mode and Fatigue Behavior of Friction Stir Spot Welds in Lap-Shear Specimens of Dissimilar Advanced High Strength Steels. *SAE Int. J. Mater. Manf.*, 6(2), 286-292. doi: 10.4271/2013-01-1023.
- [38] **Sarkar, R., et al.**, (2015) Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Spot-Welded IF/DP Dissimilar Steel Joints. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 46(11), 5182-5200. doi: 10.1007/s11661-015-3116-9.
- [39] **Sarkar, R., T.K. Pal, and M. Shome**, (2014) Microstructures and properties of friction stir spot welded DP590 dual phase steel sheets. *Science and Technology of Welding and Joining*, 19(5), 436-442. doi: 10.1179/1362171814Y.0000000210.
- [40] **Ohashi, R., et al.**, (2009) Friction Spot Joining of High Strength Steel Sheets for Automotives. *Welding in the World*, 53(5), 23-27. doi: 10.1007/bf03266711.
- [41] **Çam, G.**, (2011) Friction stir welded structural materials: beyond Al-alloys. *International Materials Reviews*, 56(1), 1-48. doi: 10.1179/095066010X12777205875750.

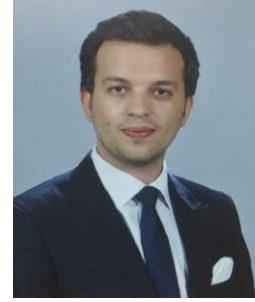
- [42] **Nakata, K., et al.**, (2006) Improvement of mechanical properties of aluminum die casting alloy by multi-pass friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 437(2), 274-280. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.07.150>.
- [43] **Podrzaj, P., B. Jerman, and D. Klobcar**, (2015) Welding Defects at Friction Stir Welding. *Metalurgija*, 54(2), 387-389.
- [44] **Hajian, M., et al.**, (2015) Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel. *Materials & Design*, 67(0), 82-94. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.10.082>.
- [45] **Lorenzo-Martin, C. and O.O. Ajayi**, (2015) Rapid surface hardening and enhanced tribological performance of 4140 steel by friction stir processing. *Wear*, 332–333, 962-970. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2015.01.052>.
- [46] **Rezaei-Nejad, S.S., et al.**, (2015) Formation of Nanostructure in AISI 316L Austenitic Stainless Steel by Friction Stir Processing. *Procedia Materials Science*, 11, 397-402. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.mspro.2015.11.008>.
- [47] **Santella, M., et al.**, (2005) Effects of friction stir processing on mechanical properties of the cast aluminum alloys A319 and A356. *Scripta Materialia*, 53(2), 201-206.
- [48] **Yasavol, N. and A. Ramalho**, (2015) Wear properties of friction stir processed AISI D2 tool steel. *Tribology International*, 91, 177-183. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.triboint.2015.07.001>.
- [49] **Rahbar-kelishami, A., et al.**, (2015) Effects of friction stir processing on wear properties of WC–12%Co sprayed on 52100 steel. *Materials & Design*, 86, 98-104. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.132>.
- [50] **Xue, P., et al.**, (2016) Achieving ultrafine-grained ferrite structure in friction stir processed weld metal. *Materials Letters*, 162, 161-164. doi: <http://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.09.115>.
- [51] **M. Posada, J.D., A.P. Reynolds, M. Skinner, J.P. Halpin, in: K.V. Jata, M.W. Mahoney, R.S. Mishra, S.L. Semiatin, D.P. Field (Eds.)**, (2001) Friction Stir Welding and Processing. *TMS, Warrendale, PA, USA*, , p. 159.
- [52] **Thomas, W.M., P.L. Threadgill, and E.D. Nicholas**, (1999) Feasibility of friction stir welding steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 4(6), 365-372. doi: 10.1179/136217199101538012.
- [53] **Ma, Z.Y., S.R. Sharma, and R.S. Mishra**, (2006) Microstructural modification of as-cast Al-Si-Mg alloy by friction stir processing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(11), 3323-3336. doi: 10.1007/bf02586167.
- [54] **Chang, C.I., X.H. Du, and J.C. Huang**, (2007) Achieving ultrafine grain size in Mg–Al–Zn alloy by friction stir processing. *Scripta Materialia*, 57(3), 209-212. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.04.007>.
- [55] **Su, J.-Q., T.W. Nelson, and C.J. Sterling**, (2005) Friction stir processing of large-area bulk UFG aluminum alloys. *Scripta Materialia*, 52(2), 135-140. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.09.014>.
- [56] **Xue, P., B.L. Xiao, and Z.Y. Ma**, (2012) High tensile ductility via enhanced strain hardening in ultrafine-grained Cu. *Materials Science and Engineering: A*, 532(0), 106-110. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.070>.
- [57] **Xue, P., B.L. Xiao, and Z.Y. Ma**, (2013) Enhanced strength and ductility of friction stir processed Cu–Al alloys with abundant twin boundaries.

- Scripta Materialia*, 68(9), 751-754. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2013.01.003>.
- [58] **Sato, Y.S., et al.**, (1999) Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 30(9), 2429-2437.
- [59] **Fujii, H., et al.**, (2006) Friction stir welding of carbon steels. *Materials Science and Engineering: A*, 429(1-2), 50-57. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.118>.
- [60] **Khodir, S.A., et al.**, (2012) Microstructures and mechanical properties evolution during friction stir welding of SK4 high carbon steel alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 558(0), 572-578. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.08.052>.
- [61] **Konkol, P.J., et al.**, (2003) Friction Stir Welding of HSLA-65 Steel for Shipbuilding. *Journal of Ship Production*, 19(3), 159-164.
- [62] **Lienert, T., et al.**, (2003) Friction stir welding studies on mild steel. *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*, 82(1), 1-S.
- [63] **Park, S.H.C., et al.**, (2003) Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding. *Scripta Materialia*, 49(12), 1175-1180. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.08.022>.
- [64] **Reynolds, A.P., et al.**, (2003) Friction stir welding of DH36 steel. *Science and Technology of Welding and Joining*, 8(6), 455-461.
- [65] **Bilgin, M.B. and C. Meran**, (2012) The effect of tool rotational and traverse speed on friction stir weldability of AISI 430 ferritic stainless steels. *Materials & Design*, 33, 376-383.
- [66] **Meran, C., V. Kovan, and A. Alptekin**, (2007) Friction stir welding of AISI 304 austenitic stainless steel. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 38(10), 829-835.
- [67] **Yasavol, N., et al.**, (2014) Microstructure evolution and texture development in a friction stir-processed AISI D2 tool steel. *Applied Surface Science*, 293(0), 151-159. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.12.122>.
- [68] **Cui, L., et al.**, (2007) Friction stir welding of a high carbon steel. *Scripta Materialia*, 56(7), 637-640. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.12.004>.
- [69] **Sekban, D.M., et al.**, (2016) Impact toughness of friction stir processed low carbon steel used in shipbuilding. *Materials Science and Engineering: A*, 672, 40-48. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.06.063>.
- [70] **Xue, P., et al.**, (2013) Achieving ultrafine dual-phase structure with superior mechanical property in friction stir processed plain low carbon steel. *Materials Science and Engineering: A*, 575(0), 30-34. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.03.033>.
- [71] **Nelson, T.W. and S.A. Rose**, (2016) Controlling hard zone formation in friction stir processed HSLA steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 231, 66-74. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.12.013>.
- [72] **Chabok, A. and K. Dehghani**, (2010) Formation of nanograin in IF steels by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*, 528(1), 309-313. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.08.096>.
- [73] **Grewal, H.S., et al.**, (2013) Surface modification of hydroturbine steel using friction stir processing. *Applied Surface Science*, 268(0), 547-555. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.01.006>.

- [74] **Tanigawa, H., et al.**, (2015) Modification of vacuum plasma sprayed tungsten coating on reduced activation ferritic/martensitic steels by friction stir processing. *Fusion Engineering and Design*, 98–99, 2080-2084. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.fusengdes.2015.04.059>.
- [75] **Cavaliere, P.**, (2013) Friction Stir Welding of Al Alloys: Analysis of Processing Parameters Affecting Mechanical Behavior. *Procedia CIRP*, 11, 139-144. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.procir.2013.07.039>.
- [76] **Bauri, R., et al.**, (2015) Tungsten particle reinforced Al 5083 composite with high strength and ductility. *Materials Science and Engineering: A*, 620(0), 67-75. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.09.108>.
- [77] **Sato, Y., et al.**, (1999) Precipitation sequence in friction stir weld of 6063 aluminum during aging. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(12), 3125-3130. doi: 10.1007/s11661-999-0223-5.
- [78] **Etter, A.L., et al.**, (2007) Recrystallization mechanisms in 5251 H14 and 5251 O aluminum friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, 445–446(0), 94-99. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.036>.
- [79] **Liu, G., et al.**, (1997) Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum. *Scripta Materialia*, 37(3), 355-361. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462\(97\)00093-6](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462(97)00093-6).
- [80] **Svensson, L.E., et al.**, (2000) Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA 6082. *Science and Technology of Welding and Joining*, 5(5), 285-296.
- [81] **Gungor, B., et al.**, (2014) Mechanical, fatigue and microstructural properties of friction stir welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys. *Materials & Design*, 56, 84-90.
- [82] **Jayaraman, N., P. Prev y, and M. Mahoney**, (2003). Fatigue life improvement of an aluminum alloy FSW with low plasticity burnishing. *TMS Annual Meeting*, (ss.259-269).
- [83] **Tra, T.H., M. Okazaki, and K. Suzuki**, (2012) Fatigue crack propagation behavior in friction stir welding of AA6063-T5: Roles of residual stress and microstructure. *International Journal of Fatigue*, 43, 23-29.
- [84] **Aldajah, S.H., et al.**, (2009) Effect of friction stir processing on the tribological performance of high carbon steel. *Wear*, 267(1–4), 350-355. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2008.12.020>.
- [85] **Chen, Y.C. and K. Nakata**, (2009) Evaluation of microstructure and mechanical properties in friction stir processed SKD61 tool steel. *Materials Characterization*, 60(12), 1471-1475. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2009.07.004>.
- [86] **Nagaoka, T., et al.**, (2015) Friction stir processing of a D2 tool steel layer fabricated by laser cladding. *Materials & Design*, 83, 224-229. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.06.040>.
- [87] **Mahoney, M.W., et al.**, (1998) Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29(7), 1955-1964. doi: 10.1007/s11661-998-0021-5.
- [88] **Mansoor, B. and A.K. Ghosh**, (2012) Microstructure and tensile behavior of a friction stir processed magnesium alloy. *Acta Materialia*, 60(13–14), 5079-5088. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2012.06.029>.
- [89] **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. (2016). West Conshohocken, PA: ASTM International.

- [90] *Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing*. (2012). West Conshohocken, PA: ASTM International.
- [91] **Kuziak, R., R. Kawalla, and S. Waengler**, (2008) Advanced high strength steels for automotive industry. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 8(2), 103-117. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6](http://dx.doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60197-6).
- [92] **Li, Z. and D. Wu**, (2006) Effects of Hot Deformation and Subsequent Austempering on the Mechanical Properties of Si–Mn TRIP Steels. *ISIJ International*, 46(1), 121-128. doi: 10.2355/isijinternational.46.121.
- [93] **Eberle, K., P. Cantinieaux, and P. Harlet**, (1999) New thermomechanical strategies for the production of high strength low alloyed multiphase steel showing a transformation induced plasticity (TRIP) effect. *Steel Research*, 70(6), 233-238. doi: 10.1002/srin.199905632.
- [94] **Cherkaoui, M., M. Berveiller, and X. Lemoine**, (2000) Couplings between plasticity and martensitic phase transformation: overall behavior of polycrystalline TRIP steels. *International Journal of Plasticity*, 16(10), 1215-1241. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419\(00\)00008-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0749-6419(00)00008-5).
- [95] **Olson, G.B. and M. Cohen**, (1982) Stress-assisted isothermal martensitic transformation: Application to TRIP steels. *Metallurgical Transactions A*, 13(11), 1907-1914. doi: 10.1007/bf026459346.
- [96] **Hilditch, T.B., et al.**, (2009) Cyclic Deformation of Advanced High-Strength Steels: Mechanical Behavior and Microstructural Analysis. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40(2), 342-353. doi: 10.1007/s11661-008-9732-x.
- [97] **Terent'ev, V.F., et al.**, (2014) Fatigue characteristics of auto body sheet steels. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2014(4), 314-319. doi: 10.1134/s0036029514040168.
- [98] **Hu, Z.G., P. Zhu, and J. Meng**, (2010) Fatigue properties of transformation-induced plasticity and dual-phase steels for auto-body lightweight: Experiment, modeling and application. *Materials & Design*, 31(6), 2884-2890. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2009.12.034>.
- [99] **Nakajima, K., et al.**, (2001) Influence of Microstructural Morphology and Prestraining on Short Fatigue Crack Propagation in Dual-phase Steels. *ISIJ International*, 41(3), 298-305. doi: 10.2355/isijinternational.41.298.
- [100] **Song, S.-M., et al.**, (2003) Effects of Prestraining on High-Cycle Fatigue Strength of High-Strength Low Alloy TRIP-Aided Steels. *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, 52(9Appendix), 223-229. doi: 10.2472/jsms.52.9Appendix_223.

ÖZGEÇMİŞ



Ad-Soyad : Mümün YILMAZ
Doğum Tarihi ve Yeri : 12.09.1989 / Filibe

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2014, Pamukkale Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makine Mühendisliği Bölümü

TEZDEN TÜRETİLEN ESERLER, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Saray, O., Yılmaz Öztürk, İ., Yılmaz, M.** (2017). Effect of the processing parameters on mechanical properties of friction stir processed DP 600 steel, 3. *Uluslararası Demir Çelik Sempozyumu* (ss.496-501). Karabük : K.Ü, Nisan 3-5
- **Yılmaz Öztürk, İ., Yılmaz, M., Saray, O.** (2017). Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Friction Stir Processed TRIP 780 Steel, 3. *Uluslararası Demir Çelik Sempozyumu* (ss.506-510). Karabük : K.Ü, Nisan 3-5
- **Yılmaz, M., Saray, O., Yılmaz Öztürk, İ.,** (2017). Achieving ultrafine grain structure with superior mechanical properties by friction stir processing of Interstitial-Free steel (IF-Steel) sheets, 3. *Uluslararası Demir Çelik Sempozyumu* (ss.511-516). Karabük : K.Ü, Nisan 3-5