

BURSA TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ❖ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YENİLİKÇİ PROSESLERLE FONKSİYONEL MEKANİK ÖZELLİKLER
SERGİLEYEN ARAÇ GÖVDE GÜVENLİK BİLEŞENLERİNİN
GELİŞTİRİLMESİ**



DOKTORA TEZİ

İmren ÖZTÜRK YILMAZ

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

OCAK 2020

BURSA TEKNİK ÜNİVERSİTESİ ❖ FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

**YENİLİKÇİ PROSESLERLE FONKSİYONEL MEKANİK ÖZELLİKLER
SERGİLEYEN ARAÇ GÖVDE GÜVENLİK BİLEŞENLERİNİN
GELİŞTİRİLMESİ**

DOKTORA TEZİ

**İmren ÖZTÜRK YILMAZ
(120802004)**

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Tez Danışmanı: Doç. Dr. Onur SARAY

OCAK 2020

BTÜ, Fen Bilimleri Enstitüsü'nün 120802004 numaralı Doktora Öğrencisi İmren ÖZTÜRK YILMAZ, ilgili yönetmeliklerin belirlediği gerekli tüm şartları yerine getirdikten sonra hazırladığı “YENİLİKÇİ PROSESLERLE FONKSİYONEL MEKANİK ÖZELLİKLER SERGİLEYEN ARAÇ GÖVDE GÜVENLİK BİLEŞENLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ” başlıklı tezini aşağıda imzaları olan jüri önünde başarı ile sunmuştur.

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

Jüri Üyeleri : **Prof. Dr. Mustafa BAKKAL**
İstanbul Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Bahattin KANBER
Samsun Üniversitesi

Prof. Dr. Yusuf Ali KARA
Bursa Teknik Üniversitesi

Prof. Dr. Deniz UZUNSOY
Bursa Teknik Üniversitesi

Savunma Tarihi : 13 Ocak 2020

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: İmren ÖZTÜRK YILMAZ

İmzası:

X X X X X



Can Sevdiklerime ve Şahane yarınlara..

ÖNSÖZ

Tez çalışmamda, değerli bilgileri ile beni yönlendiren, olumlu eleştirileri ile her zaman yardımcı olup, desteğini eksik etmeyen yanımda olan, büyük bir uyum ve dayanışma içinde çalıştığımız çok kıymetli hocam Doç. Dr. Onur SARAY'a en derin teşekkürlerimi sunarım. Çalışmalarımı 115M649 (ARDEB) ve 3151100 (TEYDEB) numaralı iki farklı proje ile maddi olarak destekleyen TÜBİTAK'a, tez çalışmalarım süresince yardımını esirgemeyen değerli çalışma arkadaşım Arş. Gör. Mümin YILMAZ'a, deneysel çalışmalarda kullanılan çeliklerin tedariklerinde ve yürütülen SEM incelemelerinde ilgi ve yardımlarından dolayı Borçelik Ar-Ge merkezi çalışanlarına, PSP sisteminin tüm süreçlerinde bana destek olan Beyçelik Gestamp Ar-Ge ve Tasarım merkezlerindeki tüm değerli mesai arkadaşlarıma, bu süreci benimle ilk derecede yaşayarak paylaşan, manevi ve maddi katkılarıyla her zaman yanımda olan, ilham, moral, destek ve cesaret kaynağım yol arkadaşım sevgili eşim Halil İbrahim YILMAZ'a, emek ve saygının önemini küçücük bir çocukken öğreten ve aşıl原因an, biricik kocaman aileme, güleryüzün sıcaklığını her daim tattıran, her kararında yanımda olan ve beni hep destekleyen canım annem, babam ve can kardeşlerime, hayata dair her daim mantıklı ve objektif yorumlarıyla sevgisi ve arkadaşlıklarıyla yanımda hissettiğim can dostlarıma, doktora başladığımda henüz minicik olan tatlı oğlum Mert Poyraz YILMAZ'a bana gösterdiği sabır ve sevgi için sonsuz teşekkürlerimi sunarım.

Aralık 2019

İmren ÖZTÜRK YILMAZ

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖNSÖZ.....	v
İÇİNDEKİLER	vi
KISALTMALAR	ix
SEMBOLLER	xi
ÇİZELGE LİSTESİ.....	xii
ŞEKİL LİSTESİ.....	xiii
ÖZET.....	xix
SUMMARY	xxi
1. GİRİŞ...	1
1.1 Tezin Amacı	3
1.2 Preste Sertleştirme Prosesi (PSP) ile İlgili Literatür Araştırması	5
1.2.1 Doğrudan preste sertleştirme prosesi	6
1.2.2 Dolaylı preste sertleştirme prosesi	8
1.2.3 22MnB5 sac malzeme	9
1.2.3.1 Malzeme özellikleri.....	9
1.2.3.2 Isıl, mekanik ve yapısal özellikler.....	11
1.2.4 Proses parametreleri	15
1.2.4.1 Hesaplamalı çalışmalar için PSP parametreleri	15
1.2.4.2 Endüstriyel çalışmalar için PSP parametreleri.....	16
1.2.5 PSP’de fonksiyonlu bölge geliştirme (Tailoring)	18
1.2.5.1 Farklı özellikli saclar kullanarak fonksiyonlu bölge geliştirme.....	19
1.2.5.2 Çeşitli ısıtma-soğutma yöntemleri ile fonksiyonlu bölge geliştirme .	23
1.2.6 Preste sertleştirme prosesi’nin avantaj ve limitleri	27
1.3 Sürtünme Karıştırma Prosesi ile İlgili Literatür Araştırması	29
1.3.1 Sürtünme karıştırma prosesi işlem parametreleri.....	32
1.3.2 Takım teknolojisi	37
1.3.3 SKP’nin malzemelerin içyapısal özelliklerine etkileri.....	42
1.3.4 SKP’nin malzemelerin mekanik özelliklerine etkileri	48
1.3.4.1 Sertlik, mukavemet ve süneklik	48
1.3.4.2 Yorulma davranışı.....	50
1.3.4.3 Aşınma davranışı.....	50
1.3.4.4 Şekillendirilebilirlik üzerindeki etkiler	51
2. DENEYSEL VE HESAPLAMALI ÇALIŞMALAR	55
2.1 Malzemeler	55
2.2 Proses Yöntemleri	55
2.2.1 Preste sertleştirme prosesi	55
2.2.1.1 PSP hesaplamalı çalışmalar	55
2.2.1.2 PSP sistemi deney teçhizat ve düzeneklerinin tasarımları	58
2.2.1.3 PSP sistemi deneysel çalışmalar	60
2.2.2 Sürtünme karıştırma prosesi.....	60

2.2.2.1 SKP parametreleri	62
2.3 Yapısal Özelliklerin İncelenmesi	64
2.4 Mekanik Özelliklerin İncelenmesi	67
2.5 Şekillendirilebilirlik Özelliklerinin İncelenmesi	69
2.5.1 Erichsen deneyleri hesaplamalı ve deneysel çalışmalar	69
2.5.2 Delik genişletme deneyleri hesaplamalı ve deneysel çalışmalar	70
2.6 Darbe Özelliklerin İncelenmesi	71
2.7 Kesme Testi	72
2.8 Seri Parça Denemeleri	72
3. BULGULAR	73
3.1 PSP Analiz Çalışmalarından Elde Edilen Bulgular	73
3.1.1 PSP analiz çalışmalarında soğuma süresinin etkisi	83
3.1.2 PSP analiz çalışmalarında en iyi parametre seçimi	91
3.2 PSP Deneysel Çalışmalardan Elde Edilen Bulgular	93
3.2.1 PSP işlemleri ve makro incelemeler	93
3.2.2 Mikroyapı incelemelerinden elde edilen bulgular	95
3.2.2.1 Kaplama kalınlığı ile ilgili bulgular	95
3.2.2.2 Fonksiyonlu bölge (FB) ve sert bölge (SB) mikro yapıları ile ilgili bulgular	96
3.2.3 Mekanik incelemelerden elde edilen bulgular	99
3.2.3.1 Mikro-sertlik ölçümlerinden elde edilen bulgular	99
3.2.3.2 Çekme deneylerinden elde edilen bulgular	99
3.2.4 Darbe testlerinden elde edilen bulgular	104
3.2.5 Kesme/delme denemelerinden elde edilen bulgular	106
3.3 SKP Çalışmalarından Elde Edilen Bulgular	110
3.3.1 SKP uygulanmış sacların makro incelemesi	110
3.3.2 Mikroyapı incelemelerinden elde edilen bulgular	112
3.3.2.1 DP 600 sac malzemesi	112
3.3.2.2 TRIP sac malzemesi	119
3.3.3 Mekanik davranışlardan elde edilen bulgular	126
3.3.3.1 Mikro-sertlik ölçümlerinden elde edilen bulgular	126
3.3.3.2 Çekme deneylerinden elde edilen bulgular	130
3.3.4 Şekillendirilebilirlik deneylerinden elde edilen bulgular	136
3.3.4.1 Erichsen testi deneysel bulgular	136
3.3.4.2 Erichsen testi hesaplamalı çalışmalardan elde edilen bulgular	151
3.3.4.3 Delik genişletme deneylerinden elde edilen bulgular	160
3.3.5 Darbe elde edilen bulgular	165
3.3.5.1 DP 600 sac malzemesi	165
3.3.5.2 TRIP 780 sac malzemesi	167
4. TARTIŞMA	169
4.1 PSP ile İlgili Çalışmalar	169
4.1.1 Proses parametreleri ve etkileri	169
4.1.2 İçyapı özellikleri	172
4.1.3 Mekanik özellikler	174
4.1.4 Darbe davranışı	175
4.1.5 Kesme/delme özellikleri	176
4.2 SKP ile İlgili Çalışmalar	176
4.2.1 Proses parametreleri ve etkileri	176
4.2.2 İçyapı özellikleri	177
4.2.3 Mekanik özellikler	179

4.2.4 Erichsen testleri.....	180
4.2.5 Delik genişletme testleri.....	182
4.2.6 Darbe testleri	183
5. ENDÜSTRİYEL DEĞERLENDİRME: PSP VE SKP GÜNCEL UYGULAMALARI.....	186
5.1 Çarpışma Performansının ve Sac Malzeme Mukavemetinin Parça Üzerinde Fonksiyonelleştirilmesi	186
5.2 Gerçek Otomobil Gövde Güvenlik Bileşeninde FB Uygulamaları.....	188
6. SONUÇ VE ÖNERİLER.....	193
KAYNAKLAR	199
ÖZGEÇMİŞ.....	210



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
CCT	: Continuous Cooling Transformation
CP	: Complex Phase
ÇİT	: Çok İnce Taneli
DFB	: Dairesel Fonksiyonlu Bölge
DG	: Delik Genişletme
DP	: Dual Phase
EBSD	: Electron Backscattered Diffraction
ECAP	: Equal Channel Angular Pressing
Ei	: Erichsen İndeksi
FB	: Ferritic Bainitic
FB	: Fonksiyonlu Bölge
FSW	: Friction Stir Welding
GYMÇ	: Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler
HE	: Hole Expansion
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
OFB	: Oluk Fonksiyonlu Bölge
PCBN	: Polycrystalline Cubic Boron Nitride
PHP	: Press Hardening Process
PLC	: Programmable Logic Controller
PSP	: Preste Sertleştirme Prosesi
SB	: Sert Bölge
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

dev/dk	: Devir/dakika
GPa	: Giga Paskal
Hz	: Frekans (Hertz)
K	: Malzeme pekleşme katsayısı
l₀	: Çekme deneyi öncesindeki numune ölçü boyu
l_{UTS}	: Çekme dayanımındaki numune ölçü boyu
MPa	: Mega Paskal
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
w₀	: 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
Ø	: Çap ölçüsü
σ_{UTS}	: Çekme dayanımı
σ_y	: Akma dayanımı

ÇİZELGE LİSTESİ

Sayfa

Çizelge 1.1 : 22MnB5 malzemesinin geliştirilmiş kimyasal bileşimi (%min.-%maks.).....	9
Çizelge 1.2 : 22MnB5 malzemesinin PSP öncesi ve sonrası mekanik özellikleri [13].....	10
Çizelge 2.1 : Tez çalışması kapsamında uygulanan SKP işlem parametreleri.....	63
Çizelge 3.1 : PSP sisteminde seçilen parametrelere göre FB boyutu.....	82
Çizelge 3.2 : PSP sisteminde analiz ve prototip sonuçlarına göre soğutma süresi, soğuma oranı ve sac malzemenin PSP sonrası çıkış sıcaklıkları.....	93
Çizelge 3.3 : PSP sonrası elde edilen FB ve SB sertlik değerleri.....	99
Çizelge 3.4 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP öncesi, havada soğutma, PSP sonrasında ve PSP sonrası SB ve PSP sonrası FB bölgelerin sergilediği mekanik özellik değerleri.....	104
Çizelge 3.5 : Usibor® 1500 çeliğinin PSP sonrasında SB ve FB bölgelerin darbe testleri sonrasında elde edilen en yüksek temas kuvveti ve absorbe edilen enerji miktarları sergilediği mekanik özellik değerleri.....	106
Çizelge 3.6 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP sonrasında SB ve FB bölgelerin 10mm çapında delik için gerekli kuvvet değerleri.....	107
Çizelge 3.7 : SKP parametreleri ve işlemler sırasında ölçülen sıcaklık değerleri ve makro inceleme bulguları.....	111
Çizelge 3.8 : DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi ve SKP sonrasında sergilediği mekanik özellik değerleri.....	133
Çizelge 3.9 : TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesi ve SKP sonrasında sergilediği mekanik özellik değerleri.....	136
Çizelge 3.10 : DP 600 sac malzemesi SKP öncesi ve sonrasında uygulanan Erichsen testleri sonrasında elde edilen zımba kuvveti ve Erichsen İndeksleri.....	140
Çizelge 3.11 : TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında uygulanan Erichsen testleri sonrasında elde edilen zımba kuvveti ve Erichsen İndeksleri.....	148
Çizelge 3.12 : DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında uygulanan delik genişletme testlerinden elde edilen delik genişletme katsayıları.....	162
Çizelge 3.13 : TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında uygulanan delik genişletme testlerinden elde edilen delik genişletme katsayıları.....	164
Çizelge 3.14 : DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında uygulanan darbe testlerinde elde edilen en yüksek temas kuvveti ve absorbe edilen enerji miktarları.....	166
Çizelge 3.15 : TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında uygulanan darbe testlerinde elde edilen en yüksek temas kuvveti ve absorbe edilen enerji miktarları.....	168
Çizelge 5.1 : Usibor® 1500 sac malzemesinin araç gerçek gövde güvenlik bileşeni PSP sonrasında SB ve FB bölgelerin sergilediği mekanik özellik değerleri. ..	191

ŞEKİL LİSTESİ

Sayfa

Şekil 1.1 : Otomotiv sektöründe kullanılan çeliklerin (sac malzemelerin) mukavemet-süneklik diyagramı.	2
Şekil 1.2 : Otomobil gövdesinde yüksek dayanımlı çelik kullanılan alanlar a) deformasyona karşı direnç gösterilmesi gereken bölgeler b) enerji emilimi sağlaması gereken bölgeler.	3
Şekil 1.3 : Sıcak şekillendirmenin tarihsel gelişimi ve Volvo XC90'daki çelik kullanımı: (a) 1. Nesil, 2002; (b) 2. Nesil, 2014.	6
Şekil 1.4 : Doğrudan PSP'nin şematik gösterimi.	7
Şekil 1.5 : Doğrudan PSP ile üretilen otomobil bileşenleri.	7
Şekil 1.6 : Dolaylı PSP'nin şematik gösterimi.	8
Şekil 1.7 : Dolaylı PSP ile üretilen otomobil bileşenleri.	8
Şekil 1.8 : a) Usibor® 1500 esas sac malzeme ve kaplamasının optik mikroskop görüntüleri b) PSP sonrası Usibor® 1500 içyapısı.	11
Şekil 1.9 : Usibor® 1500 için sürekli soğuma dönüşüm eğrileri (CCT).	12
Şekil 1.10 : Hesaplamalı (sembol) ve deneysel çalışmalar (sürekli çizgili) ile Usibor® 1500'ün a) Farklı sıcaklıklar altında (Sabit şekil değişimi hızı: 0,1/s) b) Farklı şekil değişimi hızları altında (Sıcaklık sabit: 973 K) akma eğrisi değişimleri verilmiştir.	13
Şekil 1.11 : 22MnB5 sac malzemesinin farklı sıcaklıklar altında hesaplamalı ve deneysel yaklaşımlar ile değişken şekil değişimlerine göre akış eğrileri a) şekil değişimi hızı: 0,1/s b) şekil değişimi hızı: 10/s.	14
Şekil 1.12 : Mekanik, ısıl ve yapısal etkileşimler [22].	15
Şekil 1.13 : PSP Proses Parametreleri.	17
Şekil 1.14 : Endüstriyel aşamalar (Beyçelik Gestamp Otomotiv A.Ş- Bursa).	18
Şekil 1.15 : Araçta yaşam hücresi ve enerji emilim bölgeleri.	19
Şekil 1.16 : (a) ArcelorMittal TWB çalışması örnek (b) Acura MDX modelinde kullanılan yan kapı TWB örnek [32].	20
Şekil 1.17 : Araçlarda TWB kullanılan parçalar.	21
Şekil 1.18 : TRB örnek (Mubea GmBH).	22
Şekil 1.19 : Fonksiyonlu bölge geliştirme örneği, B direk.	23
Şekil 1.20 : Farklı kalıp yüzeyi örnekleri [35].	24
Şekil 1.21 : (a) PSP kalıbında ısıtma ve soğutma sistemi (b) Kalıp sıcaklığının soğutma hızlarına etkisi [17].	25
Şekil 1.22 : B direğine uygulanan kısmi ısıtmalı FBG örneği [13].	26
Şekil 1.23 : Kısmi soğutmalı FBG örneği [17].	26
Şekil 1.24 : Sürtünme karıştırma teknolojisi temelinde geliştirilen güncel yöntemler [51].	30
Şekil 1.25 : Sürtünme karıştırma kaynağının uygulama prensipleri [55].	30
Şekil 1.26 : Sürtünme karıştırma prosesinin şematik gösterimi [61].	31
Şekil 1.27 : SKP işleminin yapısal özellikleri etkileyen parametreleri [53].	33

Şekil 1.28 : SKP işleminde enerji akışı ve ısı transferi ile ilgili parametreler [69]...	34
Şekil 1.29 : SKP işleminde kullanılan takımlarda farklı omuz yüzeyi ve pin geometrileri [59].	38
Şekil 1.30 : 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 [79].	39
Şekil 1.31 : SKP’de kullanılan pin geometrilerinin sertlik ile olan ilişkileri [80]....	39
Şekil 1.32 : Takım üfleçlerinin şematik gösterimi.....	41
Şekil 1.33 : 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)) [73, 85].	43
Şekil 1.34 : 5xxx serisi Al alaşımı SKP sonrası içyapısal değişimin şematik gösterimi [96].....	44
Şekil 1.35 : SKP işlemi sonrasında IF-çeliğinin içyapısında ortaya çıkan değişimler: (a) karışma bölgesi, (b)-(d) İşlemden etkilenmemiş bölge ile karışma bölgesi arasındaki geçiş bölgesi [47].....	46
Şekil 1.36 : DP 590 sac malzemesine sürtünme karıştırma işlemi sonrasında içyapısında ortaya çıkan değişimler a) 800d/d b) 1200d/d [103].....	47
Şekil 1.37 : TRIP 1200 sac malzemesine SKK işlemi sonrasında içyapısında ortaya çıkan değişimlerin EBSD faz haritası görüntüleri [113].....	48
Şekil 1.38 : DP 590 sac malzemesinde şekillendirilebilirlik çalışmaları deneysel ve SEY ile hasar oluşumu a) işlemsiz b) SKK işlemleri [134].....	52
Şekil 1.39 : AA5083-O malzemesi şekillendirilebilirlik çalışmaları deneysel ve SEY ile hasar oluşumu a) işlemsiz b) SKK işlemleri [134].	53
Şekil 1.40 : 5xxx Al Otomotiv parçasına uygulanan SKK işlemi örneği [135].....	54
Şekil 2.1 : PSP analiz parametreleri gösterimi.	56
Şekil 2.2 : PSP sistemi modeli.....	57
Şekil 2.3 : Usibor® 1500 sac malzemesinin sürekli soğuma dönüşüm eğrisi [3].	58
Şekil 2.4 : PSP sistemi kalıp tasarımı.	59
Şekil 2.5 : a) PSP sistem düzeneği b) PSP kalıbı.	59
Şekil 2.6 : a) Prototip fırın b) Temassız termometre kamera.	60
Şekil 2.7 : Tasarlanan SKP Sistemi’ne ait bilgisayar destekli tasarım (CAD) görünümü.	61
Şekil 2.8 : Tez çalışması kapsamında kullanılan karıştırıcı takımların teknik resimleri.	63
Şekil 2.9 : SKP deney sisteminin fotoğrafı.....	64
Şekil 2.10 : PSP uygulanan çeliklerden test numuneleri çıkarım planı.	65
Şekil 2.11 : Deneysel çalışmalarda kullanılan numunelerin SKP uygulanmış çeliklerden test numuneleri çıkarım planı, teçhizatlar, konumlar ve boyutları.	66
Şekil 2.12 : a) Ercihsen Test kalıbı üç boyutlu görseli b) İmal ettirilen şekillendirme kalıp setinin fotoğrafı.	70
Şekil 2.13 : PSP uygulanan çeliklerden kesme testi numuneleri çıkarım planı.	72
Şekil 3.1 : FB bölge oluşumu ön analizler X1= 8 mm değişken D1 değerlerine göre sıcaklık dağılımı.	75
Şekil 3.2 : FB bölge oluşumu ön analizler X1= 12 mm değişken D1 değerlerine göre sıcaklık dağılımı.	75
Şekil 3.3 : FB bölge oluşumu ön analizler X1= 16 mm değişken D1 değerlerine göre sıcaklık dağılımı.	76

Şekil 3.4 : FB bölge oluşumu ön analizler $D1= 8$ mm değişken $X1$ değerlerine göre sıcaklık dağılımı.....	76
Şekil 3.5 : FB bölge oluşumu ön analizler $D1= 16$ mm değişken $X1$ değerlerine göre sıcaklık dağılımı.....	77
Şekil 3.6 : FB bölge oluşumu ön analizler $X1= 8$ mm değişken $D1$ değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranı.....	79
Şekil 3.7 : FB bölge oluşumu ön analizler $X1= 12$ mm değişken $D1$ değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranı.....	79
Şekil 3.8 : FB bölge oluşumu ön analizler $X1= 16$ mm değişken $D1$ değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranı.....	80
Şekil 3.9 : FB bölge oluşumu ön analizler $D1= 8$ mm değişken $X1$ değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranı.....	80
Şekil 3.10 : FB bölge oluşumu ön analizler $D1= 16$ mm değişken $X1$ değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranı.....	81
Şekil 3.11 : $D1$ ve FB genişliği/çapı arasındaki ilişki.	83
Şekil 3.12 : PSP’de martenzit fazı dönüşüm oranı görseli.	84
Şekil 3.13 : $X= 8$ mm, $D1= 18$ mm, 5 saniye soğuma sonrasında martenzit fazının FB’de dağılımı.	85
Şekil 3.14 : $X= 8$ mm, $D1= 18$ mm, 8 saniye soğuma sonrasında martenzit fazının FB’de dağılımı.	85
Şekil 3.15 : $X= 8$ mm, $D1= 18$ mm, 11 saniye soğuma süresinde FB martenzit fazı dönüşüm oranı görseli.	86
Şekil 3.16 : PSP’de 5 saniye soğuma sonrasında FB sıcaklık dağılımı a) görsel b) grafik.	88
Şekil 3.17 : PSP’de 8 saniye soğuma sonrasında FB sıcaklık dağılımı a) görsel b) grafik.	89
Şekil 3.18 : PSP’de 11 saniye soğuma sonrasında FB sıcaklık dağılımı a) görsel b) grafik.	90
Şekil 3.19 : PSP’de 8 saniye soğuma sonrası martenzit fazı dönüşüm oranı dağılımı görseli.....	91
Şekil 3.20 : $D1=18$ mm $X1= 8$ mm PSP parametreleri, martenzit fazı dönüşüm oranı (%).	92
Şekil 3.21 : FB’de yaklaşık çekme mukavemeti dağılımı.	92
Şekil 3.22 : FB bölgelerden ısıt çiftlerle ölçülen soğuma eğrisi.....	94
Şekil 3.23 : SB bölgelerden ısıt çiftlerle ölçülen soğuma eğrisi.....	94
Şekil 3.24 : Usibor [®] 1500 sac malzemesinin PSP öncesi mikro yapısı.....	95
Şekil 3.25 : Usibor [®] 1500 sac malzemesinin PSP sonrası FB bölgesi SEM görüntüsü ve Kaplama bölgesinin EDS yüzde analizi.	96
Şekil 3.26 : Usibor [®] 1500 sac malzemesinin PSP sonrası SB 8 s soğuma sonrası mikro yapılar.	97
Şekil 3.27 : Usibor [®] 1500 sac malzemesinin PSP sonrası FB 8 s soğuma sonrası mikro yapılar.	98
Şekil 3.28 : Usibor [®] 1500 sac malzemesinin PSP sonrası SB 11 s soğuma sonrası mikro yapılar.	98
Şekil 3.29 : Usibor [®] 1500 sac malzemesinin PSP sonrası FB 11 s soğuma sonrası mikro yapılar.	99
Şekil 3.30 : Usibor [®] 1500 sac malzemesinin PSP öncesi durumda sergilediği Mühendislik gerilme - Mühendislik %birim uzama eğrisi.	100
Şekil 3.31 : Usibor [®] 1500 sac malzemesinin PSP sonrasında ve havada soğuma sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-	

Mühendislik %birim uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme - gerçek birim uzama eğrileri.	102
Şekil 3.32 : Usibor® 1500 sac malzemesinin SB ve FB bölgelerin PSP sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-Mühendislik %birim uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme- gerçek birim uzama eğrileri.....	103
Şekil 3.33 : Usibor® 1500 sac malzemesinin SB ve FB bölgelerine PSP sonrasında uygulanan darbe testleri sonrasında elde edilen (a) Enerji-zaman, (b) kuvvet-deplasman eğrileri.	105
Şekil 3.34 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP sonrasında darbe testleri gerçekleştirilen numune görselleri (a) SB (b) FB.	106
Şekil 3.35 : Usibor® 1500 sac malzemesi SB kesme yüzeyi SEM görüntüleri.	108
Şekil 3.36 : Usibor® 1500 sac malzemesi FB kesme yüzeyi SEM görüntüleri.	109
Şekil 3.37 : Usibor® 1500 sac malzemesi a) FB kesme bölgesi b) SB kesme bölgesi yüzeyleri SEM görüntüleri.....	110
Şekil 3.38 : DP 600 sac malzemesi proses görseli ve sıcaklık değerleri.	111
Şekil 3.39 : TRIP 780 sac malzemesi proses görseli ve sıcaklık değerleri.....	111
Şekil 3.40 : DP 600 sac malzemesinin içyapısını gösteren optik mikroskop resmi.	112
Şekil 3.41 : DP 600 sac malzemesine 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.	114
Şekil 3.42 : DP 600 sac malzemesine 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.	115
Şekil 3.43 : DP 600 sac malzemesine 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait EBSD fotoğrafları: (a) KB'de EBSD ve doku oluşumu fotoğrafı (b) TMB'de EBSD ve doku oluşumu.	117
Şekil 3.44 : DP 600 sac malzemesine 1000 d/d takım devir sayısı ve 1,0 mm/s takım ilerleme hızı uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgelerine ait ferrit tane boyutu grafiği.	118
Şekil 3.45 : DP 600 sac malzemesine 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgelerinde tane sınırlarının ayırdığı kristalografik yönelim açılarının dağılımı.....	118
Şekil 3.46 : TRIP 780 sac malzemesi içyapısı: (a) Optik mikroskop resmi, (b)-(d) Farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri.	119
Şekil 3.47 : TRIP 780 sac malzemesine 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.	121
Şekil 3.48 : TRIP 780 sac malzemesine 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.	122
Şekil 3.49 : TRIP 780 sac malzemesine 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait SEM ve EBSD fotoğrafları (a) KB'de EBSD fotoğrafı (b) TMB'de EBSD fotoğrafı.	124

- Şekil 3.50** : TRIP 780 sac malzemesine 1000 d/d takım devir sayısı ve 1,3 mm/s takım ilerleme hızı uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgelerine ait ferrit tane boyutu grafiği. 125
- Şekil 3.51** : TRIP 780 sac malzemesine 1000 d/d takım devir sayısı ve 1,3 mm/s takım ilerleme hızı uygulanan SKP işlemi sonrasında sac malzemenin KB’de oluşan çıkan (a) Geniş açılı tane sınırları (b) dar açılı tane sınırları ve TMB’de oluşan (c) Geniş açılı tane sınırları (d) dar açılı tane sınırlarının dağılımı. 125
- Şekil 3.52** : DP 600 sac malzemesi 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 sac kalınlığı boyunca elde edilen mikro-sertlik profili, (b) Takım yüzeyinden, takım eksenine doğrultusunda elde edilen sertlik profili. 127
- Şekil 3.53** : TRIP 780 sac malzemesinin 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 sac kalınlığı boyunca elde edilen mikro-sertlik profili, (b) Takım yüzeyinden, takım eksenine doğrultusunda elde edilen sertlik profili. 129
- Şekil 3.54** : DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-Mühendislik %birim uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme- gerçek birim uzama eğrileri. 132
- Şekil 3.55** : TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-Mühendislik %birim uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme- gerçek birim uzama eğrileri. 135
- Şekil 3.56** : DP 600 sac malzemesi işlemsiz ve 1000 d/d’da ve 1,6 mm/s’de uygulanan SKP işlemi sonrasında DP 600 sac malzemesine uygulanan Erichsen testleri sonrasında elde edilen a) kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri b) bunlardan türetilen ve farklı deformasyon bölgelerini yansıtan dF/dX-X değişim grafikleri. 139
- Şekil 3.57** : a) DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi Erichsen testi yapılan numune görselleri ve SEM incelemeleri için kesme şeridi b) Çatlağa dik kesitten alınan mikroyapı resmi c) Düşük büyütme SEM fotoğrafı, d) yüksek büyütme SEM fotoğrafı. 141
- Şekil 3.58** : a) DP 600 sac malzemesinin SKP sonrası Erichsen testi yapılan numune görselleri ve SEM incelemeleri için kesme şeridi b) Çatlağa dik kesitten alınan mikroyapı resmi c) Düşük büyütme SEM fotoğrafı, d) yüksek büyütme SEM fotoğrafı. 142
- Şekil 3.59** : TRIP 780 sac malzemesi SKP öncesi ve 1000 d/d’da ve 1,3 mm/s’de uygulanan SKP işlemi sonrasında TRIP 780 sac malzemesine uygulanan Erichsen testleri sonrasında elde edilen a) kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri b) bunlardan türetilen ve farklı deformasyon bölgelerini yansıtan dF/dX-X değişim grafikleri. 147
- Şekil 3.60** : TRIP 780 sac malzemesinin Erichsen numunelerinin SKP öncesi durumdaki a) Makro görüntüsü, Çatlağa dik kesitten alınan mikroyapı resmi b) Düşük büyütme SEM fotoğrafı, c) yüksek büyütme SEM fotoğrafı ile SKP sonrasında d) Makro görüntüsü, e) Düşük büyütme, f) yüksek büyütme. 149
- Şekil 3.61** : TRIP 780 sac malzemesinin Erichsen numunelerinin SKP öncesi durumdaki a) Makro görüntüsü, Çatlağa dik kesitten alınan mikroyapı resmi b) Düşük büyütme SEM fotoğrafı, c) yüksek büyütme SEM fotoğrafı ile SKP sonrasında d) Makro görüntüsü, e) Düşük büyütme, f) yüksek büyütme. 150

Şekil 3.62 : Hesaplamalı çalışmalarda kullanılan a) Erichsen testi modeli b) SKP öncesi sac açınım ağ yapısı c) SKP sonrası sac açınım ağ yapısı.	152
Şekil 3.63 : Hesaplamalı çalışmalarda kullanılan türetilmiş gerçek gerilme-gerçek birim deformasyon eğrileri a) DP 600 sac malzemesi b) TRIP 780 sac malzemesi.....	152
Şekil 3.64 : DP 600 sac malzemesi SKP öncesi ve SKP sonrasında uygulanan Erichsen testlerinin deneysel ve hesaplamalı çalışmalarda elde edilen kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri.....	155
Şekil 3.65 : DP 600 sac malzemesine a) SKP öncesi b) SKP sonrasında uygulanan Erichsen testleri sonucundaki hasar değerleri.	157
Şekil 3.66 : TRIP 780 sac malzemesi SKP öncesi ve SKP sonrasında uygulanan Erichsen testlerinin deneysel ve hesaplamalı çalışmalarda elde edilen kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri.....	158
Şekil 3.67 : TRIP 780 sac malzemesine a) SKP öncesi b) SKP sonrasında uygulanan Erichsen testleri sonucundaki hasar değerleri.	160
Şekil 3.68 : DP 600 sac malzemesi SKP öncesi ve 1000 d/d’da ve 1,6 mm/s’de SKP işlemi sonrasında uygulanan delik genişletme testleri sonucunda elde edilen kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri.	162
Şekil 3.69 : DP 600 sac malzemesinin a) SKP öncesi b) SKP sonrasında delik genişletme testleri gerçekleştirilen numune görselleri.	162
Şekil 3.70 : TRIP 780 sac malzemesi SKP öncesi ve 1000 d/d’da ve 1,3 mm/s’de SKP işlemi sonrasında uygulanan delik genişletme testleri sonucunda elde edilen kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri.	164
Şekil 3.71 : TRIP 780 sac malzemesinin a) SKP öncesi b) SKP sonrasında delik genişletme testleri gerçekleştirilen numune görselleri.	164
Şekil 3.72 : DP 600 sac malzemesi SKP öncesi ve 1000 d/d’da ve 1,3 mm/s’de SKP işlemi sonrasında uygulanan darbe testleri sonrasında elde edilen kuvvet (F)– deplasman (mm) eğrileri.	166
Şekil 3.73 : DP 600 sac malzemesinin a) SKP öncesi b) SKP sonrasında darbe testleri gerçekleştirilen numune görselleri.	166
Şekil 3.74 : TRIP 780 sac malzemesi SKP öncesi ve 1000 d/d’da ve 1,6 mm/s’de SKP işlemi sonrasında uygulanan darbe testleri sonrasında elde edilen kuvvet (F)– deplasman (mm) eğrileri.	168
Şekil 3.75 : TRIP 780 sac malzemesinin a) SKP öncesi b) SKP sonrasında darbe testleri gerçekleştirilen numune görselleri.	168
Şekil 5.1 : Araç gövdesinde a) Mukavemetlerine göre çeliklerin dağılımı b) enerji emilimi yüksek olması istenen bölgeler [7, 35, 155, 164].	187
Şekil 5.2 : Endüstriyel uygulama aşamaları; PSP (Sıcak Şekillendirme) mevcut proses ve tez kapsamında geliştirilen proses.....	189
Şekil 5.3 : PSP işlemlerinde SB ve FB bölgeler a) kalıp yüzeyinde b) araç gövde güvenlik bileşeni üzerinde gösterimi.	190
Şekil 5.4 : PSP işlemlerinde parçanın kalıba giriş-çıkış sıcaklık değerleri (Araç gövde güvenlik bileşeni).	191
Şekil 5.5 : Araç gerçek gövde güvenlik bileşeninde SB ve FB bölgelerin PSP sonrasında kesme örnekleri.	192

YENİLİKÇİ PROSELER İLE FONKSİYONEL MEKANİK ÖZELLİKLERE SAHİP ARAÇ GÖVDE GÜVENLİK BİLEŞENLERİNİN GELİŞTİRİLMESİ

ÖZET

Son yıllarda otomotiv endüstrisi; yasal emisyon sınırlandırmaları ve gittikçe artan çarpışma emniyeti gereksinimleri göz önünde bulundurularak, sınırlı enerji kaynaklarını daha verimli kullanma eğilimindedir. Bu amaçla yenilikçi yaklaşımların geliştirilmesi ve otomotiv endüstrisine entegrasyonu faaliyetleri önemini giderek artırmaktadır. Yaklaşımlarda ana hedef; mukavemet-tokluk-süneklik dengesinin optimize edilmesidir. Bu hedefe ulaşırken izlenmesi gereken ilk tercih özgül dayanım oranı yüksek malzemelerin kullanılması, ikinci tercih ise yenilikçi özgün prosesler kullanılarak fonksiyonlu araç bileşenleri geliştirmektir.

Tez çalışmasında Preste Sertleştirme (PSP) ve Sürtünme Karıştırma (SKP) prosesleri ile özgül dayanımı yüksek malzemeler kullanılarak hafifletilmiş, dayanımı artırılmış araç gövde güvenlik bileşenlerinin geliştirilmesine yönelik temel araştırmadan endüstriyel uygulamaya uzanan süreçler bütünüyle incelenmiştir.

Preste Sertleştirme prosesinde Usibor®1500 (22MnB5) sac malzemesi kullanılarak üretilmiş otomobil parçalarında fonksiyonel özelliklerine göre 600 MPa-1595 MPa aralığında dayanım gösterebilen bölgelerin oluşturulmasında kullanılacak yaklaşımlar hem hesaplamalı hem de deneysel yöntemler kullanılarak geliştirilmiştir. Geliştirilen bu yöntemlerin endüstriyel uygulanabilirliği, yapısal ve mekanik testler ile doğrulanmıştır.

Tez çalışmasında geliştirilen yaklaşımlar ile Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP öncesinde 250 Hv olan sertlik değerinin, fonksiyonlu bölgelerde 310 Hv-500 Hv aralığında istenen bir sertlik değerine sahip olacak şekilde ayarlanabileceği gösterilmiştir. Bu sayede, fonksiyonlu bölgelerin Usibor® 1500 sac malzemesinin daha düşük kuvvetler altında kesilebilmesine ve/veya enerji sönmüleme davranışının iyileştirilmesine olumlu etkileri tespit edilmiştir.

Sürtünme Karıştırma prosesinde otomotiv sektöründe yoğun kullanılan Dual Phase (DP) 600 ve Transform Induced Plasticity (TRIP) 780 sac malzemeleri kullanılarak geliştirilen bölgelerin mekanik, yapısal, şekillendirme, darbe özellikleri hesaplamalı ve deneysel çalışmalar ile detaylı incelenmiştir.

SKP öncesinde 178 Hv sertlik değerine sahip DP 600 ve 250 Hv sertlik değerine sahip TRIP 780 saclarının SKP sonrasında sertlik değerleri sırasıyla; 315 Hv ve 490 Hv seviyelerine ulaşmıştır. DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerinin mukavemetleri uygulanan SKP sonrasında önemli oranda artış göstermiştir. SKP sonrasında TRIP 780 saclarının 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 ulaşmıştır. Benzer şekilde DP 600 saclarının işlem öncesi durumdaki 300 MPa ve 620 MPa seviyelerinde olan akma ve çekme dayanımı, önemli oranda artış sergileyerek sırasıyla 811 MPa ve 1053 MPa seviyelerine

ulaşmıştır. SKP sonrasında elde edilen bu mukavemet artışlarıyla birlikte süneklik özelliklerinde kabul edilebilir seviyede bir azalma gözlemlenmiştir. Elde edilen mekanik ve yapısal değişim DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerinin şekillendirme özelliklerinin ve darbe yüklemeleri altında absorbe edilen enerjilerinin kısmen olumsuz etkilenmesine neden olmuştur.

Tez kapsamında elde edilen sonuçlar, aynı parça üzerinde farklı mekanik özellikler sergileyebilen -fonksiyonlu- araç gövde güvenlik bileşenlerinin geliştirilmesine endüstriyel olarak uygulanabilir pratiklikte ve maliyeti düşük etkin yaklaşımlar geliştirildiğini göstermektedir.

Anahtar kelimeler: Preste Sertleştirme Prosesi (PSP), Sürtünme Karıştırma Prosesi (SKP), DP 600, TRIP 780, Usibor[®]1500, şekillendirme ve Darbe davranışları.



DEVELOPMENT OF VEHICLE SAFETY COMPONENTS WITH FUNCTIONAL MECHANICAL PROPERTIES BY INNOVATIVE PROCESSES

SUMMARY

In recent years, the automotive industry has tended to use limited energy resources more efficiently, taking into account legal emission restrictions and increasing impact safety requirements. To this purpose, the development of innovative approaches and integration into the automotive industry have become more important. The main objective in these approaches is to optimize the strength-toughness-ductility balance. Reaching this goal be followed, the first preference is to use materials with high specific strength, and the second is to develop functional vehicle components using innovative methods.

In the thesis, the processes from the basic research to industrial applications have been covered in the development of lightweighted and strengthened vehicle body safety components by utilizing Press Hardening (PHP) and Friction Stir Processes (FSP).

With this approaches developed in the thesis, it is shown that the initial hardness value of Usibor[®] 1500 sheet material (250 Hv) can be adjusted to have a desired hardness value in the range of 310 Hv-500 Hv in the functional areas. Thus, the positive effects of the functional zones on the ability to cut Usibor[®] 1500 sheet material under lower forces and/or improve the energy damping behavior have been determined.

FSP was applied to Dual Phase (DP) 600 and Transform Induced Plasticity (TRIP) 780 which represents extensively used steels grades in the automotive industry. Effects of FSP on the mechanical, microstructural, formability and impact properties of steel sheets were investigated with experimental and numerical methods.

FSP process increased initial hardness of the DP 600 and TRIP 780 steel sheets from 178 Hv and 250 Hv to 315 Hv and 490 Hv respectively. The strength of DP 600 and TRIP 780 steel sheet materials increased significantly after FSP. As-received yield strength and tensile strength of TRIP 780 sheets were significantly increased from 420 MPa and 820 MPa to 1120 MPa and 1470 MPa respectively. Similarly, strength enhancement was also achieved in FSPed DP 600 steel. Yield strength and tensile strength of the steel considerably increased from 300 MPa and 620 MPa to about 811 MPa and 1053 MPa respectively. Accompanied with these strength enhancements, an acceptable reduction in ductility of both TRIP 780 and DP 600 steels was observed after FSP. FSP induced mechanical and microstructural changes have somehow reduced the formability and impact behavior of DP 600 and TRIP 780 steels.

The results obtained within the scope of the thesis show that industrially applicable practical and cost effective approaches have been developed for the design/production of vehicle body safety components which can exhibit different mechanical properties on the same part.

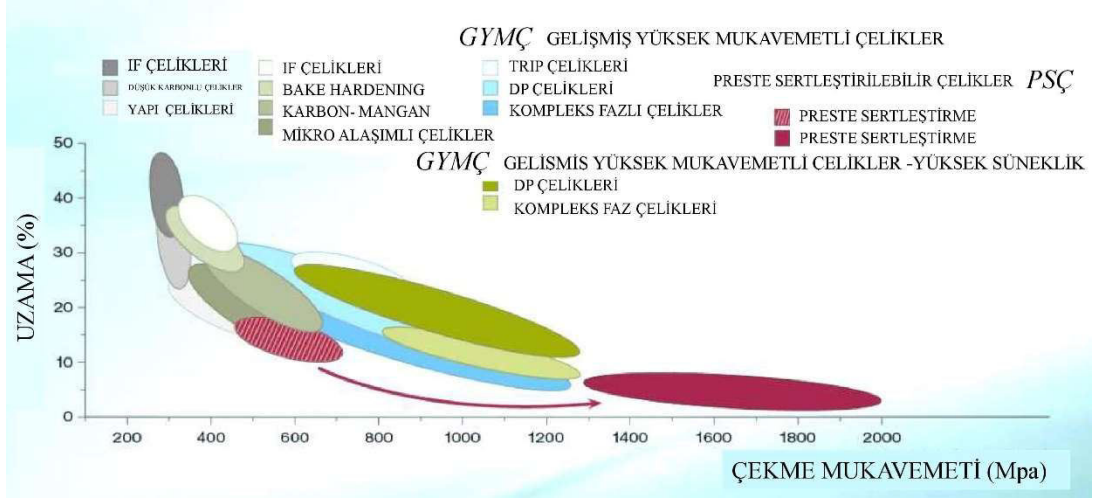
Keywords: Pres Hardening Process (PHP), Friction Stir Processing (FSP), DP 600, TRIP 780, Usibor®1500, Formability and impact behavior.



1. GİRİŞ

Dönüşüm ve değişim adaptasyonunun en hızlı geliştiği ve gelişirken yeni teknoloji ile harmanlandığı otomotiv sektöründe, kullanıcı gereksinimleri, çevre şartları, standartlar, küresel emisyon değerleri, rekabetçilik koşulları ve tüm gereklilikler doğrultusundaki çalışmalar yoğun olarak sürmektedir. Çalışmalar son yıllarda hafifletme üzerine yoğunlaşmaktadır. Araç ağırlığının yaklaşık %50'sini oluşturan çelikler ile ilgili araştırma faaliyetleri hafifletme stratejilerinde en kritik öneme sahiptir. Çelikler üzerinde gerçekleştirilecek her bir birimlik hafifletme oransal olarak direk araç ağırlığı üzerinde etkisini göstermektedir. Bu dönüşüm ve gelişim eksenini, çelik üreticilerinin otomotiv sektöründe kullanılmakta olan şekillendirme altyapısına uygun hafifletilmiş, mukavemet/tokluk kazanımı artırılmış daha az kalınlıkla istenilen performansları karşılayacak yeni çelik sac ailelerini geliştirmeye teşvik etmiştir. Bu kapsamda geleneksel soğuk şekillendirme metoduna uygun ve 450 MPa-1000 MPa mukavemet değerleri aralığındaki, 'Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler (GYMÇ)' (Advanced High Strength Steels (AHSS)) ve 1500 MPa-2000 MPa mukavemet değerlerine ulaşan sıcak şekillendirme prosesine uygun 'Prete Sertleştirilebilir Çelikler (PSC)' (Press Hardening Steels, (PHS)) otomotiv endüstrisinin sık kullandığı malzemeler arasında yerini almıştır (Şekil 1.1).

GYMÇ'lerin sahip oldukları yüksek mukavemet değerleri özgül mukavemetlerinin geleneksel çeliklerden daha yüksek olmasını sağlamaktadır. Bu durum parça ağırlıklarını azaltmada etkili çözümler sunmaktadır. Gelişmiş yüksek mukavemetli bu çelik saclar; DP (çift fazlı) çelikleri, TRIP (dönüşüm plastisite) çelikleri, CP (karmaşık fazlı) çelikleri ve PSS (prete sertleştirilebilir saclar) gibi temel gruplara ayrılmaktadır. Bu sac malzemelerden TRIP, DP ve CP çelikleri oda sıcaklığında şekillendirilmek üzere geliştirilmiştir. PSS çelikleri ise, şekillendirilmenin ostenitik dönüşüm sıcaklığındaki sacların sıcak deformasyon koşullarına şekillendirilirken, eş zamanlı olarak da kalıp içerisinde su verilip martenzitik dönüşüm ile sertleştirilmesi için geliştirilmiştir [1-5].

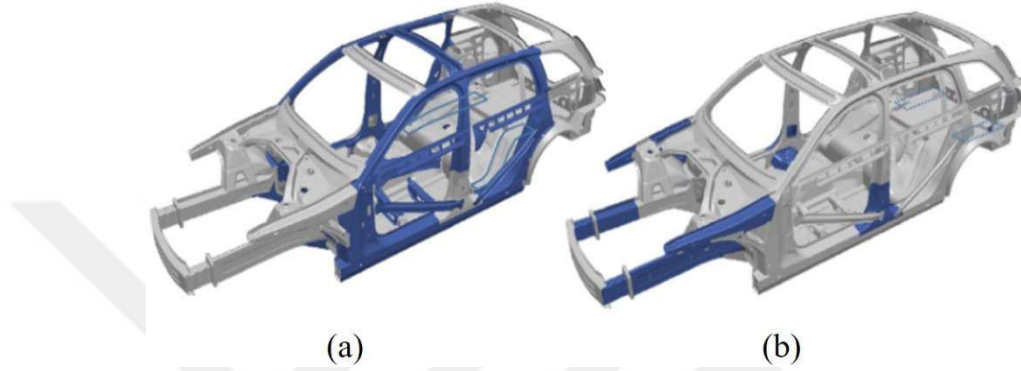


Şekil 1.1 : Otomotiv sektöründe kullanılan çeliklerin (sac malzemelerin) mukavemet-süneklik diyagramı.

GYMÇ ailesinde yer alan ürünlerin mukavemet değerlerindeki artış beraberinde bazı teknolojik problemlerin ortaya çıkmasına da neden olmaktadır. Bunlardan ilki, soğuk şekillendirme için geliştirilmiş ürünlerde (DP, TRIP, TWIP, QP, CP) özellikle mukavemet değerleri arttıkça daha da belirgin olarak ortaya çıkan geri yaylanma davranışdır. İkincisi ise, yüksek mukavemetli sacların sahip oldukları nispeten yetersiz süneklik davranışları nedeniyle meydana gelen şekillendirme problemleridir. Bu durum, söz konusu çeliklerin imalat süreçlerinde ve servis koşullarında istenilen özellikleri sergileyebilmeleri için yenilikçi yaklaşımlar ile proses edilmesini gerektirmektedir. Sıcak şekillendirme prosesi geleneksel sac metal şekillendirme süreçlerinde görülen bu problemlerin yönelik etkin çözümler sunabilen yenilikçi bir imalat süreci olarak nitelendirilebilir. Nitekim sıcak şekillendirme yöntemi ile geleneksel soğuk şekillendirme yaklaşımları ile üretilen otomobil parçalarına oranla çok daha yüksek güvenlik performansı sergileyebilen, yüksek dayanımlı ve karmaşık geometrileri sahip parçalar tek aşamada şekillendirilebilmektedir. Bunun yanında sıcak şekillendirmeye ait ısıtma, soğutma ve şekillendirme adımlarına ait proses parametrelerinin uygun seçimleri ile, elde edilen ürünlerin hem yapısal hem de mekanik davranışlarının kontrol edilebilmesi gibi önemli bir avantaj sağlamaktadır.

Araç gövde bileşenlerinin temel işlevleri ve sağlamaları gereken performans kriterleri değerlendirildiğinde, parçaların kullanılacakları mevcut konuma göre farklı mekanik davranışlara sahip olacak biçimde üretilmesinin gerektiği ortaya çıkmaktadır. Nitekim araçta bulunan bazı parçaların yüksek mukavemete sahip olarak sınırlı oranda şekil değiştirmesi istenirken, bazı parçaların, yüksek tokluk ve

enerji sönümlenme davranışı sergileyebilmeleri, bazılarının ise, üstün yorulma davranışı sergilemesi gerekebilir (Şekil 1.2). Söz konusu parçaların imalatında kullanılan malzemeler ve uygulanan üretim yöntemlerinin sonuçta elde edilecek mekanik davranışlar üzerinde direkt olarak etkili oldukları aşikârdır. Dolayısıyla araç bileşenlerinin servis şartlarındaki performanslarının üretim sürecindeki parametreler göz önünde bulundurularak kontrol edilebilmesi önemli bir teknolojik avantaj sunma potansiyeline sahiptir.



Şekil 1.2 : Otomobil gövdesinde yüksek dayanımlı çelik kullanılan alanlar a) deformasyona karşı direnç gösterilmesi gereken bölgeler b) enerji emilimi sağlaması gereken bölgeler.

Tez çalışmasında otomotiv endüstrisinde yoğun olarak kullanılan sac malzemelerin (GYMÇ, PSC) bölgesel olarak farklı yapısal ve mekanik özellikler oluşturan yöntemler üzerinde çalışılmıştır. Bu yöntemlerden biri oda sıcaklığında şekillendirilebilen DP ve TRIP sac malzemeleri için ‘Sürtünme Karıştırma Prosesi’ (SKP) uygulamalarının gerçekleştirilmesi, diğer yöntem ise yüksek sıcaklıklarda şekillendirilebilen PSC’ler için ‘Preste Şekillendirme Prosesi’ (PSP)’nin yenilikçi bir yaklaşım ile uygulanmasıdır.

1.1 Tezin Amacı

Tez kapsamında Preste Şekillendirme Prosesi çalışmalarında; otomotiv gövde güvenlik parçalarının üretiminde yaygın olarak kullanılan 22MnB5 sac malzemesinin PSP işlemlerinde geliştirilecek yenilikçi yaklaşımla tekil sac üzerinde farklı mekanik ve yapısal özellikler sergileyebilen; fonksiyonlu bölge geliştirme ile ilgili çalışmalar hedeflenmiştir. PSP işlemleri neticesinde geliştirilecek bölgelerin hesaplamalı, deneysel yöntem katkılarıyla mekanik, yapısal ve darbe özellikleri incelenecektir.

Tez kapsamında Sürtünme Karıştırma Prosesi çalışmalarında; otomotiv gövde parçalarının üretiminde yaygın olarak kullanılan, DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerine uygulanan SKP işlemlerinin yapısal, mekanik davranışları, şekillendirilebilirlik ve darbe özellikleri üzerindeki etkilerinin deneysel ve hesaplamalı yöntemler ile araştırılmasını/geliştirilmesi hedeflenmiştir. Söz konusu çelikler, sahip oldukları içyapısal özellikler ile plastik deformasyon mekanizmaları arasındaki farklılıklar gözetilerek seçilmiştir. Uygulanacak SKP yöntemi ferritik-martenzitik yapıya DP sac malzemesine uygulanması ile sert ve yumuşak fazların bir arada bulunduğu çeliklerde mukavemet, süneklilik özellikleri ile darbe davranışının aşırı plastik deformasyondan nasıl etkileneceğinin anlaşılmasına olanak sağlayacaktır. TRIP sac malzemelerine uygulanan SKP işlemi sonrasında ise, deformasyona dayalı gerçekleşen kalıntı ostenit-martenzit dönüşümü ve tane incelmesinin mekanik, yapısal ve deformasyon davranışı üzerindeki etkilerinin ortaya konulması sağlanacaktır.

Yukarıda açıklanan prosesler, yaklaşımlar ve tez sistematigi dahilinde, son yıllarda geliştirilen en etkin malzemeler ve prosesler üzerinde ileri teknolojik gelişmeler ile harmanlayarak otomotiv sektörüne katkı sağlayacak sinerjik etkiler ortaya konulmuştur. Böylece, geleneksel yöntemler ile elde edilemeyecek mertebelerdeki yüksek mukavemetli ve/veya yüksek enerji absorbe edebilme özelliğinde parçaların üretilmesinde kullanılacak kolay uygulanabilir, seri imalata uyumlu, etkin prosesler ve bu proseslerin uygulanması sonrasında tasarıma yönelik olarak kullanılacak mekanik davranış değişimlerinin ana parametreleri elde edilmiştir. Çalışma neticesinde otomobillerin daha hafif, daha güvenli, daha etkin malzeme ve tasarım süreçleri öngörülmüş hem endüstriyel açıdan hem de bilimsel açıdan önemli ölçüde katma değer sağlanması hedeflenmiştir.

Tez çalışması TÜBİTAK/TEYDEB-3151100 ‘Çok fonksiyonlu sıcak şekillendirme kalıbının geliştirilmesi’ ve TÜBİTAK/ARDEB-115M649 ‘Sürtünme karıştırma prosesinin çok ince tane yapıya, yüksek mukavemetli ve hafifletilmiş otomobil gövde bileşenlerinin geliştirilmesinde kullanılması: deformasyon davranışı, yapısal ve mekanik özellikler’ başlıklı iki farklı TÜBİTAK projesi ile desteklenerek tamamlanmıştır.

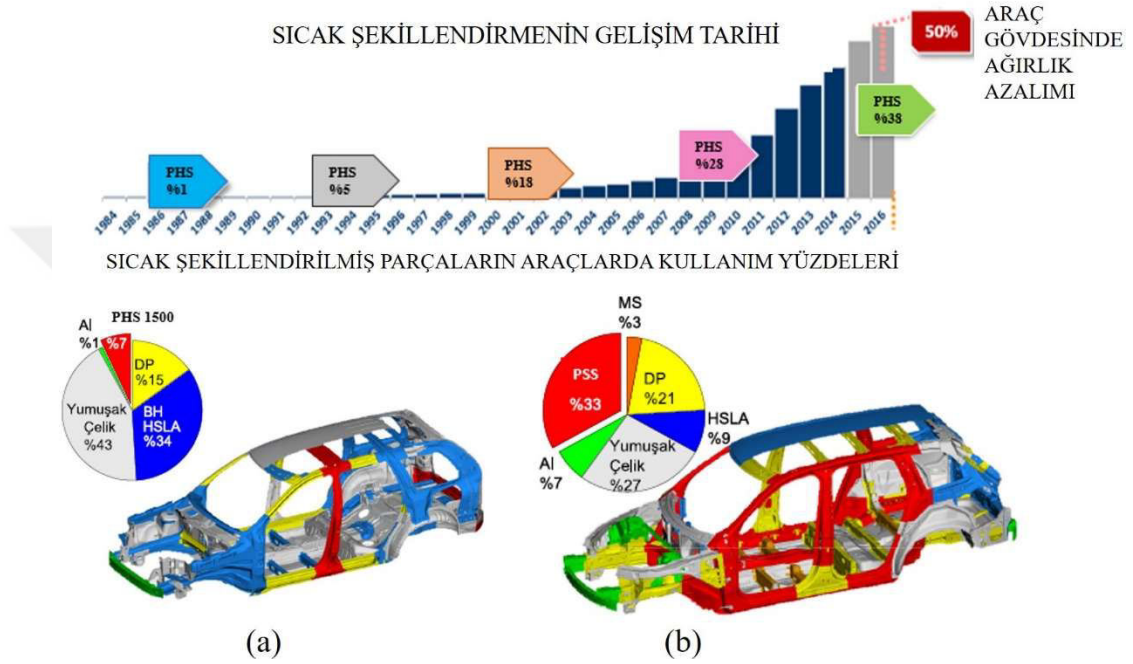
1.2 Preste Sertleştirme Prosesi (PSP) ile İlgili Literatür Araştırması

Yüksek dayanımlı sac malzemelerin otomotiv endüstrisinde kullanımı her geçen gün artmaktadır. Özellikle yakıt tüketimini düşürmek, emisyon değerlerini azaltmak için taşıt ağırlığı azaltılmak -hafifletmek- kritik öneme sahiptir. PSP yöntemi, yüksek dayanımlı otomobil gövde güvenlik parçalarının üretilmesinde, özellikle sac parçaların özgül dayanımını (dayanım/ağırlık) arttırmada etkin çözüm sunmaktadırlar. Manganlı-Borlu (PSC) çeliklerin/sac malzemelerin sıcak deformasyon esnasında şekillendirilmesi üzerine kurulmuş bir yöntemdir. 1977 yılında İsveç firması olan Plannja tarafından geliştirilerek patenti alınan yöntem öncelikli olarak ziraat-tarım araç ve ekipmanlarının üretimi amacıyla geliştirmiştir [4, 6]. 1980 ve 90'lı yıllarda kapı içi çelik barlar, tampon takviye sacı gibi görece basit şekillerde ve ilk defa 1983 yılında SAAB 9000 aracında kullanılmıştır [4]. Takip eden yıllarda 1986 Jaguar XJ, 1993 Ford Mondeo modellerinde sıcak şekillendirilmiş parçalar kullanılmaya başlanmıştır. 2000'li yıllara gelindiğinde araçlarda %25 seviyelerinde kullanım oranı, 2017'lerde %40'lar ile yıllık 800 milyon parça adetlerine ulaşmıştır. 2000'li yıllardan itibaren kullanımı oldukça artan bu çelikler, yaygın olarak 1500 MPa seviyesinde üretilmektedir. Hatta yeni gelişmeler ile birlikte mukavemet değerleri 1800-2000 MPa ulaşan sac malzemelerin seri üretim çalışmaları devam etmektedir [7, 8]. 1800 MPa mukavemet seviyeleri, ilk kez 2011 yılından itibaren Mazda CX-5'te kullanılmaktadır. PSC'lerin 2016 itibarı ile en çok kullanıldığı otomobil yeni Volvo XC90'dır ve gövde ağırlığının %38'i sıcak şekillendirilmiş parçalardan oluşmaktadır, bu oranın %33'ü 1500 MPa seviyesindedir. Yöntemin araçlarda kullanımı Şekil 1.3'de görüldüğü üzere her geçen gün artmaktadır. Sıcak şekillendirilmiş parçaların kullanılması araç gövde ağırlığında %50'ye varan bir hafifletme avantajına dönüştüğü görülmektedir (Şekil 1.3). PSP yöntemiyle üretilen otomobil bileşenleri Şekil 1.3'de kırmızı renk ile araç üzerinde gösterilmiştir. Bu bileşenler yolcu ve sürücü etrafını çevreleyen A, B ve C direkler, kapı barları, tavan şeritleri gibi yaşam hücresi parçaları ile araç gövde iskeletini oluşturan mukavemet beklentisi yüksek tamponlar, gövde yanal destek parçaları, tünel parçaları, travers grupları, takviye parçalarıdır.

Yüksek dayanımlı saclarda plastik şekil değiştirmenin yeniden kristalleşme sıcaklığının üstünde bir sıcaklıkta gerçekleştirilirken özel soğutma kanallı kalıplar ile hızlı soğutma işlemi sonrasında elde edilen martenzitik içyapı sonucundaki yüksek

dayanım; yeterli şekillendirilebilirlik ve düşük geri yaylanma ile ince ve karmaşık parçaların tek seferde iyi geometrik hassasiyette imalatını mümkün kılmaktadır [4].

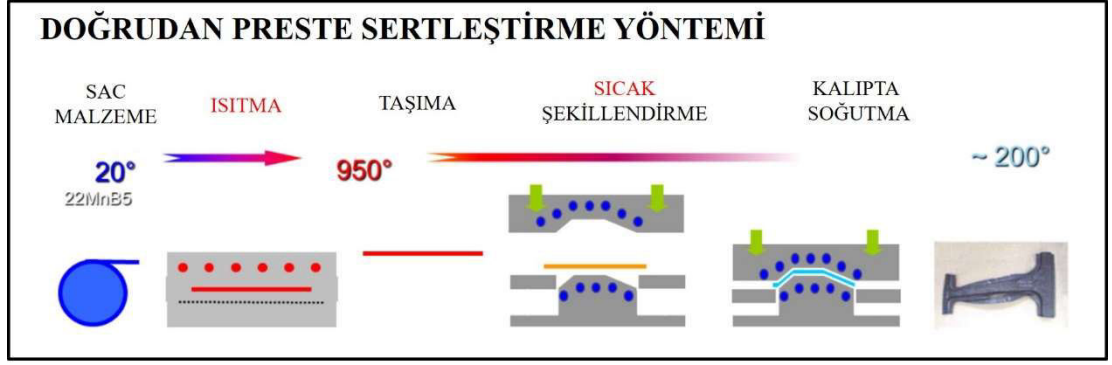
Yöntem Preste Sertleştirme Prosesi (Pres Hardening Steel, PHS), Sıcak Şekillendirme (Hot Forming, HF; Hot Stamping, HS), şeklinde anılmaktadır. PSP; doğrudan PSP ve dolaylı PSP iki farklı şekilde gerçekleştirilebilmektedir.



Şekil 1.3 : Sıcak şekillendirmenin tarihsel gelişimi ve Volvo XC90'daki çelik kullanımı: (a) 1. Nesil, 2002; (b) 2. Nesil, 2014.

1.2.1 Doğrudan preste sertleştirme prosesi

Doğrudan PSP işleminde PSC'ler yaklaşık 900 °C-950 °C östenit sıcaklığında 4-10 dakika ısıtıldıktan sonra, direk kalıba yerleştirilir, 20-30 °C/s soğutma hızıyla 150 °C-200 °C aralığına kadar soğutulurak pres altında şekillendirilir (Şekil 1.4). Sac istenilen forma getirilirken, kalıpta uygun soğutma hızı ile istenilen sertlik derecesine ulaştırılır. İşlem sonrasında; 1400 MPa-1600 MPa arasında çekme mukavemeti, 1000 MPa-1200 MPa arasında akma mukavemeti, yaklaşık 50-55 HRC sertlik değerlerine sahip olan yüksek mukavemetli otomobil bileşeni üretimi gerçekleştirilebilmektedir [9, 10].



Şekil 1.4 : Doğrudan PSP'nin şematik gösterimi.

Preste sertleştirme yönteminde, sacın ısıtılması için izlenen yönteme göre ikiye ayrılabilir. Fırında ısıtma (geleneksel) ve elektrikle ısıtma (indüksiyon) olmak üzere iki yöntemle ısıtma işlemi gerçekleştirilmektedir. Bunlardan ilkinde, sac kalıba alınmadan önce fırında ısıtılırken, diğer yöntemde sac şekillendirilmeden hemen önce kalıpta elektriksel dirençten yararlanılarak ısıtılır. Her iki yönteminde avantaj ve dezavantajları bulunduğundan, bu noktada sağlıklı tercih için; parçanın beklenen performansı ve geometrik özellikleri göz önünde bulundurularak üretim prosesine karar verilmesi uygun görülmektedir. İşlem sırasında olası dekarbürizasyonu önlemek için kaplamalı saclar ve atmosfer kontrollü fırınlar tercih edilebilmekte iken ilk yatırım maliyeti ve proses hızı artışı gerekliliğinde küçük geometrik bileşenlerde elektrikle ısıtma tercih edilebilmektedir [4].



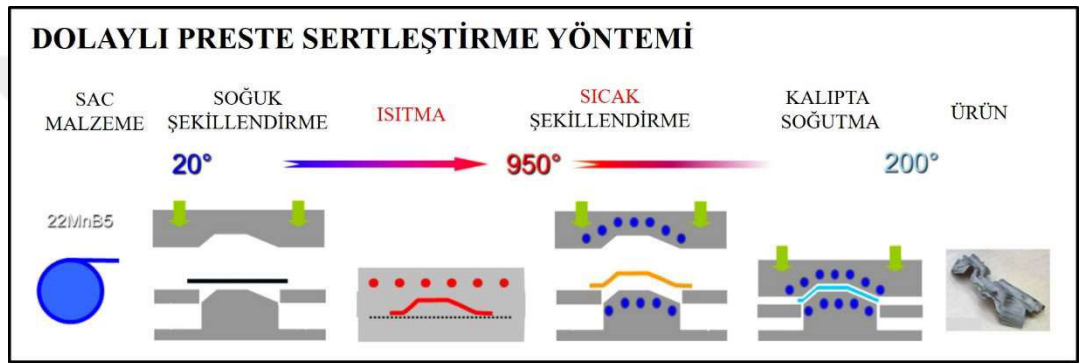
Şekil 1.5 : Doğrudan PSP ile üretilen otomobil bileşenleri.

Doğrudan PSP'de ön form verme işleminin olmaması, tüm şekillendirme işleminin tek bir kalıp tarafından gerçekleştirilmesi zaman ve maliyet açısından daha verimlidir.

denilebilir. Isıtma işleminin form alma öncesi düz sac malzemeye yapılması enerji avantajı sağlamaktadır. Ek olarak induksiyonla ısıtmaya bu yöntem daha uygundur. Otomobil gövde yapısı incelendiğinde derin çekilmesi gereken parçaların az olması sebebiyle genel olarak doğrudan PSP ile şekillendirilme işlemleri tamamlanabilmektedir (Şekil 1.5). Üretilcek otomobil bileşeninin özelliklerine göre doğrudan veya dolaylı üretim şekli seçilerek projelendirilmektedir.

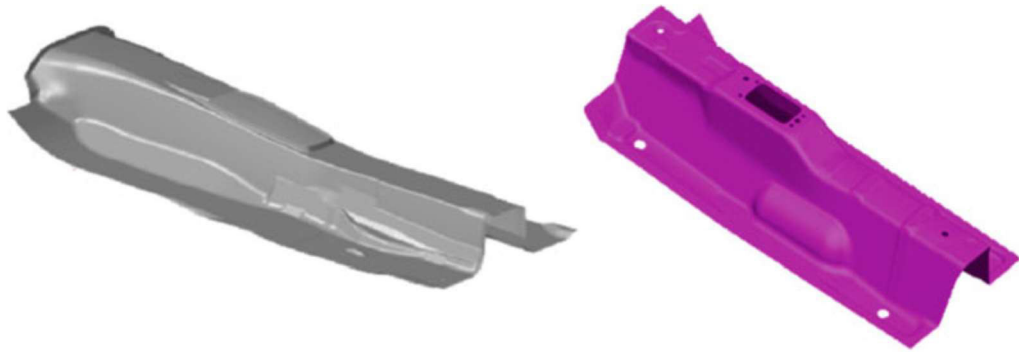
1.2.2 Dolaylı preste sertleştirme prosesi

Dolaylı PSP’de sacın öncelikle soğuk olarak şekil verme işlemi tamamlanır akabinde doğrudan preste sertleştirme işlemi takip edilir (Şekil 1.6).



Şekil 1.6 : Dolaylı PSP'nin şematik gösterimi.

Dolaylı PSP’de ön şekillendirme olması sebebi ile parçanın direk sıcak şekillendirme ile üretilmesinde karşılaşılabilecek şekillendirme problemleri doğrudan PSP işlemine nazaran daha az karmaşıktır denilebilir. Çok karmaşık ve derin çekme gerektiren parçalarda doğrudan PSP sistemine göre daha avantajlıdır. Ön şekillendirme de kesilip delinecek kısımlar ile ilgili işlemler gerçekleştirilebilir akabinde daha az enerji harcanarak PSP gerçekleştirilebilmektedir [4].



Şekil 1.7 : Dolaylı PSP ile üretilen otomobil bileşenleri.

1.2.3 22MnB5 sac malzeme

1.2.3.1 Malzeme özellikleri

PSP işleminde kullanılan 22MnB5 sac malzemesi birçok çelik üreticisi (ArcelorMittal, ThyssenKrupp, SSAB) tarafından farklı ticari isimlerle üretilmektedir. Farklı kimyasal kompozisyonlar ile aynı amaç için üretilen ve yaygın olarak kullanılan Usibor® 1500, Docol 1500 sırası ile ArcelorMittal, SSAB tarafından geliştirilen çeliklerdir. 22MnB5 sac malzemesinin geliştirilmiş kimyasal bileşimi Çizelge 1.1’de verilmiştir.

Çizelge 1.1 : 22MnB5 malzemesinin geliştirilmiş kimyasal bileşimi (%min.-%maks.).

C	Si	Mn	P	S	Cr	B
0,20-0,25	0,20-0,35	1,00-1,30	0,030	0,010	0,14-0,26	0,0015-0,005

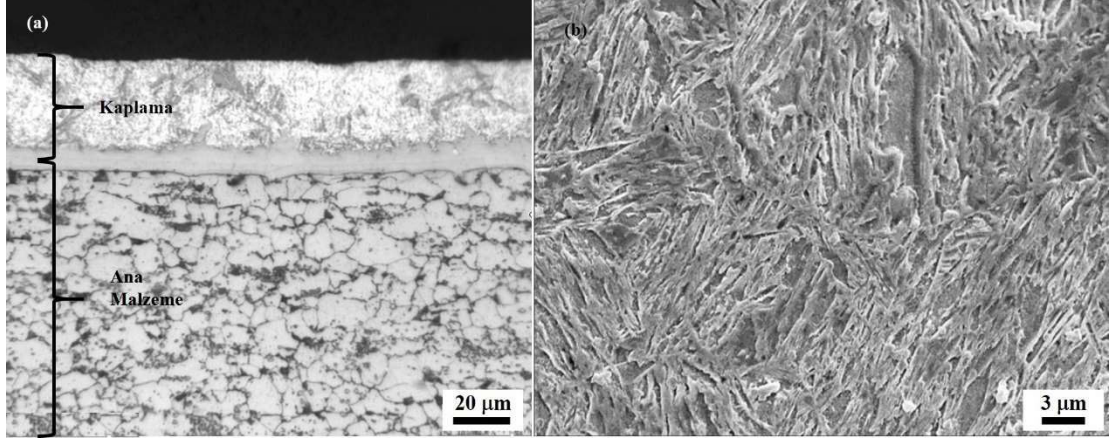
Doğrudan ısıl etkilerle sertleştirilebilen çeliklerde sertlik artışı sağlayan en etkin mekanizmalardan birisi içyapıdaki martenzitik dönüşümdür. Ostenitleşme sıcaklığına çıkan çelikler yavaş ya da orta seviyedeki bir hızla soğutulduklarında, ostenit içerisinde çözülmüş durumda bulunan karbon atomları difüzyon ile ostenit yapıdan ayrılırlar [11]. Ostenit fazın ani olarak hızla soğutulduğunda karbon atomları difüzyon ile katı çözültiden ayrılmak için yeterli zaman bulamazlar. Yüzey merkezli kübik (YMK) demir atomları bir miktar hareket etseler bile, karbon atomlarının çözülti içerisinde hapsedilmeleri nedeniyle hızlı soğuma sonucunda, aktivasyon enerjisi ferrite göre daha düşük olan bu geçici kararlı faza “martenzit” adı verilir. Martenzit; karbona aşırı doymuş hacim merkezli tetragonal (HMT) kafes yapısının çarpılması ile meydana gelen bir katı çözültidir [12]. Martenzit oluşumu için minimum karbon yüzdesi 0,2 olarak kabul edilmektedir. Martenzitik dönüşümde, etkili olan en önemli parametreler soğuma hızı ile kimyasal bileşimdir. Hızlı soğumadan sonra oluşan martenzit mikroskop altında iğne veya diken biçiminde gözükmektedir (Şekil 1.8(b)). Bazen saman demetini andıran bir görünüm de sergileyebilmektedir. Çeliklerin çoğunda martenzitik yapı belirsiz ve soluktur, bu nedenle kolayca ayırt edilemez. Yüksek karbonlu çeliklerde ise kalıntı ostenit arka fonu oluşturduğundan, martenzitin iğne veya diken biçimindeki yapısı daha belirgin bir görünüm kazanır [10].

Martenzitik dönüşümde alaşımda bor ve mangan elementlerinin varlığı sertleştirmeye katkı sağlamaktadır. Bor içeren çeliklerin sertleşme kabiliyeti üzerinde olumlu etkisi bulunduğu bilinmektedir [13]. Özellikle düşük alaşımlı çeliklere, 10-20 ppm civarında bor katkısı ile östenit tane sınırları boyunca borun segregasyonu sağlanabilmektedir. Böylelikle ferritin çekirdeklenmesi engellenerek malzemenin sertleşebilirliği arttırılmaktadır [14]. Östenit tane sınırlarındaki bor segregasyonu, tane sınırlarının termodinamik karakteristiğini değiştirmektedir. Bu durum özellikle, %0,65'e kadar karbon içeren çeliklerde daha önem arz etmektedir. Borun çeliklerde sertleşme derinliğini ve sertlik alma kabiliyetini arttırması, çeliğin içinde mevcut C miktarı ile ters orantılı olduğu ve C miktarı %0,90 olan çeliklerde borun çeliğe hiç bir sertleşme özelliği vermediği görülmüştür [12]. Bor, çeliklerde östenitin ferrit ve perlit'e dönüşme hızını azaltır; fakat karbon miktarı arttıkça dönüşme hızını azaltma etkisi de azalabilmektedir. 22MnB5 sac malzemesinin sertleştirme sonrasında sergilediği ortalama (farklı tedarikçilere göre değişen) mekanik özellikleri Çizelge 1.2'de derlenmiştir [13].

Çizelge 1.2 : 22MnB5 malzemesinin PSP öncesi ve sonrası mekanik özellikleri [13].

Durum	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Uzama (%)
PSP öncesi	320-550	500-700	10-26
PSP sonrası	1000-1100	1500-1650	5-7

PSP'de kullanılacak malzemelerin ostenitleme sırasındaki oksitlenme ve karbon kayıplarının önlenmesi için çeşitli kaplamalar yapılmaktadır. Bu kapsamda yaygın olarak kullanılan Al-Si koruma tabakası 600 °C sıcaklık altında iken Fe atomları ile bileşik oluşturarak bağlanma davranışı sergilemektedir. Bu durum söz konusu kaplamanın şekillendirme sırasında da koruma işlevini yeterli seviyede yerine getirebilmesine olanak sağlamaktadır [4]. Söz konusu kaplamaya sahip ticari Usibor® 1500 (22MnB5) sac malzemesinin şekillendirme öncesinde ve şekillendirme sonrasında sahip olduğu içyapısal özellikler Şekil 1.8'da gösterilmiştir.



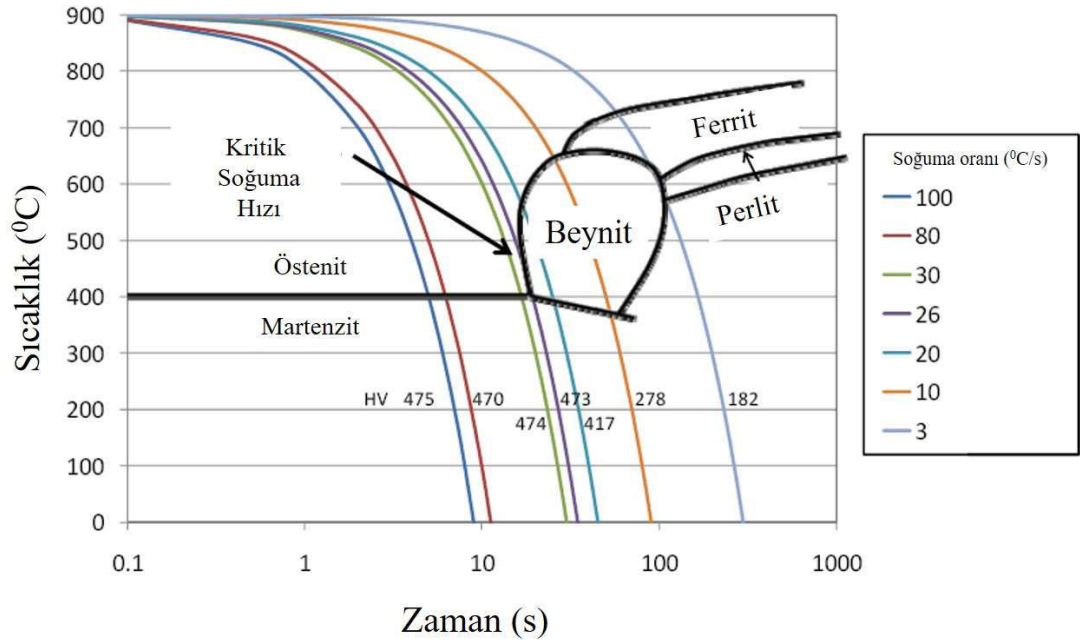
Şekil 1.8 : a) Usibor® 1500 esas sac malzeme ve kaplamasının optik mikroskop görüntüleri b) PSP sonrası Usibor® 1500 içyapısı.

1.2.3.2 Isıl, mekanik ve yapısal özellikler

PSP’de sıcaklık değişimi, soğuma ve şekil değiştirme hızı önemli parametrelerdir. PSP işlemi gerçekleştirilecek 22MnB5 sac malzemesinin hem deneysel hem de hesaplamalı çalışmalarda kullanılacak verileri elde etmek amacıyla sıcak çekme testlerine tabi tutulmaktadır. Bu testlerde iki amaç üzerinde çalışılmaktadır [4, 15, 16]. İlk amaç, farklı soğuma oranları uygulanarak dilatometre cihazı ile sıcaklıkla genişleme değerlerinin ölçülmesi ve malzemeye özgü, faz dönüşüm sürekli soğuma dönüşüm eğrilerinin yarı kararlı östenit yapının faz dönüşümünün sıcaklığa ve zamana bağlı olarak değişimini gösteren (TTT) diyagramlarının değişimine bağlı olarak yorumlanmasıyla sürekli soğuma dönüşüm (CCT) diyagramlarının oluşturulmasıdır. İkinci amaç ise malzemenin akma davranışını belirlemek için farklı sıcaklık ve şekil değiştirme hızları kullanılarak akış eğrilerini elde etmektir [4, 15]. Böylelikle malzemenin deformasyon, boyun verme, kırılmanın başlangıcını tanımlayan ısıl, mekanik, yapısal parametreler elde edilebilmektedir. Bu iki amaç doğrultusunda elde edilen veriler hesaplamalı çalışmalarda kullanılmış ve deneysel veriler ile karşılaştırmalar gerçekleştirilmiştir.

İlk amaç doğrultusundaki çalışmalar incelendiğinde; 22MnB5 sac malzemesinin PSP esnasında mekanik-yapısal özelliklerinin değişimi ile ilgili çeşitli kaynaklara rastlanmıştır. Östenitleme işlemleri gerçekleştirilen farklı kalınlıklardaki 22MnB5 sac malzemesinin farklı hızlarda soğutma işlemleri neticesinde yapısal incelemeler gerçekleştirilmiştir [17]. Soğuma hızına bağlı olarak elde edilen yapının martenzitik ve/veya beynitik olduğu gözlemlenmiştir [12, 18]. Hızlı soğuma ile birlikte ilk olarak malzeme martenzit oluşum sıcaklığına ulaşır ve soğumanın etkisi ile dönüşüm,

martenzit bitiş sıcaklığına (M_f) kadar devam eder. Bu sıcaklıkta tüm östenitik yapı martenzite dönüşmesi beklenirken pratikte östenitin küçük bir kısmı dönüşmeden kalabilmektedir (kalıntı östenit). Alaşım miktarı arttıkça; kalıntı östenit miktarı, martenzit bitiş sıcaklığının düşmesine bağlı olarak artış gösterebilmektedir [12, 19]. 22MnB5 sac malzemesi için martenzit başlama sıcaklığı 410 °C iken martenzit bitiş sıcaklığı ise 230 °C olarak verilmektedir. 5 °C/s ısıtma hızı için dönüşüm sıcaklığı (A_{c1}) 722 °C ve ferritin östenite dönüşüm sıcaklığı (A_{c3}) 870 °C olarak alınmıştır (Şekil 1.9). Martenzitik dönüşümün sağlanması için 22MnB5 sac malzemesi için oluşturulan CCT diyagramında gözlemlenen 30 °C/s'den yüksek soğutma hızlarında içyapıda martenzit yoğunluklu bir yapı elde edileceği ve beynit oluşumunun önüne geçilmiş olacağı anlaşılmaktadır [19, 20]. Şekil 1.9 incelendiğinde soğumaya bağlı olarak dönüşüm noktaları belirlenmiş ek olarak da soğuma hızlarına karşılık gelen durumdaki bölgelerde sertlik değerleri ölçülerek CCT diyagramlarına eklenmiştir [4, 20]. Böylelikle soğuma hızına göre elde edilen sertlik değerleri diyagramdan saptanabilmektedir. Soğuma esnasındaki plastik deformasyonun martenzit oluşumuna olan etkisini inceleyen çalışmalarda deformasyonun östenit fazının iç enerjisini artırarak faz dönüşümünü hızlandırdığı belirlenmiştir [3, 21].

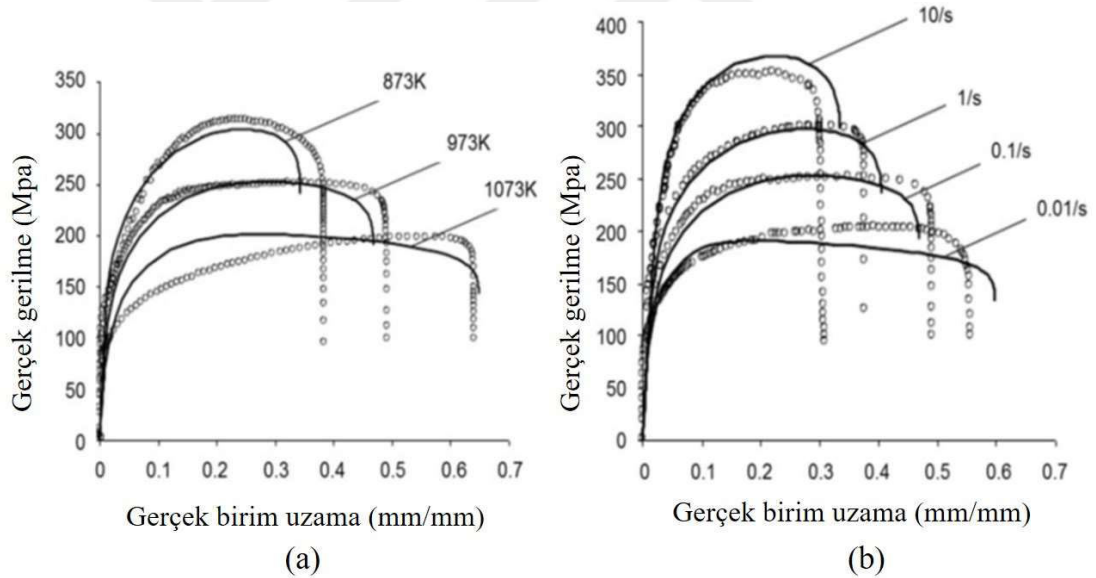


Şekil 1.9 : Usibor®1500 için sürekli soğuma dönüşüm eğrileri (CCT).

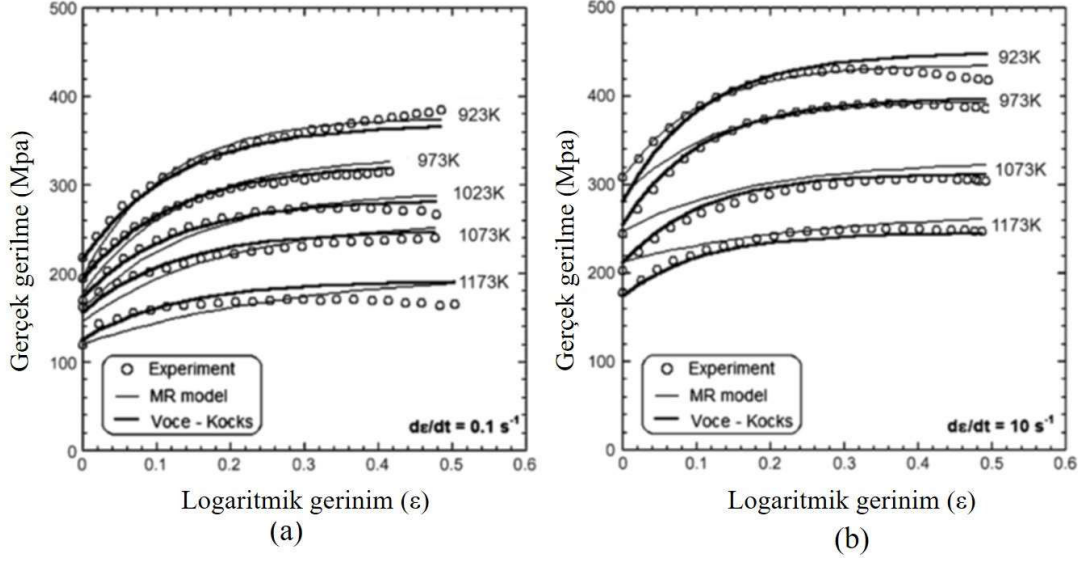
Usibor®1500 sac malzemesinin (0°, 45°, 90°) doğrultularında sergilediği çekme davranışının sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi ile ilgili çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Östenit faz bölgesinde malzemenin şekillendirme davranışında

hadde yönünün deneysel ve hesaplamalı çalışmalarda dikkate alınmaması gerektiği anlaşılmıştır [21]. Bunun yanı sıra, sıcaklık ve şekil değişim hızının da 22MnB5 malzemesinin deformasyon davranışında büyük bir etkiye sahip olduğu Şekil 1.10'dan anlaşılmaktadır. Çalışmalarda deformasyon hızındaki artışın, gerilme seviyesinde ve pekleşme davranışında önemli bir artışa neden olduğu rastlanmıştır [18, 21]. Artan sıcaklıkla beraber gerilme seviyesi pekleşmede düşüşe neden olmaktadır. 650 °C'nin üzerinde malzemenin şekil değişim hızına karşı oldukça hassas olduğu gözlemlenmiştir (Şekil 1.10). Şekil değişim hızının artması, gerilme seviyesinde yükselmeye sebep olmaktadır.

Deneysel verilerin sonlu elemanlar yöntemlerinde kullanılması amacıyla malzeme modelleri geliştirilmiştir [4, 20]. Bu modellere örnek olarak Şekil 1.11'de verilen Voce-Kocks ve Molinari-Ravichandran malzeme modelleri 22MnB5 sac malzemesinin şekillendirme sırasında davranışlarını açıklamak için kullanılmış, deneysel çalışmalar ile karşılaştırılmıştır [10].



Şekil 1.10 : Hesaplamalı (sembol) ve deneysel çalışmalar (sürekli çizgili) ile Usibor® 1500'ün a) Farklı sıcaklıklar altında (Sabit şekil değişimi hızı: 0,1/s) b) Farklı şekil değişimi hızları altında (Sıcaklık sabit: 973 K) akma eğrisi değişimleri verilmiştir.



Şekil 1.11 : 22MnB5 sac malzemesinin farklı sıcaklıklar altında hesaplamalı ve deneysel yaklaşımlar ile değişken şekil değişimlerine göre akış eğrileri a) şekil değişimi hızı: 0,1/s b) şekil değişimi hızı: 10/s.

Voce-Kocks modeli, hem şekil değişim hızı hem de sıcaklığın etkisini göz önünde bulundurarak malzemenin mekanik davranışını tanımlayabilen bir tahmin aracı sağlayarak yüksek şekil değişimi altındaki gerilmelerde etkin sonuç vermektedir.

$$\sigma_f = \sigma_s + \left[(\sigma_0 - \sigma_s) \exp\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right) \right] \quad (1.1)$$

Voce-Kocks'un kullandığı Eşitlik 1.1'de σ_s ; maksimum gerilme, σ_0 ; akma gerilmesi, ε_r ; gevşeme gerilimi olarak verilmiştir.

Molinari-Ravichandran modelinde ise gerilme, malzemenin iç direnci ve şekil değişim hızının bir fonksiyonu olarak kurgulanmıştır. Deformasyon işlemi sırasında mikroyapısal evrimle ilgili tek bir iç değişkeni temel alır, bu model gerilme hızı ve sıcaklığa duyarlıdır. Modellerde akış eğrileri gerilme değerleri kullanılarak elde edilmiştir (Şekil 1.11).

$$\dot{\sigma}_0 = \dot{\sigma}(d) \left(\frac{\delta_0}{\delta}\right) \quad (1.2)$$

$$\dot{\sigma}_0 = \dot{\sigma}(d) \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^{1/m} \quad (1.3)$$

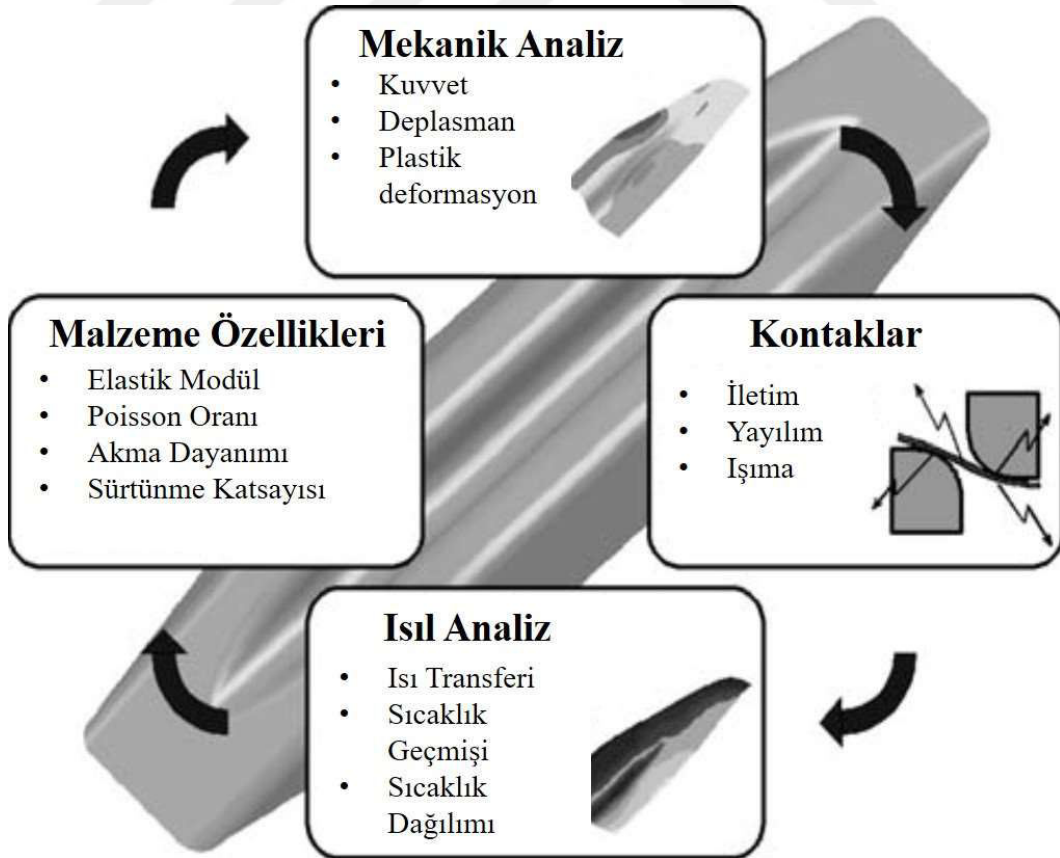
Molinari-Ravichandran kullandığı Eşitlik 1.2 ve Eşitlik 1.3'de ε_r ; şekil değişim oranı, $\dot{\varepsilon}_0$; referans alınan şekil değişim oranı, $\dot{\sigma}_0$; iç direnç, m ; anlık malzeme duyarlılığı, d ; tane büyüklüğü.

Deneysel çalışmalar ile geliştirilen modellerin birbirine yakın özellik sergilemiş olması modellemenin başarısını destekler niteliktedir. Voce-Kocks modelinin Molinari-Ravichandran'e göre deneysel çalışmalara daha yakın sonuçlar verdiği görülmüştür [10].

1.2.4 Proses parametreleri

1.2.4.1 Hesaplamalı çalışmalar için PSP parametreleri

PSP işlemi uygulanacak sac malzeme özellikleri, ısıl analiz, kontak durumu ve çevre koşulları ön görülmeli, birbirleri ile etkileşim matematiksel/fiziksel olarak doğru tanımlanmalıdır (Şekil 1.12). Hesaplamalı çalışmalarda faz dönüşümü kinetikleri, faz oranlarına bağlı ısıl özellikler, sıcaklığa bağlı mekanik özellikler, ısıl birim şekil değişimleri, şekil değişiminde açığa çıkan ısı, faz oranlarına bağlı mekanik özellikler, faz dönüşümü birim şekil değişimleri, gerilmelerin yol açtığı faz dönüşümleri olmak üzere bağdaşık çözüm uygulanan çok fizikli bir işlem olarak ele alınmaktadır. Problemin çözümü için sonlu elemanlar yönteminde (FEM) çeşitli sayısal yaklaşımlar önerilmiştir [13].



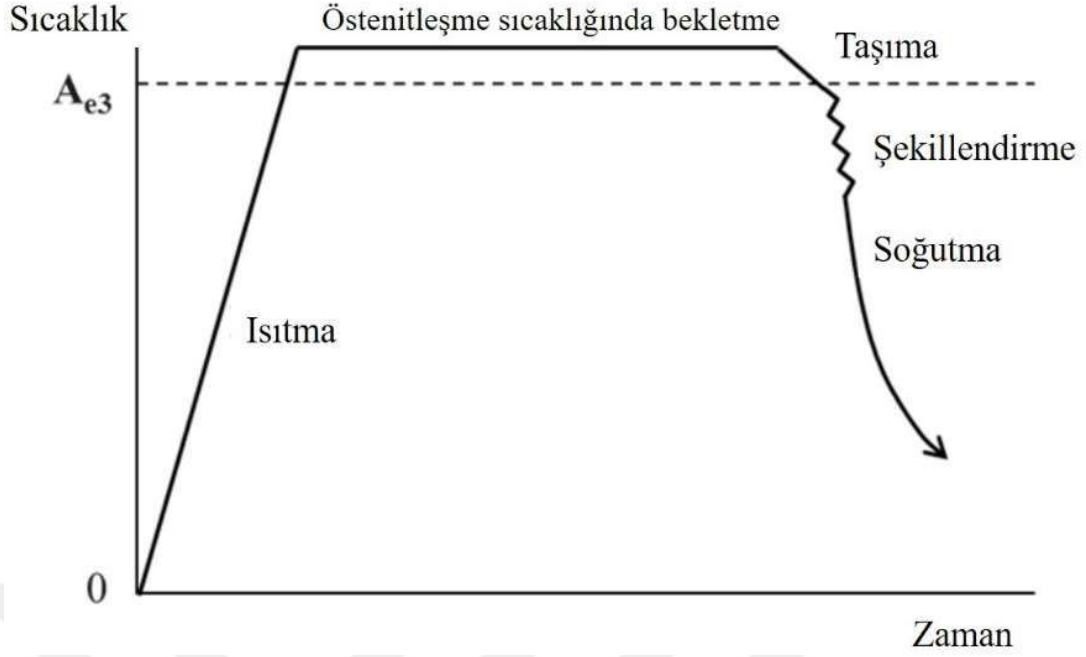
Şekil 1.12 : Mekanik, ısıl ve yapısal etkileşimler [22].

FEM çalışmalarında ana amaç yapısal faz değişimini mekanik özelliklerle birlikte PSP işlemi sonucunda tahmin edebilmek, bu tahminler doğrultusunda deneysel prosesleri gerçekleştirecek teçhizatların tasarlanması, PSP işlemlerinin gerçekleştirilmesi ve deneysel çalışmaların hesaplamalı çalışmalar ile doğrulanmasıdır. PSP'nin modellenmesi ile ilgili çalışmalar mevcuttur [4, 23-26]. Modellemeler içerisinde en bilinen prensiplerden biri Akestrom modelidir [9]. Bu model PSP esnasındaki sıcaklık ve deformasyon geçmişini kullanılarak mekanik özelliklerin tahmin edilmesine dayanmaktadır. Model'de, Kirkaldy and Venugopalan'ın östenitin ayrıştırılması ile ilgili hesaplamaları kullanılmıştır [27]. Model'de östenit tane boyutu, alaşım bileşenleri, sıcaklık, faz dönüşümleri (martenzit, beynit, perlit veya ferrit) her birinin hacimsel olarak fonksiyonları hesaplanmaktadır. Model'den elde edilen faz fonksiyonlarında çeliğin PSP sonrasında sertlik değerlerinin tahmini sağlanabilmektedir. Akestrom modeli LS-DYNA® programı içerisinde güncel olarak kullanılan bir malzeme dosyası şeklinde (*MAT_244, *MAT_UHS_STEEL) uygulanmaktadır [9].

Genel olarak şekillendirme işlemleri ve soğutma işlemleri yeterince yavaş işlemler olduğundan neredeyse-statik olarak sınıflandırılarak ve kapalı sınır değerler ile integrasyon yaklaşımları (implicit) ile çözümlenmesi mümkündür. Ancak malzemenin PSP esnasında, geometrik olarak değişken temas kuvvetlerinin ortaya çıkması ve bu temasların çözülmesi için çok kısa çözümlerin gerekliliği sebebiyle açık sınır değerleri ile integrasyon (eksplisit) yaklaşımının kullanılmasının da fayda sağlayacağı görülmüştür [28]. Diğer yandan geri esneme ile ilgili problemlerin çözümünde implicit yöntem kullanılması uygun olduğu literatür çalışmalarında mevcuttur [20].

1.2.4.2 Endüstriyel çalışmalar için PSP parametreleri

PSP'de kritik aşamalar; ısıtma, östenitleşme sıcaklığında bekletme, taşıma, şekillendirirken soğutma işleminin gerçekleştirilmesidir (Şekil 1.13). 22MnB5 sac malzemesinin endüstriyel çalışmalarda kullanılan kritik aşamalar sıralanmıştır;



Şekil 1.13 : PSP Proses Parametreleri.

Isıtma

PSP'de ısıtma işleminde, çeliğin 720 °C 'nin üzerinde ısıtılması gereklidir. Isıtmanın gerçekleştirildiği fırın farklı ısıtma atmosferine sahiptir, özel olarak PSP işlemleri için tasarlanıp üretilmektedir (Şekil 1.13). Alüminyumun ergime sıcaklığı olan 600 °C civarına ısıtılarak çelik yüzeyinde Al-Si kaplaması, Fe atomlarıyla difüzyonla oksitlenmeyi önleyecek kaplama oluşturulur. Kaplama reaksiyonunu sağlamak ve çeliğin bütünlüğünü korumak için maksimum ısıtma oranı, 12 °C/s olarak alınmaktadır [29]. Fırının içerisinde ilerleyen çelik yüksek şekil değişim kabiliyeti olan östenit (A₃) fazına geçer. Fırın sıcaklığı %100 östeniti sağlamak ve fırın çıkışında transfer süresinde ışınlama ile olan ısı transferi kaybı nedeniyle 900-950 °C arasında seçilir. Isıtma süreci 4-10 dakikadır. Isıtma süresi sıcaklık değerinden bağımsız, sac kalınlığına ve malzeme kalitesine bağlıdır. Endüstriyel seri hatlarda beslemeli merdaneli fırınlarla ısıtma işlemleri gerçekleştirilmektedir. Seramik ya da ısıya dayanıklı çelik merdaneler, aksenal dönme hareketi ile fırın içerisindeki sacın fırından prese aşamalı olarak iletilmesini sağlar [4].

Taşıma

Fırından çıkan sıcak çeliklerin soğutmalı PSP kalıbına hızlı bir şekilde transfer sürecini içermektedir (Şekil 1.14). Transfer sisteminde sıcak levhanın mümkün olan en kısa sürede fazla ısı kaybına uğramadan kalıba taşınması ve şekillendirmenin 420

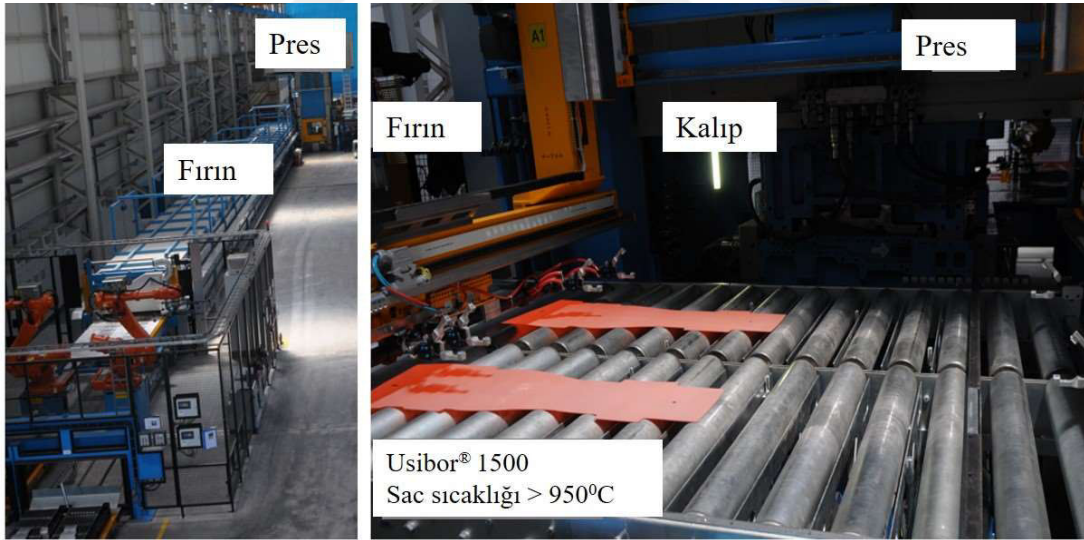
°C martenzit dönüşüm başlama sıcaklığından önce tamamlanması ana koşuldur. Aksi halde akma dayanımı düşük, yüksek uzamaya sahip östenit fazının kolay şekillendirilme özelliğinden yararlanılamaz, PSP işlemi tam olarak gerçekleştirilememiş olur. Transfer süresinin 7 saniyeden daha kısa olması gereklidir. Bu süre artarsa sac kalınlığına bağlı olarak transfer süresinde 150-250 °C arası ısı kaybı yaşanabilir.

Şekillendirme ve soğutma hızı

PSP kalıbının kapanma hızı kalıp ve çelik arasındaki ısı transferinin sağlanması açısından önemlidir. Martenzit oluşumu için 30 °C/s soğutma hızı gerekliliği kalıp içerisinde sağlanarak soğutulur. 200 °C'nin altındaki sıcaklıklarda PSP işlemi gerçekleştirilmiş çelik kalıptan çıkartılır.

Kesme ve delme

PSP sonrasında yüksek mukavemet değerlerinin lazer kullanılarak kesilmektedir. Ancak artan ilk yatırım maliyetleri kullanıcıları PSP esnasında, öncesinde ve sonrasında kalıpta kesme delme yapılmasına yönelik çalışmalar mevcuttur [4].



Şekil 1.14 : Endüstriyel aşamalar (Beyçelik Gestamp Otomotiv A.Ş- Bursa).

1.2.5 PSP'de fonksiyonlu bölge geliştirme (Tailoring)

PSP parametreleri uygulanarak gerçekleştirilen işlem sonucunda mukavemetli, tokluk ve sertlik değerleri yüksek otomobil bileşenleri üretilmektedir. Ancak bir araç gövdesi karmaşık yük durumlarına maruz kalabilen kompleks bir yapı olması sebebiyle tüm bileşenlerin her zaman aynı mukavemet seviyelerinde olması beklenmez. Ek olarak yeni standartlar doğrultusunda üreticilerin şasi ve dış gövde

ağırlıklarını 2025 yılına kadar %40 oranında azaltmaları beklenmektedir [8]. Tüm bu yaptırımlar hafifletme ve çarpışma performans kriterlerini yenilikçi tasarımlar ve proseslerde iyileştirmeler yapılmasını zorunlu kılmaktadır. Artık PSP işlemlerinde yeni stratejik tasarımların geliştirilmesine büyük önem verilmekte, böylece mekanik özellikleri uyarlanabilen parçalar üretilmekte ve bu durum da fonksiyonel gereksinimlere daha uygun parçaların üretilmesine olanak sağlamaktadır.

Son yıllarda ‘Tailoring’ olarak ifade edilen, sac parça üzerinde seçilen bölgelerde değişken özelliklerin tasarlanarak yerleşiminin kurgulanmasına yönelik çalışmalar hızlanmaktadır. Şekil 1.15’de görüldüğü üzere bazı bölgelerde sert ve mukavemetli, bazı bölgelerde ise daha az sertlikte enerji emilim özellikli esneyebilen bileşenler istenilmektedir. Örnek olarak Şekil 1.15’de araç ön ve arka kısımlarında gerekli olan enerji emilimi, aracın tüm komple çarpışma performansını etkileyen tekil parçaların geneli için de geçerlidir. Yani seçilen parçalar üzerinde fonksiyonlu bölge geliştirme (FBG) uygulaması yapılabilmektedir. FBG malzeme, kalınlık ve içyapı fiziksel karakteristikleri üzerinde PSP prensipleri ile birlikte çalışılarak kurgulanabilmektedir. Araç bileşenlerinde FBG (Tailoring) geliştirilen çözümler takip eden bölümde özetlenmiştir.



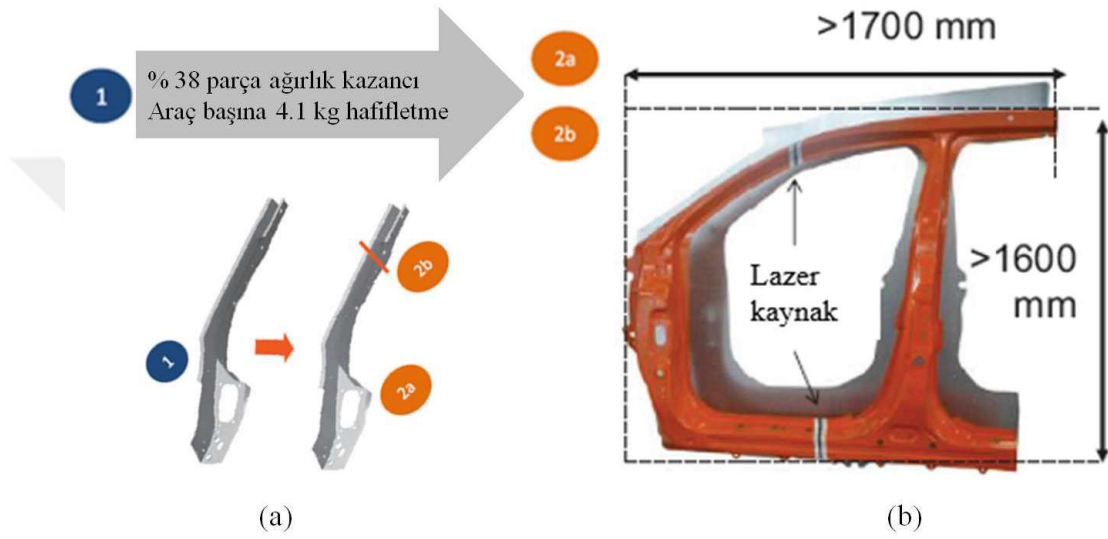
Şekil 1.15 : Araçta yaşam hücresi ve enerji emilim bölgeleri.

1.2.5.1 Farklı özellikli saclar kullanarak fonksiyonlu bölge geliştirme

Lazer kaynaklı saclar (TWB)

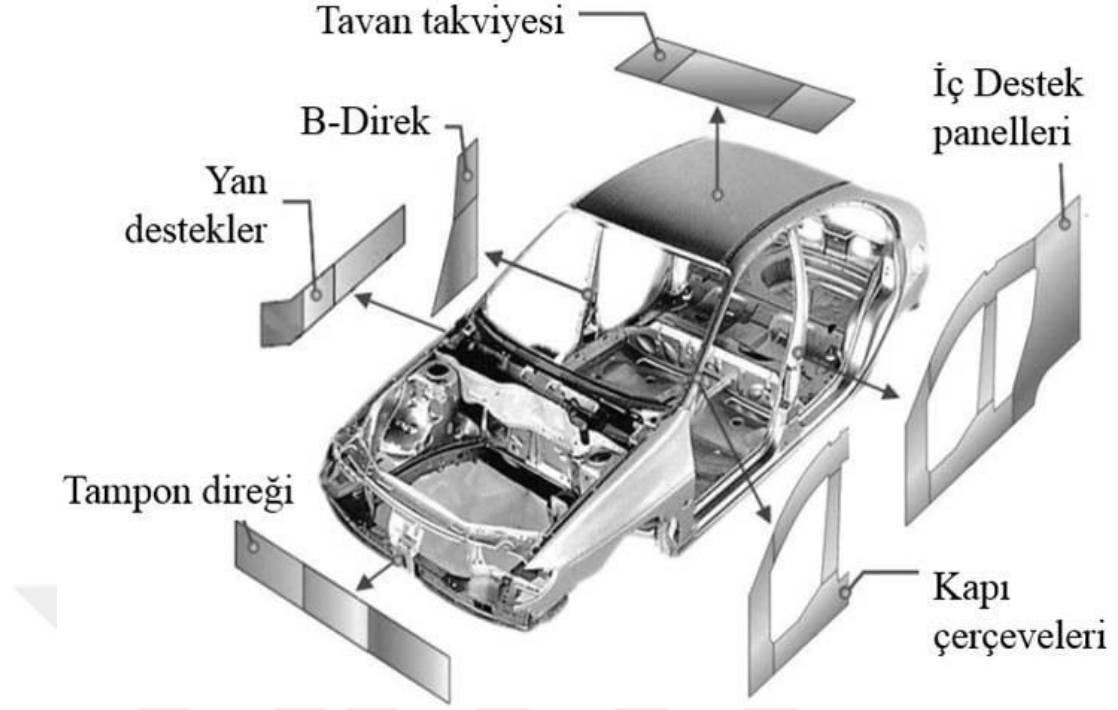
Farklı iki kalınlıkta, farklı mukavemet seviyelerinde veya hem farklı kalınlık hem de farklı mukavemet seviyelerindeki sac malzemelerin lazer kaynağı ile birleştirilip PSP ile şekillendirilmesi (Tailor Welding Blank, TWB) işlemleri araçlarda yoğun olarak

kullanılmaktadır. TWB uygulamalarında ArcelorMittal sac üreticisi sıcak şekillenen birbirinden farklı mekanik özellik gösteren iki farklı kalite Usibor®1500 ile Ductibor®500 MPa sac malzemelerini lazer kaynağı ile birleştirerek bu çalışmalara öncülük etmiştir [30]. Bu kombinasyon ile hem yüksek mukavemet hem süneklilik özellikleri bir arada bulunmaktadır [31]. Şekil 1.16 incelendiğinde çarpışma özelliği korunan bileşen %38 civarında hafifletme avantajı elde edilirken TWB'nin en önemli dezavantajı lazer kaynak bölgesinde ortaya çıkabilecek olası boşluklar, süreksizliklerdir.



Şekil 1.16 : (a) ArcelorMittal TWB çalışması örnek (b) Acura MDX modelinde kullanılan yan kapı TWB örnek [32].

2013 yılında tüm yan kapının TWB ile üretildiği hali ilk defa Acura MDX'de tanıtılmıştır. Gerçekleştirilen optimizasyon çalışmaları neticesinde araç başına 3 kg ağırlık kazancı elde edilmiştir. Şekil 1.17'de araç dış panel parçalarındaki TWB dağılımı verilmiştir.

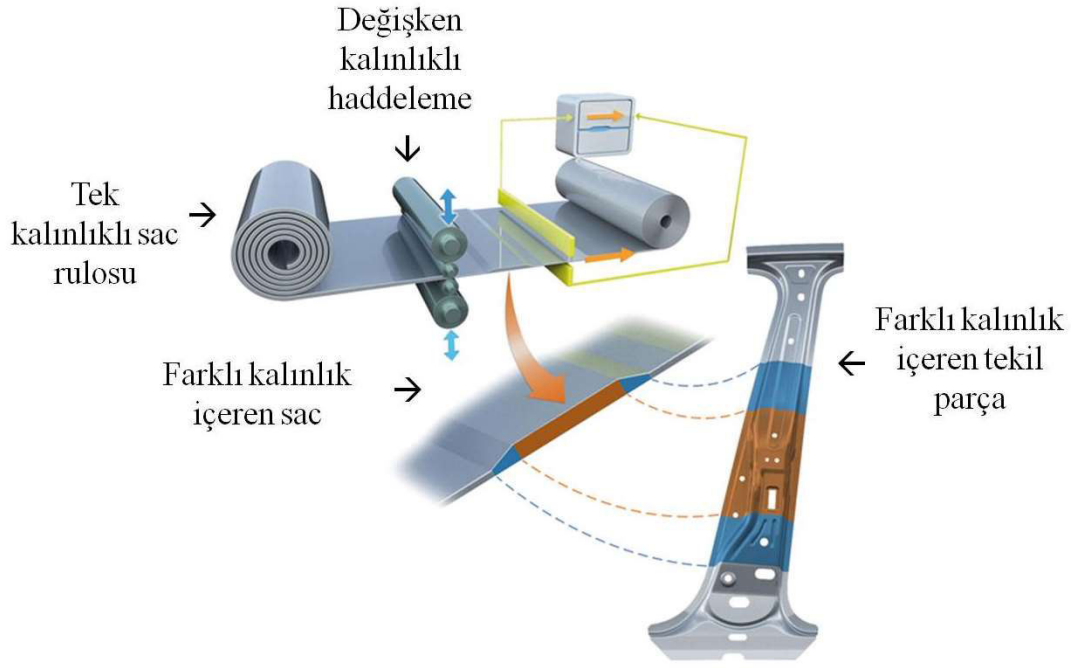


Şekil 1.17 : Araçlarda TWB kullanılan parçalar.

Kademeli haddelenmiş saclar (TRB)

Sacın değişken kalınlık ayarlı haddeme işlemleri ile üretilmesi. (Tailor Rolled Blank, TRB). Bölgesel mekanik ve yapısal özelliklerin bölgeye göre uyarlanabilmesine imkân vermektedir. 2001 yılında soğuk şekillendirme işlemlerinde başlayan bu yöntem, 2006 yılından itibaren PSP işlemlerinde de kullanılmaktadır [33]. Şekil 1.18’de verilen sistem BMW X5 modelinde kullanılmıştır. Diğer TRB kullanan araçlar; 2010 Volvo S60, 2011 Audi A6, 2011 Ford Focus, 2012 VW Golf VII, 2013 Ford Kuga/Escape, 2014 Peugeot 308, 2014 Volvo XC90’dır.

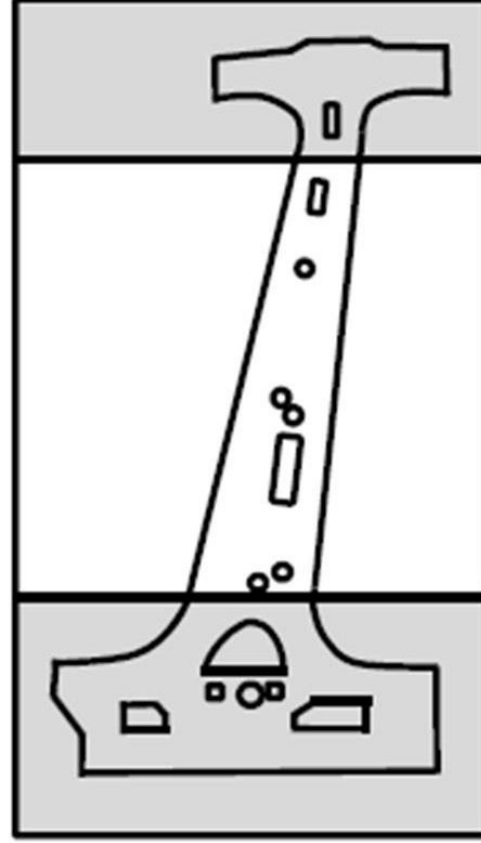
Parça üzerinde kademeli kalınlık geçişinin sağlanması TWB ile kıyaslandığında kaynak bölgesinde oluşabilecek süreksizlikleri içermemesi açısından daha avantajlıdır. Diğer yandan TRB’nin hem sac birim maliyeti, hem de değişken kalınlıkların kalıp yüzey işlemlerindeki maliyetler söz konusu olduğundan genel olarak TWB’den yüksek maliyetli bir yöntemdir.



Şekil 1.18 : TRB örnek (Mubea GmbH).

Fırında kısmi östenitlenen saclar

Fırın içerisinde östenitleştirme sıcaklığına kadar ısınan ve ısınması engellenen bölgeler çeşitli fırın tasarımları ile mümkün olmaktadır. Böylelikle tam martenzitik olması gereken bölgeler östenitleştirme sıcaklığına kadar ısıtılırken diğer bölgeler östenitleştirme sıcaklığına kadar ısınmadan fırından kalıba gönderilir. Bir çalışmada çeliklerin fırın içerisinde 775 °C, 825 °C ve 950 °C'lik farklı derecelerde ısıtıldıktan sonra uygulanan su verme işleminin ardından elde edilen mekanik özellikler incelenmiştir. Bu çalışmadan elde edilen sonuçlara 725 °C'de ısıtılan çeliğin sertlik değeri sertlikte 300 Hv'nin altına düştüğünü, 825 °C'de ve 950 °C'de 440 Hv'ye kıyasla bir azalma gözlemlendiği raporlanmıştır. Bu düşük sertlik değerleri, işlem öncesi özelliklerin (ferrit, perlit) ve martensitin birleşiminden oluşan ferritik-martenzitik mikroyapıya bağlı olduğu belirtilmiştir [34]. Yöntem; tam bir martenzitik yapıda PSP'li parçanın, mekanik özelliklerini modifiye etmek ve daha sünek bölgeler yaratmak için lokal olarak tavlabilir. Yüksek süneklik temperlenmiş martenzit oluşumu ile elde edilir şeklinde açıklanabilir. TRB ve TWB kullanımı ile karşılaştırıldığında ne haddeleme ne de kaynak prosesi içerir ancak fırında bu işlemin kontrollü olarak gerçekleştirilmesi kritiktir. Şekil 1.19'de verilen bir yan kapı direği (B pillar) için tasarlanmış FBG örneğidir.



**SÜNEKLİLİĞİN
ARTIRILMASIYLA**
Enerji emilimi artışı
sağlamak

**AKMA
MUKAVEMETİNİN
ARTIRILMASIYLA**
Yüksek dinamik yük
altında yapısal bütünlüğün
korunması

**SÜNEKLİLİĞİN
ARTIRILMASIYLA**
Enerji emilimi artışı
sağlamak

Şekil 1.19 : Fonksiyonlu bölge geliştirme örneği, B direk.

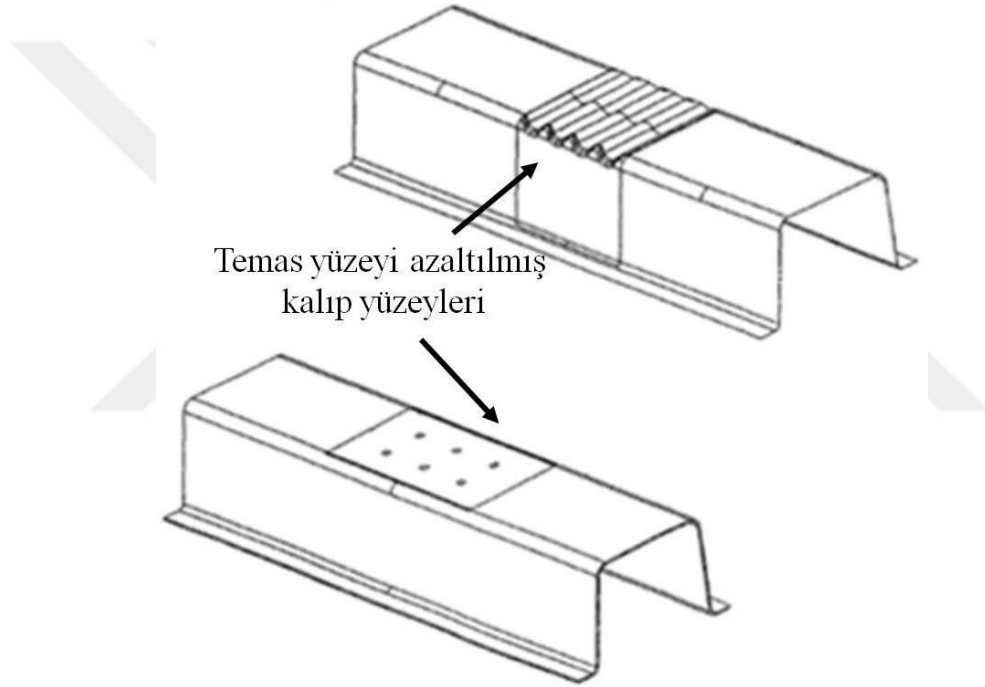
1.2.5.2 Çeşitli ısıtma-soğutma yöntemleri ile fonksiyonlu bölge geliştirme

PSP sisteminde üretilecek parça iç yapısının proses parametreleri ile kontrol edilebilir olması, tek bir parçanın önceden işlem gerektirmeden fonksiyonlu bölge tasarımı gerçekleştirilerek üretilebilmesi daha avantajlı olarak görüldüğü durumlar söz konusu olabilmektedir. Bu kapsamda çeşitli yöntemler ile PSP ısıtma ve soğutma sisteminde faz dönüşümünün kontrolünü sağlayabilecek yöntemler alt başlıklarda derlenmiştir.

PSP’de farklı kalıp yüzeyleri ile değişken kontak alanlarının oluşturulması

PSP işlemlerinde parçanın soğuma hızı parçanın kalıp yüzeyi ile temasına bağlıdır. PSP’de kalıp içerisindeki çeliklerin yüzeye yakın bölgesinde konumlandırılan soğutma kanallarından geçen suyun kalıp çeliğini soğutması ve yüksek ısıl iletkenlik katsayısına sahip çelikler ile kontak basınçları sağlanarak hızlı soğutmanın gerçekleştirilmesi ana amaçtır. Ancak hızlı soğuması istenilmeyen bölgelerde kontak basınçlarının azaltılması ya da kontakların ortadan kaldırılması gerekmektedir. Parçadaki basınç dağılımı kalıba temas yüzeyi üzerinde yapılacak olası değişiklikler

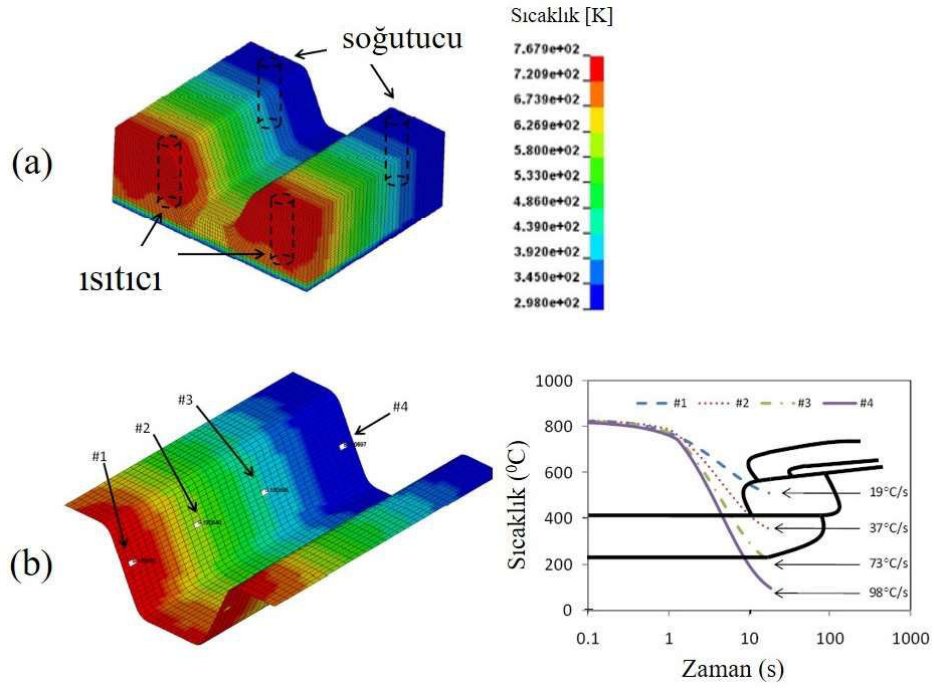
ile kontrol edilebilir. Kalıp ile parça arasındaki boşluğa farklı bir yüzey tasarımı işlenebilir ve ısı transferi iletim hızı azaltılabilmektedir [21]. Böylelikle soğutma kanalları ile kontak sağlanmayan bölgeler ile PSP kalıbında FBG'ler oluşturulabilmektedir. Şekil 1.20'da verilen yüzey geometrileri Gestamp Hardtech tarafından patentlenmiş özel olarak geliştirilmiş FBG örneğidir [35]. Kalıp yüzeyinde farklı geometriler oluşturulup, temas alanları azaltılarak kalıp yüzeyi ve şekillenecek parça arasındaki ısı transferi sınırlandırılmıştır. Kalıp ile temas yüzeyi azalan bölgede sacın soğuması yavaşlatılmış iç yapısal olarak hızlı soğuma ile oluşabilen tam martenzit yapı engellenmiştir böylelikle mukavemeti parça geneline göre kısmen düşük bölgeler oluşturulmuştur [35].



Şekil 1.20 : Farklı kalıp yüzeyi örnekleri [35].

PSP'de kısmi ısıtmalı/soğutmalı kalıpların kullanılması

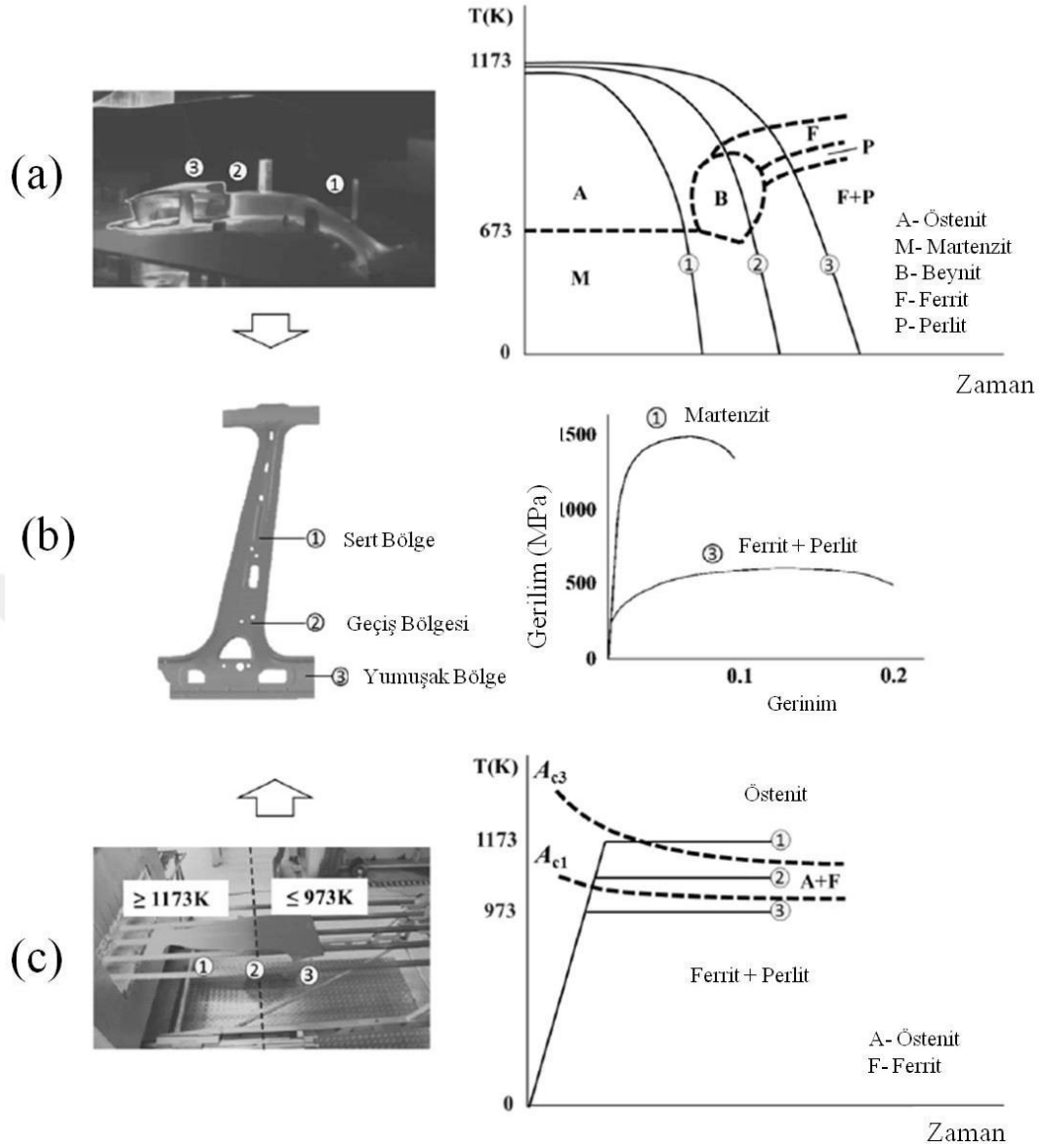
PSP'de fonksiyonlu bölge geliştirmenin bir yöntemi yüzeyler arasındaki sıcaklık farkını azaltarak parçanın soğuma hızını yavaşlatmaktır. Böylelikle soğutma hızının; 30 °C/s'den düşük olması halinde tam martenzit dönüşüm gerçekleşmediğinden düşük sertlik değerlerine sahip bölgeler oluşturulabilmektedir [17, 36, 37]. Şekil 1.21(a)'da yöntemin basitleştirilmiş hali verilmiştir. Sistemde kalıp içerisinde ısıtma ve soğutma sistemi konumlandırılmıştır. Hesaplamalı çalışma neticesinde sac malzemede meydana gelen sıcaklık dağılımı Şekil 1.21(b)'de verilmiştir [17].



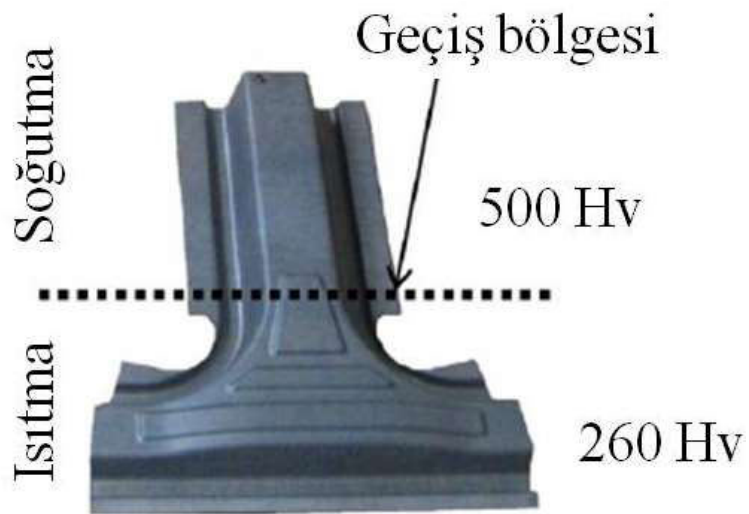
Şekil 1.21 : (a) PSP kalıbında ısıtma ve soğutma sistemi (b) Kalıp sıcaklığının soğutma hızlarına etkisi [17].

Otomobil güvenlik parçalarından olan B direğinin kısmi ısıtmalı bir şekilde PSP işlemi ile üretilmesinin aşamalı olarak gösterimi ve detayları Şekil 1.22’de verilmiştir. Bu bölgeleri elde edebilmek için Şekil 1.22(a)’da verilen 1. bölgede martenzit oluşumu için gerekli olan hızlı soğuma işlemi gerçekleştirilmiş, 2. bölgede 1. bölgeye nispeten yavaş bir soğutma hızı takip ederken, 3. bölgede martenzit oluşumunu engelleyecek seviye de çok yavaş bir soğutma hızı mekanizması kalıp içerisinde gerçekleştirilmiştir. Böylelikle Şekil 1.22(b)’de üç farklı bölge tanımlaması sürekli soğuma dönüşüm diyagramında verilen bölgelere benzer şekilde gözlenmektedir. İlk bölge yapısal olarak martenzitik ve sert, ikinci bölge geçiş bölgesi olarak varsayılan orta sertlikte bir bölge iken, üçüncü bölge ise yumuşak, düşük sertlik değerlerine sahip bir bölge olarak elde edilmiştir [13].

Bir diğer çalışmada geçiş bölgesini kontrol edebilmek amaçlı 1mm’lik bir yalıtım alanı hava ile oluşturulmuştur (Şekil 1.23). Böylelikle hızlı soğumanın gerçekleştiği kısımda tamamen martenzitik bir içyapı ile yaklaşık 500 Hv sertlik değerinde iken, hava boşluğu ile ayrılarak 400 °C’de sabit sıcaklıkta tutulan soğutmanın olmadığı kısımda 262-304 Hv sertlik değerleri elde edilmiştir [17].



Şekil 1.22 : B direğine uygulanan kısmi ısıtmalı FBG örneği [13].



Şekil 1.23 : Kısmi soğutmalı FBG örneği [17].

PSP kalıbında farklı ısı iletkenliğe sahip çeliklerin kullanılması

PSP’de kalıp içerisindeki çeliklerin yüzeye yakın bölgesinde konumlandırılan soğutma kanallarından geçen suyun çeliği hızlı soğutmanın gerçekleştirilmesi ana amaçtır. PSP’de kullanılan kalıp çeliği 42 Wm/K ısı iletkenliğine sahip olan 4140 muadili çelikler kullanılmaktadır. Ancak hızlı soğuması istenilmeyen bölgelerde ısı iletkenliği düşük çeliklerin kullanılması suretiyle düşük sertlikte bölgeler geliştirilebilmiştir [38].

1.2.6 Preste sertleştirme prosesi’nin avantaj ve limitleri

PSP işleminin sağlamış olduğu mekanik özelliklere farklı şekillendirme yöntemleri ile ulaşabilmek mümkün olamamıştır. Son yıllarda çelik üreticilerinin çalışmaları sonucunda 1500 MPa seviyelerine ulaşan mukavemet değerlerindeki soğuk şekillendirilebilecek saclar ile ilgili çalışmalar sürmektedir (3. Nesil GYMÇ). Geri esneme davranışları yüksek olan bu çeliklerde, pres kuvvetleri de PSP yöntemine göre oldukça yüksektir. Dolayısıyla PSP’nin hâlihazırda şekillendirmede sağladığı avantajları sürmektedir.

PSP’nin geleneksel şekillendirme yöntemlerine göre limitleri aşağıdaki gibidir:

- Üretim hatlarının ilk yatırım maliyetlerinin yüksek olması,
- Kalıp maliyetlerinin yüksek olması,
- Kalıp benzetim çalışmalarının ve imalat sürelerinin daha uzun olması,
- Isıtmak için gerekli enerji maliyetinin varlığı,
- Üretim hattı, kalıp maliyetleri ve bakımları yüksektir,
- Soğutma zamanı sebebiyle dakikada üretilen üretim adedi düşüktür.
- PSP disiplinler arası bir yöntem olduğu için uygulamada farklı disiplinler hakkında uzmanlık ihtiyacı vardır.
- Üretim hattı için ısıtma, soğutma ve bekleme sürelerinin gerçekleştirilmesi için hidrolik sisteme ihtiyaç vardır.
- PSP’de kullanılacak malzemeler sınırlıdır, yeni malzeme ile ilgili çalışmalar sürmektedir.
- Hem sac malzeme hem de kalıp malzemeler maliyetleri yüksektir.
- Hem fizibilite hem de soğutma kanalı simülasyonu yapabilen sonlu elemanlar program ihtiyacı vardır.
- PSP teknolojisi ile ilgili tecrübe sınırlıdır.

- Yüksek sıcaklığa uygun emniyet şartlarını sağlanması gerekliliği söz konusudur.
- Yüksek sertlikte üretilen parçalardan nihai ürün oluşumu için maliyeti yüksek lazerle kesme yöntemleri kullanılmaktadır.

PSP'nin geleneksel şekillendirme yöntemlerine göre avantajları aşağıdaki gibidir:

- Araç ağırlığını azaltmada potansiyeli yüksek teknoloji
- Dayanım/ağırlık azaltma/şekillendirilebilirlik oranı ile etkili
- Minimum geri yaylanma özelliği.
- Kompleks geometrileri tek operasyonda şekillendirilebilme kabiliyeti
- Mükemmel çarpışma davranışı.
- Metal içindeki homojen olmayan, yüksek sıcaklıkta yapılan işlem ile kolaylıkla giderilebilmesi.
- Östenit fazında şekillendirme yapıldığı için uzama değerleri çok yüksektir ve incelme riski olan parçalarda avantaj sağlar.
- Üretim parametreleri geliştirilebilir mekanik özellikleri değişken, fonksiyonlu parça üretimine olanak sağlayabilmekte aynı parçada farklı bölgelerde farklı mukavemet değerleri elde edilebilir (TRB, TWB, Soft Zone).

Bu avantajlarına rağmen PSP geleneksel şekillendirme yöntemlerine oranla karmaşık bir imalat yöntemidir. Sac şekillendirme işleminin etkili bir tasarımı, yüksek sıcaklıktaki hem malzeme davranışının hem de kalıp ve sac arasındaki ara yüzey etkileşiminin tanımlanması mekanik ve malzeme bilgisi gerektirir. PSP esasında hem şekillendirme hem de bir soğutma sistematüğini içerdiğinden süreçlerin bütünüyle parametrik olarak termo-mekanik-metalurjik bir modelle temsil edildiğı sonlu elemanlar yöntemi esasına dayanan bir matematiksel modelin kullanımını zorunlu kılmaktadır. PSP sağladığı imkânlar nedeniyle birçok avantaja sahip olmasına rağmen soğuk şekillendirmeye göre tecrübe eksikliği, maliyet gibi etkenlerden dolayı birtakım ihtiyaçları da beraberinde getirebilmektedir. Bu açıdan değerlendirildiğinde proste geleneksel, tam martenzit içyapısında parça üretimi gerçekleştirebilen endüstriyel çalışmalara literatürde rastlanmaktadır. Ancak FBG ile ilgili (Tailoring), sıcak sac şekillendirme limitleri, ısı transfer karakterizasyonları, sürtünme davranışları, malzeme kaplamaları, sayısal modellemeler ile ilgili çalışmalar kısıtlıdır, bilimsel araştırma konusu olmaya devam etmektedir.

1.3 Sürtünme Karıştırma Prosesi ile İlgili Literatür Araştırması

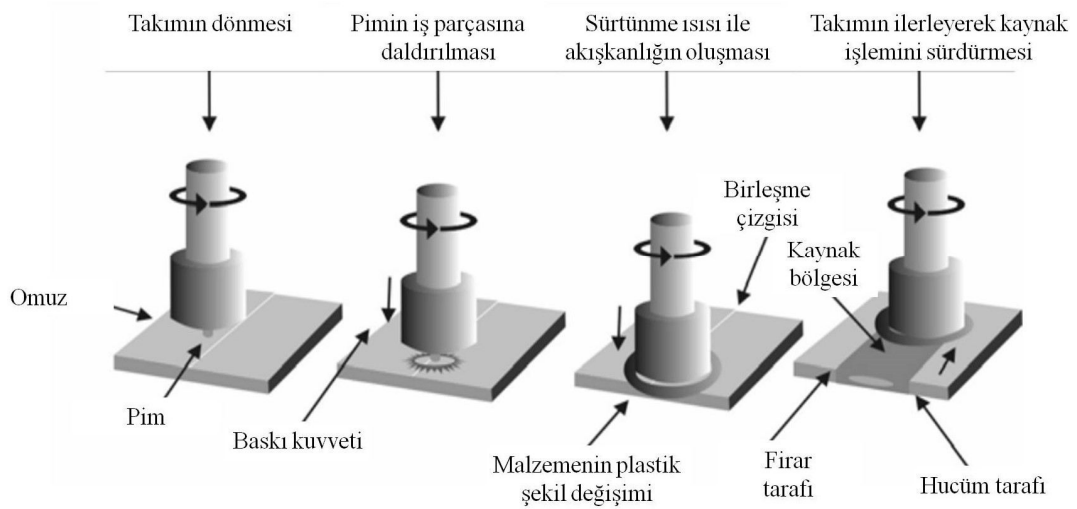
Sürtünme karıştırma kaynağı (SKK) 1990'lı yılların başında İngiltere Kaynak Enstitüsü'nde (TWI) özellikle demir dışı metallerin birleştirme işlemlerinde kullanılmak üzere geliştirilmiş ve patentlenmiş bir katı hal kaynak yöntemidir [39]. Geleneksel kaynak yöntemleri ile birleştirilmesi güç olan veya 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 sağlaması, çevre dostu olması açısından son 15 yılın "yeşil" birleştirme tekniği olarak sayılmaktadır [39-42].

Yöntemin geliştirildiği yılları takiben, özellikle alüminyum ve alüminyum alaşımlarının kaynağında geniş bir kullanım alanına ulaşmıştır [40, 43-46]. Sürtünme karıştırma kaynağı özellikle 2000'li yıllardan itibaren alüminyum dışı malzemelere uygulanması üzerine de çalışmalar yapılmıştır. Bu kapsamda, magnezyum alaşımları, bakır alaşımları, paslanmaz çelikler ve metal kompozitler üzerine yapılan uygulamalarda da başarılı sonuçlar elde edilmiştir [47-50]. Son yıllarda sürtünme karıştırma teknolojisi kullanılarak hem proses hem de kaynak metodları geliştirilmiş ve malzemelerin proses edilmesi ve birleştirilmesi geneline hizmet etmektedir [51] (Şekil 1.24).

Sürtünme karıştırma teknolojisi dahilinde geliştirilen yöntemler iki ana başlık altında Şekil 1.24'de gösterildiği gibi kategorize edilebilir. Sürtünme karıştırma kaynağına eklenen takım ve dönme parametrelerindeki değişkenlikler ile farklı yöntemler geliştirildiği görülmektedir. Diğer yandan sürtünme karıştırma prosesleri incelendiğinde yüzey teknolojilerinden, eklemeli üretime kadar uzanan bir teknolojik seviyeye ulaştığı ve geliştirilen bu yöntemlerin endüstriyel uygulamalarında da aynı ivme ile gelişim sergilediği söylenebilir [41, 42, 52-54].

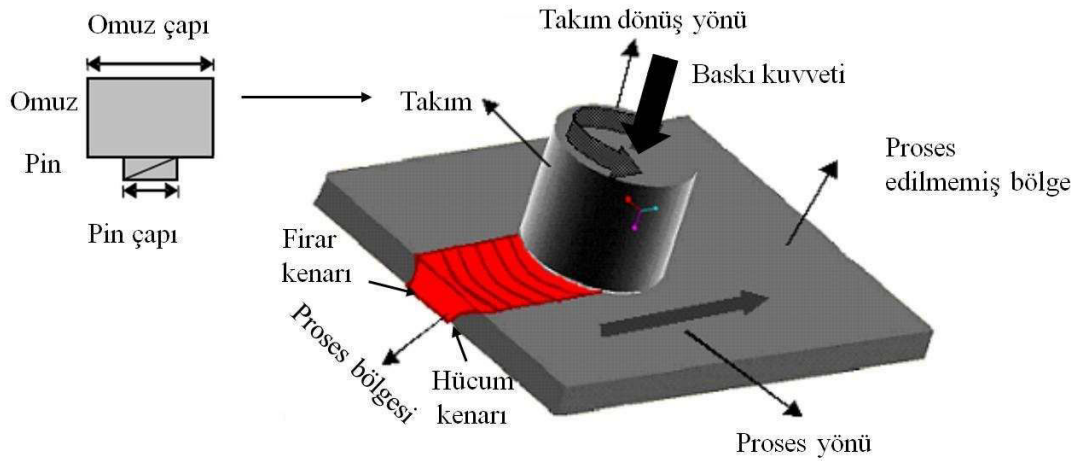


Şekil 1.24 : Sürtünme karıştırma teknolojisi temelinde geliştirilen güncel yöntemler [51].



Şekil 1.25 : Sürtünme karıştırma kaynağının uygulama prensipleri [55].

SKK yönteminin uygulama prensipleri Şekil 1.25’de şematize edilmiştir [55]. Genel olarak yöntemin uygulanması için, aşınmaya dayanıklı omuzlu bir pimden ibaret olan bir takım kullanılmaktadır. Uygulama sırasında yüksek devirde döndürülen takım, alın altına getirilip sabitlenen parçalarının temas hattına daldırılarak birleşme çizgisi boyunca hareket ettirilmektedir (Şekil 1.25). Bu hareket sırasında dönen pim etrafını saran metale kayma ile plastik deformasyon uygulayarak önden arkaya doğru metal akışı sağlar. Bu metal akışı birleştirilecek kısımların birbirleri ile karışmasını sağlayarak kaynak işlemini gerçekleştirir. [41, 56]. 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 incelmeleri ortaya çıkmaktadır [57-60].



Şekil 1.26 : Sürtünme karıştırma prosesinin şematik gösterimi [61].

SKK işlemi sonrasında gerçekleştirilen incelemeler neticesinde birleştirilen malzemelerin yapısında mevcut olabilen porozite, inklüzyon, ya da kimyasal bileşim dengesizlikleri gibi birçok yapısal kusur da ortadan kaldırılabilir [45]. 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/yaklaşım geliştirilmiştir [45]. Bu niteliği ile, SKP, SKK ile temel prensipleri aynı olan ve mühendislik malzemelerinin mekanik özelliklerini iyileştirmek için katı halde uygulanan bir termomekanik bir işlem olarak tanımlanmaktadır (Şekil 1.26). Bu iki yöntemin arasındaki en temel fark SKP uygulanmasında takım tek parça malzemeye daldırılarak birleştirme amacı güdülmeyen sadece içyapısal modifikasyon amacıyla sürdürülmesidir [45].

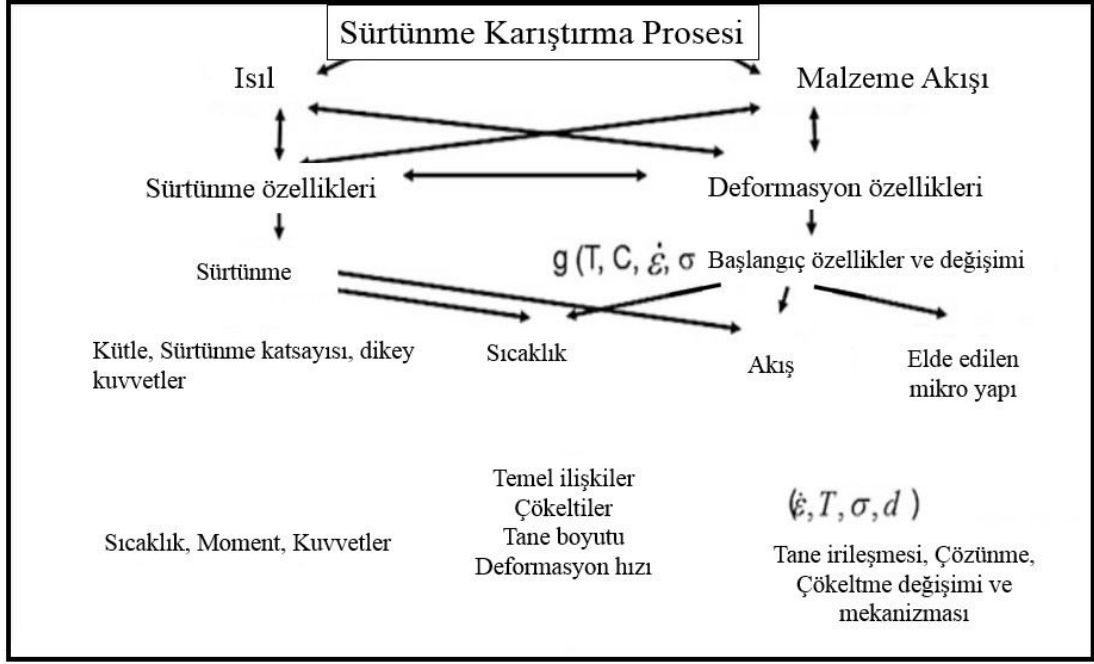
Son yıllarda özellikle metallerin mekanik özelliklerinde muazzam iyileştirmelerin elde edilebildiği aşırı plastik deformasyon (APD) yöntemleri (ECAP/MAF/ARB gibi) geliştirilmiştir [62-65]. Bu yöntemlerin temel prensibi iş parçasının geometrik özelliklerinde önemli değişim oluşmadan yüksek miktardaki plastik deformasyonun uygulanabilmesidir. Bu özellik göz önünde bulundurulduğunda, SKP'nin termomekanik prensipler üzerine kurulu olmasına rağmen, APD yöntemlerine kıyasla daha verimli ve endüstriyel uygulamalara yatkın bir proses olarak değerlendirilebilir [60, 66]. SKP yönteminin öne çıkan ve değer katan avantajları aşağıda verildiği gibi özetlenebilir [53]:

- 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 katma değer sağlar.

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

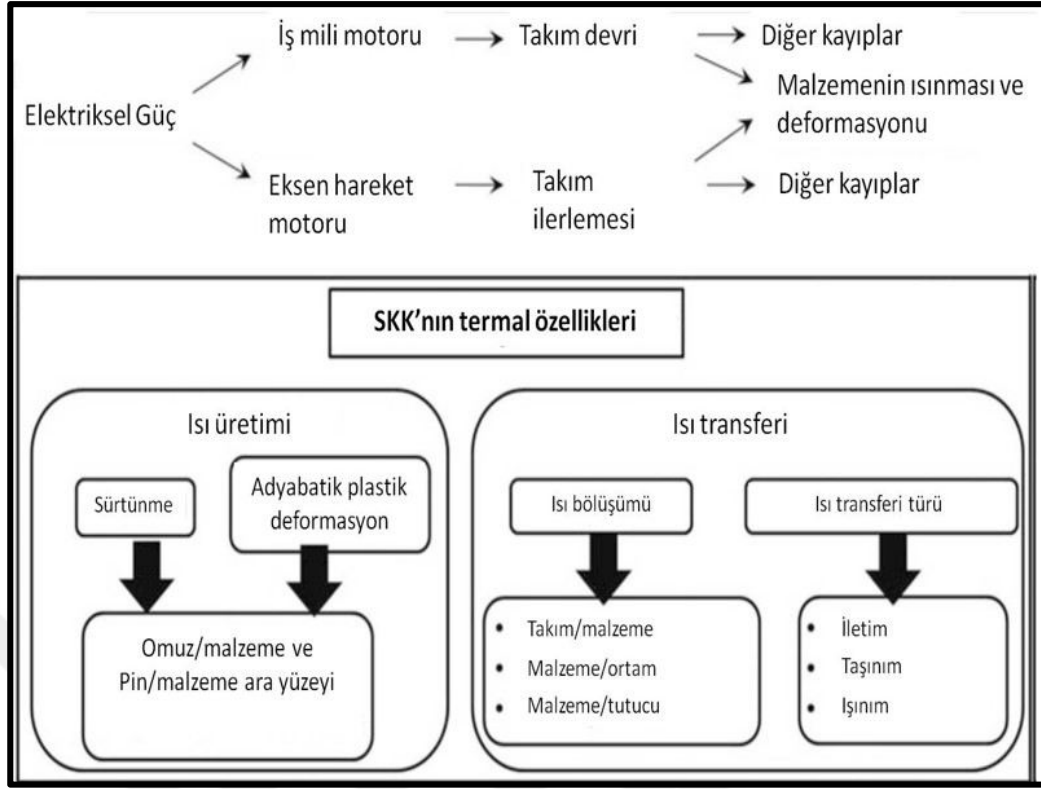
1.3.1 Sürtünme karıştırma prosesi işlem parametreleri

SKP eşzamanlı termomekanik süreçler arasında karmaşık bir etkileşim içerir. Bu etkileşim prosesin tüm mekanik sürecini, dinamik yeniden kristalleşme davranışını, plastik deformasyon ve akışını, ısınma ve soğuma hızını etkilemektedir [41]. Dolayısıyla SKP işlemlerinde proses hızı, takım devir sayısı, takımın aksel baskı kuvveti, takımın eğim açısı ve takım tasarımı SKP sürecinin kontrol etmek için kullanılan ana bağımsız değişkenlerdir (Şekil 1.27). Isı üretim hızı, sıcaklık alanı, soğuma hızı bu değişkenlere göre oluşan diğer parametreler arasında sayılabilir (Şekil 1.27).



Şekil 1.27 : SKP işleminin yapısal özellikleri etkileyen parametreleri [53].

SKP esnasında ısı, plastik deformasyon yoluyla iş parçası ve takım arasında sürtünme tarafından üretilir (Şekil 1.27). SKP sürecindeki malzeme akışının çoğu proses esnasında takım geometrisinin arkasından plastikleşmiş malzemenin taşınmasıyla meydana gelir [42]. 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 1.27) [53]. Proses sırasında takımın malzeme üzerinde uyguladığı dikey kuvvetin artırılması durumunda da proses sırasında üretilen ısı enerjisinin arttığı bilinmektedir [53]. Isının üretilmesi kadar transferi de proses üzerinde etkili bulunmuştur [67]. Proses esnasında ısının transferinin iletim taşınım ve ışıyım yolu ile yapılması mümkündür (Şekil 1.28). Bazı deneysel ve hesaplamalı çalışmalar önemli miktardaki plastik akışın takımın çevresinde meydana geldiğini ve ısı transferinin ana mekanizmasının tüm ısı transferi türleri ile ilişkide olduğunu ancak taşınım ile ısı transferinin daha etkili olduğunu savunmuşlardır [68]. Özellikle Al alaşımları üzerinde gerçekleştirilen SKK işlemleri sırasındaki ısı transferi katsayıları üzerine çalışmalar mevcuttur, en uygun değer aralığı ise $1000-3000 \text{ Wm}^0\text{K}$ mertebelerindedir [68-70]. Isı transferi üzerinde gerçekleştirilen bir çalışmada SKP/SKK işlemlerindeki mekanik enerjinin %95 oranında iş parçası üzerine aktarıldığını belirlemişlerdir [68].



Şekil 1.28 : SKP işleminde enerji akışı ve ısı transferi ile ilgili parametreler [69].

Takım devir sayısının yüksek değerlerde seçilmesi halinde, proses sırasında üretilen ısı enerjisinin de arttığı bilinmektedir [41]. Bu durum, proses edilen metalin sıcaklığının da artmasına neden olmaktadır [56, 70]. Sıcaklığı artan malzemenin yumuşamasıyla da daha etkin bir karıştırma gerçekleşmektedir [42, 71]. Bununla birlikte iş parçası ve takım yüzeyi arasındaki sürtünme katsayısı ısınmayı etkilemektedir. 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 olmadığı belirlenmiştir [69, 72].

Proses esnasında ısının üretimi ve proses kalitesine olan etkilerinin incelenmesi kapsamında birçok çalışma ve model geliştirilmiştir. Demir dışı metallerde tane incilmesi yorumlanabilen birçok model ve çalışma mevcutken, çeliklerde ısı etkisi ile faz dönüşümü çıktısına odaklanan modeller azınlıktadır [54].

SKP işlem parametrelerinin, proses sırasındaki ısı oluşumuna ve bunun neticesinde elde edilen proses sıcaklığına etkileri analitik olarak da incelenerek temel işlem parametrelerini içeren denklemler elde edilmiştir. Proses esnasında ısı oluşumunu konu alan çalışmalarda genellikle birbirine benzer fiziksel temeller dahilinde geliştirilmiş iki farklı yaklaşımın ön plana çıktığı gözlemlenmiştir. Bu

yaklaşımlardan ilki, takım tarafından malzemeye aktarılan mekanik hareketin sürtünme nedeniyle ısı enerjisine dönüşmesi üzerine kurulmuştur (Eşitlik 1.4) [69, 72-74].

$$q_0 = \int_0^R 4\pi^2 \mu P N r^2 dr = \frac{4}{3} \pi^2 \mu P N R^3 \quad (1.4)$$

Eşitlik 1.4'de q_0 ; ısı girdisini (watt cinsinden), μ ; sürtünme katsayısını, R ; sürtünme yüzeyi yarıçapını, P ; sürtünme yüzeyindeki basınç dağılımını, N ; takım devir sayısını ifade etmektedir.

Mekanik hareketin sürtünme nedeniyle ısı enerjisine dönüşmesi prensibine dayanan bir başka çalışmada ise proste oluşun ortalama ısı girdisi Eşitlik 1.5'deki biçimde ifade edilmiştir [75].

$$q = \frac{2\pi}{3} \mu p \omega R^3 \quad (1.5)$$

Eşitlik 1.5'de q ; ortalama ısı girdisini (watt cinsinden), μ ; sürtünme katsayısını, R ; sürtünme yüzeyi yarıçapını, p ; sürtünme yüzeyindeki basınç dağılımını, ω ; takım devir sayısını ifade etmektedir.

Eşitlik 1.4 ve Eşitlik 1.5 incelendiğinde SKP sırasında malzemeye iletilen ısı girdisinin takım ile numune yüzeyi arasındaki sürtünme katsayısı, takım tarafından uygulanan yüzey basıncı, takım devir sayısı ve takım çapı ile artış sergilediği anlaşılmaktadır. Bununla birlikte, proses hızının denklemlerde yer almadığı görülmüştür. Bu çalışmalarda benimsenen yaklaşımlarda süreç ilerleme hızının, ısı girdisi üzerine etkili olmadığı; Ancak, proses bölgesinin soğuma hızı üzerinde etkisi olduğu ifade edilmektedir [25]. Proses bölgesinin soğuma hızını ifade eden denklemler aşağıda verilmiştir (Eşitlik 1.6).

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_x = - \left[\frac{2 \cdot K_s \cdot \pi \cdot V \cdot (T_8 - T_5)^2}{60 \cdot Q} \right] \quad (1.6)$$

Eşitlik 1.6'da t ; zamanı, K_s ; ısı iletim katsayısını, V ; ilerleme hızını, Q ; ısı girdi oranını, T ; sıcaklığı ifade etmektedir.

$$\frac{T}{T_m} = K \cdot \left(\frac{\omega^2}{V_f \times 10^4} \right)^\alpha \quad (1.7)$$

Eşitlik 1.7'te T ; maksimum proses sıcaklığını, K ; değeri yaklaşık 0,65 olmak üzere bir sabit sayıyı, α ; değeri yaklaşık 0.04 olmak üzere bir sabit sayıyı, V_f ; ilerleme hızını, ω ; takım devir sayısını, T_m ; malzemenin ergime sıcaklığını ifade etmektedir.

Eşitlik 1.6 ve Eşitlik 1.7 değerlendirildiğinde SKP sırasında meydana gelen soğuma hızının proses sıcaklığı ve takım ilerleme hızı ile birlikte artış sergilediği dikkati çekmektedir. Bu sonuçlar literatürdeki deneysel çalışmalardan elde edilen sonuçlar ile de uyumludur.

Literatürde prosese ısı girdisini belirlemek için benimsenen ikinci yaklaşım ise enerjinin korunumu ilkesine dayanmaktadır [21]. Bu yaklaşımda toplam enerji, sürtünme enerjisi ve plastik şekil değiştirme enerjisi olarak ifade edilmektedir (Eşitlik 1.8 ve Eşitlik 1.9).

$$E_{toplam} = E_{sürtünme} + E_{plastik\ deformasyon} \quad (1.8)$$

$$E_{toplam} = 2\mu F \left(\frac{1}{3}r_0 + \frac{r_i^2}{r_0^2}H \right) \frac{\omega}{v_0} + s\sigma_\varepsilon \varepsilon_\varepsilon (2r_i H) \quad (1.9)$$

Eşitlik 1.9'da μ ; sürtünme katsayısını, F ; baskı kuvvetini, r_0 ; takım omuz yarıçapını, v_0 ; ilerleme hızını, r_i ; takım pin yarıçapını, σ_ε ; efektif gerilmeyi, ε_ε ; efektif uzamayı, ω ; takım devir sayısını, H ; pinin yüksekliğini ifade etmektedir.

Bu eşitliğe göre, SKP sırasında sürtünme nedeniyle üretilen enerji değerinin sürtünme katsayısı takım pim çapı, takım omuz çapı, pin yüksekliği ve takım devir sayısı ile artış sergilediği dikkati çekmektedir. Takım ilerleme hızının ise bu değeri azaltan bir etki ortaya koyduğu anlaşılmaktadır.

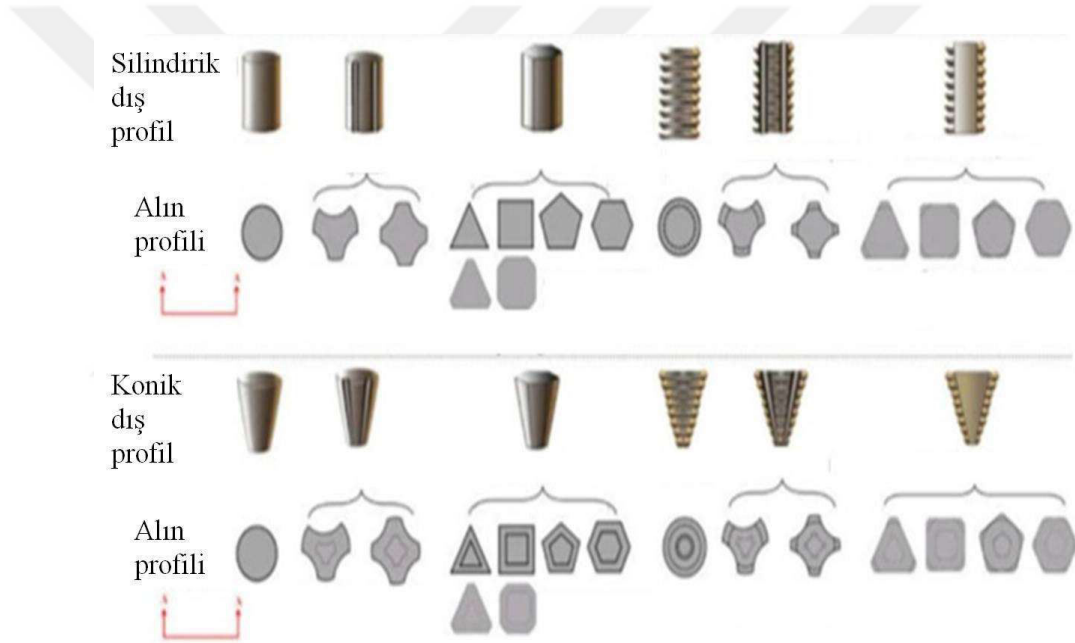
Literatürde, özellikle Al alaşımları üzerinde gerçekleştirilen SKP işlemleri sırasındaki ısı transferi katsayıları üzerine çalışmalar mevcuttur [68-70]. Bu çalışmaların yanı sıra SKK/SKP işlemleri sırasında ısı dağılımını ifade eden denklemleri elde etmeye yönelik çalışmalara rastlamak da mümkündür [20]. Isı transferi üzerinde gerçekleştirilen bir çalışmada ise SKP/SKK işlemlerindeki mekanik enerjinin %95 oranında iş parçası üzerine aktarıldığını belirlemişlerdir [68]. 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 [76].

1.3.2 Takım teknolojisi

SKK/SKP'de kullanılacak takım ve pin profilleri işlem bölgesindeki viskoz metalin akış yolunu kolaylaştıracak/kontrol edecek şekilde üretilmesi gerektiğinden işleme ve malzemeye özel tasarlanmaktadır [77]. Takımın boyutu, geometrisi, malzeme akışı, proses bölgesindeki ısı oluşumu, proses bölgesinin yapısal ve mekanik özelliklerini etkilemektedir (Şekil 1.29). Takım geometrisi, takım omzunun çapı, omuz-malzeme yüzeyine temas eden düzleminin geometrik özellikleri ve karıştırma ucunun geometrik özelliklerden oluşmaktadır [53]. Takım geometrisinin proses edilen malzemenin içyapısal mekanik özelliklerine etkileri birçok araştırmada ele alınmış ve bu konuda önemli bir birikim elde edilmiştir [59, 78]. 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 sağlanmaktadır. 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 üniform olarak ortaya çıkmasını engellediği ve/veya proses bölgesinde hacimsel hataların ortaya çıkmasına neden olduğu anlaşılmıştır [79]. Bu kapsamdaki hataların en aza indirilebilmesi için omuz yüzeyinde 6-10° mertebelerinde konkav bir geometri oluşturulmasının önemli oranda katma değer sağladığı anlaşılmıştır [53]. Tersisi 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 [59]. 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 [53, 59]. Yapılan bazı çalışmalarda, düz omuz yüzeyine Şekil 1.29'da 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 [59].

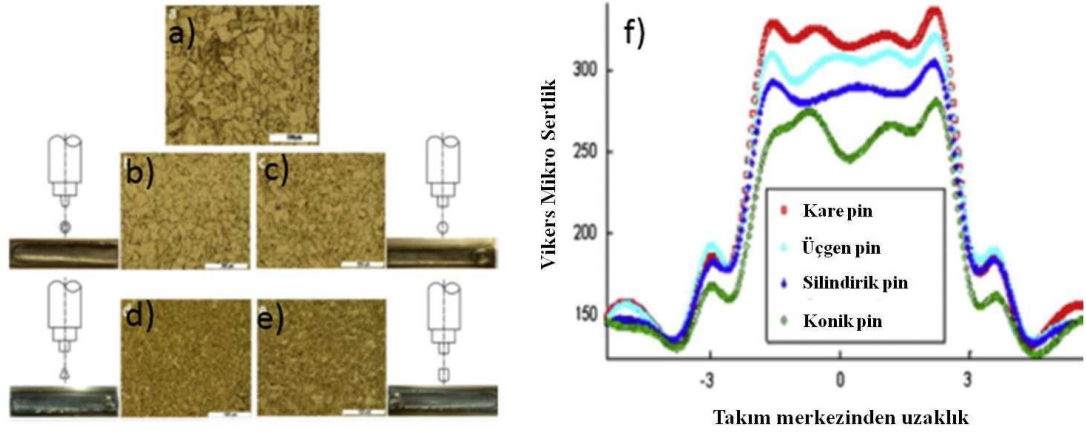
SKP işleminde kullanılmak üzere çok çeşitli pim geometrilerinin deformasyon homojenliği, içyapısal incelme, malzeme akışı ve takımın hareketi nedeniyle ortaya çıkacak kuvvetler üzerinde önemli etkileri olduğu anlaşılmıştır. Geliştirilen karıştırma pimleri incelendiğinde yan yüzey geometrisinin silindirik veya konik olduğu tipler, bunların dış açılarak ve bölgesel olarak düz bölgeler oluşturularak modifiye edilmiş tipleri denenmiştir [59]. 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 1.29).



Şekil 1.29 : SKP işleminde kullanılan takımlarda farklı omuz yüzeyi ve pin geometrileri [59].

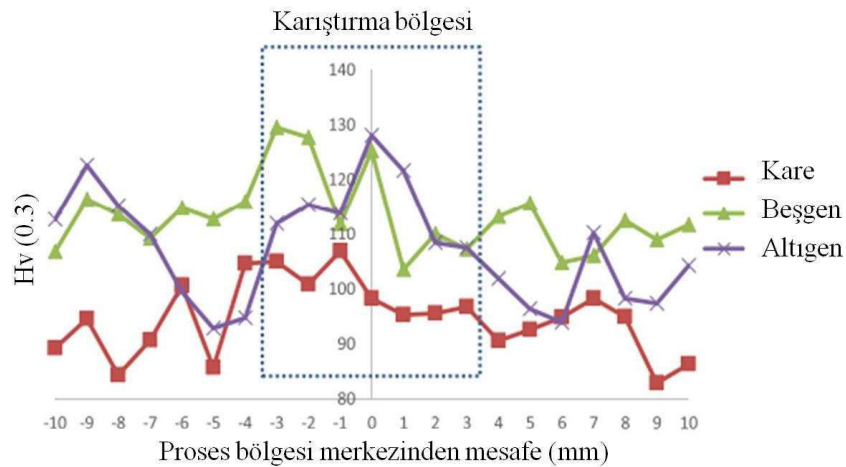
Pim geometrisinin proses bölgesinin yapısal ve mekanik özellikleri üzerinde etkilerini inceleyen çalışmalarda, yuvarlak köşeli pimler kullanılarak çok ince taneli (ÇİT) yapının elde edilmesi açısından daha iyi performans gösterdiği belirlenmiştir (Şekil 1.29) [79]. Pim yan yüzeyine dış açılması veya düz bölgeler oluşturulmasının hacimsel hatalar içermeyen proses bölgelerinin yüksek ilerleme hızlarında elde edilmesinde daha etkin olduğunu göstermiştir [59]. 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 [79].



Şekil 1.30 : 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 [79].

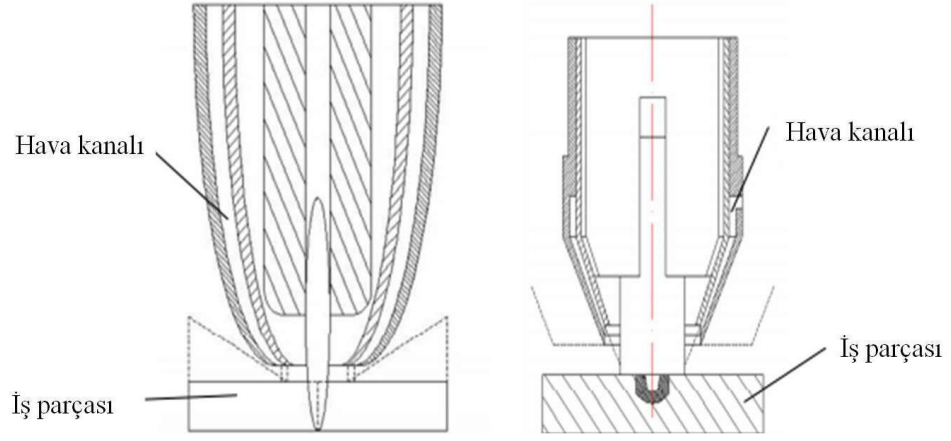
SKP neticesinde elde edilen ÇİT yapıdaki ortalama tane boyutunun, takımın geometrisinden, önemli ölçüde etkilendiğini gösteren çalışmalar mevcuttur (Şekil 1.30). Özellikle çeliklere uygulanan SKP çalışmalarında, takım geometrisinin kare olarak seçilmesi ile elde edilen sertlik değerleri en yüksek seviyesine ulaşmıştır [79]. Çokgen pim geometrilerinin SKP üzerindeki etkilerini incelenen çalışmada sertlik ve pim geometrisi ile ilgili ilişki Şekil 1.31’de verilmiştir. Kare, beşgen ve altıgen pim geometrileri neticesinde beşgen ve altıgen pimler kullanılarak gerçekleştirilen proseslerde kavitasyonlar gözlemlenmiş, kare pim kullanılması durumunda ise bu durumun gelişmediği gözlemlenmemiştir [80].



Şekil 1.31 : SKP’de kullanılan pin geometrilerinin sertlik ile olan ilişkileri [80].

Takımlarda kullanılan malzemeler üzerinde yapılan araştırmalar incelendiğinde SKP işlemlerinde ergime derecesi dūřuk demir dışı malzemelerin, özellikle Al alaşımlarının, birleştirme işlemlerinde birçok endüstriyel uygulamada başarıyla ve kolaylıkla uygulanmaktadır. Son yıllarda ise çeliklere/sac malzemelere uygulanan SKP işlemleri ile ilgili çalışmalar göze çarpmaktadır [41, 56]. Çeliklerin yüksek mukavemetinden dolayı SKK işleminde kullanılacak takımın mekanik ve termal yüklere dayanıklı olması gerekmektedir [81]. Takım malzemesinin 1000 C'nin üzerindeki sıcaklıklarda yeterli mekanik özellikleri sergileyebilir nitelikte olması gerekmektedir [56]. Bu sıcaklıklara dayanıklı takım üretimindeki güçlükler bu metodun çeliklere uygulanmasını zorlaştıran en önemli nedenlerden birisini oluşturmaktadır [59, 82]. Yüksek sıcaklık uygulamaları için geliştirilen takım malzemelerinde önemli gelişmeler sağlanmasına rağmen çeliklere SKP uygulamak için kullanılacak takımların aşınma problemleri halen tam anlamıyla zlememiřtir. Bu kapsamda en iyi performans ve sonuçların alındığı malzemeler arasında çok kristalli bor nitrür (PCBN) nde gelmektedir [54, 69, 83]. Bu malzemeden yapılmış uçlar yüksek sertliklerinden dolayı SKP sırasında daha az oranda aşınmaktadırlar [78]. Yöntemin çeliklere uygulanmasında kullanılan uçların imal edilmesinde yaygın olarak tercih edilen bir başka malzeme ise kolay temin edilebilirliği nedeniyle tungsten karbür (WC)'dr. Takım malzemesi olarak kullanılabilen diğer malzemeler tungsten ve molibden alaşımlarıdır [53, 70].

SKK/SKP işlemlerinde koruyucu gaz kullanılmaması diğer kaynak yöntemlerinden farklı kılan ana özellik olmasına rağmen, son yıllarda çelikler/paslanmaz çelikler gibi ergime sıcaklığı yüksek olan metallere SKK/SKP işlemleri esnasında gerek takımda gerekse işlem gören metalde ulaşılan sıcaklığın 1000 C seviyelerine ulaşması nedeniyle, işlem bölgesinde ve takım ucunda oksitlenmeler ortaya çıkabilmektedir. Bu durumu ortadan kaldırmak, takım ucu ömrünü artırılabilmesi için su soğutmalı takım tutucular ve takım ucunu korozyondan korumak için koruyucu gazlar kullanılabilir. Bu durumu ortadan kaldırmak, takım ucu ömrünü artırılabilmesi için su soğutmalı takım tutucular ve takım ucunu korozyondan korumak için koruyucu gazlar kullanılabilir.



Şekil 1.32 : Takım üfleçlerinin şematik gösterimi.

İşlem bölgesinin hava ile temasının kesilmesi amacıyla SKP takımının üst bağlantı başlığı bölgesine bir gaz üfleci monte edilebilmektedir (Şekil 1.32). Böylelikle hem takım soğutulmakta hem de oksitlenme bir miktar engellenebilmektedir [59, 78].

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 [54, 70, 83].

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 [83, 84]. SKP’nin başarılı şekilde uygulanabilmesi için takımı 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 [85]. 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

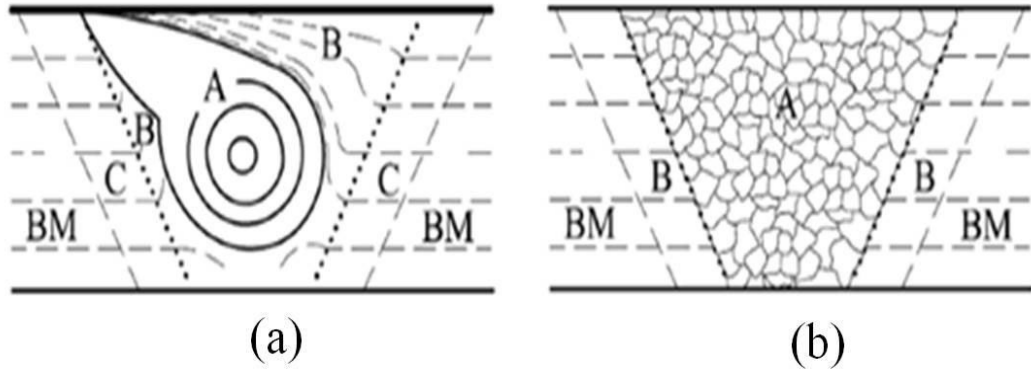
edilmesi amaçlanmaktadır. Bu nedenle, proseslerin uygulanması sırasında kullanılacak dönme ve ilerleme hızlarının bu amaca uygun seçilmesi gerekmektedir. Karıştırıcı ucun dönme hızının artırılması ile sürtünme hızında da artış ortaya çıktığından, proses bölgesindeki ısı girdisi de artmaktadır. Bu durum tane yapısının irileşmesine neden olacağından proses bölgesinin mekanik özelliklerine olumsuz etkide bulunmaktadır [85]. 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 [82, 86-88].

1.3.3 SKP'nin malzemelerin içyapısal özelliklerine etkileri

Metallere uygulanan SKP işlemi içyapısal özelliklerde önemli değişikliklere neden olmaktadır [70]. Yöntemin uygulamasında seçilen işlem parametreleri ile ilişkili olarak SKP işlemi sonrasında içyapısal ve mekanik özellikler açısından farklılıklar sergileyen deformasyon bölgeleri (Şekil 1.10) ortaya çıkmaktadır [70, 73, 85]. Söz konusu bölgelerin oluşumunda SKP işleminin uygulandığı malzemelerin yeniden kristalleşme davranışları da etkili olmaktadır [85]. Yeniden kristalleşme hızının düşük olduğu metallerde elde edilen deformasyon bölgesi Şekil 1.33(a)'da gösterilmiştir.

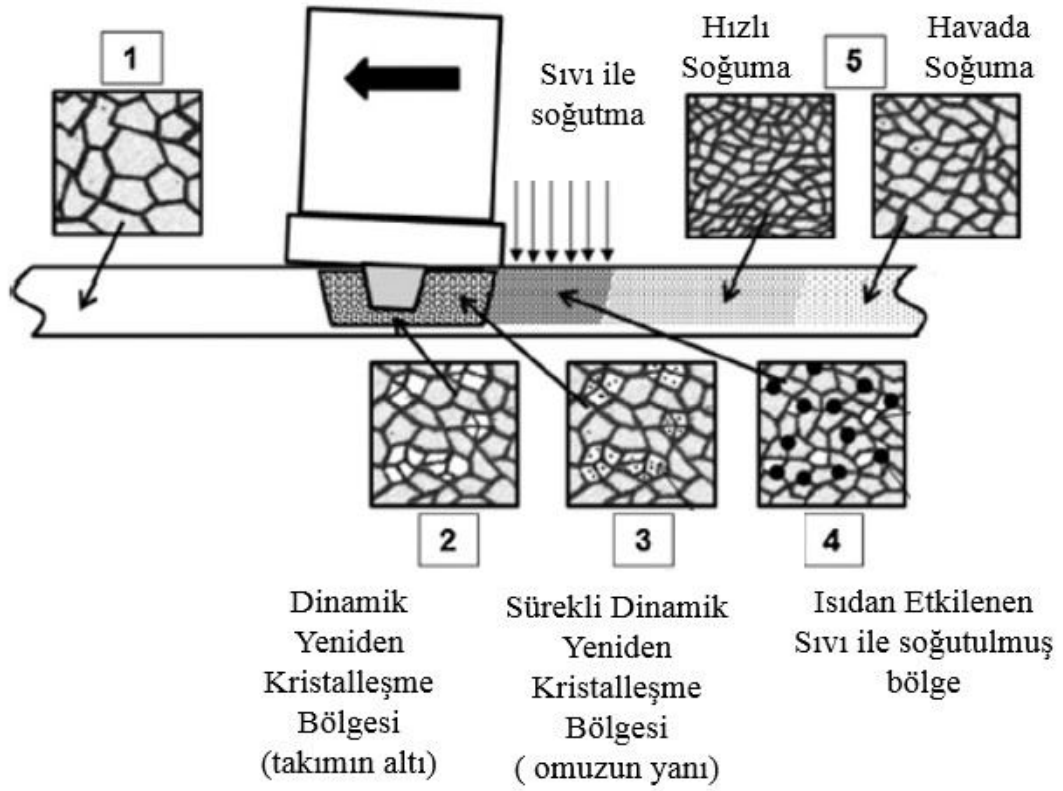
Şekil 1.33'da belirtilen bölgeler karıştırıcı pimin hareketi ve omuzun uyguladığı dövme etkisi ile birlikte hareket eksininde simetrik olarak meydana gelen bir aşırı oranda plastik deformasyona uğramış bir "karışma bölgesi" ortaya çıkmaktadır. Bu bölgede hem plastik deformasyon hem de ısı girdisi en büyük değerlere ulaşmaktadır. Bu nedenle karışma bölgesinde dinamik yeniden kristalleşme mekanizması etkin rol oynamaktadır [50, 57, 59, 70, 73, 89]. Dinamik yeniden kristalleşmenin etkisi ile karışma bölgesindeki içyapı daha çok eş eksenli tanelerden meydana gelmektedir [50, 57, 59, 70, 73, 89]. Proses parametrelerinin optimize edilmesi ile söz konusu bölgedeki tanelerin ortalama boyutunun mikron altı mertebelere kadar incelebileceği anlaşılmıştır [90-93]. 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 1.33(a)). Bu bölgede karıştırıcı pim tarafından uygulanan kayma gerilmeleri nedeniyle en boy oranı artmış ve 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 “ısı tesiri altındaki bölge (ITAB)” bulunmaktadır (Şekil 1.33(a)) [94]. Bu bölge proses edilecek malzemenin proses şartlarına göre değişen sıcaklık ve sürelerde tavllanmış bir türevi olarak algılanabilir [87]. Bu bölgenin bitiminde hem deformasyonun hem de ısı etkisinin ulaşmadığı prostesten etkilenmemiş bölge bulunmaktadır. Öte yandan yeniden kristalleşme hızının yüksek olduğu çelikler ve titanyum alaşımlarında ısıdan etkilenmiş bölge belirgin olarak ortaya çıkmamaktadır [85]. Bu tip metallere uygulanan SKP sonrasında elde edilen deformasyon bölgesi Şekil 1.33(b)’de gösterilmiştir.



Şekil 1.33 : 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)) [73, 85].

Proses esnasında farklı soğutma yöntemlerine göre içyapısal değişimlerin gözlemlenmesi ile ilgili çalışmalar da gerçekleştirilmiştir [54, 95]. Özellikle Al alaşımlarda gerçekleştirilen çalışmaların bir örneği Şekil 1.34’ de şematize edilmiştir.



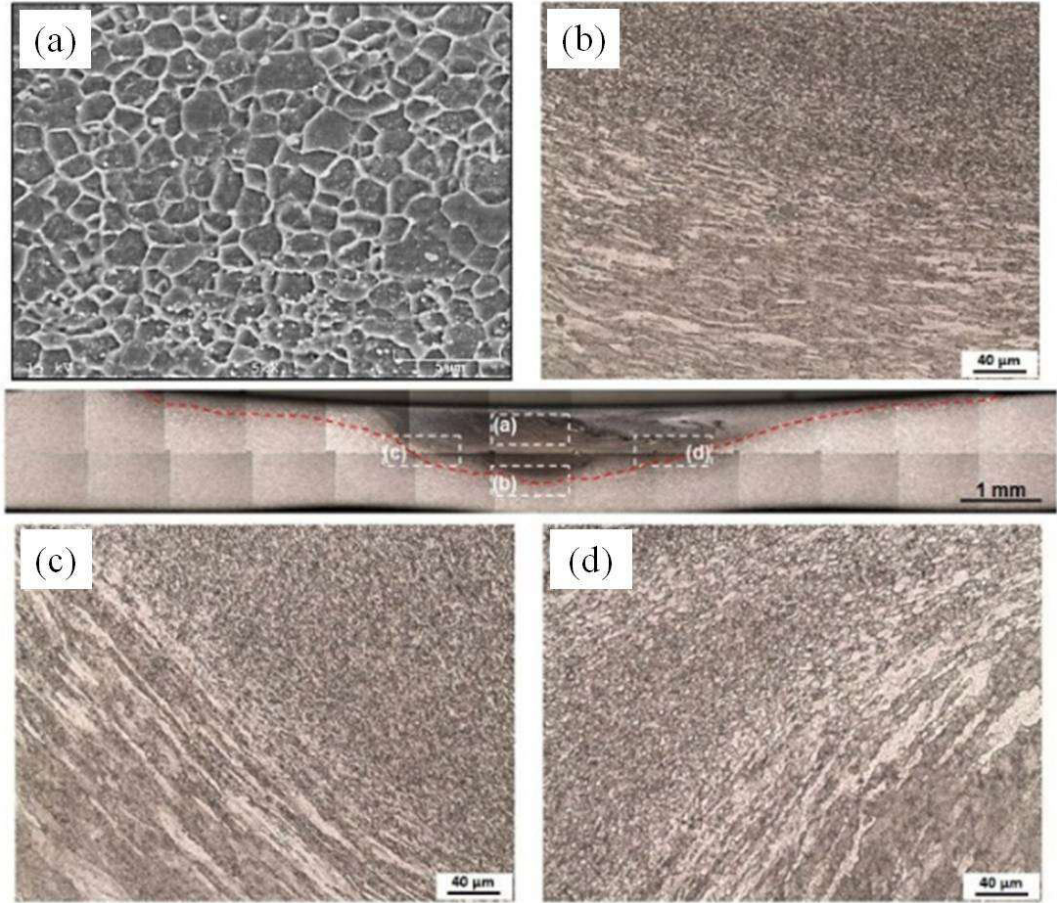
Şekil 1.34 : 5xxx serisi Al alaşımı SKP sonrası içyapısal değişimin şematik gösterimi [96].

Alüminyum alaşımlarının SKK/SKP esnasında oluşan ısı girdisi, bu alaşımların ısıl genleşmelerinin yüksek olması ve katılma sıcaklık aralıklarının geniş olması sonucu proseste çatlak ve gözenek oluşumuna neden olabilmekte, proses bölgelerinde sertleştirici çökeltilerin çözünmesine neden olduğu için ısı etkisi altında kalan bölgede sertlik ve mukavemeti düşürebilmektedir. Bu sebeple ısı girdisinin kontrolü önemlidir. Şekil 1.34’de görüldüğü üzere havada soğuma ile yavaş soğuma olmasından tane büyüklüğü göze çarparken, sıvı ile soğutulmasında ve hızlı soğutma süreçlerinde daha ince taneli bir yapı sergilemektedir. Yapısal değişimler hem malzeme hem proses parametrelerinden etkilenmekte ve bu değişimler hem mekanik özellikleri hem de proses başarısını etkilemektedir.

Sürtünme karıştırma işleminin çeliklere uygulanması ile ilgili çalışmalar genellikle birleştirme amacıyla gerçekleştirilmiştir [49, 66, 71, 81, 97-103]. Bu çalışmalarda, düşük ve orta karbonlu ve ötektoid üstü yüksek karbonlu çelikleri, paslanmaz çelikler [102, 104-106] 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 [71, 97, 98, 100, 107, 108]. Proses sırasında elde edilen içyapısal incelme sertlik ve mukavemet değerlerin iki kata yakın artmasına neden olmaktadır. Bunun yanında martenzitik dönüşümün gerçekleşmesi halinde karışma bölgesi ve TMB'deki sertlik değerleri 6 kata kadar artış sergilemektedir [49, 71, 81, 97-100, 109].

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 incelme çeliğin sertlik değerlerinin önemli oradan değişmesine neden olmuştur (Şekil 1.35). SKP işlemi sonrasında IF çeliğinin sertliği yaklaşık 2,5 kat artarak 106 Hv değerinden 260 Hv değerine yükselmiştir [47]. Düşük karbonlu bir çelik üzerinde gerçekleştirilen SKP çalışması neticesinde tane yapısının 25 µm mertebelerinden, 3 µm mertebelerine kadar indiği kayıt edilmiştir [110]. Xue ve arkadaşları [111] tarafından gerçekleştirilen bir çalışmada, SKP işlemi ultra-ince tane yapıları ferritik-martenzitik iki fazlı mikroyapının üretilmesi amacıyla kullanılmıştır. Uygulanan SKP işlemi yapıdaki ferrit tane boyutunun 1 mikrometre mertebelerine kadar inceltmesine 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 [111].

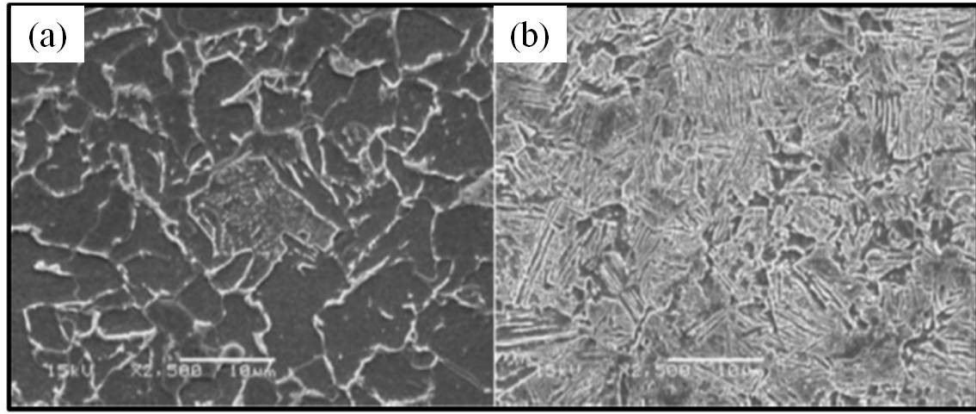


Şekil 1.35 : SKP işlemi sonrasında IF-çeliğinin içyapısında ortaya çıkan değişimler: (a) karışma bölgesi, (b)-(d) İşlemden etkilenmemiş bölge ile karışma bölgesi arasındaki geçiş bölgesi [47].

Nelson, T.W. ve arkadaşları [112] tarafından bir çalışmada ise, düşük alaşımli 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 [112]. 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,

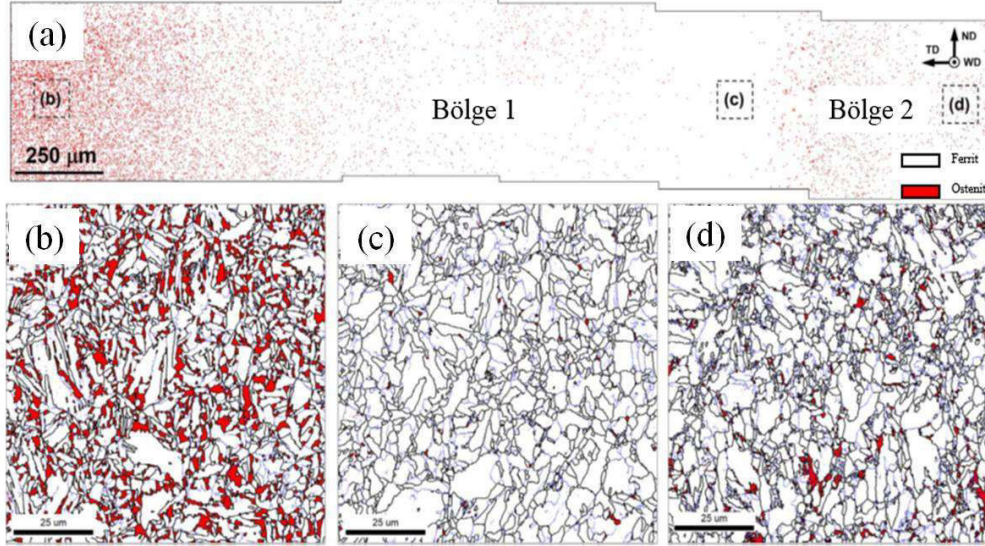
mukavemet değerlerinde önemli oranda artış elde edilirken sünekliliğin belirgin olarak azaldığı görülmüştür [106].

M. P. Miles, ve arkadaşları DP 500 ve TRIP 590 saclarına çeşitli kombinasyonlarda uyguladığı sürtünme karıştırma işleminde, işlem bölgesinde ana çelik malzemeden daha yoğun bir martenzit oluşumu gözlemlenmiştir (Şekil 1.36) [103]. Proses hızına bağlı olarak yapısal değişimlerin ince çelik malzemelerde de belirgin olarak değiştiği saptanmıştır.



Şekil 1.36 : DP 590 sac malzemesine sürtünme karıştırma işlemi sonrasında içyapısında ortaya çıkan değişimler a) 800d/d b) 1200d/d [103].

Miranov ve arkadaşlarının TRIP 1200 sac malzemesine uyguladıkları SKK işlemi neticesinde elde edilen içyapısal değişikliği geri saçılmış elektron difraksiyonu (electron backscattered diffraction-EBSD) ile görüntülemiştir [113]. Şekil 1.37(a) bölgesinde kalıntı ostenit miktarının daha yoğun Bölge 1 olarak ifade edilen karıştırma bölgesinde ise kalıntı ostenitin eser miktarda olduğu görülmektedir. Karıştırma bölgesinin işlemsiz çelikten 2 kata yakın yüksek sertlik elde edildiği belirtilen çalışmada SKK'nın plastik deformasyon ve ısıl etkileriyle karıştırma bölgesinde kalıntı ostenitin martenzit fazına dönüştüğü şeklinde yorumlanmıştır (Şekil 1.37). EBSD sonuçları, SEM ve mekanik testlerden elde edilen sonuçları destekler nitelikte elde edilmesi SKK/SKP işlemlerinde içyapısal değişkenliğin daha net ifade edilmesine, kalınlık kesiti boyunca faz değişiminin gözlemlenmesine yardımcı olmuştur.



Şekil 1.37 : TRIP 1200 sac malzemesine SKP işlemi sonrasında içyapısında ortaya çıkan değişimlerin EBSD faz haritası görüntüleri [113].

Literatürde birleştirme amacı taşımayan sadece çeliklerin içyapısal kontrolünün sağlanması amacıyla gerçekleştirilmiş az sayıda çalışmaya rastlanmaktadır [47, 97, 106, 107, 114-116]. Bu çalışmalarda, hem kullanılan çeliklerin özellikleri hem de yüksek sertlikteki takım çeliklerin özelliklerine SKP'nin etkileri incelenmiştir.

1.3.4 SKP'nin malzemelerin mekanik özelliklerine etkileri

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

1.3.4.1 Sertlik, mukavemet ve süneklik

Prosesin mekanik özelliklere etkileri hem proses öncesi üretim/ısıtma işlem geçmişine hem de malzemenin fiziksel özelliklerine bağlı olarak önemli değişim sergilemektedir. SKP'yi etkileyen parametreler değiştirilerek/optimize edilerek mekanik özelliklerine olan etkilerini incelemek amacı ile birçok çalışma gerçekleştirilmiştir [53, 58, 70, 90]. 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 [47]. Dislokasyon yoğunluğunda ortaya çıkan bu artış, sertlik ve mukavemet değerlerinin artmasına süneklik değerlerinin belli oranda azalmasına neden olmaktadır [53]. 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 [83, 93, 106, 117].

Plazma spreyleme yöntemi ile tungsten kaplanmış plakaların SKP işlemleri sırasında yüzeydeki sert kaplamanın yüzeyin altındaki bölgelere dağıtılabilirdiği gösterilmiştir. Böylece, kaplanmış durumda görülen gevreklik ve düşük ısı 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 [118]. Mekanik özelliklerin takım çapı ve takım baskı kuvvetine bağlı olarak değiştiğini gösteren çalışmalar da mevcuttur [119]. 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 [120].

Al alaşımlarının ısı işlem uygulanamayan serilerinde (1xxx, 3xxx ve 5xxx) tam tavllanmış hallerinde uygulanan SKP işleminin sertlik ve mukavemet değerlerinin arttığı görülmüştür [46, 121]. 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 [122]. Benzer durum yaşlandırma ısıl işlemi ile sertleştirilebilir Al alaşımlarında da (2xxx, 6xxx ve 7xxx serileri) görülmektedir [44, 46, 53, 123, 124].

1.3.4.2 Yorulma davranışı

Uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen yorulma davranışı proses parametrelerine ve proses öncesinde uygulanmış olan ısıl işlem şartlarına bağlı olarak değişim sergilemektedir [125]. 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 [126, 127]. 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 [126, 127]. 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 [128].

1.3.4.3 Aşınma davranışı

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 aşınma direncinde önemli bir artış elde edilebilmiştir [129]. 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 [130]. Grewal ve arkadaşları tarafından yapılan bir çalışmada, çelik türbin kanatlarında kavitezyon 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 kaviteasyona dayalı ortaya çıkan aşınmaya karşı direncinde yaklaşık 3 kat arttığı görülmüştür [115]. 4140 çeliğine gerçekleştirilen SKP işlemi sonrasında aşınma mekanizmasının değiştiği ve bu değişimin içyapıda gerçekleşen martenzitik dönüşümün etkili olduğunu belirtmişlerdir

Çeliklerde SKP sonrası aşınma ile ilgili çalışmalar sınırlıdır. Diğer yandan içinde SKP yöntemini barındıran yenilikçi çalışmalar da mevcuttur. Çelik üzerine ısı girdisi sağlayacak spreylere SKP işlemleri gerçekleştirilerek yüzeye yakın bölgelerde yapısal olarak aşınmaya işlem görmemiş metalden 1,5 kat daha aşınmaya dayanıklı yüzey geliştirilmiştir [131]. Lazer kaplama+SKP çalışmasında ise işlem bölgesinde 2,5 kat sertlik artışının yanı sıra mikroyapısal değişim sonucu martenzit oranı arttırılmıştır [132].

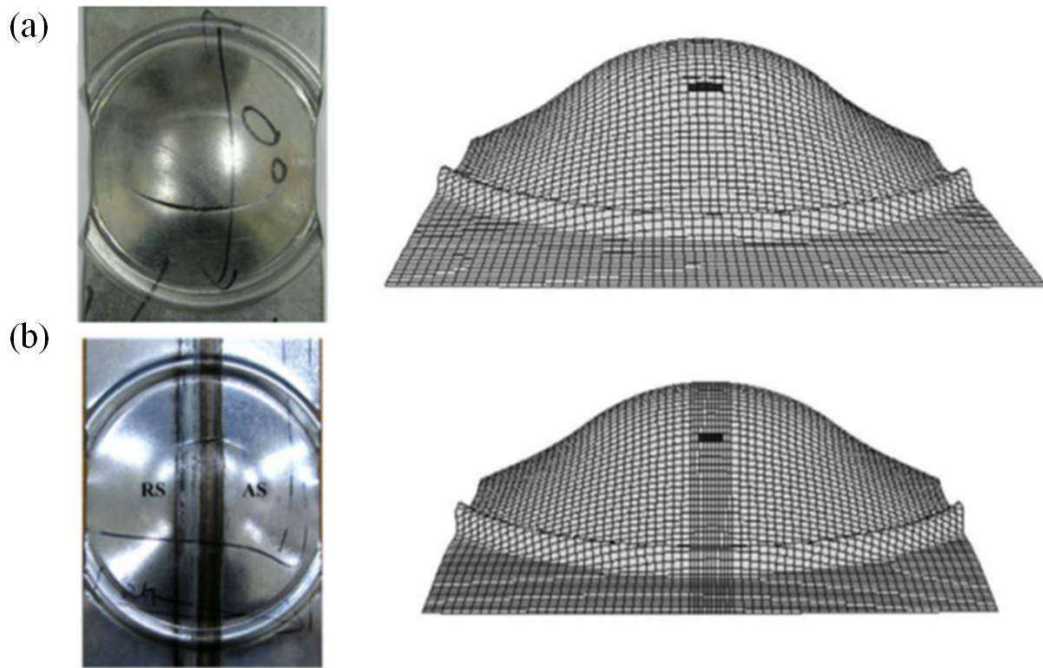
1.3.4.4 Şekillendirilebilirlik üzerindeki etkiler

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 SKP işlemi ile birleştirilmiş metal çiftlerinin şekillendirilebilirlik kabiliyeti incelenmiştir [40, 44-46, 73, 90, 126, 127, 133]. 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 [81]. Proses parametrelerinin proses bölgesi kalitesine etkileri ve mikro ölçekteki şekillendirilebilirlik özellikleri üzerine çalışmalar mevcuttur. Ancak makro anlamda SKP/SKK gerçekleştirilmiş parçaların şekillendirilmesi ile ilgili çalışmalar ve uygulamalar azınlıktadır.

Özellikle Al/Al alaşımlarında SKK işlemleri gerçekleştirilmiş parçaların şekillendirilmesi ile ilgili çalışmalar incelendiğinde hem hesaplamalı hem deneysel çalışmalar gerçekleştirilmiş, şekillendirme limit diyagramları oluşturulmuştur. Hasar mekanizmaları ile ilgili karşılaştırmalar gerçekleştirilmiştir (Şekil 1.38). Çalışma da DP 590 sacına SKK işlem öncesi ve sonrası elde edilen deneysel ve hesaplamalı

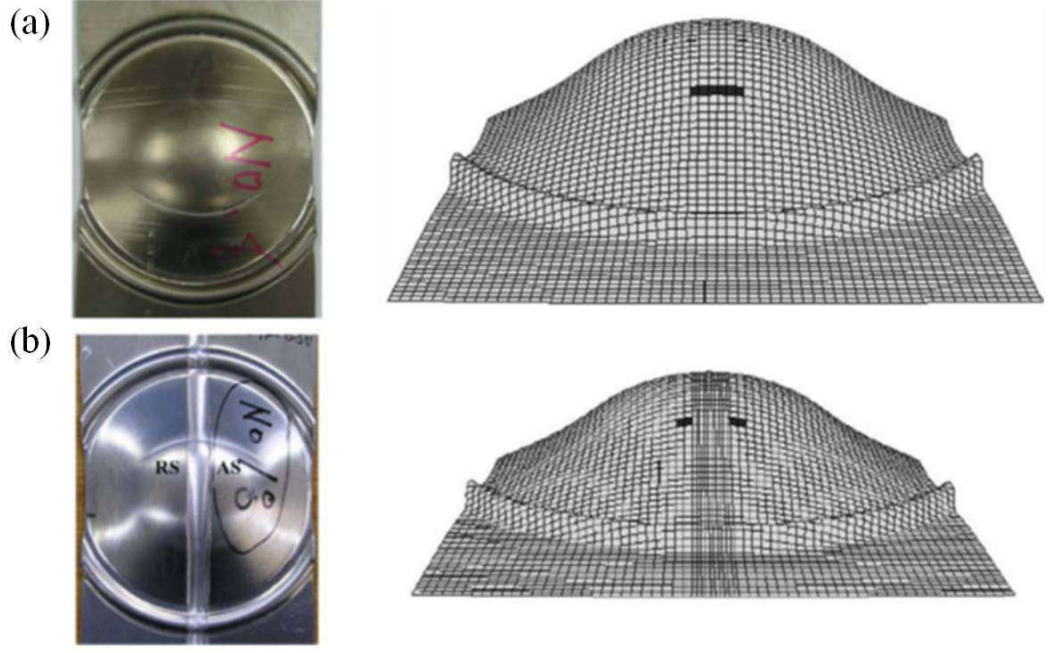
çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Şekil 1.38’de verilen SKK işlemlili DP 590 sac malzemesinde daha gevrek bir yırtılma söz konusu olurken, şekillendirme kuvvetlerinde azalma raporlanmıştır [134].

Benzer şekilde Al alaşımlarına uygulanan şekillendirilebilirlik testlerinde Şekil 1.16’da verilen 5xxx serisi Al uygulanan SKK işlemlili sonrasında şekillendirilmesinde oluşabilecek etkiler incelenmiştir. Hesaplamalı ve SEY çalışmaları karşılaştırılmıştır. Şekillendirme kuvvetinin SKK’lı ve işlemsiz bölgelerde birbirine yakın değerler aldığı belirtilmiştir (Şekil 1.39). SKK bölgesinin hem sünekliliğinin hem mukavemetinin işlemsiz bölgeden daha yüksek olduğu saptanmıştır [134].



Şekil 1.38 : DP 590 sac malzemesinde şekillendirilebilirlik çalışmaları deneysel ve SEY ile hasar oluşumu a) işlemsiz b) SKK işlemlili [134].

Literatür kapsamında incelenen çalışmalarda çeliklere/sac malzemelere uygulanan SKP işlemleri ile ilgili çok sayıda çalışma mevcut değildir [47]. 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 [47].



Şekil 1.39 : AA5083-O malzemesi şekillendirilebilirlik çalışmaları deneysel ve SEY ile hasar oluşumu a) işlemsiz b) SKK işlemlili [134].

İngiltere kaynak enstitüsü (TWI), Morgan Motor şirketi ile gerçekleştirdikleri ortak çalışmada otomotiv parçasını 4xxx ve 5xxx serisi Al malzemelerin SKK işlemi sonrasında ılık şekillendirilmesi suretiyle hem hafifletme hem bölgesel olarak mukavemet artırma çalışmalarına yeni bir katkı sağladıklarını raporlamışlardır (Şekil 1.40) [135].

Çelikler özelindeki SKK/SKP içerikli çalışmalara bakıldığında, bunların çoğunun halen otomotiv ve benzeri uygulamalarda yaygın olarak kullanılan geleneksel yapıdaki çelik malzemeler üzerine gerçekleştirilmediği dikkati çekmektedir. Son yıllarda yüksek mukavemetli çelikler ile ilgili de çalışmalara rastlanmaktadır [74, 108]. Ancak SKP sonrası meydana gelen yapısal, mekanik özellik değişimleri arasında parametrik optimizasyon ve işlem gerçekleştirilen çeliklerin endüstriyelmesi üzerine çalışmalar gereklidir [54].



Şekil 1.40 : 5xxx Al Otomotiv parçasına uygulanan SKK işlemi örneği [135].

2. DENEYSEL VE HESAPLAMALI ÇALIŞMALAR

2.1 Malzemeler

PSP işlemleri için ArcelorMittal firması tarafından soğuk haddeleme yöntemiyle üretilen Al-Si kaplamalı ve ticari adı Usibor 1500® (22MnB5) olan sac malzemesi kullanıldı. Kimyasal özellikleri Çizelge 2.1’de verilen sac 1 mm kalınlığında 190 mm x 140 mm ebatlarında kesilerek PSP deneylerine hazır hale getirildi.

Çizelge 2.1 : PSP işleminde kullanılan malzemenin kimyasal bileşimleri (%).

Malzeme	Üretici	C	Mn	Si	Ni	Cr	Ti	B	P	Al	V
22MnB5	Arcelor Mittal	0,22	1,29	0,28	0,013	0,193	0,039	0,0038	0,018	0,032	0,05

Çalışma kapsamında farklı yapısal özelliklere sahip DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerine SKP uygulandı. Kimyasal özellikleri Çizelge 2.2’de verilen çeliklerden DP 600 sacı, 1,1 mm kalınlıkta, TRIP 780 sacı ise 1,95 mm kalınlıkta, levhalardan 200 mm x 400 mm ebatlarında kesilerek SKP deneylerine hazır hale getirildi.

Çizelge 2.2 : 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

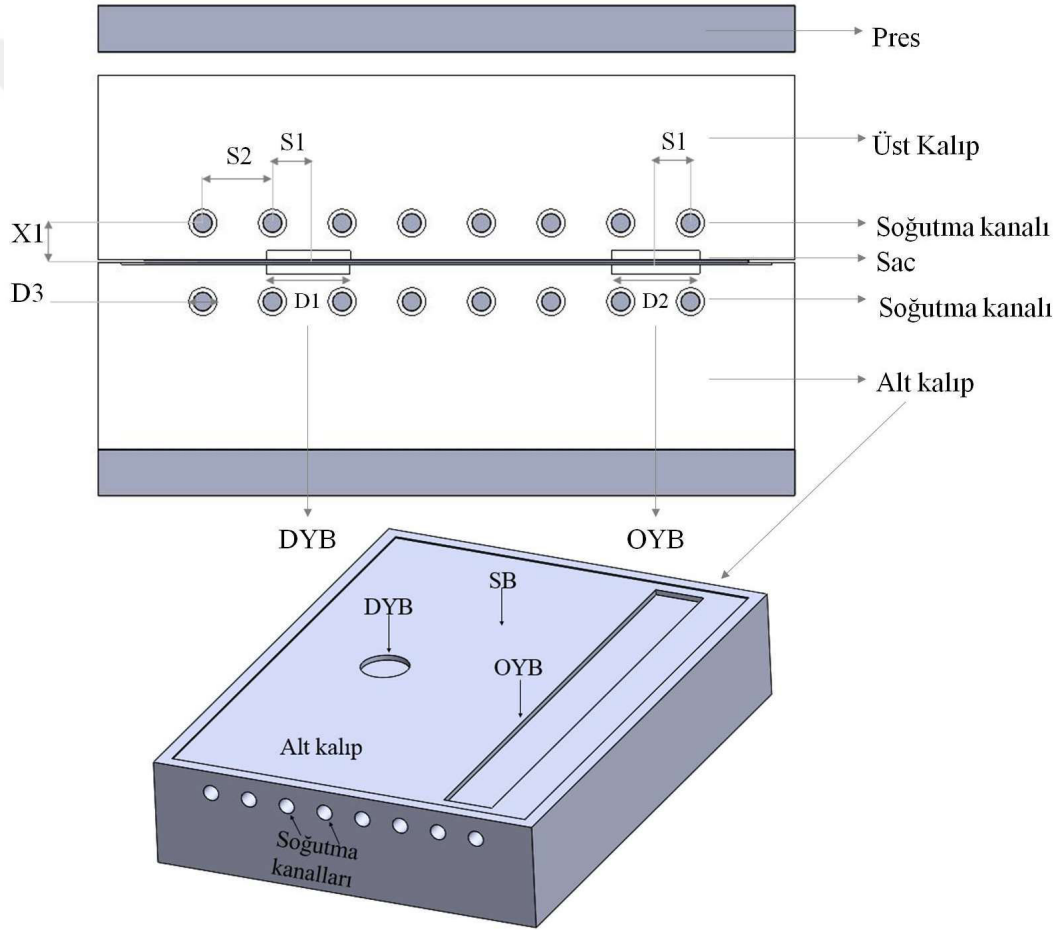
2.2 Proses Yöntemleri

2.2.1 Preste sertleştirme prosesi

2.2.1.1 PSP hesaplamalı çalışmalar

PSP sisteminde kullanılacak kalıp tasarımında soğuma hızının istenilen bölgelerde yavaşlatılmasına yönelik geometriler tasarlandı. En uygun geometrik parametrelerin elde edilmesinde temel kriter olarak 22MnB5 sac malzemesinin PSP işlemleri neticesinde mekanik ve yapısal olarak farklı özellikteki fonksiyonlu bölgelerin (FB) belirlenmesine odaklanıldı. FB’lerin oluşturulmasında endüstriyel uygulamalardaki

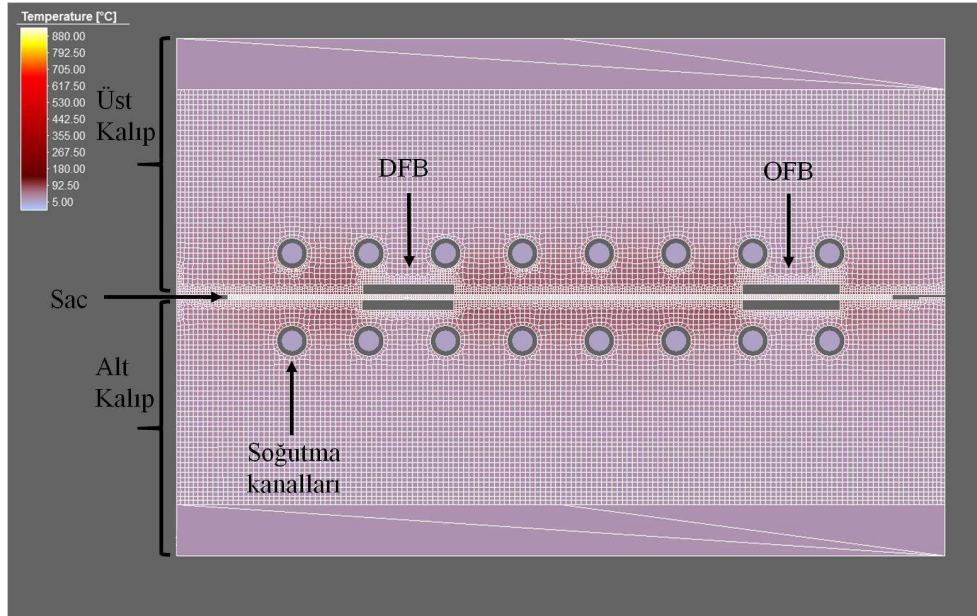
potansiyel kullanım alanları göz önünde bulundurularak iki farklı geometri üzerinde çalışıldı. Bu geometriler ‘Oluk Fonksiyonlu Bölge’ (OFB) ve ‘Dairesel Fonksiyonlu Bölge’ (DFB) geometrileri olmak üzere tasarlandı (Şekil 2.1- Şekil 2.2). Hedeflenen FB geometrileri ile ilgili PSP sistemi tasarımı öncesinde oluşturulması için kalıp yüzeyinde açılacak ceplerin boyutlandırılması, Usibor® 1500 sac malzemesinin östenit-martenzit dönüşümünün modellenmesi, kalıp-sac levha arasındaki temasların iyileştirmesi, yapısal ve mekanik özellikler ile ilgili yaklaşımların incelenmesinde sonlu elemanlar yöntemi ile hazırlanan iki boyutlu hesaplamalı benzetim modelleri kullanıldı. Bu modellerin hazırlanmasında ve çözdürülmesinde MSC Simufact R14® ve MSC Marc programları kullanıldı (Şekil 2.2).



Şekil 2.1 : PSP analiz parametreleri gösterimi.

Şekil 2.1’de verilen tanımlamalar; S1: FB bölge merkez noktasının- En yakın soğutma kanalı merkezine olan uzaklıktır, S2: soğutma kanalları arası mesafedir, X1: soğutma kanalı merkezinin saca olan uzaklığıdır, D1: OFB bölge çapıdır, D2: DFB bölge çapıdır, D3: soğutma kanalı çapıdır, SB: preste sertleştirilmenin tam olarak gerçekleştiği sert bölgedir. Modeldeki kalıp parçaları ısı transferi sağlayan tetragonal

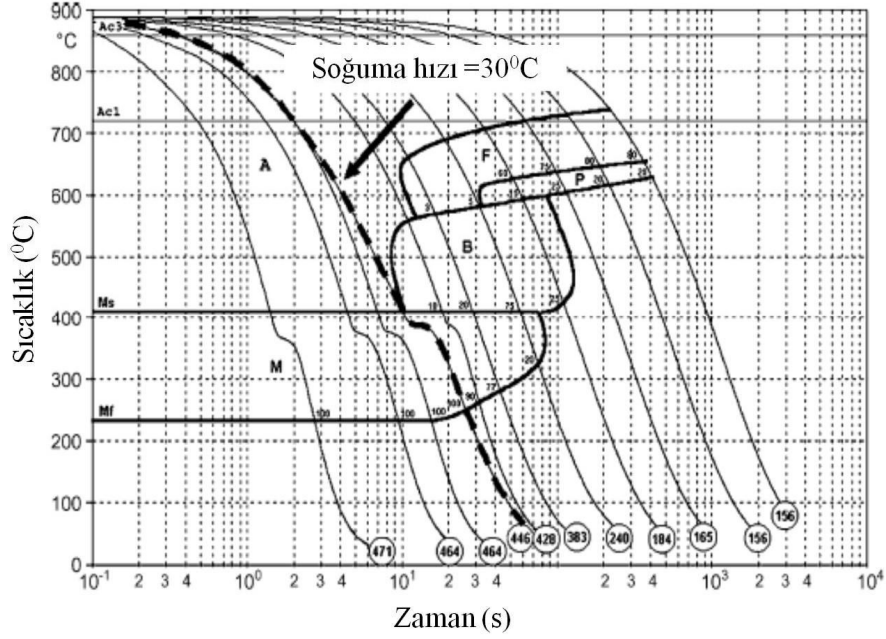
katı elemanlardan oluşmakta iken, sac parçası hegzagonal katı elemanlar şeklinde tanımlandı. İş parçası ile kalıplar arasındaki sürtünme katsayısı literatürde yer alan çalışmalara dayanarak $\mu=0,35$ olarak seçildi [20, 136]. Proses başlangıcında kalıp elemanlarının (alt ve üst kalıp) sıcaklığı 20 °C, soğutma kanallarından geçen su sıcaklığı 5 °C olarak alınarak, kalıp içerisindeki soğutma kanallarının yüzeylerinde sabit sıcaklık sınır şartı olarak uygulandı. Sac malzemenin sıcaklığı ise 880 °C olarak alındı. Bu değerler, sıcak şekillendirme prosesinin endüstriyel uygulanmasında kullanılan proses parametreleri değerlendirilerek seçildi. Benzetim çalışmalarında, levha alt ve üst tabla arasında 6-11-14 saniye süresince soğutuldu. Sac ve kalıp yüzeyleri arasındaki temas basıncına göre değişken lineer ısı taşınım katsayısı kurgulandı. Temas basıncının olmadığı bölgede 1100 W/m² °K, 30 MPa temas basıncı seviyesinde 3200 W/m² °K, 50 MPa ve üzeri temas basıncı seviyelerinde 4500 W/m² °K ısı taşınım katsayısı sınır koşulu olarak verildi. Prese bağlı kalıp sistemine sabit 100 kN kuvvet uygulandı. Şekil 2.2’de verilen sistem modeli üzerinde deneysel çalışmalarda kullanılacak PSP sisteminin tasarım ve üretim parametrelerin saptanması için parametrik çalışmalar tamamlandı. Simufact R14® programı malzeme kütüphanesinde tanımlı Usibor® 1500 sac malzemesinin mekanik ve yapısal özellikleri kullanıldı. Aynı kütüphane de tanımlı Usibor® 1500 sac malzemesi için geçerli Şekil 2.3’te verilen sürekli soğuma dönüşüm (CCT) diyagramı kullanıldı.



Şekil 2.2 : PSP sistemi modeli.

PSP hesaplamalı çalışmalarda Şekil 2.3’te verilen sürekli soğuma dönüşüm (CCT) diyagramı kullanıldı. CCT diyagramı verilen Şekil 2.3’e göre, 5 °C/s ısıtma hızında

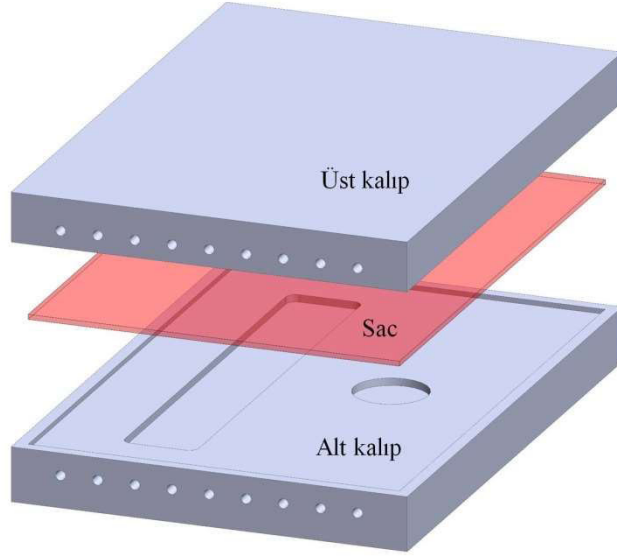
ötektoid dönüşüm sıcaklığı (A_{c1}) ve östenit dönüşüm sıcaklığı (A_{c3}) sırasıyla 722 °C ve 870 °C olarak ortaya çıkmaktadır [3, 9]. Öte yandan martenzitik dönüşüm başlama sıcaklığı 410 °C iken martenzit bitiş sıcaklığı ise 230 °C olarak alınmıştır. Bu diyagramda, çember içinde verilen değerler işlem sonrasındaki Vickers sertlik değerlerini belirtmektedir.



Şekil 2.3 : Usibor[®] 1500 sac malzemesinin sürekli soğuma dönüşüm eğrisi [3].

2.2.1.2 PSP sistemi deney teçhizat ve düzeneklerinin tasarımları

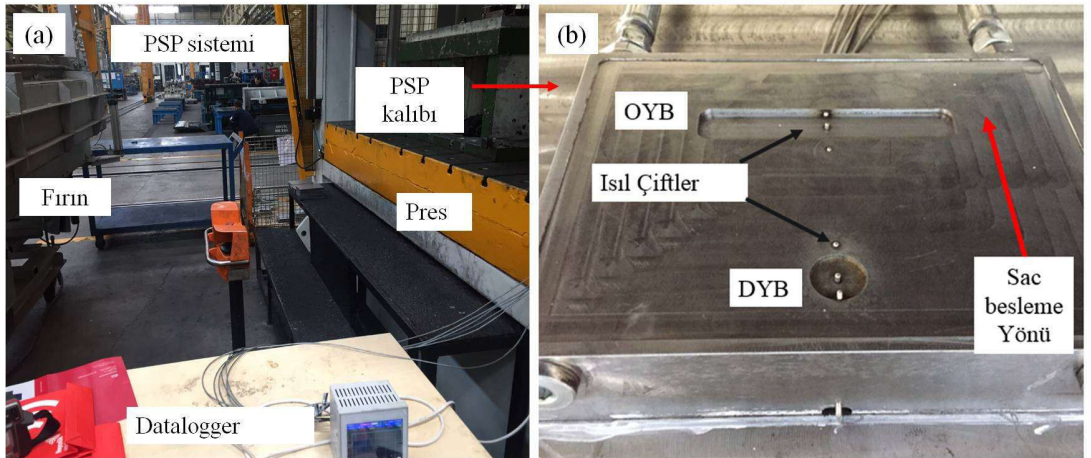
Benzetim çalışmalarında PSP esnasında numunede meydana gelen sıcaklık dağılımı ve buna bağlı olarak gelişen yapısal, mekanik değişimler incelendi. Bu değişimler üzerinden deneysel çalışmalarda kullanılacak kalıp sistemine ait sahip temel boyutsal özellikler belirlendi. PSP deney kalıbı 200 x 180 boyutlarında alt ve üst kalıptan oluşmaktadır. Alt ve üst kalıpta sacın kalıp ile temas yüzeyini azaltacak DFB ve OFB bölgeleri sırasıyla 18 mm çapında bir dairesel geometri ve 18 mm x 160 mm boyutlarında 2 mm derinlik olacak şekilde işlendi. Bu özelliklere göre fotoğrafları Şekil 2.4 ve Şekil 2.5'te verilen kalıp sistemi tasarlanıp imal ettirildi.



Şekil 2.4 : PSP sistemi kalıp tasarımı.

OFB, DFB ve SB bölgelerden sıcaklık ölçümünün alınabilmesi için ısı çiftleri yerleştirildi (Şekil 2.5). Isıl çiftlerden alınan anlık sıcaklık değerleri derlendi. Yapılan sıcaklık ölçümleri temassız termometre ile de teyit edildi (Şekil 2.6). PSP işlemine özel takım çeliği olarak yüksek ısıl iletkenlik katsayısına sahip çelikler kullanılmıştır. Kullanılan takım çeliğinin 20 °C ve 800 °C ‘de ki ısıl iletkenlik katsayısı sırası ile 24,6-27,6 W/m°C’dir.

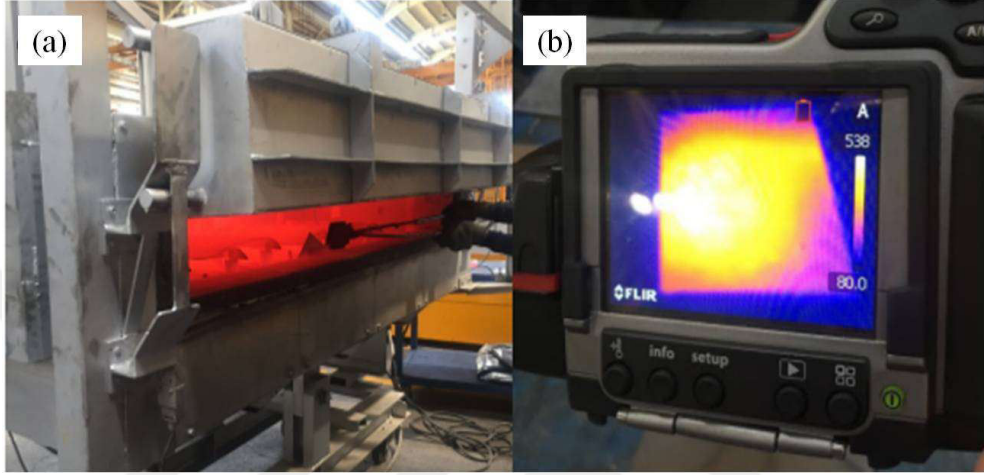
PSP kalıp sistemi, bir soğutma düzeneği, östenitleştirmenin gerçekleştirildiği bir fırın, kalıp içerisinde numunede meydana gelen sıcaklık değişimlerinin izlenmesi için kullanılan ısıl çiftler, veri toplama cihazı ve pres içermektedir (Şekil 2.5). Böylece, benzetim çalışmalarında ele alınan proses parametreleri fiziksel olarak da eksiksiz sağlandı.



Şekil 2.5 : a) PSP sistem düzeneği b) PSP kalıbı.

2.2.1.3 PSP sistemi deneysel çalışmalar

Deneysel sırasında fırında 950 °C sıcaklıkta ostenitleştirilen numuneler, soğutmalı kalıba transfer edilip, 8-11 saniye süresince preslendi (Şekil 2.6). Çalışmada elde edilen parametreler kullanılarak seri şartlarda gerçek bir otomobil gövde güvenlik bileşeni üzerinde deneysel çalışmalar da gerçekleştirildi.



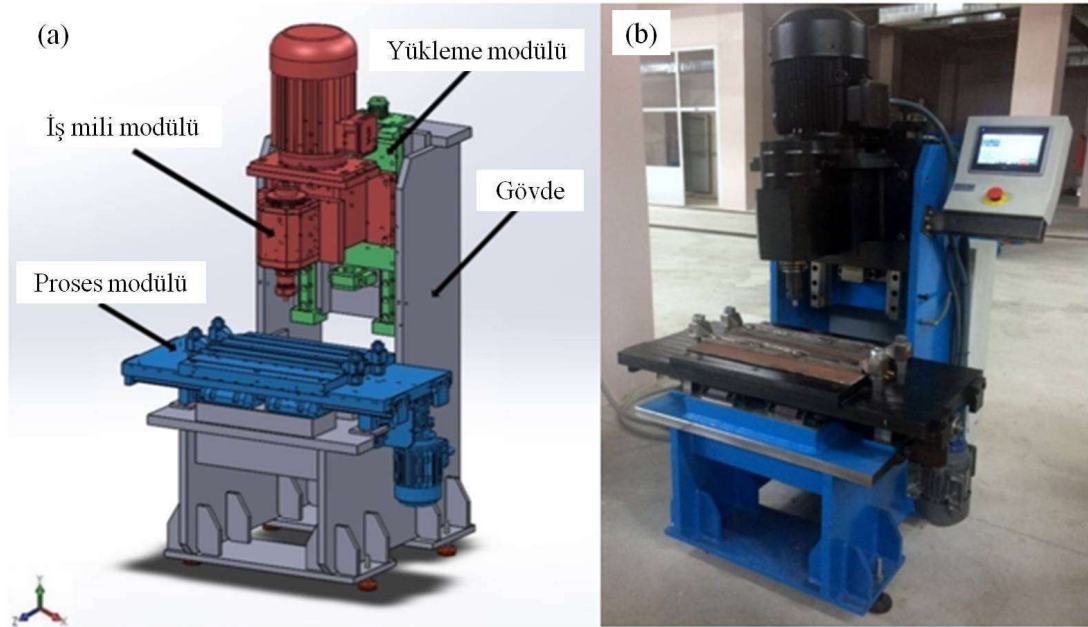
Şekil 2.6 : a) Prototip fırın b) Temassız termometre kamera.

2.2.2 Sürtünme karıştırma prosesi

Tez çalışmasında DP 600 ve TRIP 780 sac malzemeleri 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 kapasiteleri incelenerek, tez çalışması kapsamında yapılacak SKP uygulamaları için yeterli bir sistem tasarımı oluşturuldu. Söz konusu sisteme ait bilgisayar destekli tasarım (CAD) görünümü ile fotoğraf sırasıyla Şekil 2.1’de verilmiştir.

Şekil 2.7’de görüldüğü gibi geliştirilen SKP sistemi rijit ve kompakt bir çelik konstrüksiyon gövdeye sahip olacak biçimde tasarlandı. Sistem gövde ile birlikte üç ayrı eksenle hareket modülü ile kontrol sistemlerini kapsamaktadır. SKP işleminin uygulama prensipleri gereği; karıştırma takımı seçilen bir açısal hız ile döndürülürken, proses edilecek metal saca daldırılması sağlanmaktadır. Sonrasında takım, proses edilecek bölge boyunca doğrusal olarak hareket ettirilmektedir. SKP

sisteminde bulunan hareket modülleri bu temel gereksinimleri tam ve eksiksiz 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 içermektedir. Bu yataklama sisteminde karıştırıcı takımın dikey ve yatay yöndeki doğrusal hareketleri sırasında ortaya çıkacak radyal yüklemeleri karşılayabilecek iş mili rulmanları kullanılmıştır. Ayrıca, çalışma sırasında ortaya çıkan ve çok eksenli dinamik kuvvetler nedeniyle oluşacak titreşimlerin belli oranda sönümlenme 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 açısal hıza kadar döndürebilecek niteliktedir.



Şekil 2.7 : Tasarlanan SKP Sistemi'ne ait bilgisayar destekli tasarım (CAD) görünümü.

Sistemin dikey yöndeki hareketi “Yükleme Modülü” ile sağlanmaktadır (Şekil 2.7). Bu modül, karıştırıcı ucun proses edilecek malzemeye batması 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 bir gerekliliktir. Bu gerekliliğe istinaden, sistemin dikey hareket yataklamasında lineer rulman sistemleri kullanılmıştır. Konumlandırma

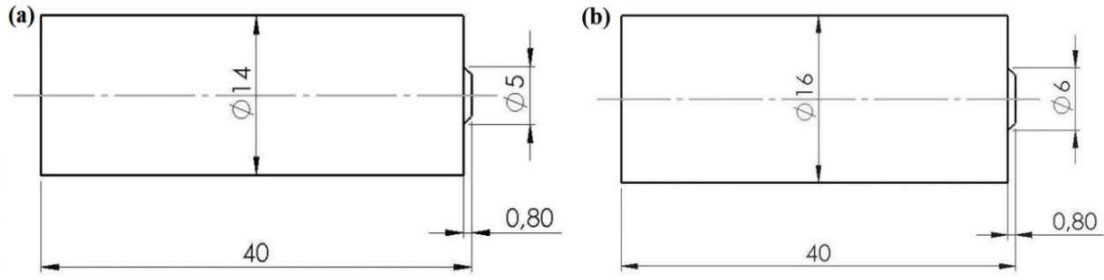
hassasiyetinin artırılması için hareket, vidalı mil mekanizması ile aktarılmıştır. Bu bileşenlerin sinerjik etkisi ile sistemin çalıştırılmasında ortaya çıkan yüklemeler titreşimsiz ve rijit bir şekilde taşınabilmekte ve konumlandırmalar yüksek hassasiyet ile sağlanabilmektedir. Kullanılan motor-vidalı 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.

Sistemin yatay yöndeki hareketi "Proses Modülü" ile sağlanmaktadır (Şekil 2.7). Bu modül, karıştırıcı pimin sac malzemeye daldırılmasından 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 aşikârdır. 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. Söz konusu sistemin her bir modülü için elektronik kontrol ekipmanları kullanıldı. Bu ekipmanlar bir PLC yardımıyla iletişim kurabilir ve bir SKP döngüsünü otomatik şekilde sürdürebilir hale getirilmiştir.

2.2.2.1 SKP parametreleri

SKP deneylerinde teknik resimleri Şekil 2.8'de verilen Ø14 mm ve Ø16 mm çaplardaki karıştırıcı takımlar kullanıldı. Söz konusu takımlar sert WC çubukların uygun uç geometrisini verecek biçimde taşlanmasıyla ürettirildi. 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 2.8 : Tez çalışması kapsamında kullanılan karıştırıcı takımların teknik resimleri.

SKP için malzeme bilgileri kısmında kimyasal bileşimi ve fiziksel özellikleri ifade edilmiş olan plakalardan soğuk kesme (giyotin) ile çıkarılan numuneler yüzeylerindeki yağ ve benzer kimyasallar temizlenerek SKP makinesinin tutucuları arasına yerleştirilerek sıkıldı (Şekil 2.9). 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 (Şekil 2.9).

En uygun parametrelerin belirlenmesinde göz önünde bulundurulmuş 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 (Çizelge 2.3). Her bir proses şartı için uygulanan plastik deformasyonun şiddetinin bir ölçüsü olarak kabul edilen “karıştırma oranı” değeri de hesaplanarak Çizelge 2.3’de gösterildi. Söz konusu oran fiziksel olarak birim ilerleme başına takımın kaç devir yaptığını ifade etmektedir [42]. SKP uygulamalarında Çizelge 2.3’de verilen proses parametreleri yapılan ön deneylerden elde edilen sonuçların sistematik şekilde değerlendirilerek en uygun parametreler olarak belirlenmiştir. Uygulanan SKP işlemleri sırasında numunede ortaya çıkan sıcaklık değişimlerinin belirlenmesi için TESTO marka termal kamera sistemi kullanıldı. SKP deney sisteminin fotoğrafı ve bu kameranın SKP bölgesine göre konumlandırılması Şekil 2.9’de gösterilmiştir.

Çizelge 2.3 : Tez çalışması kapsamında uygulanan SKP işlem parametreleri.

Malzeme	Takım Çapı (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



Şekil 2.9 : SKP deney sisteminin fotoğrafı.

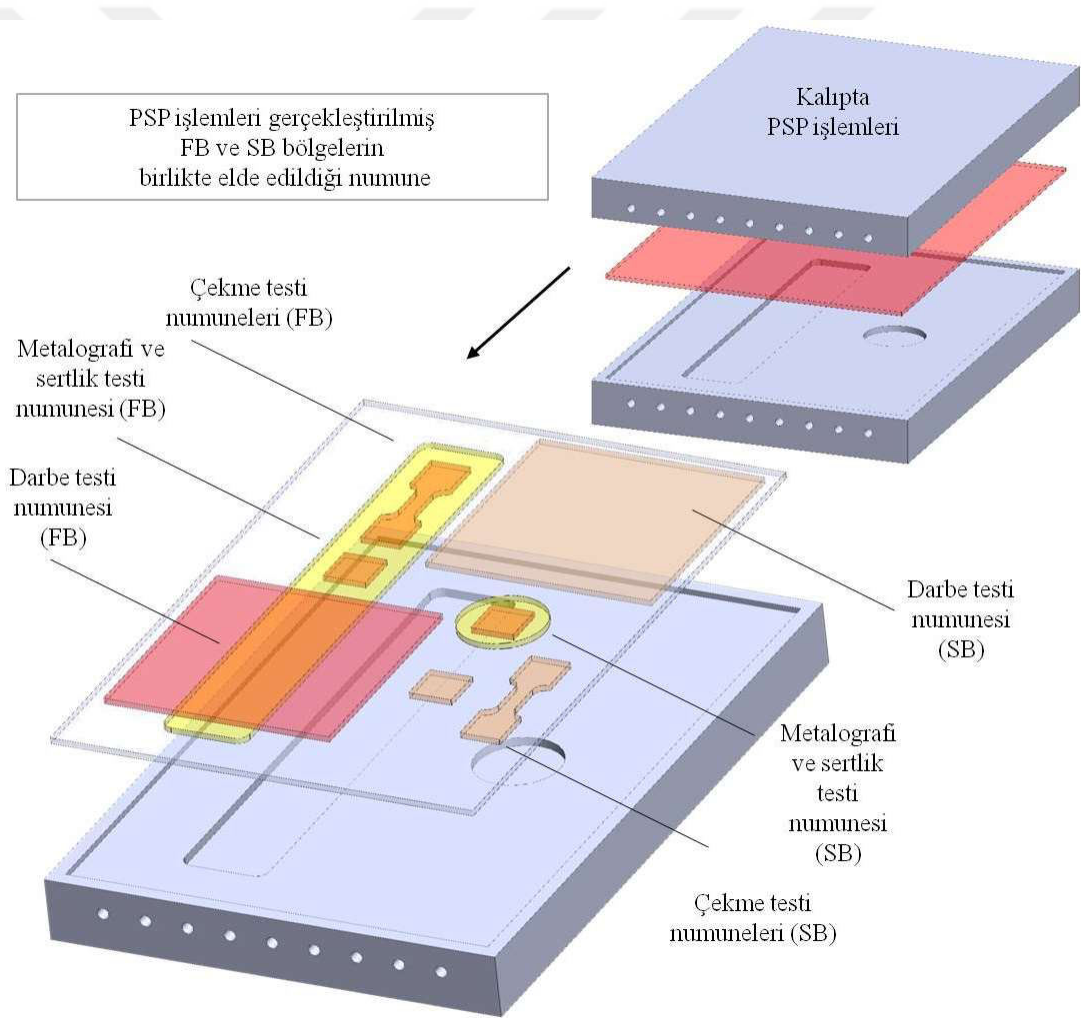
2.3 Yapısal Özelliklerin İncelenmesi

PSP yöntemi uygulanan numunelerde yapısal özelliklerin incelenmesinde kullanılan metalografi numuneleri Şekil 2.10’da gösterildiği gibi tel elektro-erozyon yöntemi ile kesilerek çıkarıldı. Bu numuneler standart metalografik numune hazırlama işlemlerinin ardından %2 Nital çözeltisinde dağlanarak optik mikroskop SEM kullanılarak incelendi. PSP sonrasında uygulanan kesme deneylerinde elde edilen yüzeylerin kırılma davranışlarının incelenmesinde de SEM kullanıldı.

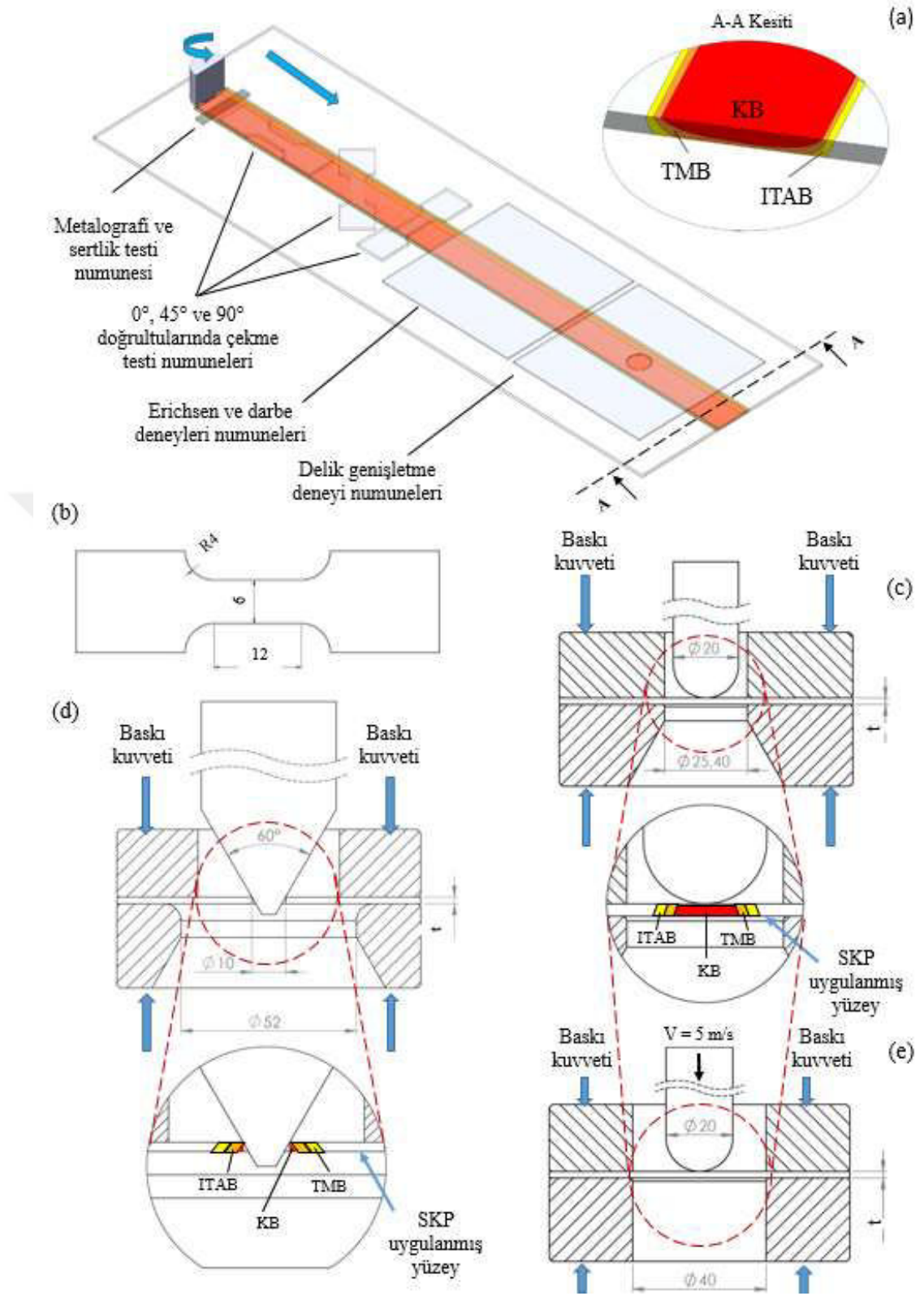
SKP öncesi ve SKP uygulanmış durumdaki seçilmiş numunelerin yapısal özelliklerinde ortaya çıkan değişimler, optik mikroskop ve geri saçılmış elektron difraksiyonu (electron backscattered diffraction-EBSD) özelliği olan taramalı elektron mikroskobu (SEM) kullanılarak incelendi. İncelemeler SKP uygulama yönüne dik kesit düzlemleri üzerinden numune Şekil 2.11(a)’da verilmiştir. Bu kesitler tel elektro-erozyon (wire-EDM) yöntemi ile kesildi (Şekil 2.11). Numune yüzeyleri standart zımparalama ve parlatma işlemleri sonrasında DP 600 ve TRIP 780 çelikleri için sırasıyla %2’lik ve %5’lik Nital çözeltisinde dağlandı (Şekil 2.11).

Metalografi numuneleri optik mikroskop (NIKON) ve taramalı elektron mikroskobu (ZEISS Evo 50) kullanılarak incelendi. Optik mikroskop kullanılarak yapılan incelemelerde, SKP işlemlerinde uygulanan deformasyon nedeniyle ortaya çıkan malzeme akışları, deformasyon hataları, deformasyon bölgeleri araştırıldı. Taramalı

elektron mikroskobu (SEM) incelemelerinde ise, SKP işleminin uygulandığı malzemelerdeki faz dönüşümleri, faz analizleri, tane boyutu tayinleri gibi daha ayrıntılı özellikler ile SKP sonrasında yapılan mekanik testler sonrasında kırılma yüzeyleri ve bu tip ikincil deformasyonlar sırasında meydana gelen malzeme akışları belirlendi. SKP uygulanmış numunelerde meydana gelen kristalografik değişimlerin ayrıntılı incelenmesi için geri saçılmış elektron difraksiyonu (EBSD) incelemeleri uygulandı. Bu incelemeler için SKP işlemi uygulanmış durumdaki sacın orta bölgesinden kesilen parçalar bakalite alınıp %5 perklorik asit çözeltisinde 20V potansiyel fark uygulanarak elektro-kimyasal olarak parlatıldı. EBSD incelemeleri 20 kV'da çalıştırılan Zeiss Merlin FEG-SEM taramalı elektron cihazı kullanılarak gerçekleştirildi.



Şekil 2.10 : PSP uygulanan çeliklerden test numuneleri çıkarım planı.



Şekil 2.11 : Deneysel çalışmalarda kullanılan numunelerin SKP uygulanmış çeliklerden test numuneleri çıkarım planı, teçhizatlar, konumlar ve boyutları.

2.4 Mekanik Özelliklerin İncelenmesi

Uygulanan PSP işlemlerinden sonra elde edilen FB (fonksiyonlu bölge)'lerin mekanik özellik değişimlerini belirleyebilmek için mikro sertlik ölçümleri ve çekme deneyleri ile yapıldı. PSP uygulanmış durumda uygulanan mikro-sertlik deneyleri için numuneler Şekil 2.10'da verilen bölgeden tel erozyon yöntemi ile çıkarıldı. Sertlik deneyleri PSP öncesi ve sonrasındaki şartlarda PSP ile oluşturulan FB ve SB bölgelerinin sertlik ölçümlerinde, sırasıyla 1000 g ve 500 g yük altında ve 10 saniye bekleme sürelerinde Vickers (Hv 0,5) yöntemi kullanılarak uygulandı. FB ve SB bölgelerinin sertlik dağılımlarını oluşturabilmek için en az 10'ar ölçüm yapıldı ve ölçülen değerlerinden en düşük ve en yüksek olanları göz ardı edilip kalan ölçümlerin ortalaması alındı.

PSP uygulanmış Usibor® 1500 sac malzemesinin çekme deneyleri için Şekil 2.10'da verilen bölgeden, boyutları Şekil 2.11(b)'de verilen numuneler tel erozyon yöntemi ile çıkarıldı. Çekme deneyleri YB ve SB bölgelerden ASTM E8 standardındaki küçük çekme (sub-size) numune boyutlarının %75 oranında küçültülmesi ile elde edildi (Şekil 2.10). Çekme numunelerinde meydana gelen uzama miktarı, bu cihaza bağlı olan video tipi bir ekstansometre yardımıyla belirlendi. Deneyler laboratuvar ortamında ve oda sıcaklığında PSP'li numuneler için 0.001 s⁻¹'lik deformasyon hızına karşılık gelen 0,006 mm/s'lik gerçekleştirildi. Her bir durum için en az üç çekme deneyi yapıldı ve bunların ortalaması alınarak mekanik özellikler belirlendi. Bu deneyler sonunda, çeliklerin PSP işlemi öncesi ve sonrası sergilediği, FB ve SB bölgelerin gerilme-yüzde birim uzama eğrileri ile temel mukavemet ve süneklik değerleri (akma dayanımı (σ_y), çekme dayanımları (σ_{UTS}) belirlendi.

SKP öncesi ve SKP uygulanmış durumdaki DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerinin mekanik özellik değişimlerini belirleyebilmek için mikro sertlik ölçümleri ve çekme deneyleri gerçekleştirildi. SKP uygulanmış durumdaki malzemelerin mikro-sertlik deneyleri EMCOTEST marka bir deney cihazında gerçekleştirildi. Bunun için ilgili kesitlerden çıkarılan örnekler bakalite alınarak sertlik ölçümlerinin gerçekleştirileceği yüzeyleri parlatılarak dağlandı. Sertlik deneyleri SKP öncesi ve sonrasındaki şartlarda 500 g yük altında ve 10 saniye bekleme sürelerinde Vickers (Hv 0,5) yöntemi kullanılarak uygulandı.

Çekme deneyleri SHIMADZU marka elektro-mekanik üniversal 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 gerçekleştirildi.

SKP sonrasında çekme deneyleri için Şekil 2.11(a)'da verilen bölgeden, Şekil 2.11(b)'de boyutları verilen numuneler tel erozyon yöntemi ile çıkarıldı. Söz konusu numunelerin boyutları ASTM E8 standardındaki küçük sub-size numune boyutlarının %50 oranında küçültülmesi ile elde edildi [137]. Bu deneyler sonunda, çeliklerin SKP işlemi öncesi ve sonrası sergilediği gerilme-yüzde birim 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. Her bir durum için en az üç çekme deneyinden elde edilen sonuçların ortalaması alınarak mekanik özellikler belirlendi. SKP uygulanmış durumdaki çeliklerin pekleşme davranışı kapsamındaki pekleşme üssü ve pekleşme katsayısı gibi özellikle uygulama açısından önem arz eden özellikleri hesaplandı. 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.

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

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

$$r_{UTS} = \frac{\epsilon_g}{\epsilon_k} \quad (2.3)$$

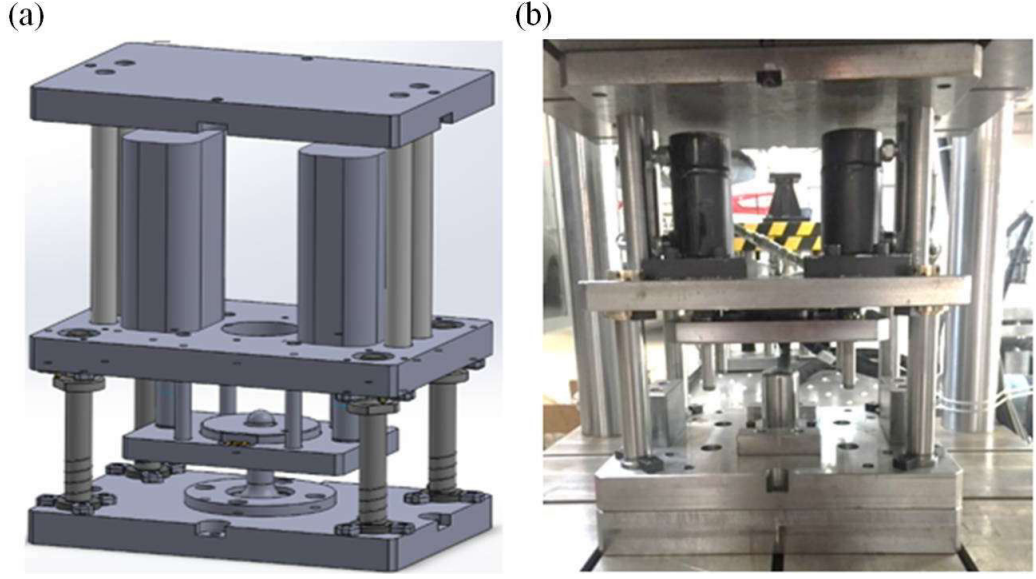
$$r_{UTS} = \frac{\ln(w_{UTS}/w_0)}{\ln(l_{UTS} w_{UTS}/l_0 w_0)} \quad (2.4)$$

2.5 Şekillendirilebilirlik Özelliklerinin İncelenmesi

2.5.1 Erichsen deneyleri hesaplamalı ve deneysel çalışmalar

SKP öncesi ve SKP uygulanmış durumdaki DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerinin şekillendirme davranışları Erichsen deneyleri ile hem hesaplamalı hem deneysel çalışmalar ile belirlendi. Şekil 2.11(c)'de şekillendirilebilirlik deneylerinin yapıldığı Erichsen deney kalıbının şematik gösterimi ve Erichsen deneylerinde kullanılan sac numunelerin boyutları gösterilmiştir (Şekil 2.11(c)). Erichsen deneyleri için şematik gösterimi Şekil 2.12'de verilen kalıp sistemi TS EN ISO 20482 standardına uygun olarak tasarlandı. SKP uygulanmış malzemedeki konumu ve boyutları sırasıyla Şekil 2.11(a) ve Şekil 2.11(c)'de verilen Erichsen numuneleri, 10 kN'luk baskı kuvveti sabitlendikten sonra, oda sıcaklığında, yağlayıcı kullanılmadan ve 1 mm/s zımba ilerleme hızı test edildi. Deneyler esnasında ortaya çıkan kuvvet ve zımba konumu bir bilgisayar yardımı ile kaydedilerek kuvvet-deplasman derinliği eğrileri çizdirildi. Söz konusu eğride kuvvetin ulaştığı en yüksek değere karşılık deplasman değeri Erichsen indeksi (E_i) olarak alındı. Elde edilen en yüksek kuvvet ve E_i değerleri en az üç ölçümün ortalaması alınarak belirlendi. Deney sonrasında numune yüzeyleri taramalı elektron mikroskobu kullanılarak incelendi.

Erichsen deneylerindeki deformasyon hali ve şekil değişimlerinin daha ayrıntılı şekilde belirleyebilmek için sonlu elemanlar modeli deneysel verilerde kullanılan test boyutsal parametrelere uygun şekilde oluşturuldu. Bu modellerin hazırlanmasında ve çözdürülmesinde MSC Simufact R14® programı kullanıldı. Modeldeki kalıp elemanları ve zımba katı elemanlardan oluşmakta iken, sac parça altı düğüm noktalı eleman ile üç boyutta modellendi. İş parçası ile kalıplar arasındaki sürtünme katsayısı literatürde yer alan çalışmalara dayanarak $\mu=0,25$ olarak seçildi. Deneysel Erichsen çalışmalarında kullanılan oda sıcaklığında, yağlayıcı kullanılmadan 1 mm/s zımba ilerleme hızında kabul edildi. Modellenen SKP işlemlili ve işlemsiz DP 600 ve TRIP 780 sac malzemeleri için kullanılan malzeme özellikleri tek eksenli çekme testinden elde edilen gerilme-gerinim değerleri kullanılarak oluşturuldu.



Şekil 2.12 : a) Ercihsen Test kalıbı üç boyutlu görseli b) İmal ettirilen şekillendirme kalıp setinin fotoğrafı.

2.5.2 Delik genişletme deneyleri hesaplamalı ve deneysel çalışmalar

SKP öncesi ve SKP uygulanmış durumdaki DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerinin lokal deformasyon davranışı delik genişletme (hole expansion) deneyleri ile belirlendi. Şekil 2.11(d)'de verilen şekillendirilebilirlik deneylerinin yapıldığı delik genişletme deney kalıbının şematik gösterimi ve delik genişletme deneylerinde kullanılan sac numune çıkarım planı gösterilmiştir (Şekil 2.11(a)). Delik genişletme (DG) deneyleri için ISO 16630:2009 standardında, şematik gösterimi Şekil 2.11(d)'de verilen alt, üst kalıp ve konik zımbadan oluşan deney kalıp tasarımı ve üretimi gerçekleştirildi. Delik genişletme deneyleri için numune içerisindeki konumu ve boyutları Şekil 2.11(d)'de verilen numunelere tel erozyon yöntemi ile 10 mm çapında ön delik açıldı (Şekil 2.11(d)).

Delik genişletme testleri oda sıcaklığında, yağlayıcı kullanılmadan 60°'lik konik zımbanın delik eksenine paralel 1 mm/s ilerleme hızında gerçekleştirildi (Şekil 2.12). Test bir çatlağın delik değerindeki tam kalınlığa ulaştığı anda sonlandırıldı. Durdurma kriterinin uygulanabilmesi için, delik çevresindeki numune et kalınlığı bir kamera ile sürekli olarak izlenerek, kamera ile eş zamanlı çalışan bir görüntü işleme yazılımı kullanılarak deney sırasında değerlendirildi. (Şekil 2.12). Testler akabinde kuvvet-deplasman eğrileri çizdirildi ve delik genişletme oranları hesaplandı. Deneyin durdurulması sonrasında zımba geri çekilerek deliğin genişlediği çap değeri dijital kumpas yardımı ile $\pm 0,01$ doğruluk ile ölçüldü. Her bir deney sonrasında son delik

çapı alınan 5 ölçüm değerinin ortalaması alınarak belirlendi. Her bir deney sonrasında elde edilen delik genişletme oranı Eşitlik 2.5 kullanılarak hesaplandı. Bu eşitlikte DG(%); delik genişletme oranını, d_f ; deney sonundaki delik çapını ve d_0 ; ilk delik çapını (10 mm) ifade etmektedir (Eşitlik 2.5).

$$DG(\%) = \frac{d_f - d_0}{d_0} \cdot 100 \quad (2.5)$$

2.6 Darbe Özelliklerin İncelenmesi

Darbe deneyleri PSP işlemleri gerçekleştirilmiş FB ve SB'lere uygulanıldı. Her durum için en az üç deney yapılarak her deneyde numunenin darbe yüklemesi sırasında ürettiği tepki kuvveti ve deplasman değerleri bir bilgisayar tarafından kaydedilerek, F-X eğrileri çizdirildi. Çizdirilen eğrilerin altında kalan alan hesaplanarak darbe yüklemesi sırasında ortaya çıkan toplam deformasyon enerjisi hesaplandı.

SKP öncesi ve SKP uygulanmış durumdaki DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerinin darbe yüklemeleri altındaki davranışları darbe deneyleri ile belirlendi. Darbe deney numuneleri SKP öncesi ve SKP uygulanmış olarak Şekil 2.11(a)'da ki boyutlarda tel erazyon yöntemiyle kesildi. Şekil 2.11(f)'de uygulama prensipleri şematik olarak gösterilen darbe deneylerinde, bir numune tutucu arasında sabitlenen numune üzerine farklı belirlenen ayarlanabilir büyüklükte potansiyel enerjiye sahip kütle serbest düşürülmektedir. Darbe testlerinde Instron marka darbe deney cihazı kullanılmıştır. Deney sırasında deformasyon için harcanan enerji, düşen ağırlık üzerinde bulunan bir piezo-elektrik sensörden elde edilen kuvvet (F) ve numune-düşen ağırlık etkileşimi sırasında kaydedilen yer değiştirme (X) verileri kullanılarak çizdirilen F-X diyagramı kullanılarak hesaplanmaktadır. Kuvvet ölçümünde kullanılan sensör 20 mm çapında yarı küresel geometride ve 222 kN ölçme kapasitesine sahiptir. Çalışmada incelenen çeliklerin darbe yüklemeleri altında mekanik davranışları, kalınlıkları ve darbe sönümlenme özellikleri arasındaki farklılıklar nedeniyle deneyler sırasında sisteme yüklenen ilk potansiyel enerji değeri birbirinden farklılık arz etmektedir. Bu enerji değerinin seçilmesinde, numunede çatlak oluşumuna neden olacak en düşük potansiyel enerji değeri birtakım ön deneyler yardımı ile tespit edilmiştir. Ancak çarpma hızı her deneyde 5 m/s olarak sabit tutulmuştur.

3. BULGULAR

3.1 PSP Analiz Çalışmalarından Elde Edilen Bulgular

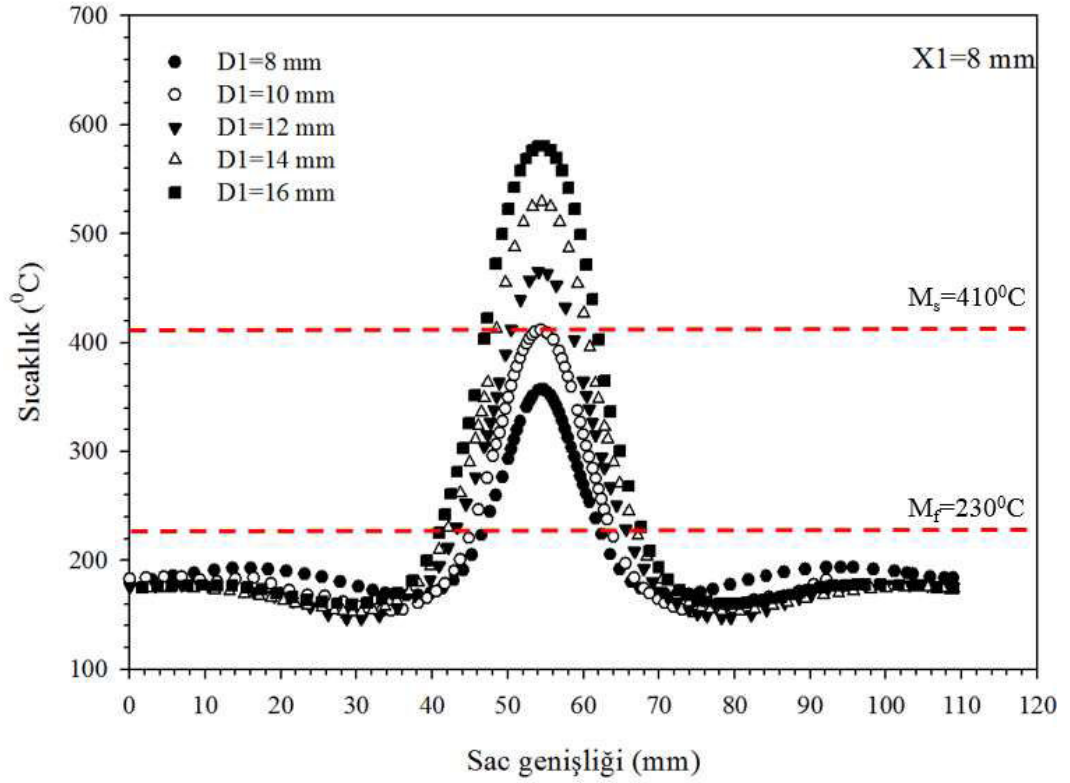
Çizelge 3.1’de verilen ve Şekil 2.4’de şematik olarak gösterilen geometrik parametrelere göre uygulanan PSP analizlerinden elde edilen sonuçlar Şekil 3.1-Şekil 3.10’da verilmiştir. Bu kapsamda, soğutma kanallarının sac yüzeyine olan mesafesi, X_1 ’in aldığı 8 mm, 12 mm ve 16 mm değerlerini farklı D1 çaplarındaki FB’lerin etrafında oluşturduğu sıcaklık dağılım profilleri Şekil 3.1-Şekil 3.5’de, bu dağılımlar sonrasında FB’de meydana gelen martenzit fazı dönüşüm oranları dağılımı da Şekil 3.6-Şekil 3.10’da verilmiştir. Yavaşlatılan soğuma neticesinde FB’lerin oluşumu analiz programında gözlemlenebilmiş ve 8 s sonrasında bölgelerin hem sıcaklık dağılımları hem de martenzit fazı dönüşüm oranları tespit edilmiştir. Düğüm noktaları üzerinden alınan ölçümler ile FB genişlik/çapları derlenmiş ve kalıp içinde FB genişliğinin tahmin edilmesine kolaylık sağlayacak eşitlikler elde edilmiştir.

Şekil 3.1-Şekil 3.3 incelendiğinde, farklı D1 değerlerinde elde edilen sıcaklık profilinin birbiri ile benzer özellikler sergilediği dikkati çekmektedir. FB merkezinde en yüksek değerlere ulaşan sıcaklık değerleri kenarlara yaklaştıkça simetrik bir profil izleyerek azalır, kalıp yüzey sıcaklıklarına ulaşmaktadır. Bu profilde FB merkezi en yüksek ve en düşük sıcaklık değerleri; D1= 8 mm için 350 °C-380 °C, D1= 10 mm için 400 °C-420 °C, D1= 12 mm için 458 °C-465 °C, D1= 14 mm için 517 °C-530 °C, D1= 16 mm için 570 °C-580 °C olarak elde edilmiştir. Bu durum, D1 parametresinin artan değerleri ile birlikte, profil merkezinde elde edilen en yüksek sıcaklık değerlerinin artma eğiliminde olduğu ifade etmektedir. Nitekim D1= 8 mm değerinde elde edilen en yüksek sıcaklık değeri yaklaşık 350 °C seviyelerinde iken, D1= 16 mm olması durumunda bu değer 580 °C seviyelerine kadar yükseldiği dikkati çekmektedir. Şekil 3.1-Şekil 3.3 genel olarak değerlendirildiğinde, 880 °C’deki Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP kalıbı içerisinde 8 saniye soğuma süresi boyunca, en yüksek FB bölge sıcaklıklarının, FB bölge çapı (D1) ile doğru orantılı olduğu söylenebilir. Eşitlik 3.1’de sıcaklık dağılımı ile D1, parametreleri arasındaki ilişki verilmiştir.

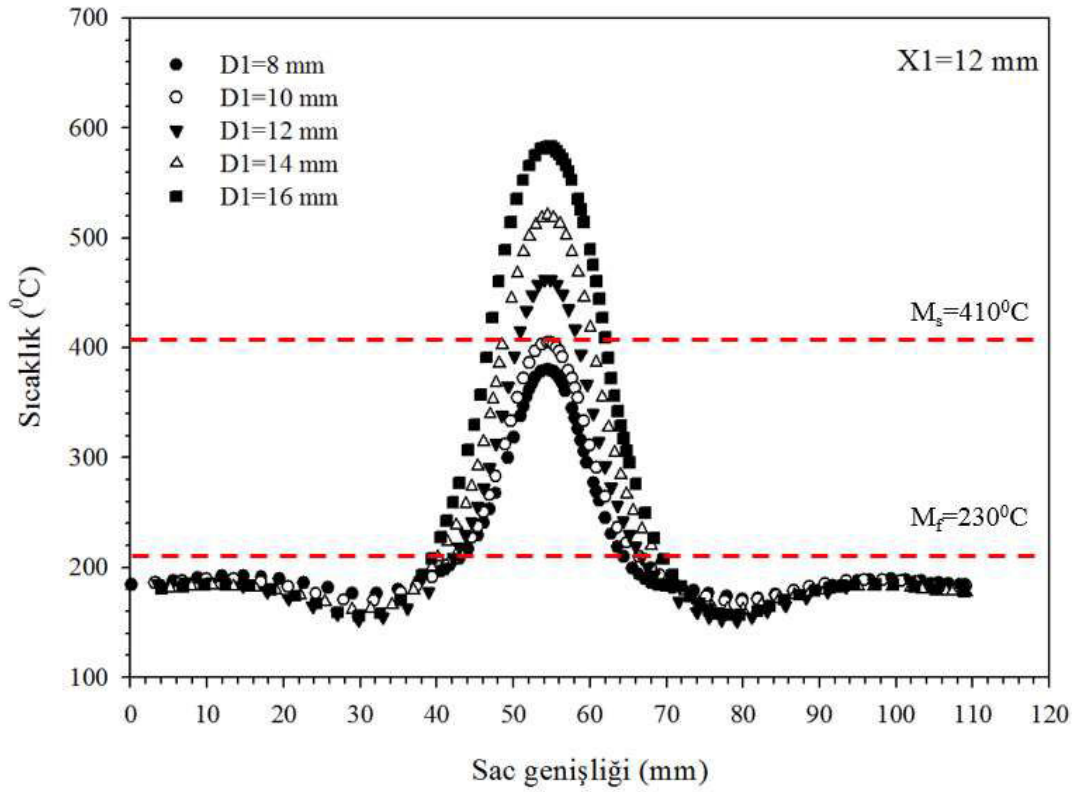
$$(D1 = D2) \sim T^0C \text{ (en yüksek FB sıcaklığı)} \quad (3.1)$$

Şekil 3.1-Şekil 3.3'de Usibor® 1500 sac malzemesinin martenzit başlama (M_s) ve martenzit bitiş sıcaklıkları (M_f) şekiller üzerinde gösterilmiştir. Bu şekiller incelendiğinde $D1= 8$ mm ve $D1= 10$ mm değerlerinde FB en yüksek sıcaklıklarının her X1 durumunda martenzit başlama sıcaklığının (M_s) altında kaldığı, $D1= 12$ mm, $D1= 14$ mm ve $D1= 16$ mm değerlerinde FB en yüksek sıcaklıklarının her X1 durumunda martenzit başlama sıcaklığının (M_s) üstündeki sıcaklıklarda kaldığı gözlemlenmektedir (Şekil 3.1-Şekil 3.3). Bu sebeple $D1= 12$ mm, $D1= 14$ mm ve $D1= 16$ mm değerlerinin kullanılması durumunda martenzitik dönüşümün tam olarak gerçekleşmediği söylenebilir.

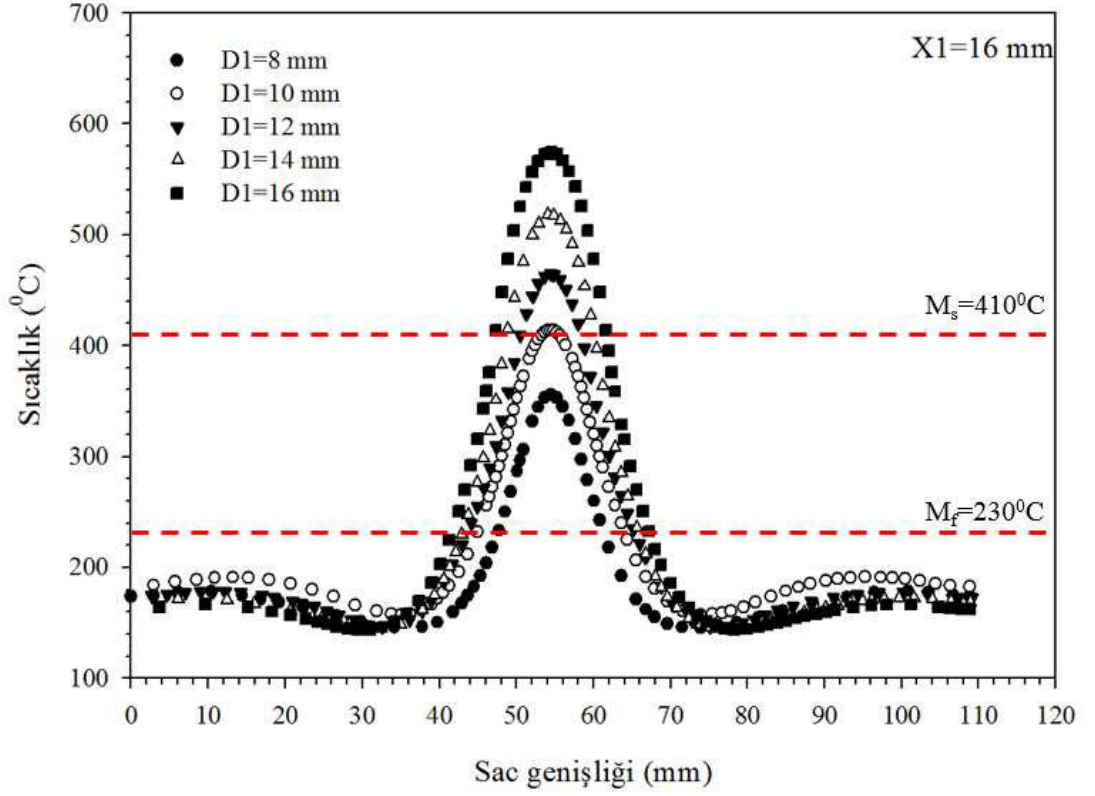
Soğutma kanalının sac malzeme yüzeyinden olan uzaklığın (X1) farklı değerlerinde FB etrafında meydana gelen sıcaklık dağılımının karakteristik özelliklerinde keskin bir farklılığın ortaya çıkmadığı söylenebilir (Şekil 3.4-Şekil 3.5). Nitekim farklı X1 değerlerinin aynı D1 değerine göre değişimi durumunda kısmi farklar söz konusudur. Şekil 3.4-Şekil 3.5 incelendiğinde X1 değişkenliklerine göre elde edilen sıcaklık profillerinin de $D1= 8$ mm değerinde belirgin bir sıcaklık dağılım farkı gözlemlenmiştir. Ancak $D1= 16$ mm değerlerine ise farklı X1 değerleri birbirine benzer sıcaklık dağılımı sergilediği belirgindir. Nitekim X1 değerinin düşük olması kalıp yüzeyine daha yakın olan soğutma kanalının parçayı daha hızlı soğutabileceği anlamına gelmektedir. Bu sonuçlar, X1 değerinin, anlık soğutma yükünün aktarılmasında çok daha etkin bir parametre olduğunu ortaya koymaktadır.



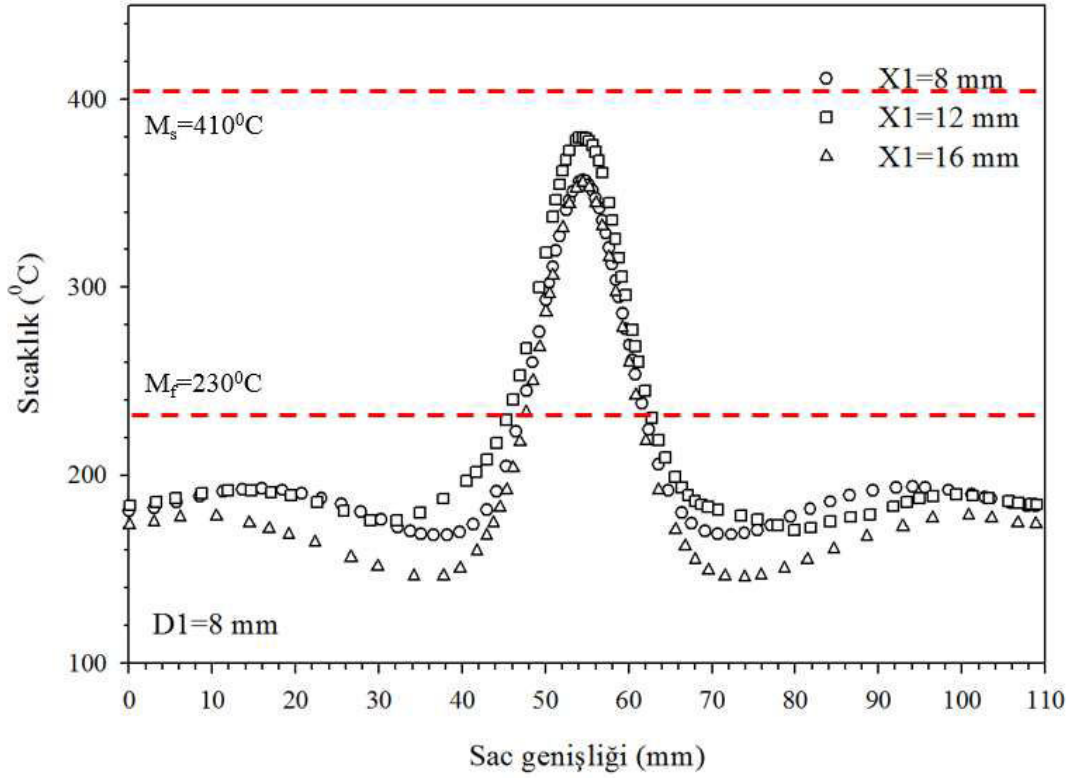
Şekil 3.1 : FB bölge oluşumu ön analizler $X1= 8$ mm değişken $D1$ değerlerine göre sıcaklık dağılımı.



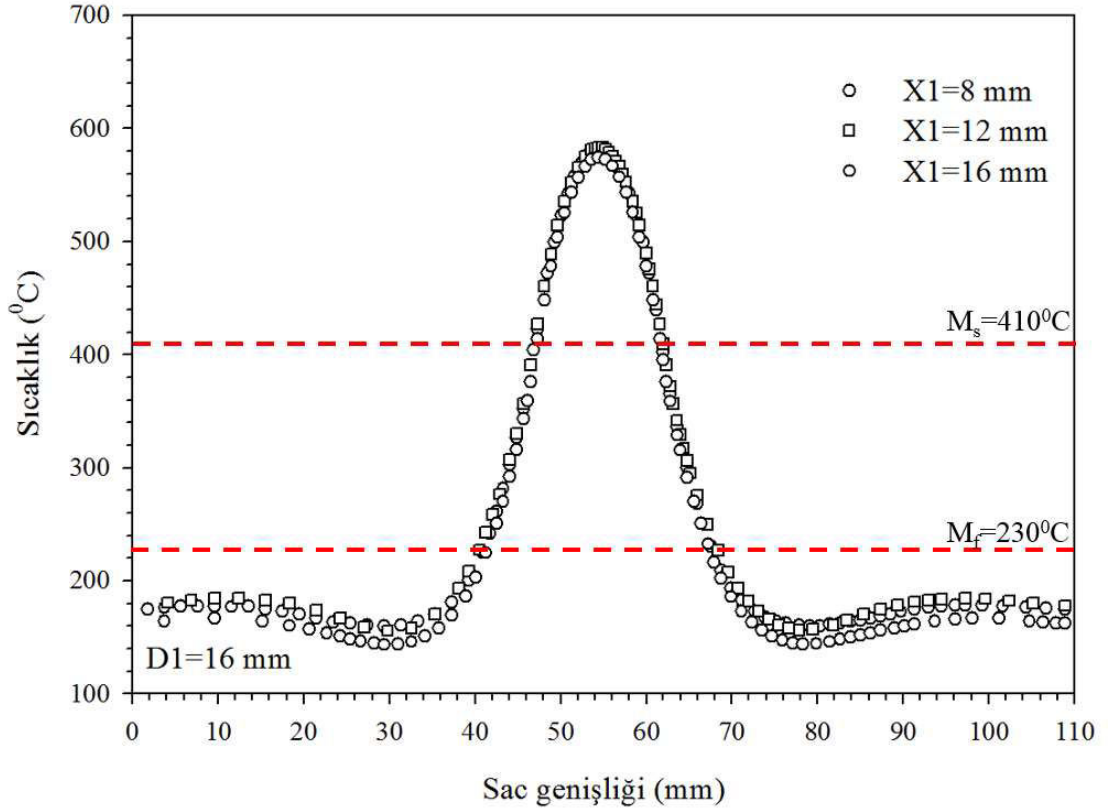
Şekil 3.2 : FB bölge oluşumu ön analizler $X1= 12$ mm değişken $D1$ değerlerine göre sıcaklık dağılımı.



Şekil 3.3 : FB bölge oluşumu ön analizler X1= 16 mm değişken D1 değerlerine göre sıcaklık dağılımı.



Şekil 3.4 : FB bölge oluşumu ön analizler D1= 8 mm değişken X1 değerlerine göre sıcaklık dağılımı.



Şekil 3.5 : FB bölge oluşumu ön analizler D1= 16 mm değişken X1 değerlerine göre sıcaklık dağılımı.

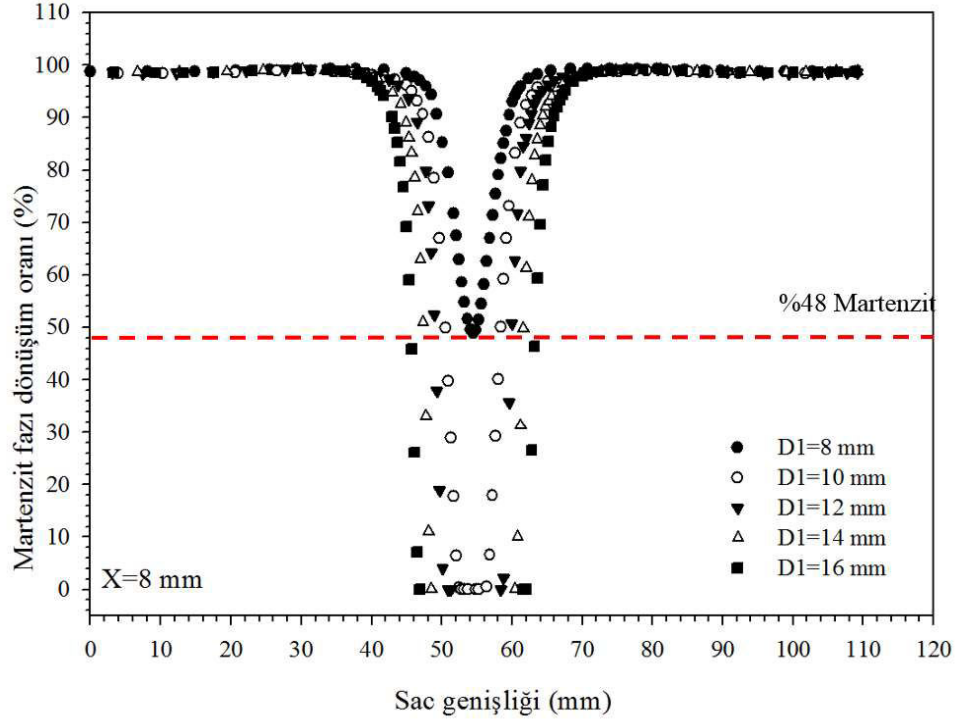
Şekil 3.1-Şekil 3.5’de verilen tüm sonuçlar ısı transferinin temel ilkeleri ile uyumlu olduğu dikkati çekmektedir. Nitekim PSP kapsamında oluşturulan FB’ler etrafındaki ısı transferinin iletim ve taşınım mekanizmaları ile birlikte gerçekleştiği aşikârdır. Burada sac metal yüzeyinden kalıp yüzeyine olan ısı transferi iletim ile gerçekleşirken, sac malzemedan havaya olan ısı transferi ise doğal taşınım ile gerçekleşmektedir. Bu çerçevede, FB çevresinde elde edilen sıcaklık profilleri ile bu profillerde karşılaşılan en yüksek sıcaklık değerlerinin geometrik parametreler ile değişimleri değerlendirildiğinde, FB merkezinin sac ile temas yüzeyinin olmadığı ve böylece de soğumanın en yavaş gerçekleştiği nokta olarak kabul edilebilir. Bu durum FB merkezinde en yüksek sıcaklıkların elde edilmesi ile teyit edilebilir. Merkezden uzaklaşıp sacın kalıp yüzeylerine temas ettiği bölgelere kadar azalan bir sıcaklık eğilimi belirgindir (Şekil 3.1-Şekil 3.5). Özellikle sac ile ilk temasın olduğu FB’nin sınırında kontak basınçları en yüksek seviyeye ulaşmıştır denilebilir. Bu kapsamda bu kısımlarda kontak basıncı etkisi ile çok daha hızlı soğuma gerçekleşebilmektedir. Hızlı soğumanın etkisiyle bu bölgelerdeki sac malzeme sıcaklığı daha düşük sıcaklık değerleri olarak, genel sıcaklık dağılım çizgisinden aşağıda şekilde ve bir kavislenme

oluştugu grafiklerde belirgindir. Bu durum her parametre için gözlemlenmiştir (Şekil 3.1-Şekil 3.5).

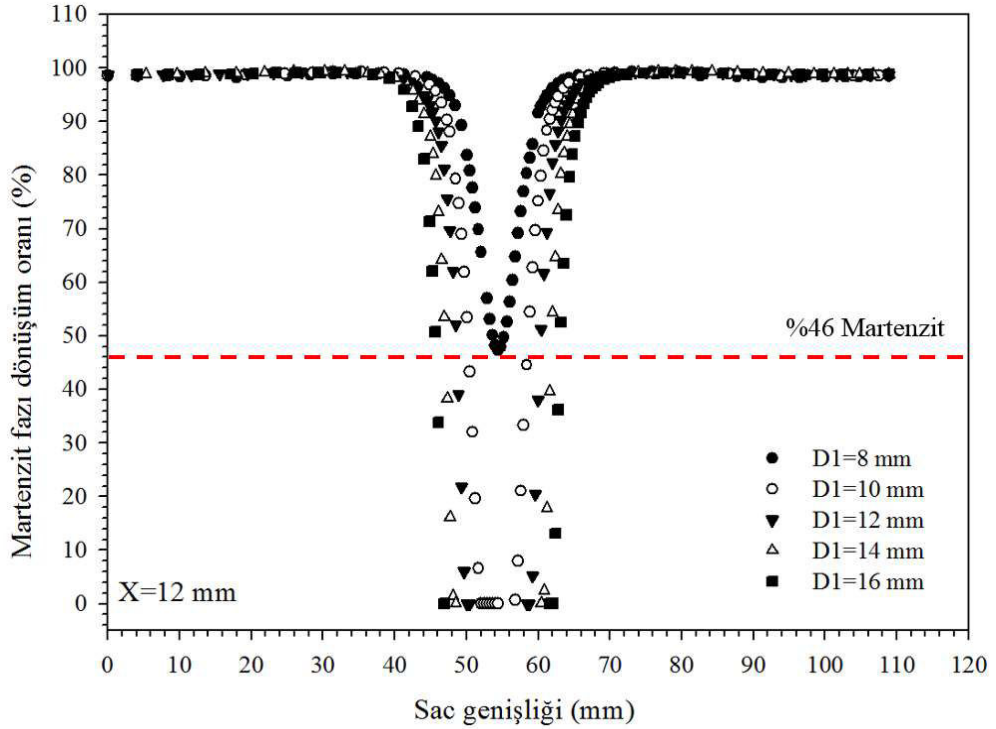
Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP kalıbı içerisinde 8 s soğutma süresi boyunca FB bölge ve çevresindeki martenzit fazı dönüşüm oranı yüzdeleri Şekil 3.6-Şekil 3.10'da gösterilmiştir. Bu şekiller incelendiğinde, elde edilen martenzit fazı dönüşüm oranlarının farklı D1 değerlerine göre değiştiği dikkati çekmektedir. FB bölgelerde en yüksek martenzit fazı dönüşümü oranları genel olarak FB merkezlerinde gerçekleşmektedir. FB merkezinden uzaklaştıkça martenzit fazı dönüşüm oranları artarak FB merkezine simetrik bir profil izlemekte ve FB bitiminde %100 martenzit faz oranlarına ulaşmaktadır. FB merkezi en yüksek ve en düşük martenzit faz oranları; D1= 8 mm için farklı X1 değerleri için %28-%48 aralığında değerler alırken diğer tüm D1 değerlerinde martenzitik dönüşüm neredeyse gerçekleşmemektedir. D1 parametresinin artan değerleri ile birlikte, profil merkezinde elde edilen en yüksek sıcaklığın artma eğiliminde olduğu gösterilmiştir (Şekil 3.6-Şekil 3.8). Dolayısıyla soğuma hızının nispeten düşük değerler aldığı bölgelerde martenzitik dönüşümün oluşmaması beklenen bir durumdur. D1=8 mm için farklı X1 değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranları Şekil 3.9'da verilmiştir. D1 parametresinin artan değerleri ile birlikte, profil merkezinde elde edilen en düşük martenzit fazı dönüşüm oranlarını artma eğiliminde olduğu görülmektedir. Şekil 3.9 - Şekil 3.10 incelendiğinde D1= 8 mm ve diğer D1 değerlerindeki martenzitik dönüşüm farklılıkları belirgindir. D1= 8 mm haricindeki tüm D1 değerlerinde, tüm X1 değerleri için FB merkezinde belirgin bir aralıkta martenzitik dönüşüm gerçekleşmemektedir (Şekil 3.6-Şekil 3.8). Martenzit fazı dönüşümünün gerçekleşmediği kısım genel itibari ile FB ve FB yakın çevresinde oluşmuştur (Şekil 3.6-Şekil 3.10).

Eşitlik 3.2'de hacimsel martenzit oranının dağılımı ile D1 parametreleri arasındaki ilişki belirtilmiştir. Özetle D1= 8 mm değerinde FB oluşumu tam olarak gözlemlenmediğinden D1= 8 mm'den büyük değerlerde eşitlik doğrulanabilir.

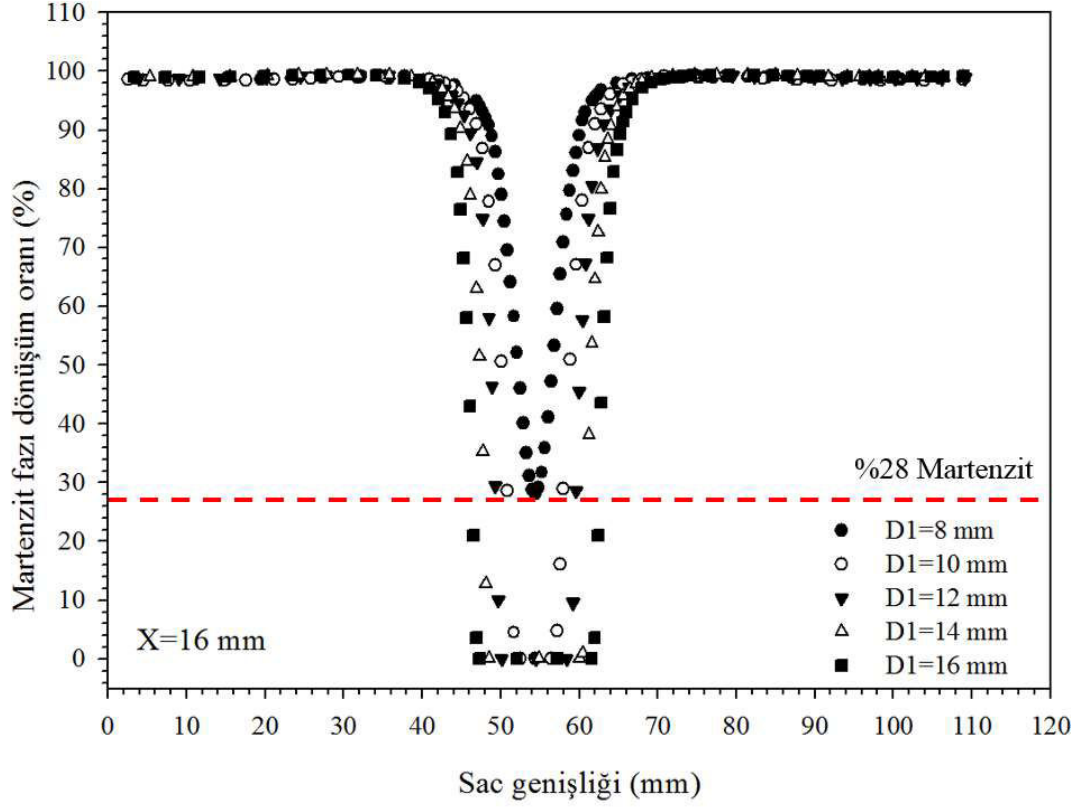
$$\%Martenzit \sim \frac{1}{D1=D2} ; D1=D2 > 8 \text{ mm} \quad (3.2)$$



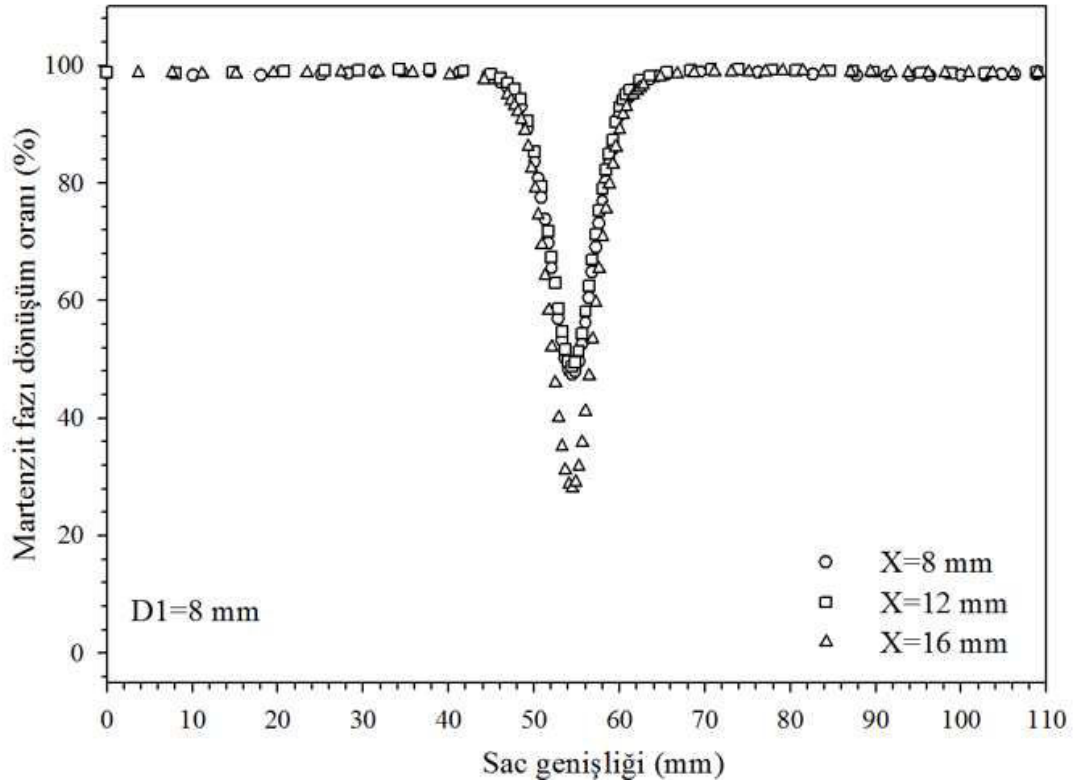
Şekil 3.6 : FB bölge oluşumu ön analizler $X_1 = 8$ mm değişken D_1 değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranı.



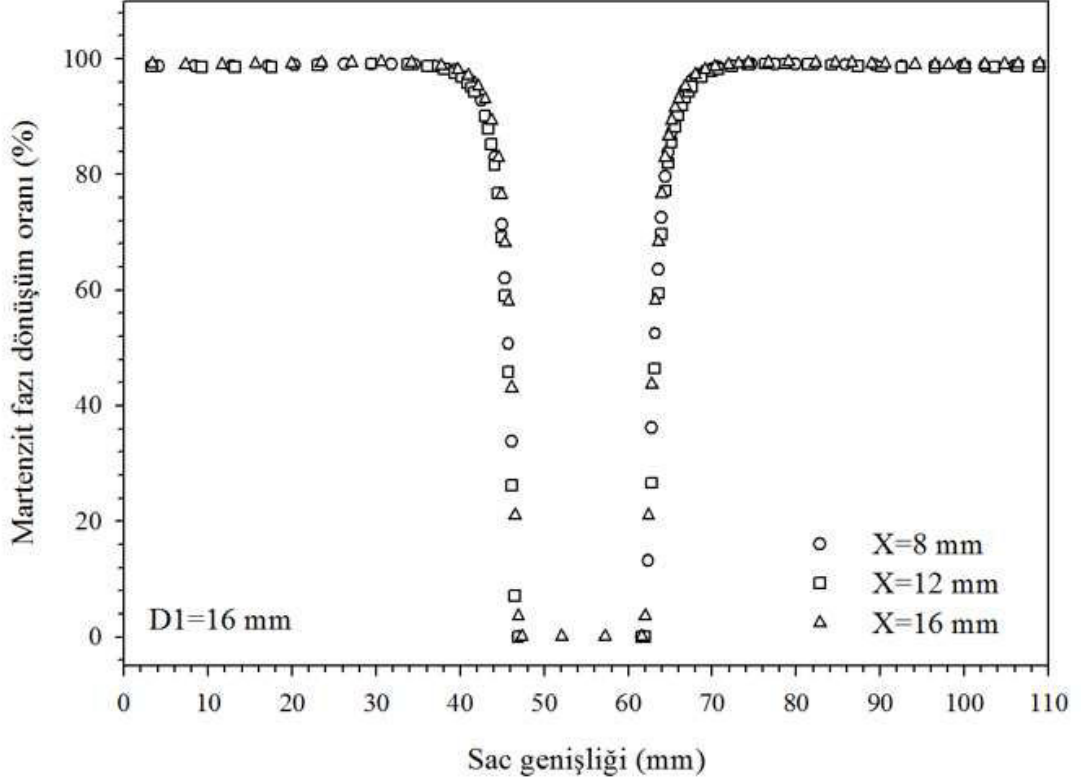
Şekil 3.7 : FB bölge oluşumu ön analizler $X_1 = 12$ mm değişken D_1 değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranı.



Şekil 3.8 : FB bölge oluşumu ön analizler $X_1=16$ mm değişken D_1 değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranı.



Şekil 3.9 : FB bölge oluşumu ön analizler $D_1=8$ mm değişken X_1 değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranı.



Şekil 3.10 : FB bölge oluşumu ön analizler D1= 16 mm değişken X1 değerlerine göre martenzit fazı dönüşüm oranı.

Martenzit fazı dönüşüm dağılım grafikleri (Şekil 3.6-Şekil 3.10) incelendiğinde, seçilen farklı kalıp parametrelerinin (X1, D1) FB'nin genişlik/çapını etkilediğini göstermektedir. Bunlardan soğutma kanalının sac yüzeyine uzaklığı (X1) endüstride PSP uygulamalarında üretim süresini etkileyen önemli bir parametredir. X1'in küçük değerler alması ısı transferi sağlanacak mesafenin kısılması ve soğutmanın çok daha hızlı gerçekleşmesinde etkilidir. Bu kapsamda hem gerçekleştirilen analizlerde elde edilen veriler hem de endüstriyel koşullar dikkate alınarak sonraki tüm benzetme çalışmalarında X1= 8 mm alınmıştır.

Bilgisayar destekli analizlerden elde edilen FB genişlik/çap değerleri, FB bölgeleri içerisinde hacimsel martenzit oranı sifıra eşit olan bölge sınırı olarak kabul edilerek ölçülmüştür. Bu kapsamda değişken D1 parametreleri değerlendirilmek üzere; X1= 8 mm, 8 s soğuma süresi neticesinde elde edilmiş analiz sonuçları Çizelge 3.1'de verilmiştir. Çizelge 3.1'deki değerler ışığında aralarında doğrusal bir ilişki öngörülen D1= D2 parametresi ve FB genişliği/çapı değişkenleri arasındaki ilişki regresyon analizi yapılarak incelenmiştir. Bu analizden elde edilecek matematiksel ilişki kullanılarak, PSP sistemlerinde FB bölgelerinin geliştirilmesinde/tasarlanmasında kullanılabilmesi hedeflenmektedir.

Çizelge 3.1 : PSP sisteminde seçilen parametrelere göre FB boyutu.

D1=D2 (mm)	FB Genişliği/Çapı
10	4,75
12	8,33
14	11,99
16	14,74
18	15,15
10	3,95
12	7,52
14	11,88
16	14,71
18	15,22
10	3,96
12	7,95
14	11,51
16	14,31
18	15,17
10	4,75

Regresyon analizinde Çizelge 3.1’de verilen değerler üzerinde gerçeğleştirilen hesaplamalar sonucunda doğrusal ($y = a + b \cdot x$) fonksiyon şeklinde uyumlanmıştır (şekil 3.11).

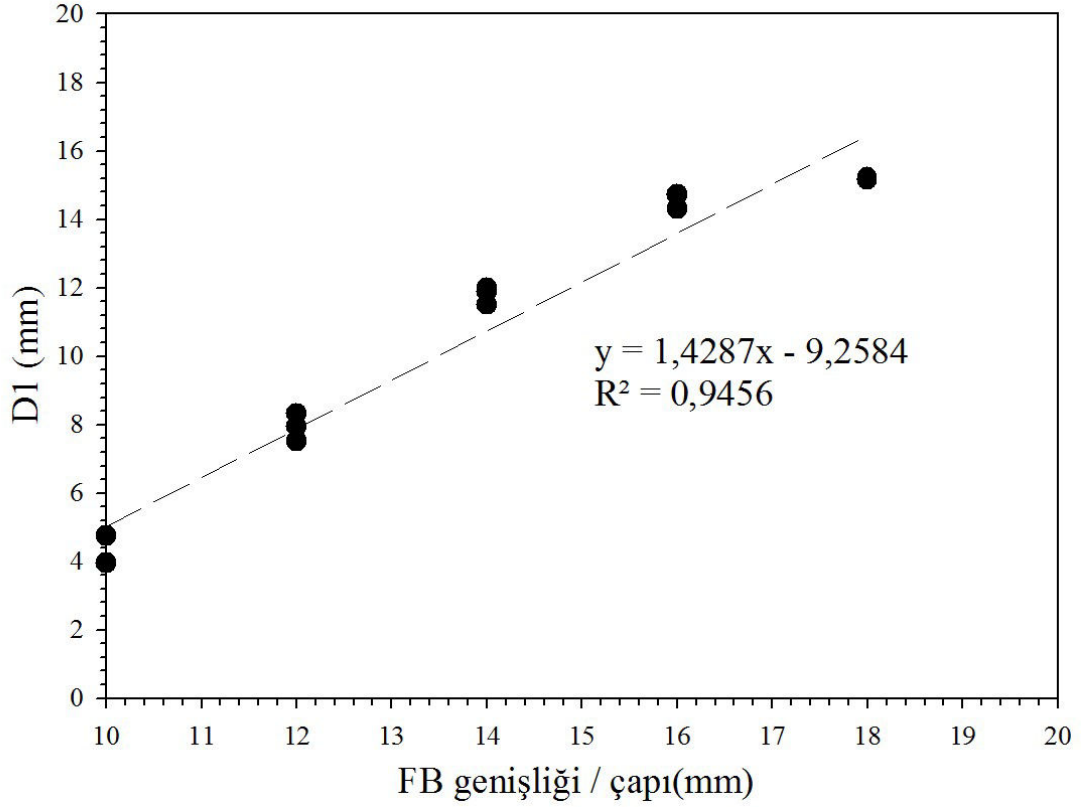
$$a = \frac{\Sigma y \cdot \Sigma x^2 - \Sigma x \cdot \Sigma xy}{n \cdot \Sigma x^2 - (\Sigma x)^2} \quad (3.3)$$

$$b = \frac{\Sigma y \cdot \Sigma x^2 - \Sigma x \cdot \Sigma xy}{n \cdot \Sigma x^2 - (\Sigma x)^2} \quad (3.4)$$

Eşitlik 3.3 ve Eşitlik 3.4 kullanılarak $n= 15$, $\Sigma x= 210$, $\Sigma y= 161.14$, $(\Sigma x)^2= 44100$, $(\Sigma y)^2= 25966.0996$, $\Sigma(xy)= 2427.4$, $\Sigma x^2= 3060$, $\Sigma y^2= 1990.0906$ olarak hesaplanıp, Eşitlik 3.5 ve Eşitlik 3.6 elde edildi. $D1= 8$ mm’den küçük değerlerde FB oluşmadığından Eşitlik 3.5’de geliştirilen yaklaşımın uygulanabilirlik sınırlar ifade edilmiştir. Eşitlik 3.6’da ise hedeflenen FB genişliğinin elde edilebilmesi için kalıpta işlenmesi gereken ceplerin ($D1$ veya $D2$) boyutlarının $\pm 1,06$ mm değerinde bir sapma ile tahimin edilmesi sağlanmaktadır. Eşitlik 3.6 kullanılarak $D1= 18$ mm için FB boyutu yaklaşık olarak 15 mm mertebelerinde elde edilen FB genişliği/çapı şekil 3.11 ile de teyit edilebilmektedir. Eşitlik 3.6 kullanılarak şekil 3.11’de verilen analizlerden önce $D1$ değerleri için gerekli hesaplamalar yapılarak FB genişliği/çapı değerleri yaklaşık olarak tahmin edilebilecektir (Eşitlik 3.6).

$$FB (mm) = 0 ; 0 < D1 < 8 \quad (3.5)$$

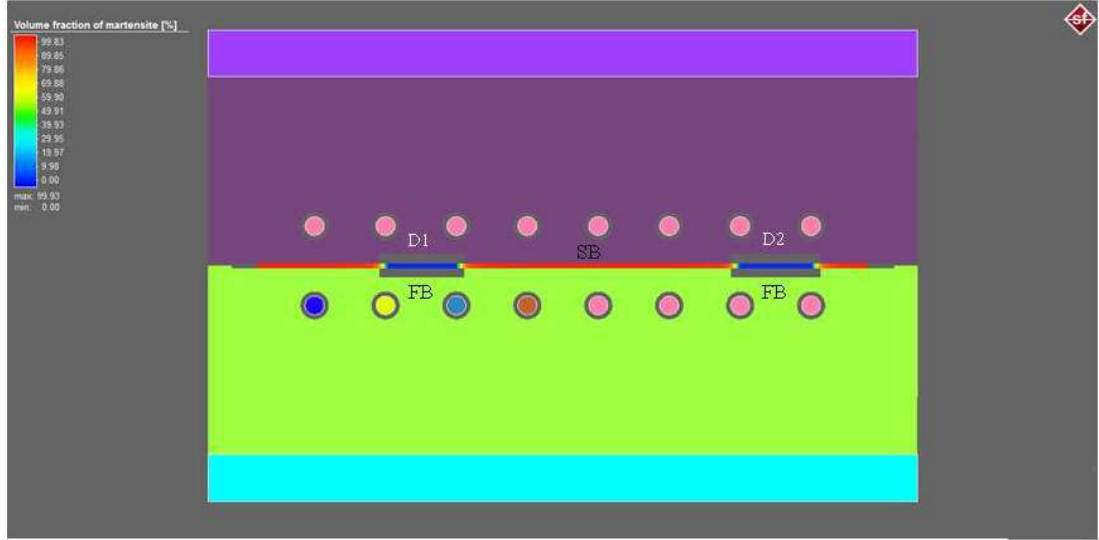
$$FB (mm) = 1,4287 \cdot D1(mm) - 9,2584 ; 8 < D1 < 18 \quad (3.6)$$



Şekil 3.11 : D1 ve FB genişliği/çapı arasındaki ilişki.

3.1.1 PSP analiz çalışmalarında soğuma süresinin etkisi

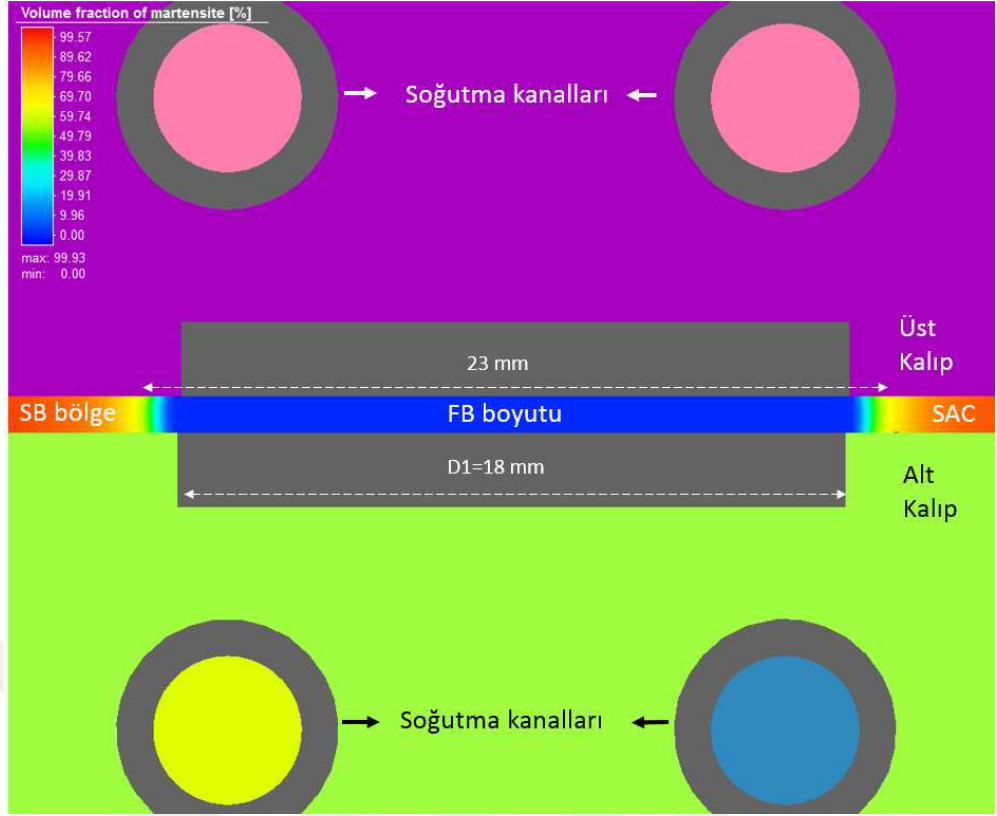
PSP kapsamında, endüstriyel ölçekte kullanılan 5 s, 8 s ve 11 s soğuma sürelerinin martenzit fazı dönüşüm oranı dağılımı Şekil 3.12’de verilen model üzerinden incelendi. Bu kapsamda, soğuma sürelerine bağlı olarak FB genişlik/çap boyutları Şekil 3.13-Şekil 3.15’de, FB’lerin etrafında oluşturduğu sıcaklık dağılım profilleri Şekil 3.16-Şekil 3.18’de verilmiştir.



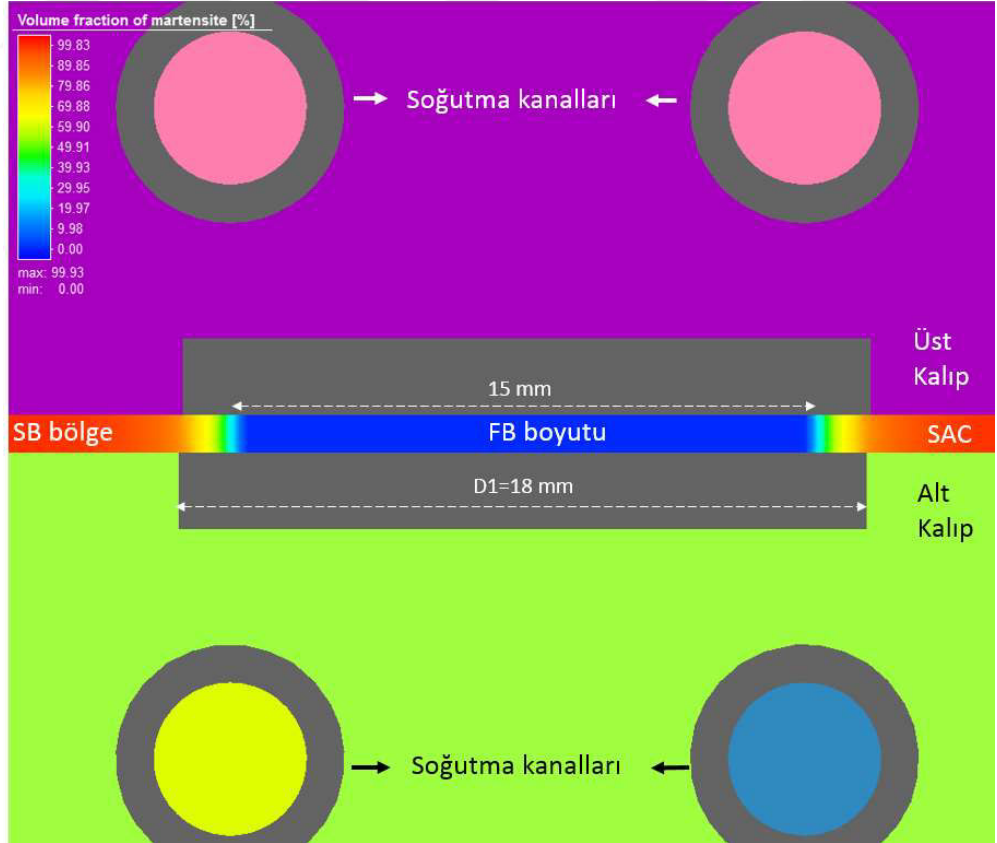
Şekil 3.12 : PSP’de martenzit fazı dönüşüm oranı görseli.

D1=18 mm olan kalıpta soğuma süresinin 5 s, 8 s ve 11 s olarak uygulanması durumunda FB genişlikleri sırasıyla, 23 mm, 15 mm ve 11 mm olarak elde edilmiştir (Şekil 3.13-Şekil 3.15). 5 s soğuma neticesinde 8 s ve 11 s soğuma sürelerinde elde edilen FB’lerden çok daha geniş bir FB bölge oluşmuştur (Şekil 3.13). Nitekim, D1= 18 mm için 5 s soğuma süresi neticesinde 23 mm’lik bir FB’de hızlı soğuma gerçekleşmemiş olduğugörülmektedir. Benzer şekilde, 11s’lik bir soğuma hızı neticesinde ile hem 5 s hem de 8 s soğuma hızları sonucunda elde edilenlerden daha dar bir FB bölge gözlemlenmiştir (Şekil 3.14-Şekil 3.15). Bu sonuçlardan, soğuma süresi azaldıkça FB genişliği/çapı arttığını soğuma süresi arttığında ise FB boyutunun belirgin şekilde azaldığı söylenebilir. Nitekim bu değerler ve birbirleriyle ters orantılı şeklinde Eşitlik 3.7’de verilmiştir.

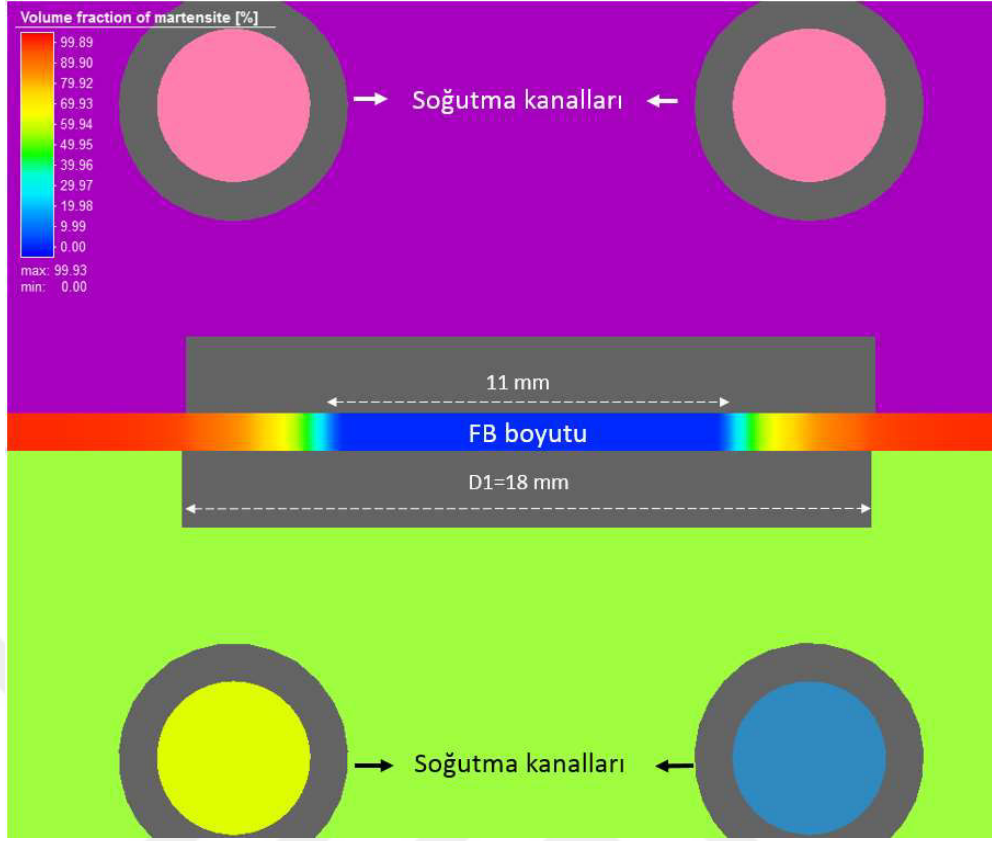
$$FB \text{ genişliği / çapı (mm)} \sim \frac{1}{\text{Soğuma süresi}} \quad (3.7)$$



Şekil 3.13 : $X= 8$ mm, $D1= 18$ mm, 5 saniye soğuma sonrasında martenzit fazının FB’de dağılımı.



Şekil 3.14 : $X= 8$ mm, $D1= 18$ mm, 8 saniye soğuma sonrasında martenzit fazının FB’de dağılımı.



Şekil 3.15 : X= 8 mm, D1= 18 mm, 11 saniye soğuma süresinde FB martenzit fazı dönüşüm oranı görseli.

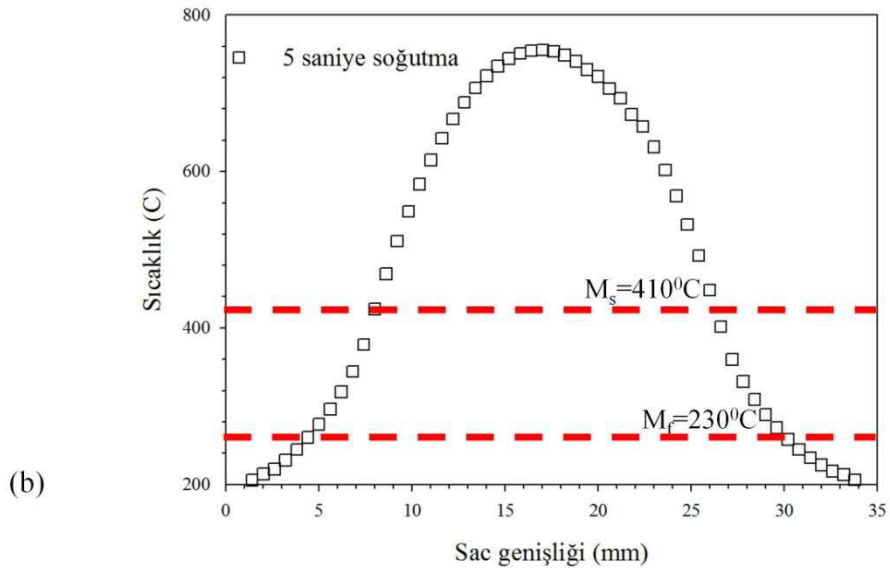
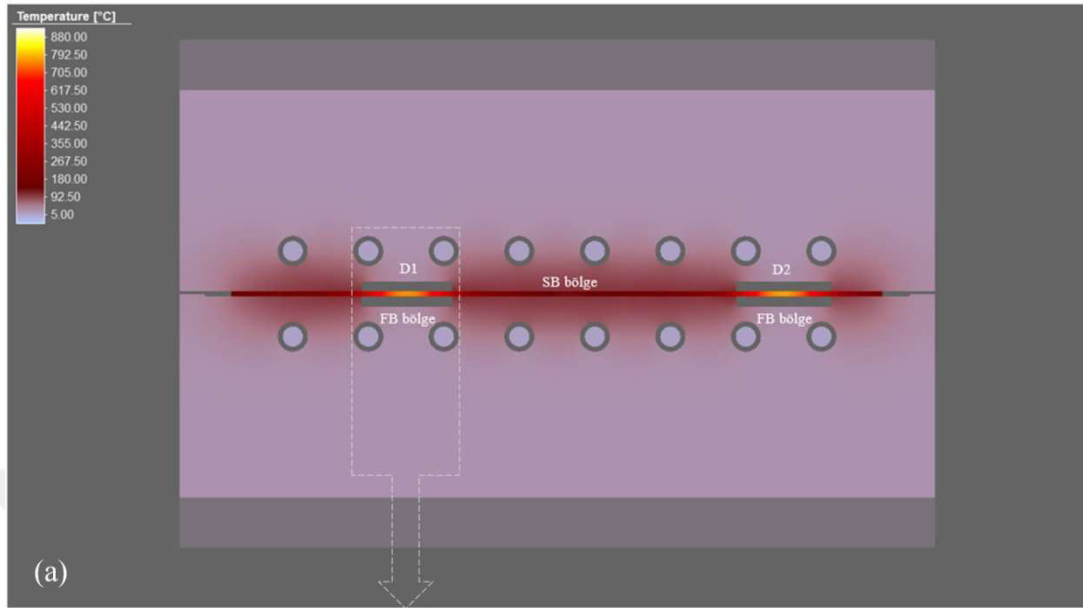
Farklı soğuma sürelerinde FB bölgelerde elde edilen sıcaklık dağılımları Şekil 3.16 - Şekil 3.18'de verilmiştir. FB bölgelerde birbirine benzer sıcaklık dağılım profilleri olduğu görülmektedir (Şekil 3.16-Şekil 3.18). Şekil 3.16-Şekil 3.18 incelendiğinde 5 s, 8 s, 11 s soğuma süresinde FB'lerde soğumanın SB'lerden daha yavaş olduğu belirgindir. Şekil 3.16(b) incelendiğinde FB merkez en yüksek sıcaklığı 755 °C mertebelerinde olduğu ve bu değer FB merkezinden uzaklaştıkça belirgin şekilde azalarak 195 °C mertebelerinde değerler aldığı görülmektedir. Bunun yanında, 5 s soğuma süresinde FB kısmında ortalama soğuma oranı 25 °C/s, SB kısmında soğutma oranı 137 °C/s olarak hesaplanmıştır. Hem soğuma hızı hem de sıcaklık değerleri birlikte değerlendirildiğinde söz konusu soğuma süresi sonrasında FB içerisinde martenzitik dönüşümün gerçekleşmesi için yeterli olmadığı dikkat çekmektedir.

Şekil 3.17(a) incelendiğinde 8 s soğutma süresi neticesinde FB ve FB dışındaki SB olarak ifade edilen bölgelerde ise sıcaklık dağılımının homojenliğinin beklenen seviyelerde olduğu söylenebilir. Şekil 3.17(b) incelendiğinde FB merkez en yüksek sıcaklığı 625 °C'dir. FB'den uzaklaşıldığında sıcaklık en düşük 155 °C'lere

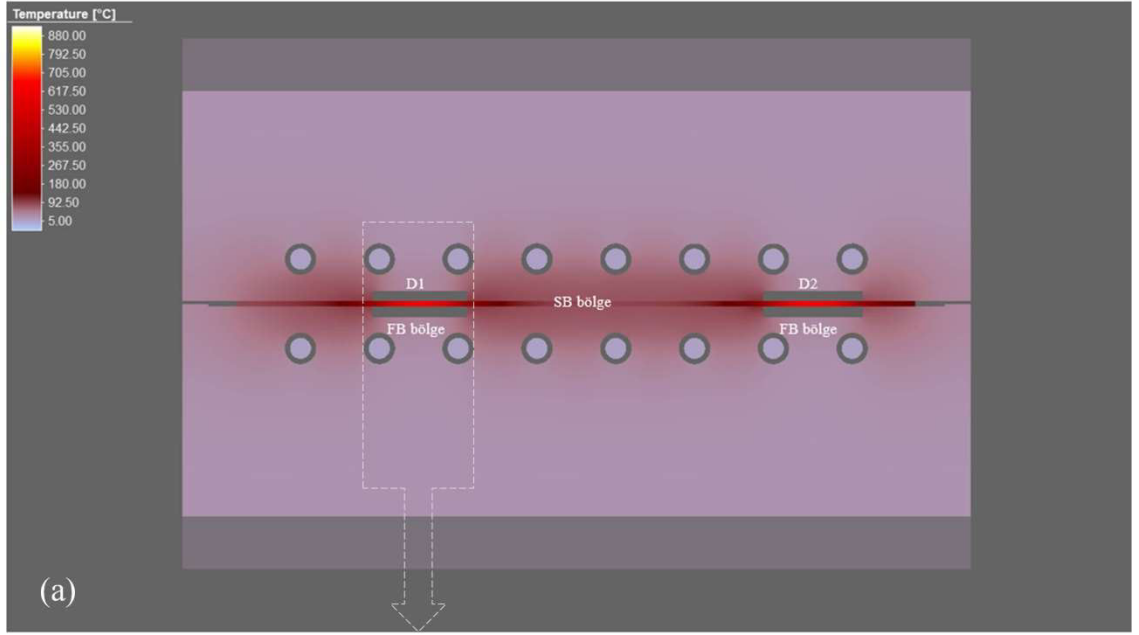
ulaşılmaktadır. 8 s soğutma esnasında FB kısmında ortalama soğutma oranı 22,5 °C/s, SB kısmında soğutma oranı 90 °C/s olarak hesaplanabilir. FB kısmında ölçülen ortalama soğutma oranı 22,5 °C/s olması martenzit oluşumu için yeterli soğuma seviyesine tam olarak ulaşmadığını göstermektedir. FB ile SB arasındaki sıcaklık farkı yaklaşık 470 °C'dir (Şekil 3.17(b)).

Şekil 3.18(a) incelendiğinde 11 s süresi neticesinde homojen sıcaklık dağılımı görülmektedir (Şekil 3.18(a)). 11s soğutma esnasında FB'de soğumanın SB'lerden daha yavaş olduğu belirgindir. Şekil 3.18(b) incelendiğinde FB merkez en yüksek sıcaklığı 480 °C'dir. FB'den uzaklaşıldığında sıcaklık en düşük 90 °C seviyelerine ulaşılmaktadır. 11 s soğutma neticesinde FB kısmında ortalama soğutma oranı 36 °C/s, SB kısmında soğutma oranı 72 °C/s olarak hesaplanabilir. FB ile SB arasındaki sıcaklık farkı yaklaşık 390 °C seviyelerindedir.

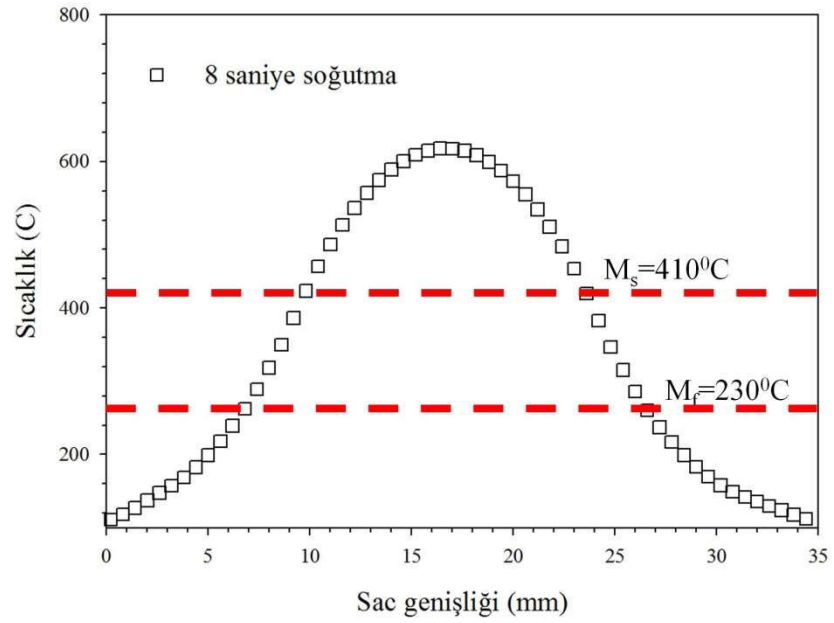
Martenzitik dönüşüm M_s sıcaklığı ile başlayan M_f sıcaklığına kadar devam eden hızlı soğuma sürecinde gerçekleşmektedir. Genel olarak sıcaklık dağılımları incelendiğinde FB'lerin en yüksek sıcaklıkları M_s sıcaklığının üzerinde bir sıcaklıkta bulunmaktadır (Şekil 3.16 - Şekil 3.18). Martenzit oluşumu için gerekli $M_f - M_s$ sıcaklık aralığında kalan kısımlar FB bitiş noktalarına denk gelmektedir. Sıcaklık dağılımlarının FB merkezinin martenzit dönüşüm oranlarının düşük seviyelerde kaldığını desteklemektedir.



Şekil 3.16 : PSP’de 5 saniye soğutma sonrasında FB sıcaklık dağılımı a) görsel b) grafik.

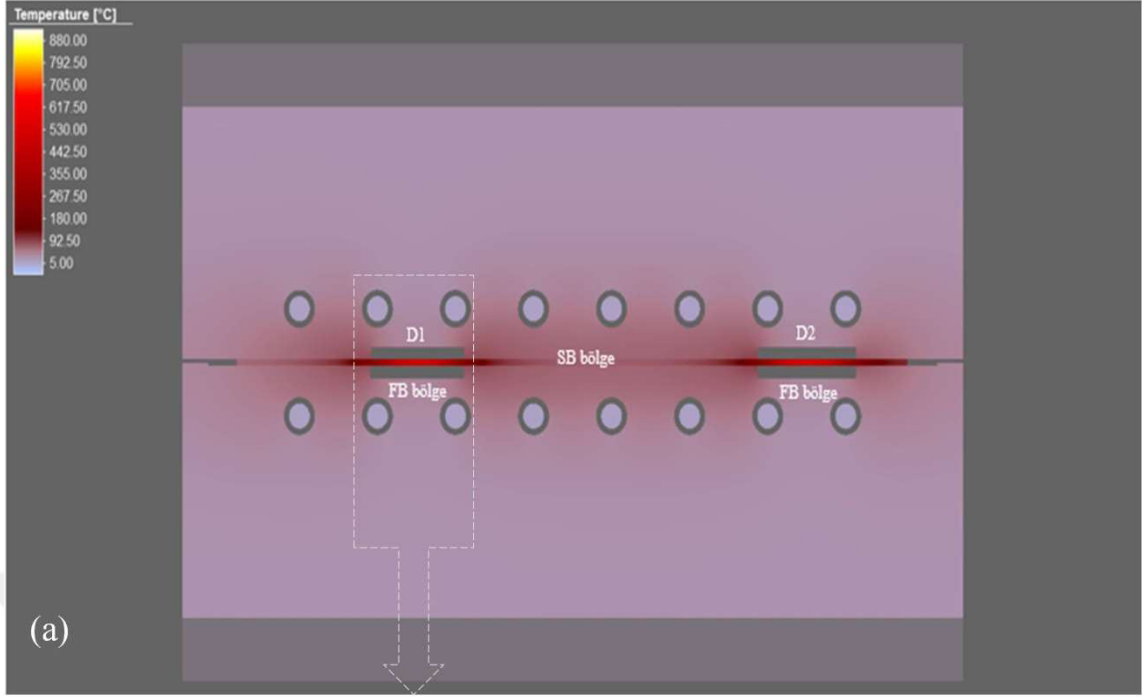


(a)

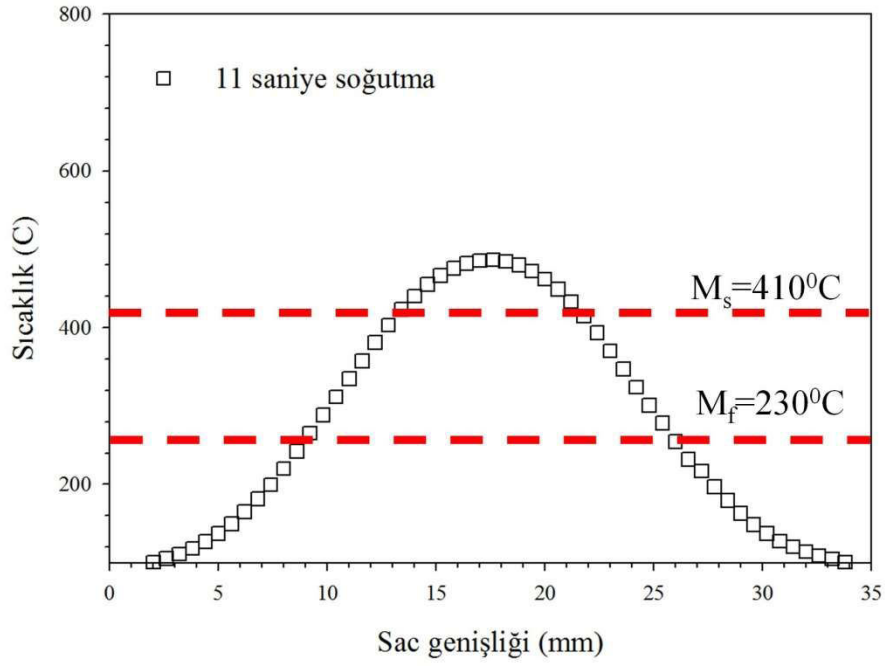


(b)

Şekil 3.17 : PSP'de 8 saniye soğuma sonrasında FB sıcaklık dağılımı a) görsel b) grafik.



(a)

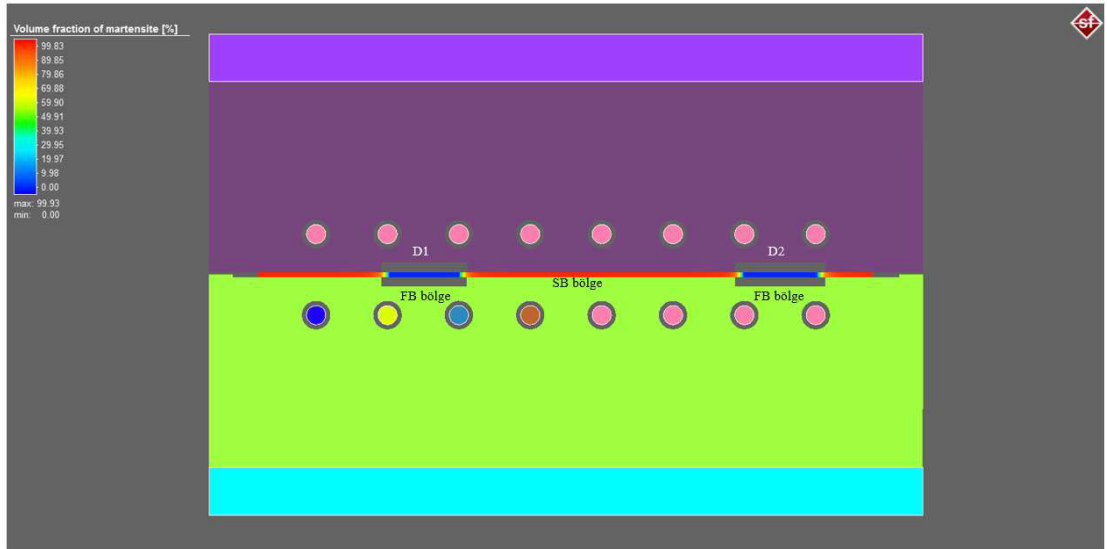


(b)

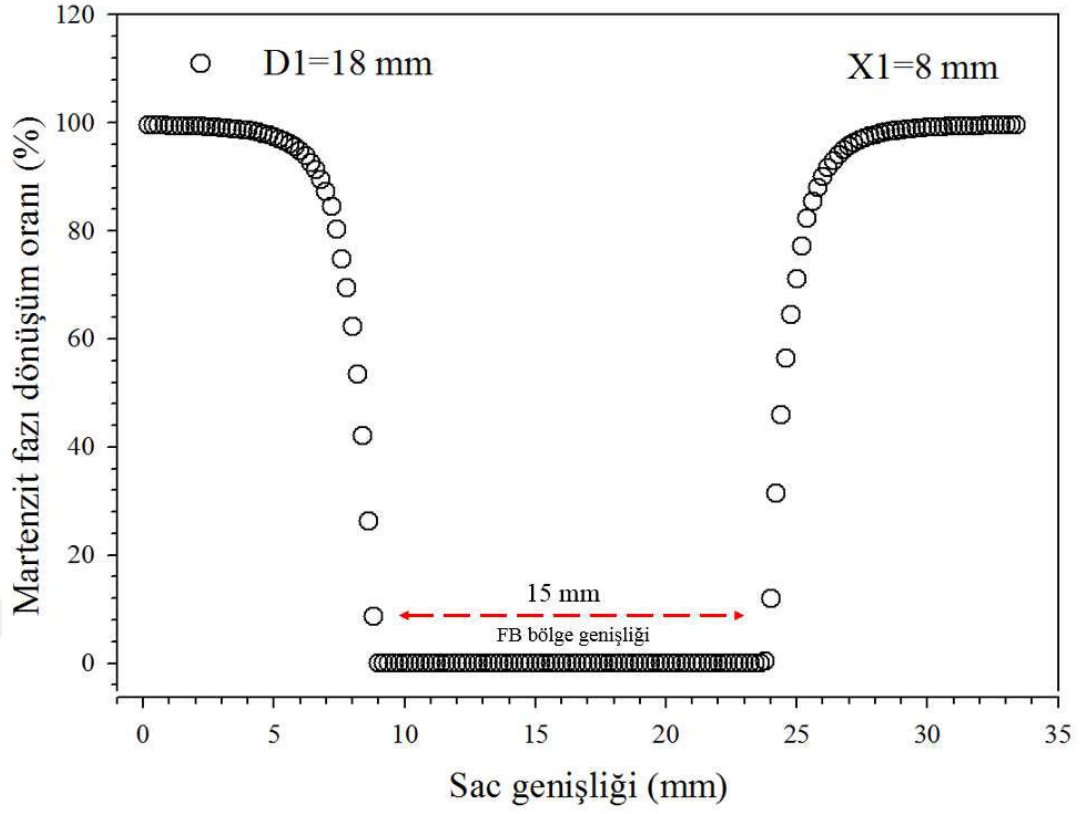
Şekil 3.18 : PSP'de 11 saniye soğuma sonrasında FB sıcaklık dağılımı a) görsel b) grafik.

3.1.2 PSP analiz çalışmalarında en iyi parametre seçimi

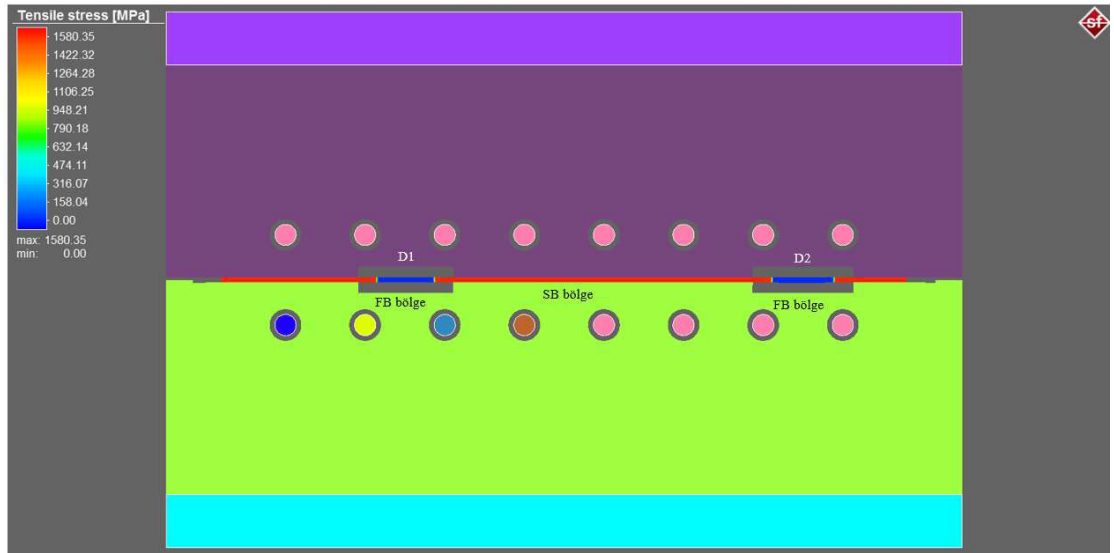
PSP analizlerinden seçilen geometrik özellikler, soğutma/soğuma süresi, elde edilen sıcaklık dağılımları ve martenzit fazı dönüşüm oranları arasındaki ilişkiler bütünüyle değerlendirildiğinde, kalıp yüzeyinde oluşturulan 18 mm çapında 2 mm derinliğindeki cep tasarımının FB oluşumu için yeterli olduğu, PSP prosesi de için 8 s soğuma süresinin uygulanması gerektiği anlaşılmıştır. Söz konusu parametrelere göre, elde edilen martenzit fazı dönüşüm oranı dağılımı Şekil 3.19’da, düğüm noktaları üzerinden alınan sonuçlar da Şekil 3.20’deki grafikte verilmiştir. Şekil 3.19 ve Şekil 3.20 incelendiğinde genel olarak PSP sistemi görselinde FB bölgelerinde farklı soğuma hızları sonucunda farklı faz dönüşüm süreçlerinin varlığı, FB bölgelerde özellikle FB merkezi ve çevresinde martenzit oluşmadığı belirgindir (Şekil 3.19). PSP sisteminde 8 s soğuma sonrasında meydana gelen martenzitik dönüşümün neden olacağı yaklaşık mukavemet değerlerinin tahmin edildiği analiz çıktıları Şekil 3.21’de gösterilmiştir. Görsellerden anlaşılacağı üzere, FB dışında SB genelinde PSP sonrasında 1500 MPa mertebelerinde elde edilmektedir. FB de ise 1500 MPa mukavemet seviyelerine ulaşmadığı görülmektedir. Analiz programından elde edilen çıktılar sıcaklık dağılımı, yapısal değişimler, mukavemet seviyeleri bütünüyle değerlendirildiğinde genel olarak FB oluşturma hedefini destekler niteliktedir.



Şekil 3.19 : PSP’de 8 saniye soğuma sonrası martenzit fazı dönüşüm oranı dağılımı görseli.



Şekil 3.20 : D1=18 mm X1= 8 mm PSP parametreleri, martenzit fazı dönüşüm oranı (%).



Şekil 3.21 : FB'de yaklaşık çekme mukavemeti dağılımı.

3.2 PSP Deneysel Çalışmalardan Elde Edilen Bulgular

3.2.1 PSP işlemleri ve makro incelemeler

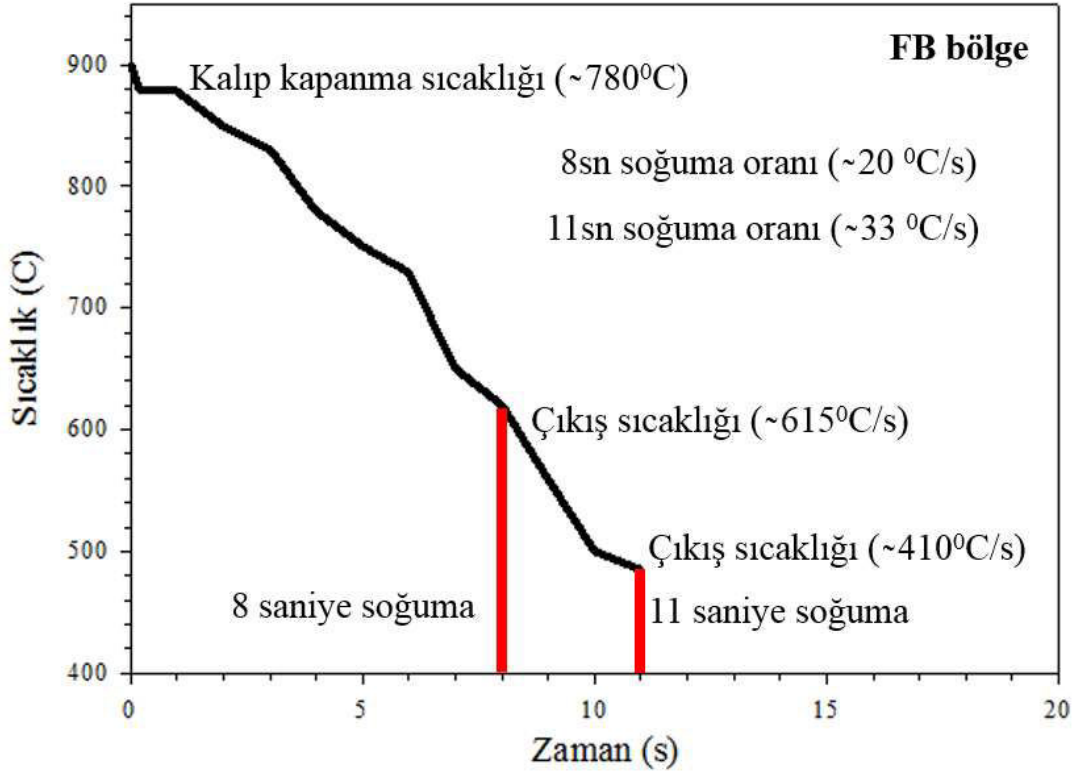
Bölüm 2’de incelenen parametreler, imal edilen PSP sistemi kullanılarak Usibor® 1500 sac malzemelerine PSP işlemleri deneysel olarak uygulanmasından elde edilen sonuçlar ile bunların hesaplamalı modelde elde edilenler ile karşılaştırılması Çizelge 3.2 ile Şekil 3.26-3.26’da verildi.

Çizelge 3.2 : PSP sisteminde analiz ve prototip sonuçlarına göre soğutma süresi, soğuma oranı ve sac malzemenin PSP sonrası çıkış sıcaklıkları.

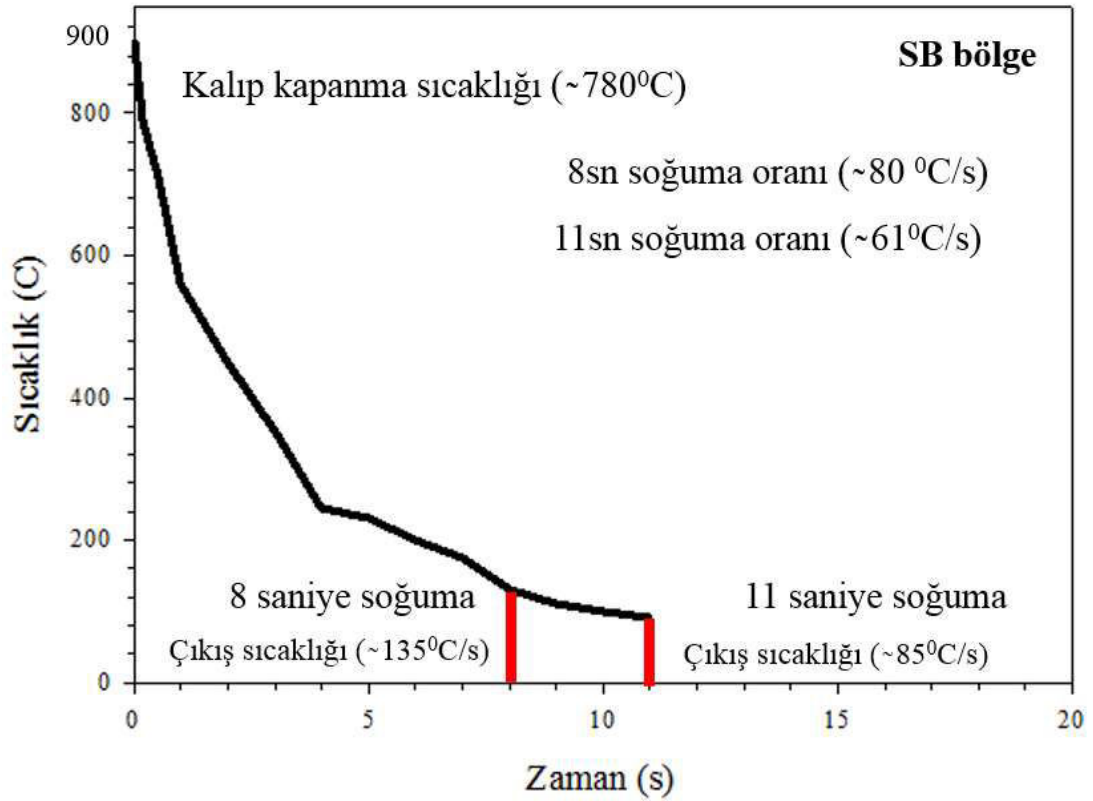
Soğutma süresi	Bölge	PSP işlemi	Soğuma oranı	Çıkış sıcaklığı
8 saniye soğutma	FB	Prototip	20 °C/s	615 °C
		Analiz	22,5 °C/s	625 °C
	SB	Prototip	90 °C/s	155 °C
		Analiz	80 °C/s	135 °C
11 saniye soğutma	FB	Prototip	33 °C/s	410 °C
		Analiz	36 °C/s	480 °C
	SB	Prototip	61 °C/s	85 °C
		Analiz	72 °C/s	90 °C

PSP işlemi için fırından çıkan sıcak sac; kalıp içine yerleşmeden önce sıcaklık ölçümleri uzaktan termal kamera vasıtasıyla gerçekleştirilmiştir. Sac kalıp içerisine yerleştirildikten sonra ise ısı çiftleri sayesinde SB ve FB bölgelerden sıcaklık ölçümleri alınmıştır. Kalıp kapanma sıcaklığı yaklaşık 780 °C olarak tespit edilmiştir. Şekil 3.22’de FB bölge soğuma eğrisi, Şekil 3.23’de ise SB bölge soğuma eğrisi verilmiştir. Şekil 3.22’de verilen 8 s ve 11 s soğutma süresi için PSP analizlerinde yaklaşık soğuma oranı sırasıyla 22,5 °C/s ve 36 °C/s iken prototip PSP işlemi esnasında yaklaşık soğuma oranı 20 °C/s ve 33 °C/s olarak elde edildi (Şekil 3.22). 8 s ve 11 s soğutma süresi için PSP analizlerinde pres açılma anında en yüksek sıcaklık yaklaşık 625 °C ve 480 °C iken, prototip PSP işlemi esnasında en yüksek sıcaklık yaklaşık 615 °C ve 410 °C olarak elde edildi (Şekil 3.22).

SB bölgesinde Şekil 3.23’de verilen 8 s ve 11 s soğuma süresi için PSP analizlerinde yaklaşık soğuma oranı 90 °C/s ve 72 °C/s iken prototip PSP işlemi esnasında yaklaşık soğuma oranı 80 °C/s ve 61 °C/s olarak elde edildi (Şekil 3.23). 8 s ve 11 s soğuma süresi için PSP analizlerinde pres açılma anında en yüksek sıcaklık yaklaşık 155 °C ve 90 °C iken, prototip PSP işlemi esnasında en yüksek sıcaklık yaklaşık 135 °C ve 85 °C olarak elde edildi (Şekil 3.23).



Şekil 3.22 : FB bölgelerden ısı çiftleriyle ölçülen soğuma eğrisi.



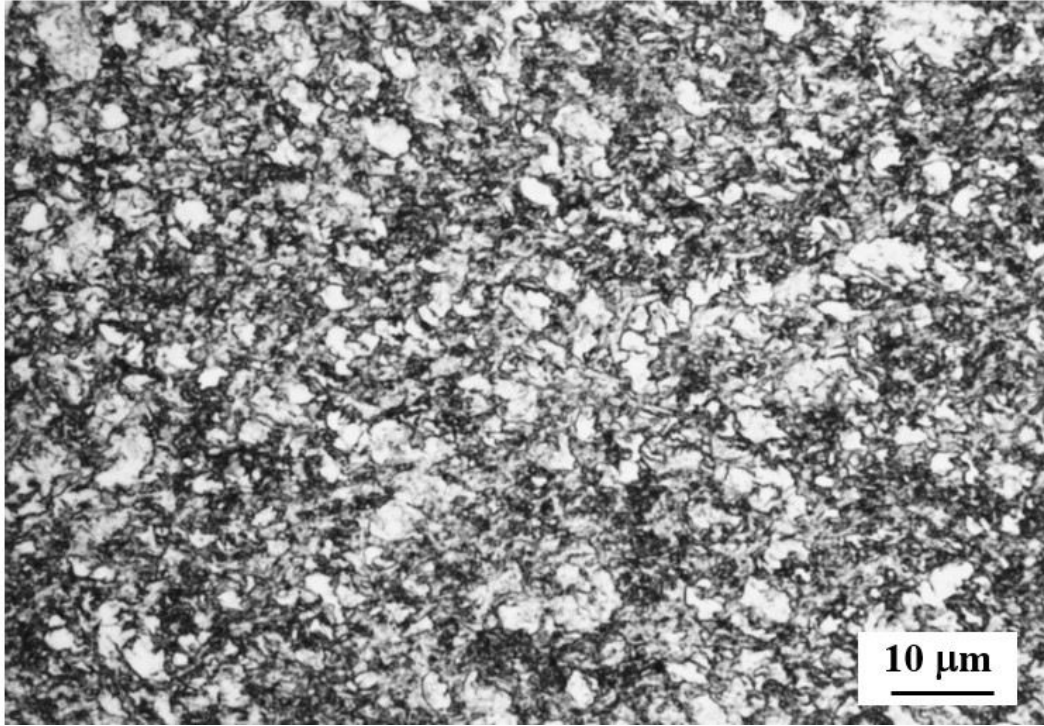
Şekil 3.23 : SB bölgelerden ısı çiftleriyle ölçülen soğuma eğrisi.

İnceleme sonuçlarında; PSP işleminin uygulandığı soğutma süresinin proses pik sıcaklık değerlerini ve soğutma oranını etkilediği anlaşılmıştır (Şekil 3.22-Şekil 3.23). Hem SB bölge hem de FB bölge olarak elde edilen soğuma eğrileri incelendiğinde, prototip ve analiz ortamında elde edilen soğuma verilerinde az da olsa bir fark gözlemlenmektedir. Bu farklar, fırından kalıba transfer sırasında meydana gelen kayıplar ile ortam sıcaklığındaki değişimler veya sıcaklık sensörlerindeki ölçüm hatalarından kaynaklanmış olabilir.

3.2.2 Mikroyapı incelemelerinden elde edilen bulgular

3.2.2.1 Kaplama kalınlığı ile ilgili bulgular

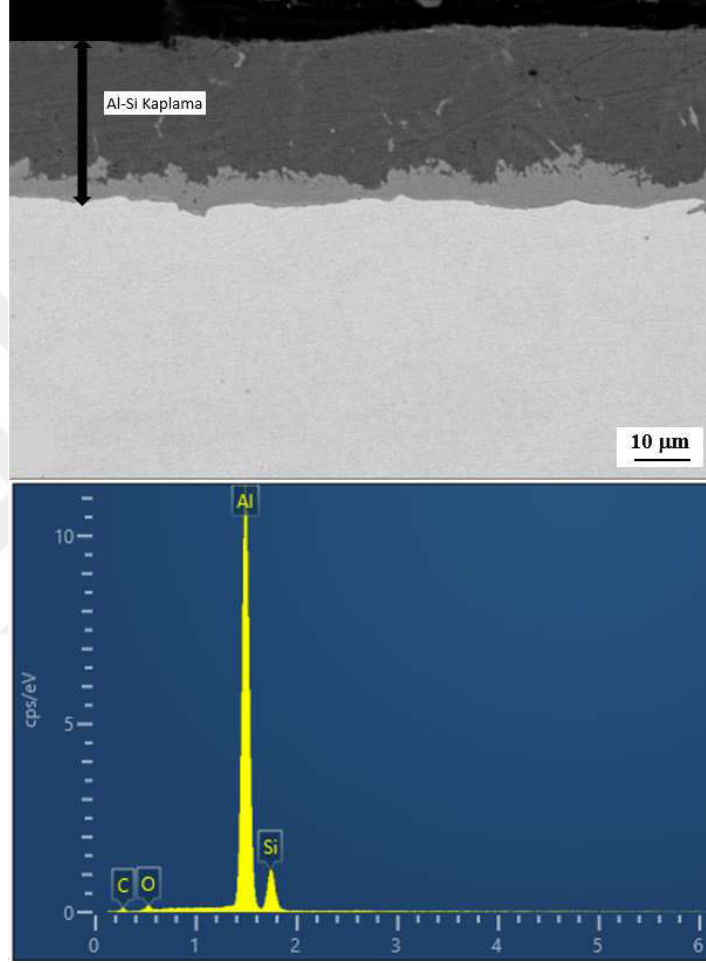
Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP işlemi öncesindeki mikro yapı fotoğrafı Şekil 3.24'de verilmiştir. Şekil 3.24'den anlaşılacağı gibi, Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP öncesinde mikro yapısı ferrit ve perlit fazlarını içermektedir. PSP öncesi genel olarak Al-Si kaplama kalınlığı 26-30 µm mertebelerindedir.



Şekil 3.24 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP öncesi mikro yapısı.

PSP işlemi sonrasında hem içyapıda hem de kaplama kalınlığında belirgin değişimler ortaya çıkmaktadır. PSP işleminde kullanılan Usibor® 1500 sac malzemesine korozyonun önlenmesi sebebiyle kullanılan Al-Si kaplamanın PSP sırasında sac malzemeye nüfuziyeti önem arz etmektedir. Şekil 3.25'te verilen PSP sonrası

Usibor® 1500 sac malzemesinin SEM görüntüsü incelendiğinde kaplama kalınlığının yaklaşık 46 µm seviyelerine olduğu dikkati çekmektedir. PSP işlemi sonrasındaki kaplama kalınlığındaki artış, Al-Si kaplamanın yüksek şekillendirme sıcaklıklarında ana malzemeye nüfuz ettiğini ifade eder niteliktedir. Bunun yanında, FB bölgelerin oluşturulması için kalıp-sac malzeme temasının engellenmesi, kaplama nüfuziyet değerlerinde herhangi bir değişime neden olmamıştır.



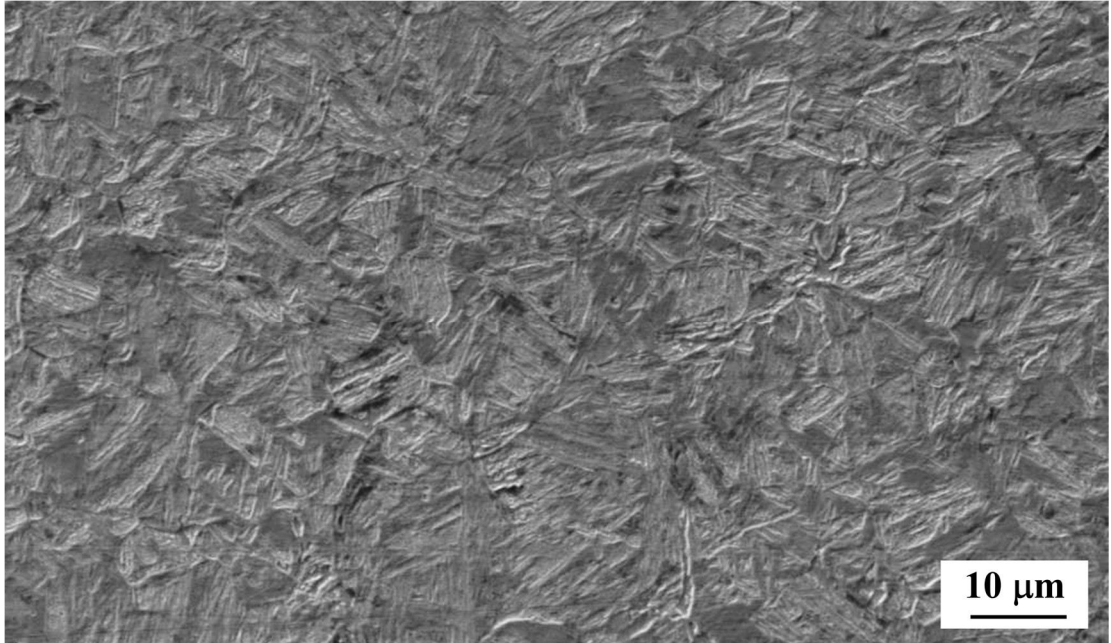
Şekil 3.25 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP sonrası FB bölgesi SEM görüntüsü ve Kaplama bölgesinin EDS yüzde analizi.

3.2.2.2 Fonksiyonlu bölge (FB) ve sert bölge (SB) mikro yapıları ile ilgili bulgular

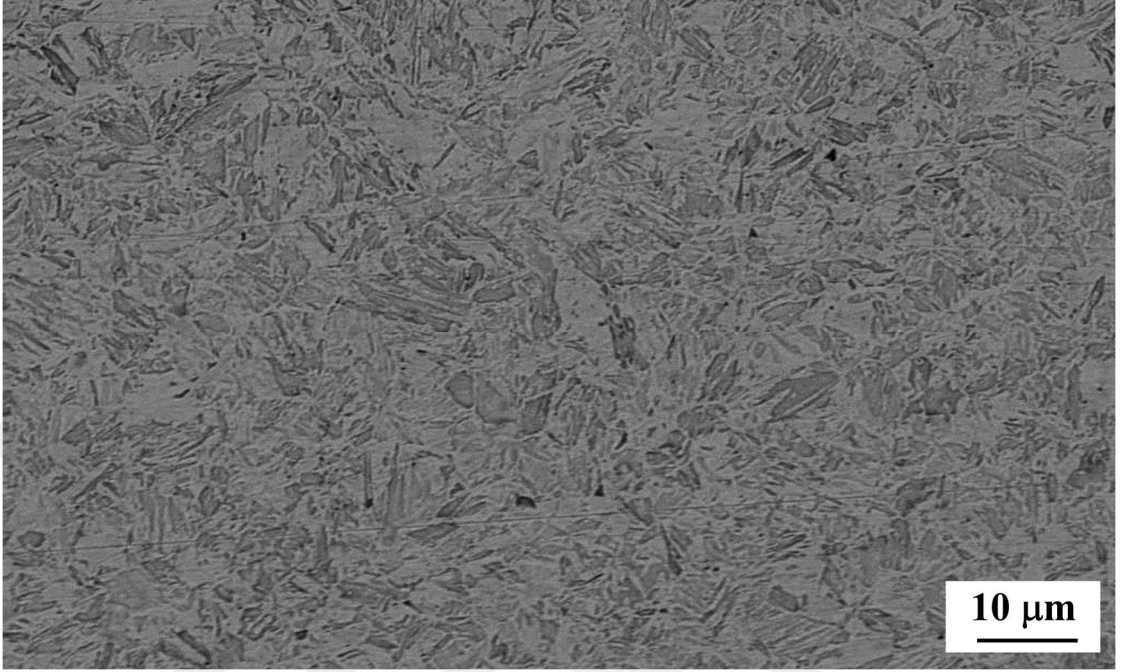
Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP işleminde 8s soğuma süresi neticesinde SB ve FB'lerin mikro yapılarını gösteren SEM fotoğrafları Şekil 3.26-Şekil 3.27'de verilmiştir. Şekil 3.26 incelendiğinde PSP sırasında yüksek soğuma oranı ile (yaklaşık 80 °C/s) proses edilmesi sonrasında elde edilen iç yapının yoğun olarak martenzit fazından meydana geldiği dikkati çekmektedir. Şekil 3.27 incelendiğinde

ise kalıp ile sac malzeme temasının engellendiği FB'lerde, martenzit fazı yoğunluğunun belirgin olarak azaldığı görülmektedir. Nitekim, FB bölgelerin mikro yapıları incelendiğinde, martenzitik dönüşümün belli oranda gerçekleşmiş olduğu, ancak genel itibari ile yapının tamamına hakim olmadığı, martenzit fazı ile birlikte ferrit ve beynit fazlarının da bulunduğu söylenebilir. Kısmi olarak martenzit iğnelerinin oluşmuş olması ise sac malzemenin yüzey-iç bölgelerdeki sıcaklık farkından ve PSP sistemindeki ısının malzemede iletim ve havaya taşınım ile transfer edilmesinden kaynaklandığı düşünülmektedir.

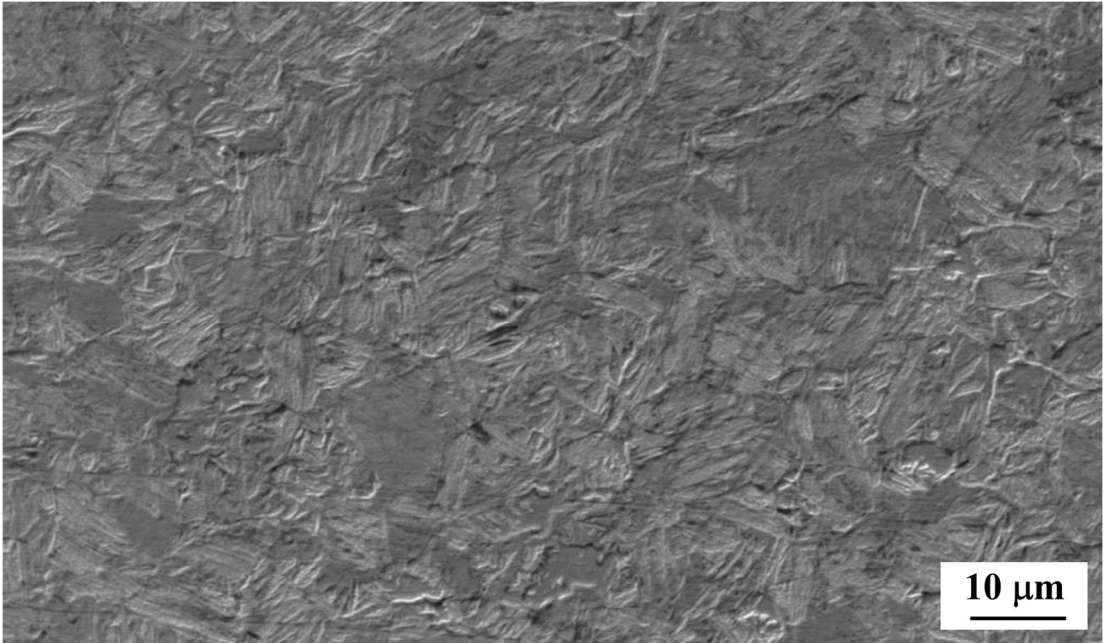
Usibor[®] 1500 sac malzemesinin PSP işleminde 11 s soğuma neticesinde FB ve SB bölgelerinin ayrı ayrı mikro yapılarını gösteren SEM fotoğrafları Şekil 3.28 - Şekil 3.29'da verilmiştir. Şekil 3.28 incelendiğinde PSP sırasında yüksek soğuma oranı ile (yaklaşık 61 °C/s) proses edilmesi sonrasında elde edilen iç yapının yoğun olarak martenzit fazından meydana geldiği dikkati çekmektedir. Nitekim 8 s soğuma süresinde elde edilen sonuçlar ile karşılaştırıldığında yapıda bulunan martenzitik bölgelerin daha kısa ve dağınık bir morfolojide oluştuğu dikkat çekmektedir. Şekil 3.29 incelendiğinde FB'de SB'ye nazaran martenzit oranı azalmış bir yapı belirgindir. Çalışma hem endüstriyel hem bilimsel açıdan değerlendirildiğinde 8 s soğuma süresi seçilerek sürdürülmüştür.



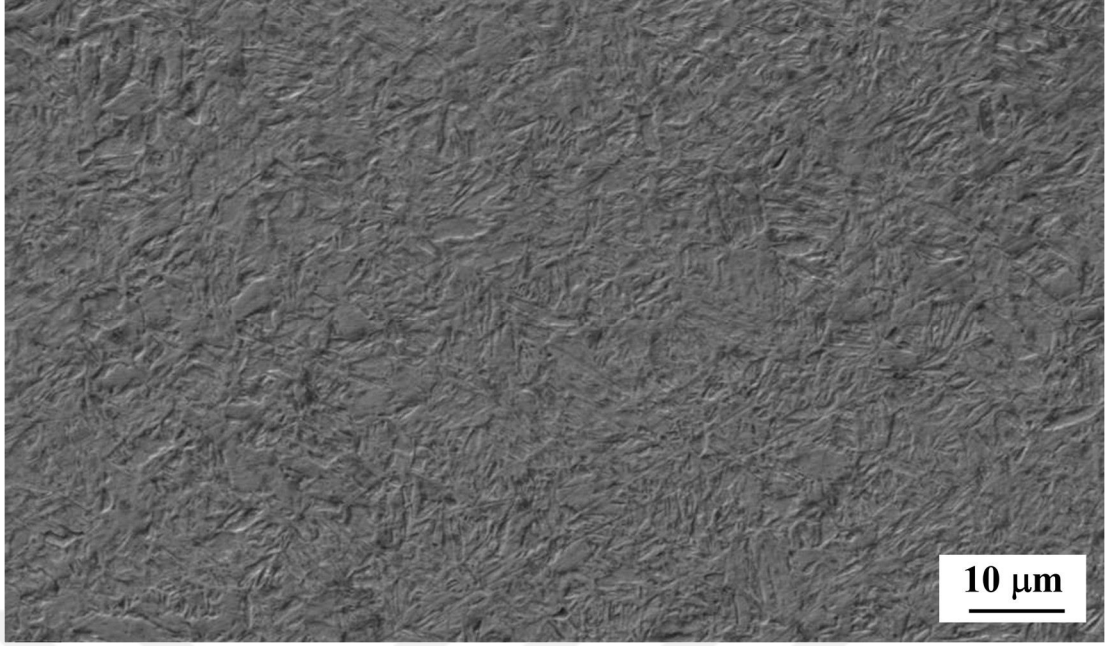
Şekil 3.26 : Usibor[®] 1500 sac malzemesinin PSP sonrası SB 8 s soğuma sonrası mikro yapılar.



Şekil 3.27 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP sonrası FB 8 s soğuma sonrası mikro yapılar.



Şekil 3.28 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP sonrası SB 11 s soğuma sonrası mikro yapılar.



Şekil 3.29 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP sonrası FB 11 s soğuma sonrası mikro yapılar.

3.2.3 Mekanik incelemelerden elde edilen bulgular

3.2.3.1 Mikro-sertlik ölçümlerinden elde edilen bulgular

Usibor® 1500 sac malzemenin PSP işleminde 8 s soğutma süresi sonrasındaki FB ve SB bölgelerinin sertlik değerleri Çizelge 3.3’de verilmiştir. Çizelge 3.3 genel olarak incelendiğinde PSP öncesi 250 Hv sertlik değeri, SB’de 495 Hv ve FB’de ise 310 Hv mertebelerindedir. Bu durum, Usibor® 1500 sac malzemesine uygulanan PSP işlemlerinin sertlik değerlerini önemli oranda arttırdığı görülmektedir. Elde edilen bu sertlik artışı, PSP işleminin neticesinde mikro yapısal dönüşümlerin mekanik özellikler üzerinde etkilerinden kaynaklanmaktadır [4, 138, 139]. Nitekim, iç yapısal incelemelerden elde edilen sonuçlar da bu durumu destekler niteliktedir.

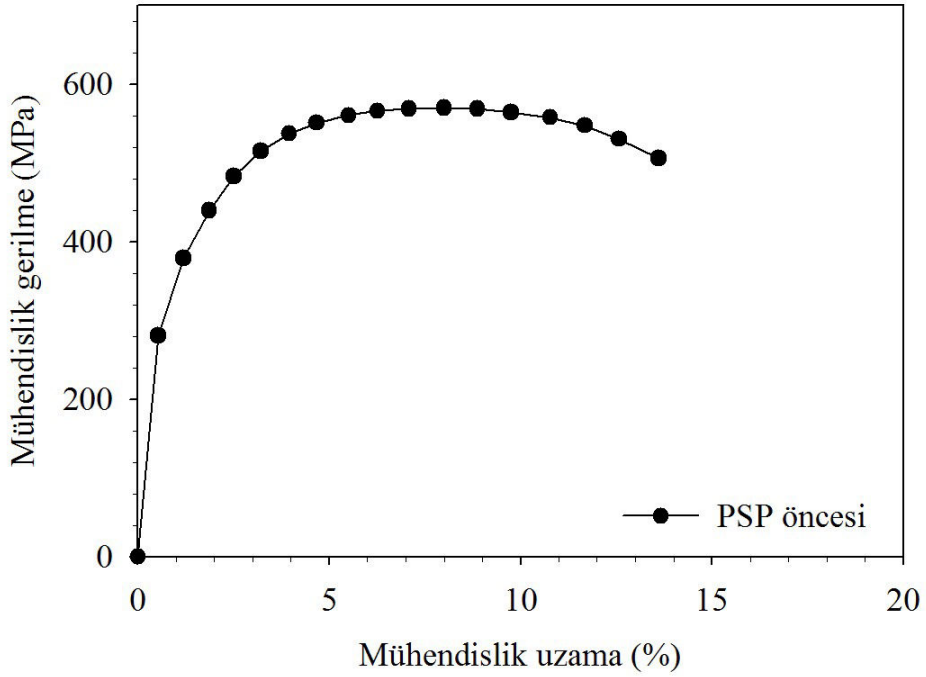
Çizelge 3.3 : PSP sonrası elde edilen FB ve SB sertlik değerleri

Sertlik Ölçüm Bölgesi	Sertlik Değeri (Hv 0.05)
Fonksiyonlu Bölge (FB)	310 ± 38
Dairesel Fonksiyonlu Bölge (DFB)	295 ± 44

3.2.3.2 Çekme deneylerinden elde edilen bulgular

Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP işleminden önce oda sıcaklığında sergilediği mühendislik ve gerçek gerilme-%uzama eğrisi Şekil 3.30’de verilmiştir. İşlem öncesi

durumdaki sac malzeme 320 MPa akma mukavemeti, 560 MPa çekme mukavemeti sergilediği görülmektedir (Şekil 3.30).

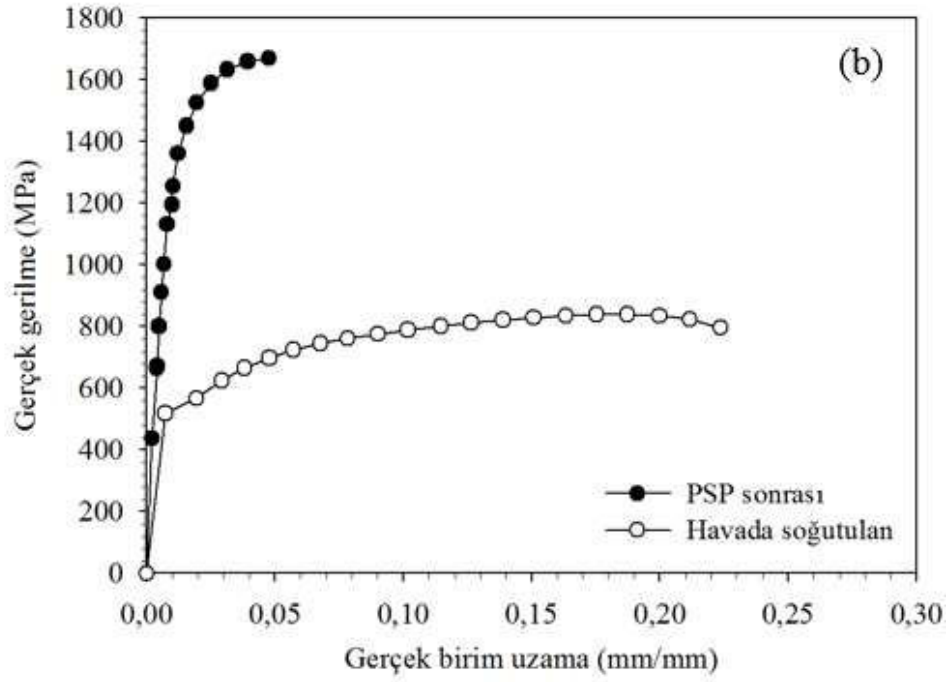
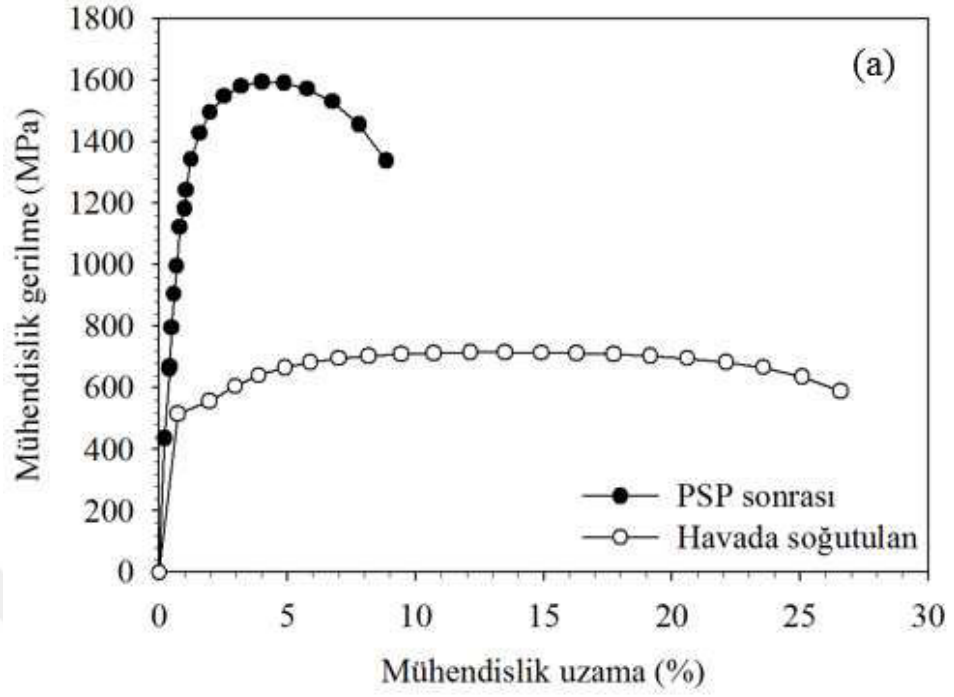


Şekil 3.30 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP öncesi durumda sergilediği Mühendislik gerilme - Mühendislik %birim uzama eğrisi.

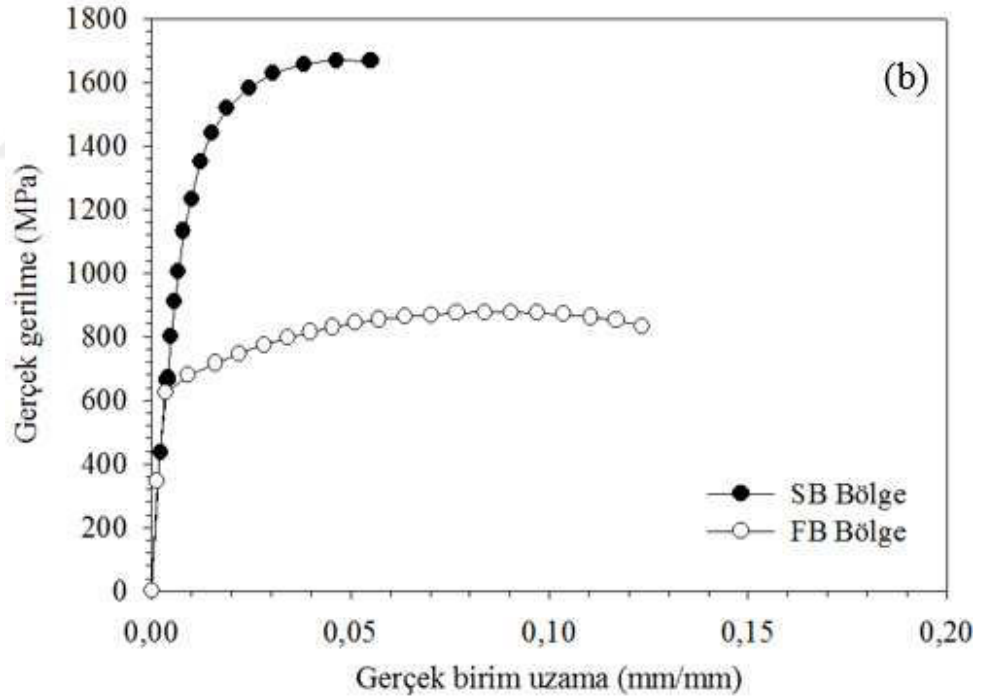
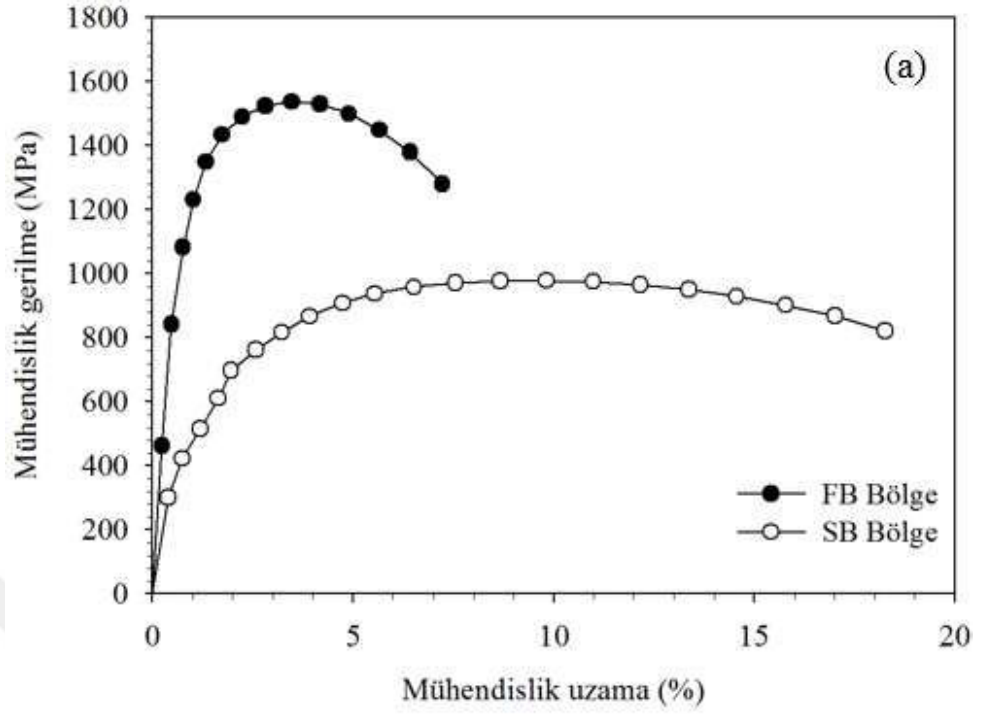
Usibor® 1500 sac malzemesinin ostenitleştirildikten sonra havada soğutma işlemi ve PSP işlemleri sonrasında sergilediği mühendislik ve gerçek gerilme - % birim uzama eğrileri Şekil 3.31’de verilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri Çizelge 3.4’de verilmiştir. Çizelge 3.4 incelendiğinde, ostenitleştirildikten sonra havada soğutulmuş Usibor® 1500 sac malzemesinin 500 MPa seviyelerinde akma mukavemetine sahip olduğu ve akma sonrasında %13,4 uniform uzama sergileyerek, yaklaşık 716 MPa’lık çekme mukavemetine ulaştığı anlaşılmaktadır. Çekme sonrasında ise %26,6 kopma uzaması ile boyun vererek kırıldığı gözlemlenmiştir (Şekil 3.31). Uygulanan PSP işlemi sonrasında kalıp içerisinde soğuma işlemi tamamlanan, Usibor® 1500 sac malzemesinin ise; 1180 MPa seviyelerinde akma mukavemetine sahip olduğu ve akma sonrasında %4,7 uniform uzama sergileyerek, yaklaşık 1584 MPa’lık çekme mukavemetine ulaştığı anlaşılmaktadır (Çizelge 3.4). Ulaşılan çekme mukavemeti sonrasında ise %8,85 kopma uzaması ile boyun vererek kırıldığı gözlemlenmiştir. Şekil 3.31 incelendiğinde söz konusu sac malzemenin ısıtılıp havada soğutma işlemi ve PSP ile kalıpta soğutma işlemi sonrasında birbirinden farklı deformasyon davranışı ve

mekanik özellikler sergilediği söylenebilir. PSP işlemleri sonrasında meydana gelen mukavemet artışı, sac malzemenin süneklik değerlerinde azalmayı da beraberinde getirmektedir. Nitekim Şekil 3.31 ve Çizelge 3.4'den de anlaşılacağı gibi, işlem öncesindeki uniform uzama ve kopma uzaması değerleri kalıpta ve havada soğutulduğunda sırasıyla %4,70 ve %8,85 değerine azalmaktadır.

Usibor® 1500 sac malzemesinin SB ve FB bölgelerde sergilediği mühendislik ve gerçek gerilme-%birim uzama eğrileri Şekil 3.32'de verilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri Çizelge 3.4' de verilmiştir. Çizelge 3.4 incelendiğinde, PSP esnasında FB bölgelerde Usibor® 1500 çeliğinin 615 MPa seviyelerinde akma mukavemetine sahip olduğu ve akma sonrasında %7,5 uniform uzama sergileyerek, yaklaşık 815 MPa'lık çekme mukavemetine ulaştığı anlaşılmaktadır. Çekme mukavemeti sonrasında ise %14,4 kopma uzaması ile boyun vererek kırıldığı gözlemlenmiştir. İşlem sonrasında ise Usibor® 1500 sac malzemesinin FB bölgede 1155 MPa seviyelerinde akma mukavemetine sahip olduğu ve akma sonrasında %4,9 uniform uzama sergileyerek, yaklaşık 1595 MPa'lık çekme mukavemetine ulaştığı, sonrasında ise %9,2 kopma uzaması ile boyun vererek kırılmakta olduğu gözlemlenmiştir (Çizelge 3.5). PSP işlemlerinde SB ve FB bölgelerde Usibor® 1500 sac malzemesinin hem deformasyon davranışında hem de mukavemet ve süneklik özelliklerinde belirgin değişimler ortaya çıktığı görülmektedir. Şekil 3.32 incelendiğinde, PSP işlemlerinde FB bölgenin PSP sistemi içerisinde oluşturulabildiği ve elde edilen mukavemet değerlerinde önemli oranda azalma meydana geldiği belirgindir (Şekil 3.32). Çizelge 3.5 incelendiğinde uygulanan PSP işlemleri sonrasında Usibor® 1500 sac malzemesinin SB akma mukavemetinin FB akma mukavemet değerinin yaklaşık iki kat bir artış sergileyerek 1155MPa mertebelerine ulaştığı dikkat çekmektedir (Şekil 3.32).



Şekil 3.31 : Usibor[®] 1500 sac malzemesinin PSP sonrasında ve havada soğuma sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-Mühendislik %birim uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme - gerçek birim uzama eğrileri.



Şekil 3.32 : Usibor[®] 1500 sac malzemesinin SB ve FB bölgelerin PSP sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-Mühendislik %birim uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme- gerçek birim uzama eğrileri.

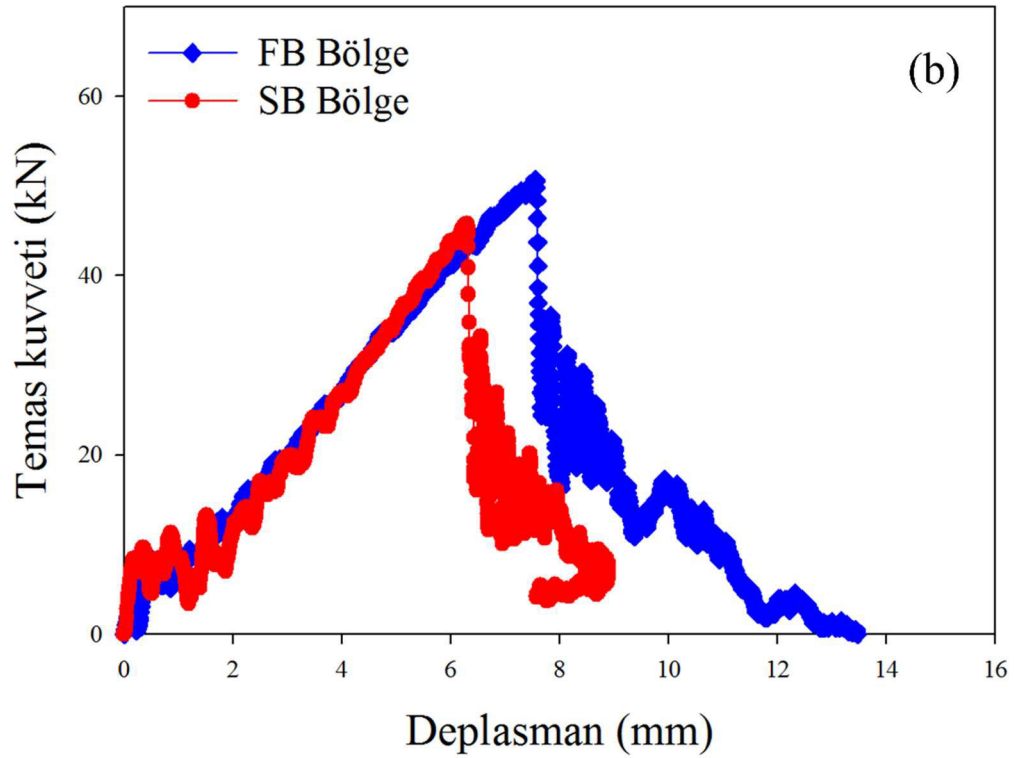
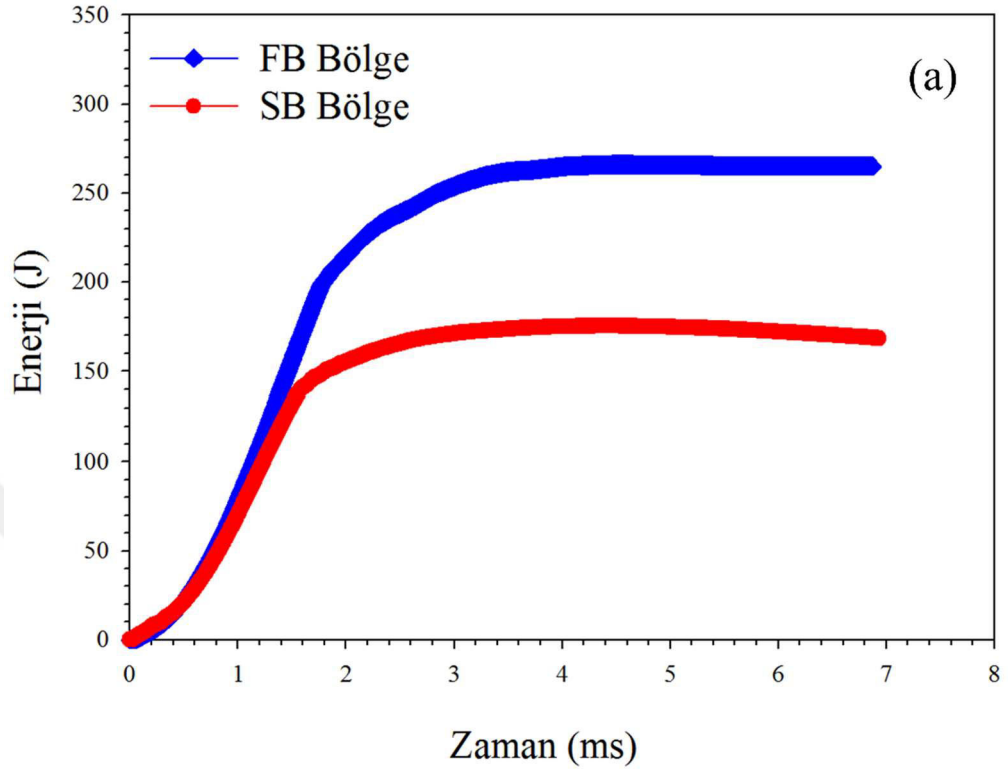
Çizelge 3.4 : Usibor[®] 1500 sac malzemesinin PSP öncesi, havada soğutma, PSP sonrasında ve PSP sonrası SB ve PSP sonrası FB bölgelerin sergilediği mekanik özellik değerleri.

Proses Durumu	σ_y (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	ϵ_u (%)	ϵ_f (%)
PSP öncesi	320 ± 14	560 ± 18	7,9	13,6
Havada soğutma	506 ± 12	716 ± 11	13,4	26,6
PSP sonrası	1183 ± 48	1584 ± 08	4,7	8,85
PSP sonrası SB	1155 ± 36	1595 ± 12	4,9	9,2
PSP sonrası FB	615 ± 22	815 ± 14	7,5	14,4

3.2.4 Darbe testlerinden elde edilen bulgular

Usibor[®] 1500 sac malzemesinin SB ve FB bölgelerine PSP sonrasında uygulanan darbe testleri sonrasında elde edilen (a) Enerji-zaman, (b) kuvvet– deplasman eğrileri Şekil 3.33(a)-(b)'de verilmiştir. Test edilen numunelerin fotoğrafları ise, Şekil 3.34'de gösterilmiştir. Darbe deneyleri sırasında numunelerin absorbe ettikleri enerji değerleri, Şekil 3.33(a)'da gösterilen eğrilerin altında kalan alanlar hesaplanarak Çizelge 3.5'te verilmiştir. Usibor[®] 1500 sac malzemesi darbe testi neticesinde kuvvetin deplasman ile artan eğilim sergileyerek SB bölgede yaklaşık 45,7 kN'luk, FB bölgede ise yaklaşık 51,2 kN'luk pik değerlere ulaştığı görülmektedir. Bu değer sonrasında ise numunelerde ortaya çıkan çatlak oluşumuna bağlı olarak kuvvet değerlerinin keskin şekilde azaldığı dikkati çekmektedir. Bunun yanında, FB bölgede aynı zımba deplasmanında maruz kaldığı kuvvetin SB'ye kıyasla daha yüksek değer aldığı söylenebilir (Şekil 3.33(a)). Bu artış nedeniyle, FB bölgede Usibor[®] 1500 sac malzemesinin darbe deneylerinden elde edilen F-X eğrisinin SB bölgeye göre daha yüksek kuvvet değerlerinden seyrettiği Şekil 3.33(a)'den anlaşılmaktadır. Ancak, PSP sonrasında SB bölgede elde edilen en yüksek zımba kuvvetinin, FB bölgesi ile karşılaştırıldığında bir miktar azalma sergileyerek 45,7 kN değerini aldığı görülmektedir (Çizelge 3.5). Bu pik kuvvet değerine ulaşıldıktan sonra SB bölge, FB bölgeden daha az bir deplasman sergileyerek çatlak oluşumu tamamlamıştır. Her iki bölgede de kuvvet değerlerinin azalma eğilimine girdiği, ancak bu eğilimin, SB bölgesinde daha keskin olduğu dikkat çekmektedir. İfade edilen F-X karakteristiği kapsamında gerçekleşen darbe yüklemeleri için SB bölgede enerji emilim değeri, 175 J büyüklüğünde iken, bu değer FB bölgede 255 J değerine

ulaşmaktadır (Çizelge 3.5). Bu durumda FB bölgede SB bölgeye göre yaklaşık %45'lik enerji emilimi artışı gözlemlenmiştir.

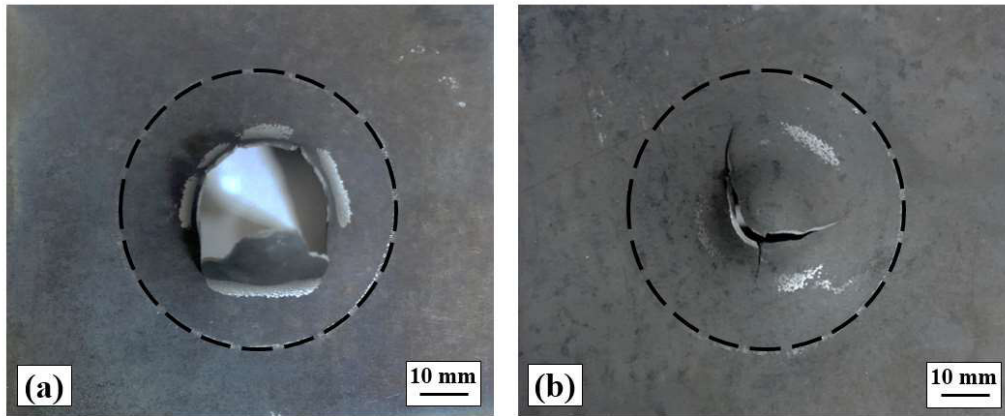


Şekil 3.33 : Usibor[®] 1500 sac malzemesinin SB ve FB bölgelerine PSP sonrasında uygulanan darbe testleri sonrasında elde edilen (a) Enerji-zaman, (b) kuvvet-deplasman eğrileri.

Çizelge 3.5 : Usibor® 1500 çeliğinin PSP sonrasında SB ve FB bölgelerin darbe testleri sonrasında elde edilen en yüksek temas kuvveti ve absorbe edilen enerji miktarları sergilediği mekanik özellik değerleri.

PSP İşlemi Sonrası	Temas kuvveti (kN)	Absorbe edilen enerji (J)
SB Bölge	45,7 ± 2	175 ± 12
FB Bölge	51,2 ± 1	255 ± 11

Şekil 3.34 incelendiğinde Usibor® 1500 sac malzemesinin SB ve FB bölgelerde deformasyon, çatlak oluşturma ve çatağın ilerleme kademesindeki davranışlarının farklılık gösterdiği gözlemlenmektedir. SB bölgede (Şekil 3.34(a)) deformasyon FB bölgeye (Şekil 3.34(b)) oranla daha belirgin gözlemlenmiştir. SB bölgede deformasyon ve çatlak oluşumu FB'ye oranla daha hızlı gerçekleşmiştir. Çatlak ilerleme aşamasının da FB'de daha yavaş gelişmesi hem numunenin deformasyonunu yavaşlatmakta hem de absorbe ettiği enerji değerlerinin FB 'de SB'ye göre daha yüksek seviyelerde olmasını sağlamaktadır (Şekil 3.34(a)). Böylece, çatlak oluşturma ve çatlak ilerleme safhasında kuvvet azalması daha geniş bir zımba deplasmanında meydana gelmektedir. Bu durum SB'deki temas kuvvetinin FB'ye göre daha düşük olduğunu destekler niteliktedir. (Şekil 3.34(b)).



Şekil 3.34 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP sonrasında darbe testleri gerçekleştirilen numune görselleri (a) SB (b) FB.

3.2.5 Kesme/delme denemelerinden elde edilen bulgular

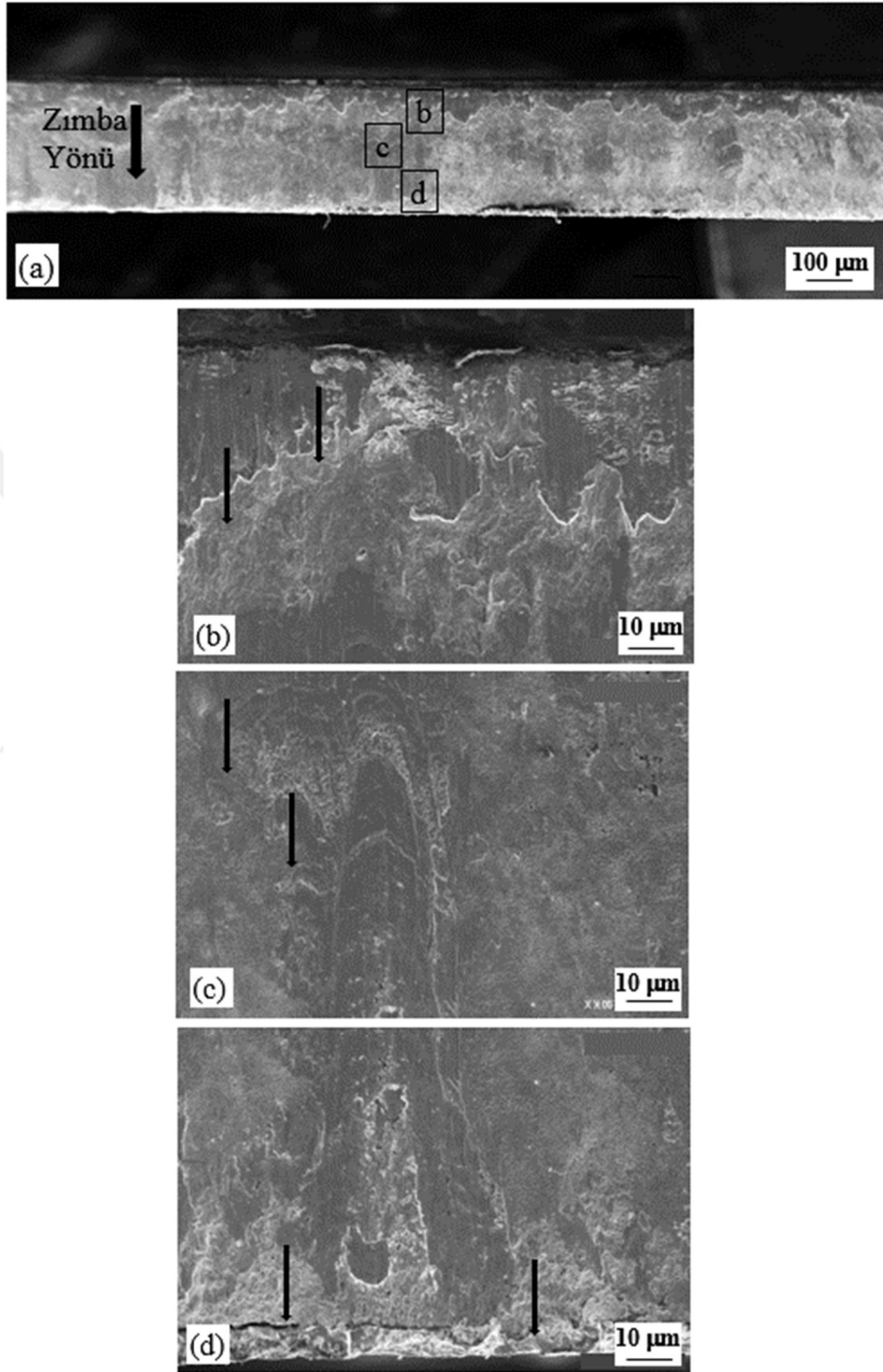
Usibor® 1500 sac malzemesinden üretilen numunelere PSP sonrasında kesme/delme işlem denemelerinde SB ve FB bölgelerden elde edilen kesme kuvveti değerleri Çizelge 3.6'da verilmiştir. Çizelge 3.6'da verilen SB'lerde 10 mm çaplı deliğin kesilmesi için gerekli kuvvet 31 kN mertebelerinde iken FB'lerde 19 kN mertebelerinde elde edilmiştir. Bu durum, FB'lerin kesilmesi için gerekli kuvvetin,

SB'ye kıyasla %30 daha düşük mertebede olduğu anlaşılmaktadır. Kesme kuvvetlerinde ortaya çıkan bu fark SB ve FB mekanik ve yapısal özellikler göz önüne alınarak değerlendirildiğinde beklenen bir durumdur.

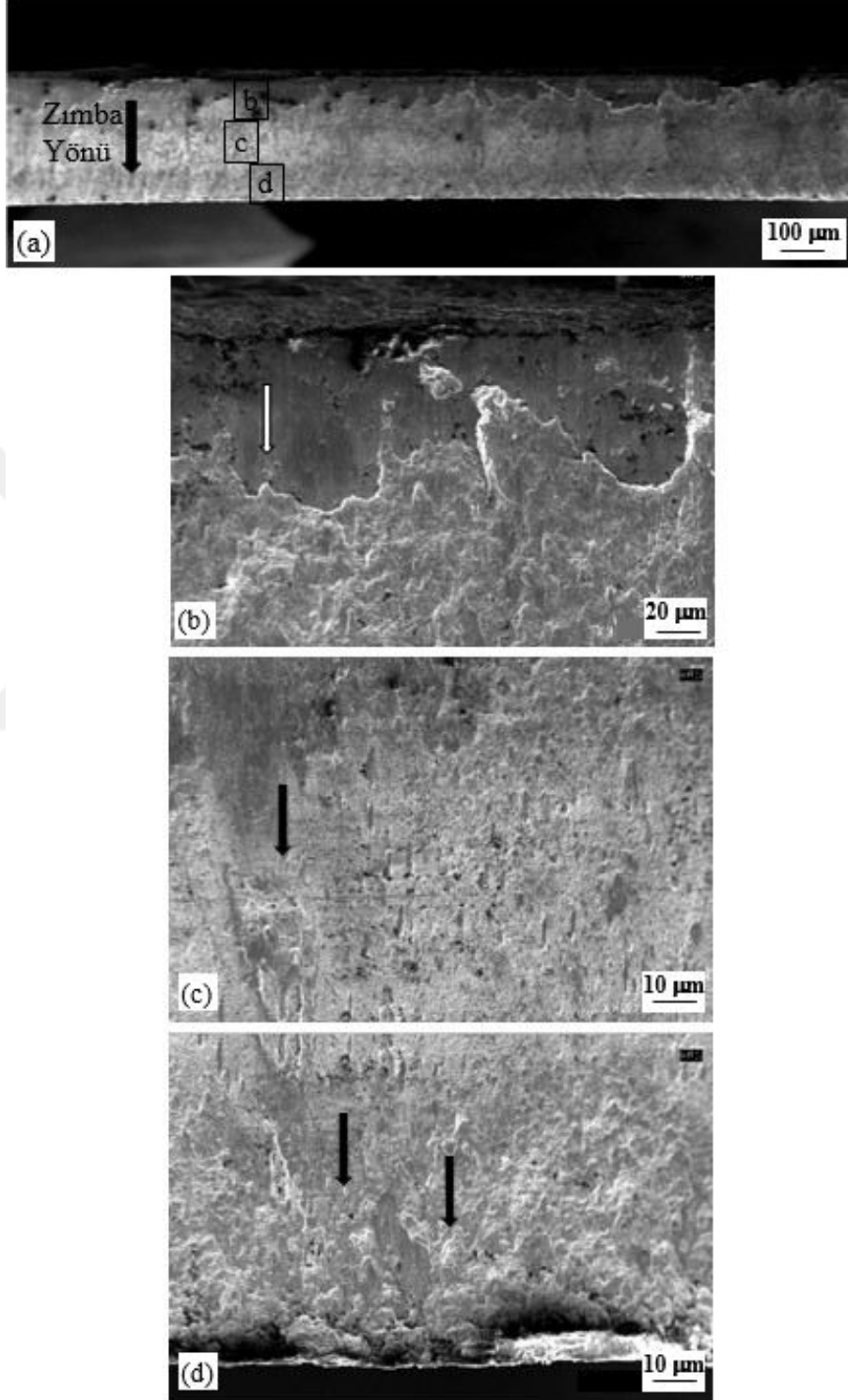
Çizelge 3.6 : Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP sonrasında SB ve FB bölgelerin 10mm çapında delik için gerekli kuvvet değerleri.

PSP İşlemi Sonrası Bölgeler	Kesme kuvveti (kN)
SB	31 ± 3
FB	19 ± 8

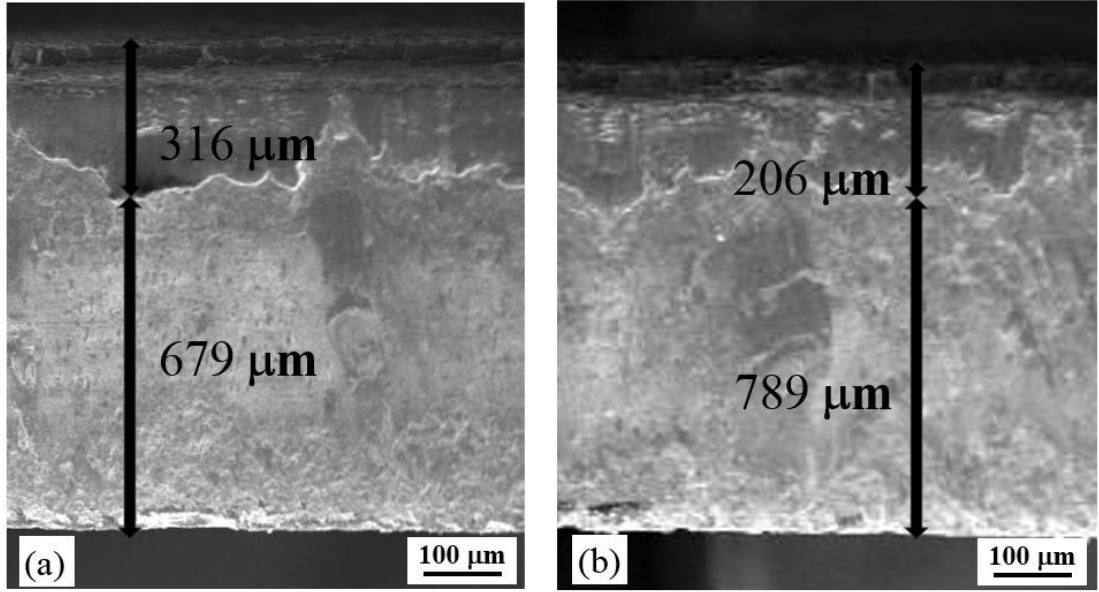
Kesme/delme işlemleri gerçekleştirilen numunelerin SB ve FB bölgelerinden alınan kesit SEM fotoğrafları Şekil 3.35-Şekil 3.36'da verilmiştir. Şekil 3.35(a) ve Şekil 3.36(a)'da zımba yönü belirtilen kesme yüzeylerinde kesmenin neden olduğu farklı deformasyon bölgelerinin oluştuğu dikkati çekmektedir. Genel olarak endüstriyel kesme işlemleri sırasında ezilme, kesme ve kopma olmak üzere üç farklı deformasyon bölgesi ortaya çıkmaktadır. Ezilme bölgesinde, zımbanın ilk teması ile malzeme kalınlığındaki homojen azalma meydana gelmektedir. Kesilme bölgesinde zımba tarafından kalıp boşluğuna itilen bölge kayma mekanizması ile plastik deformasyona uğramaktadır. Söz konusu plastik deformasyonun kritik bir seviyeye ulaşmasını sonrasında ise kopma durumu gelişmektedir. Söz konusu bölgeler hem maruz kaldıkları deformasyon hallerine göre, hem de malzemenin bu deformasyon halleri altındaki davranışlarına göre farklı morfolojik özellikler sergilemektedir. PSP sonrasında SB ve FB bölgelerinde elde edilen kesme bölgelerinin morfolojik açıdan bezer özellikler sergilediği dikkati çekmektedir. Nitekim Şekil 3.35(b) ve Şekil 3.36(b)'den zımba altındaki ezilmeye bağlı olarak yüzeylerin pürüzlü bir görünüm aldığı anlaşılmaktadır. Ancak ezilme bölgesinin yüksekliğinin FB'de yaklaşık 316µm ve SB'de ise yaklaşık 206µm mertebelerinde geliştiği dikkati çekmektedir (Şekil 3.37). Şekil 3.35(c) ve Şekil 3.36(c)'de plastik deformasyonun kesme bölgesinde de sürdüğü görülmektedir. Nitekim, kesme ile meydana gelen kesit daralmasının neden olduğu deformasyon bantlarından meydana gelen bir yüzey morfolojisi, özellikle FB'nin kesilmesi sonrasında belirgin olarak ortaya çıkmaktadır. Şekil 3.35(d) ve Şekil 3.36(d)'de sırasıyla SB ve FB'nin sahip olduğu mekanik davranışlar ile uyumlu kopma bölgelerinin oluştuğu anlaşılmaktadır. Nitekim FB'de yoğun şekilde mikro boşlukların (dimple) oluşumu gözlemlenen bir kopma bölgesi meydana gelirken, SB'de bu durumun nispeten daha sınırlı olduğu görülmektedir.



Şekil 3.35 : Usibor[®] 1500 sac malzemesi SB kesme yüzeyi SEM görüntüleri.



Şekil 3.36 : Usibor[®] 1500 sac malzemesi FB kesme yüzeyi SEM görüntüleri.



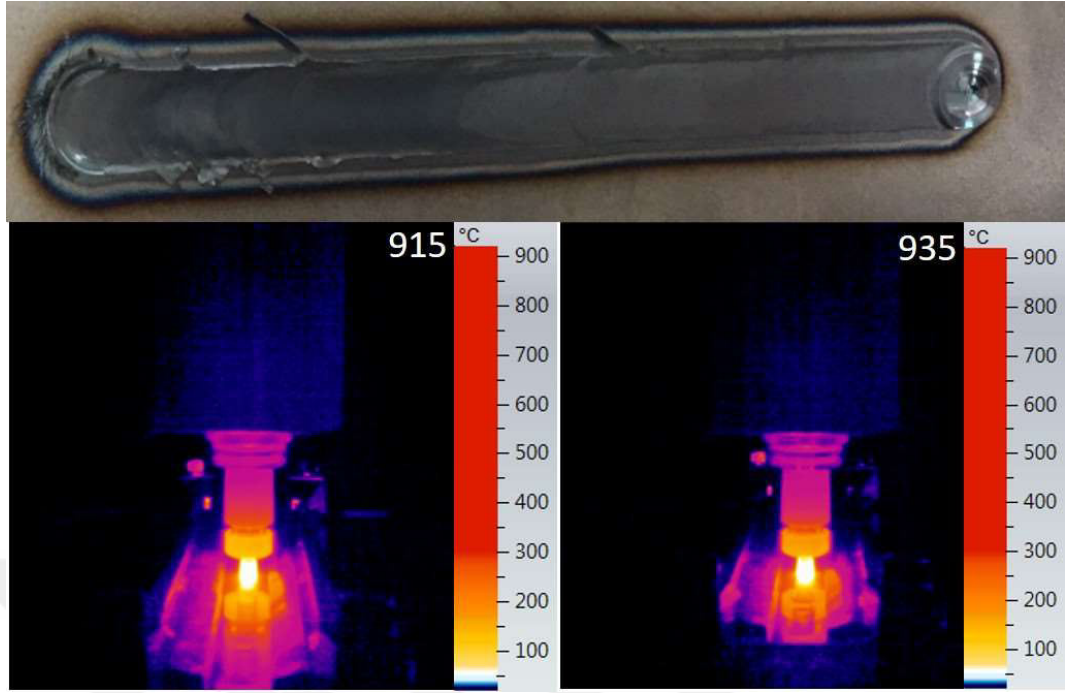
Şekil 3.37 : Usibor® 1500 sac malzemesi a) FB kesme bölgesi b) SB kesme bölgesi yüzeyleri SEM görüntüleri.

3.3 SKP Çalışmalarından Elde Edilen Bulgular

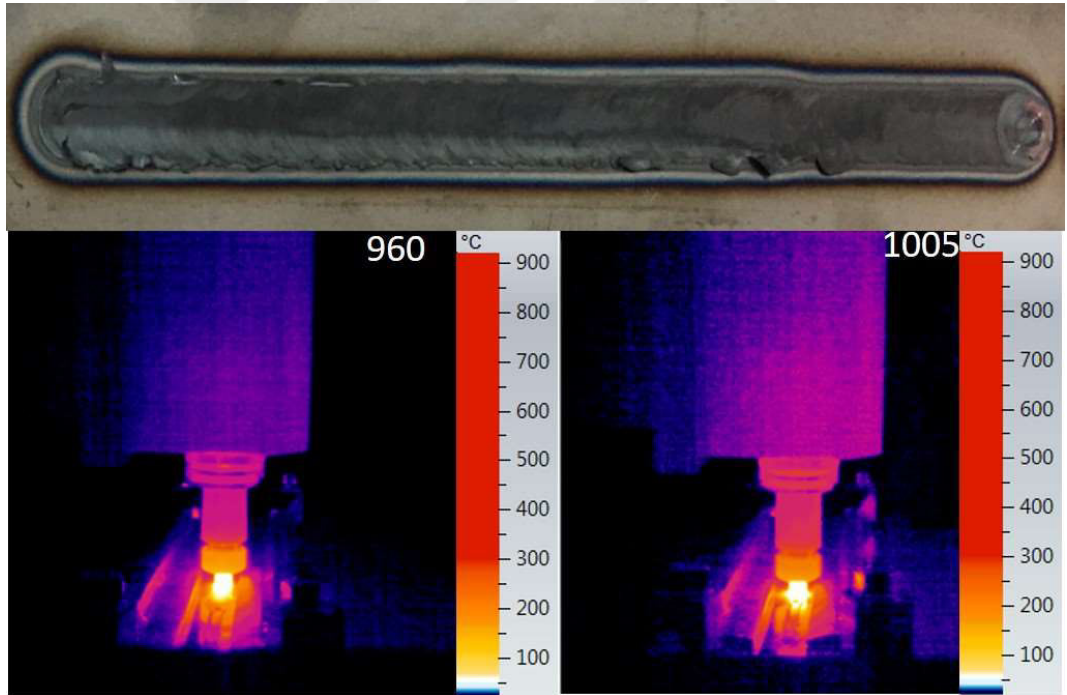
3.3.1 SKP uygulanmış sacların makro incelemesi

Yapılan ön deneyler ile literatürdeki çalışmalar [108, 140] değerlendirilerek, DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerine uygulanacak SKP işlemleri için belirlenen en uygun proses parametreleri Çizelge 3.7’de, en uygun parametrelerdeki proses görselleri ve elde edilen sıcaklık değerleri Şekil 3.38’de verilmiştir. Şekil 3.38 ve Çizelge 3.7’ye göre DP 600 sac malzemesine 14 mm çapında takım kullanarak 1000 d/d’da ve 1,6 mm/s ilerleme hızında uygulanan SKP işlemi sırasında oluşan kararlı rejim proses sıcaklıkları 915 ± 20 °C ve TRIP 780 sac malzemesine 16 mm çapında takım kullanarak 1000 d/d’da ve 1,3 mm/s ilerleme hızında uygulanan SKP işlemleri sırasında kararlı rejim halindeki proses sıcaklığının 960 ± 35 °C olarak belirlenmiştir.

Çizelge 3.7’de verilen SKP işlem parametrelerinin sac malzemelere makro anlamda bir malzeme hasarına, çatlama ya da deformasyon süreksizliklerine neden olmadığı anlaşılmaktadır. SKP işlemleri sırasında gerçekleştirilen termal kamera fotoğraflarından, prosesin uygulandığı sac malzeme türünden bağımsız olarak, SKP işlemleri sırasında elde edilen en yüksek proses sıcaklığının omuz-numune teması ile meydana gelen sürtünme bölgesinde olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca söz konusu sürtünme bölgesinde üretilen yoğun ısı enerjisinin numunedeki transferine bağlı olarak oluşan bir sıcaklık profilinin meydana geldiği de dikkati çekmektedir.



Şekil 3.38 : DP 600 sac malzemesi proses görseli ve sıcaklık değerleri.



Şekil 3.39 : TRIP 780 sac malzemesi proses görseli ve sıcaklık değerleri.

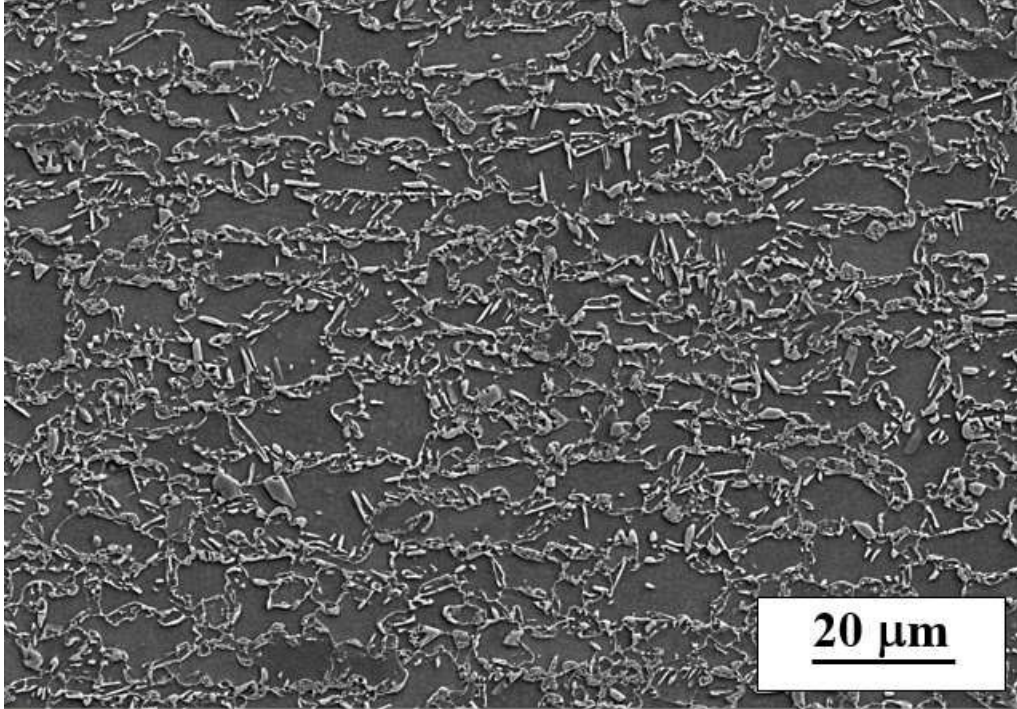
Çizelge 3.7 : SKP parametreleri ve işlemler sırasında ölçülen sıcaklık değerleri ve makro inceleme bulguları.

Sac Malzeme	Takım Çapı (mm)	Devir (d/d)	İlerleme Hızı (mm/s)	Karıştırma Oranı	SKP Sıcaklığı (°C)
DP 600	14	1000	1,6	10,4	915 ± 20
TRIP 780	16	1000	1,3	12,8	960 ± 35

3.3.2 Mikroyapı incelemelerinden elde edilen bulgular

3.3.2.1 DP 600 sac malzemesi

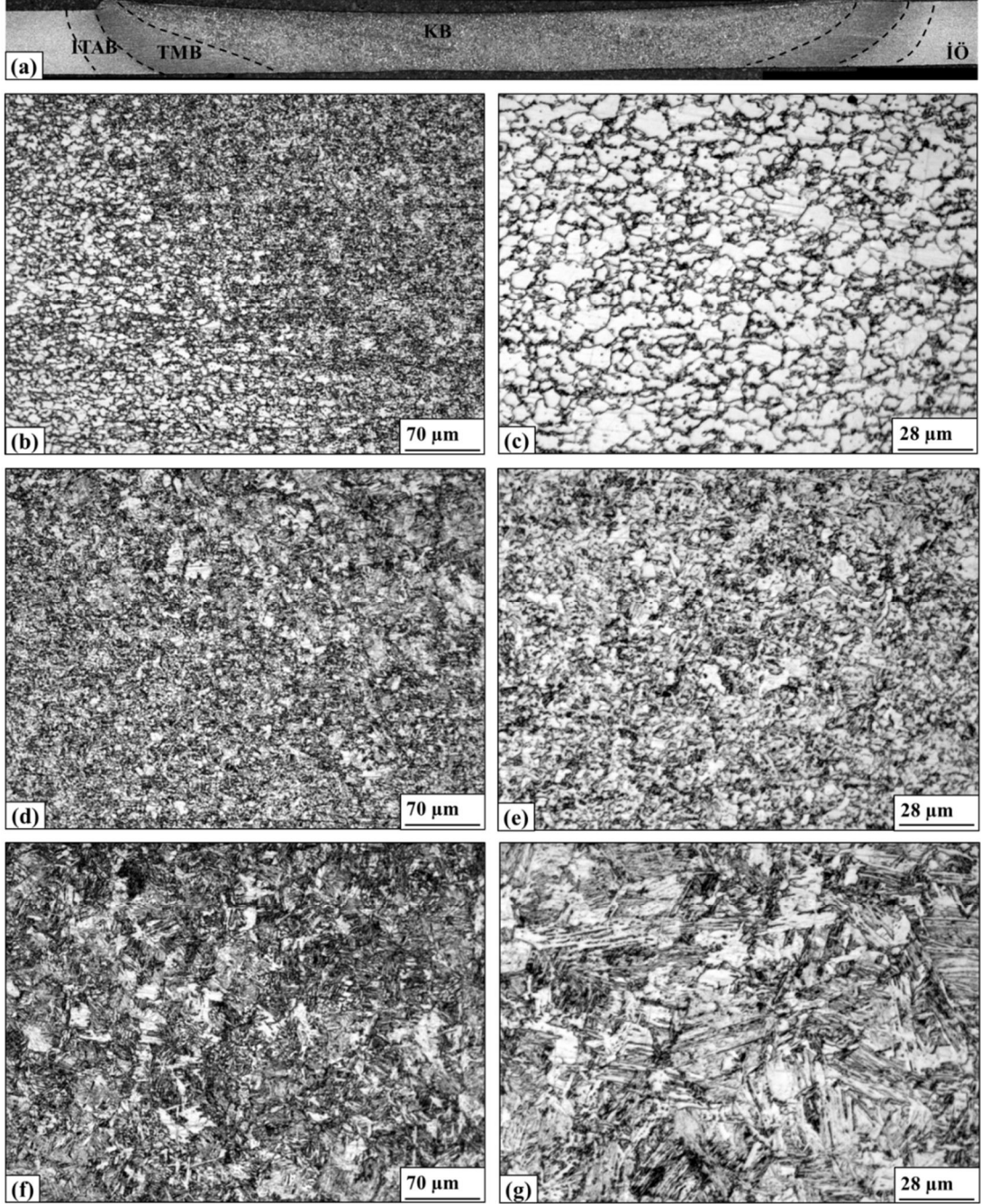
DP 600 sacının SKP işlemi öncesindeki içyapısını gösteren optik mikroskop fotoğrafları Şekil 3.40'da verilmiştir. Şekil 3.40'dan anlaşılacağı gibi, DP 600 sac malzemesinin içyapısı ferrit ve martenzit fazlarını içermektedir. Bu içyapı morfolojik olarak incelendiğinde, martenzit fazı tanelerinin daha çok eş eksenli olan ferrit fazı taneleri tarafından oluşmuş bir matrisin tane sınırlarında yer aldığı anlaşılmaktadır (Şekil 3.40). Ferrit fazı tanelerinin boyutsal olarak homojen bir yapıda olmadığı söylenebilir. Şekil 3.1'den de anlaşılacağı gibi, ferrit tanelerinin 6-7 μm ile 20 μm aralığında değişen boyutta olduğu anlaşılmıştır. Söz konusu içyapının lineer kesiştirme yöntemine göre ortalama tane boyutu 12 ± 5 μm olarak belirlenmiştir. Diğer taraftan, martenzit tanelerinin boyutlarının mikron mertebelerinde kalınlık ve ferrit tane boyutuna eş değer boyda yüksek en/boy oranına sahip şekilde yapıda homojen dağıldığı söylenebilir (Şekil 3.40).



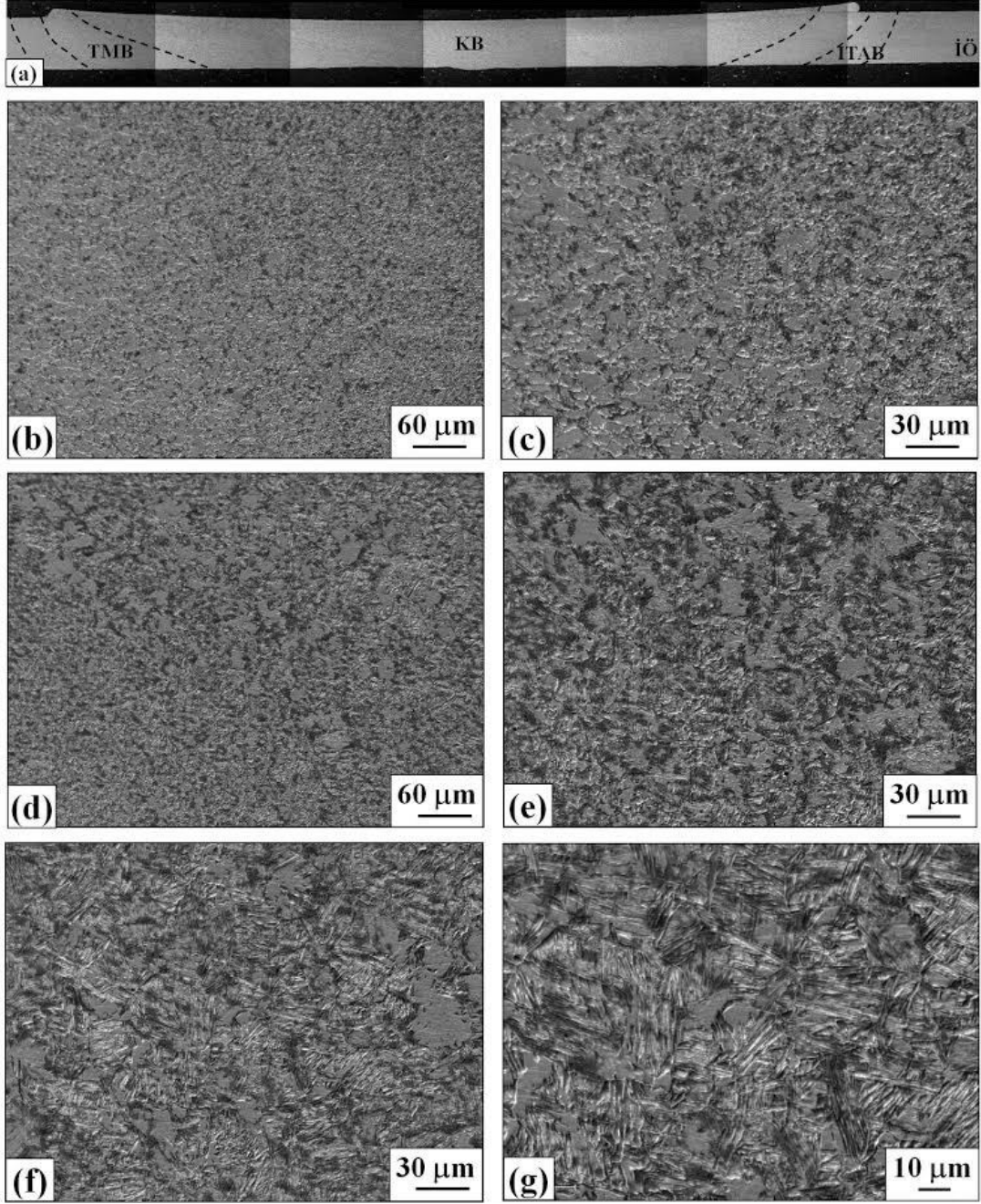
Şekil 3.40 : DP 600 sac malzemesinin içyapısını gösteren optik mikroskop resmi.

DP 600 sac malzemesine uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen içyapının optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu ile incelenmesinden elde edilen mikro-yapı fotoğrafları sırasıyla Şekil 3.41(a)-(g) ve Şekil 3.42(a)-(g)'de verilmiştir. Uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen deformasyon

bölgeleri ve bunların birbirlerinden ayrıldıkları sınırlar Şekil 3.41(a) ve Şekil 3.42(a)'da gösterilmiştir. Şekil 3.41 ve Şekil 3.42 incelendiğinde, DP 600 sac malzemesine 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 sacının içyapısında hem niteliksel hem de niceliksel olarak önemli değişimlere neden olduğu söylenebilir. SKP işlemleri öncesinde, DP 600 sac malzemesinin içyapısal özellikleri ferrit fazı tanelerinin ara kesitlerinde ince martenzit fazının yer aldığı bilinmektedir (Şekil 3.40). Uygulanan SKP işlemleri sonrasında bu yapısal organizasyonun büyük oranda değiştiği dikkati çekmektedir (Şekil 3.41 ve Şekil 3.42). Bu değişim kapsamında takım merkezine doğru gidildikçe SKP sonrasında meydana gelmesi beklenen deformasyon bölgelerinin ITAB (ısı tesiri altındaki bölge) (Şekil 3.41(b)-(c) ve Şekil 3.42(b)-(c)), TMB (termo-mekanik olarak etkilenmiş bölge) (Şekil 3.41(d)-(e) ve 3.42(d)-(e)) ve KB (karışma bölgesi) (Şekil 3.41(f)-(g) ve Şekil 3.42(b)-(c)) olduğu anlaşılmaktadır. SKP sonrasında KB'deki içyapı incelendiğinde, martenzit fazı bölgelerinin kütleli hale geldiği söylenebilir (Şekil 3.41(f)-(g) ve Şekil 3.42(b)-(c)). Bununla birlikte, yapıdaki ferrit fazı büyüklüğünde de belli oranda incelmeye ortaya çıktığı görülmektedir (Şekil 3.42(f)-(g)). Nitekim Şekil 3.41(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 3.41(f)-(g)).



Şekil 3.41 : DP 600 sac malzemesine 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 3.42 : DP 600 sac malzemesine 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.

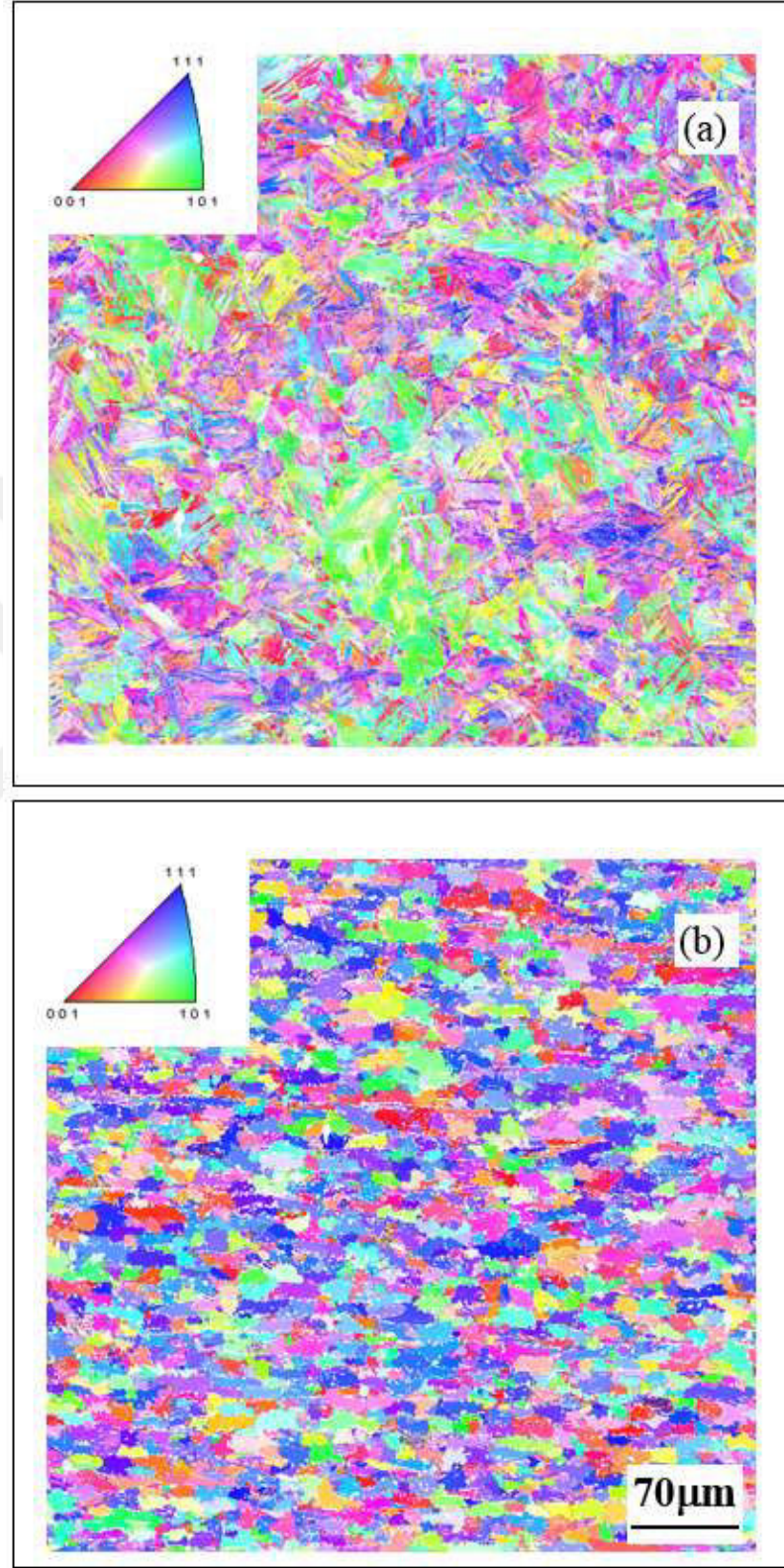
DP 600 sac malzemesine uygulanan SKP işleminin sonrası, sac kesiti boyunca meydana gelen deformasyon yapısı elektron geri saçılım difraksiyonu (EBSD) tekniği ile incelenmesinden elde edilen mikroyapı resimleri Şekil 3.43'de verilmiştir. Bu incelemelerden elde edilen ve ferrit tane boyutunun deformasyon bölgesindeki dağılımı gösteren histogramlar Şekil 3.44'de, taneler arasındaki kristalografik yönelim açılarının dağılımı ise Şekil 3.45'te verilmiştir. EBSD incelemelerinden elde edilen durum genel olarak değerlendirildiğinde, SKP prosesinin DP sac malzeme karışma bölgesindeki içyapıdaki martenzit fazının işlem öncesindeki iyi dağılmış ince taneli yapısını, kütleli olarak öbeklenmiş (kütleli) bir morfolojiye dönüştürdüğü net olarak görülmektedir (Şekil 3.43(a)).

Bunun yanında TMAZ bölgesinde, uygulanan işlemler sonrasında morfolojik özelliklerin çok belirgin olarak değişmemiş olduğu, yapıdaki tanelerin malzemenin üretimi sonrasında sahip oldukları belli oranda yönelmiş yapının belli oranda eş eksenli hale dönüşmüş olduğu görülmektedir (Şekil 3.43(b)).

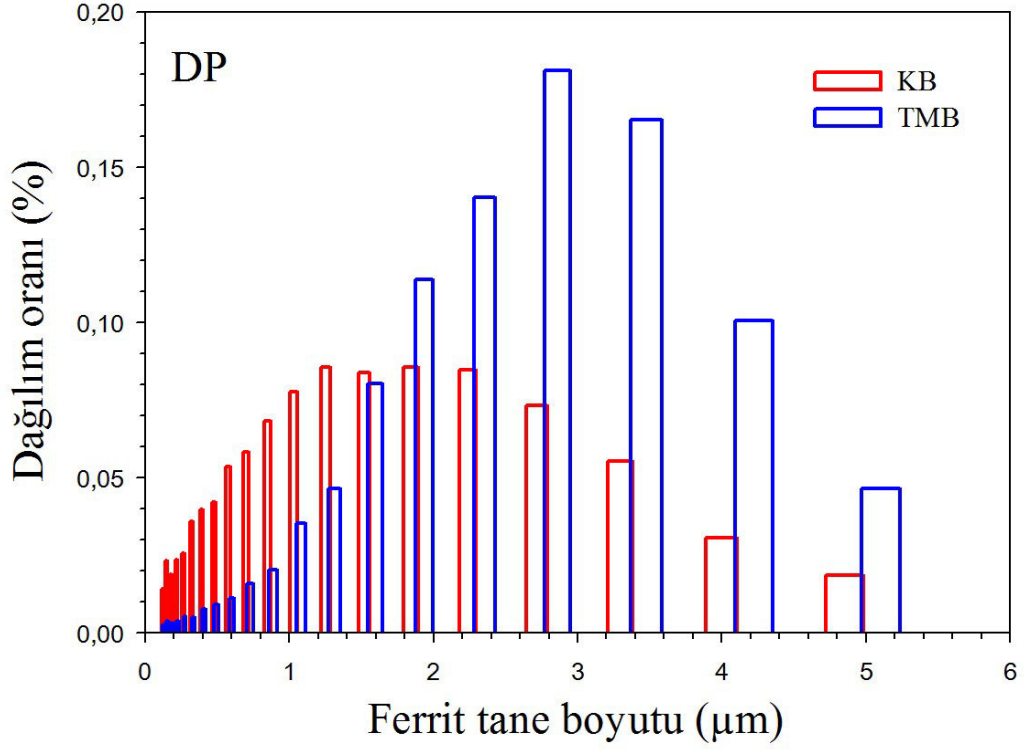
KB bölgesinde elde edilen, tane boyutu dağılım diyagramları incelendiğinde, KB'deki tane yapısının TMB'den daha küçük boyutta olduğu dikkati çekmektedir. Şekil 3.44'de verilen tane boyutu dağılım diyagramları incelendiğinde KB'deki ferrit tane boyutunun mikron altı mertebelere kadar incelmış durumda olduğu ancak, ortalama tane boyutunun 1,6 µm mertebelerinde olduğu anlaşılmaktadır. TMB'de ise, mikron altı mertebelerdeki boyuta sahip tanelerin az da olsa bulunduğu ve ortalama tane boyutunun yaklaşık 3,2 µm mertebelerinde olduğu anlaşılmaktadır.

Taneler arasındaki kristalografik yönelim açısının yapıdaki dağılımı gösteren diyagram Şekil 3.45'te verilmiştir. Bu şekil incelendiğinde, hem KB'de hem de TMB'de yapıdaki tane sınırı karakterinde özellikle dar açılı tane sınırları dikkati çekecek seviyelerde belirgindir. Bu durumun TMB içerisinde meydana çıkması beklenen bir durum olarak değerlendirilmiştir. Nitekim söz konusu bölge içerisinde deformasyon oranının nispeten düşük seviyelerde olması ve dinamik yeniden kristalleşme mekanizmasının da etkin rol oynamaması nedeniyle yapıda bulunan ferrit fazının içerisinde yüksek oranda dislokasyon birikimi ortaya çıkmış olabilir. Ancak, Şekil 3.45'teki diyagramlarda, KB içerisinde 2-3° aralığındaki kristalografik yönelim farkına sahip bölgelerin yapının yarısından fazlasında bulunduğunu gösteren verinin bu durumu tam yansıtmadığı düşünülmektedir. Bu durumun yapıdaki morfolojik değişimler ve martenzit fazının yapıdaki hacimsel oranının artmasına

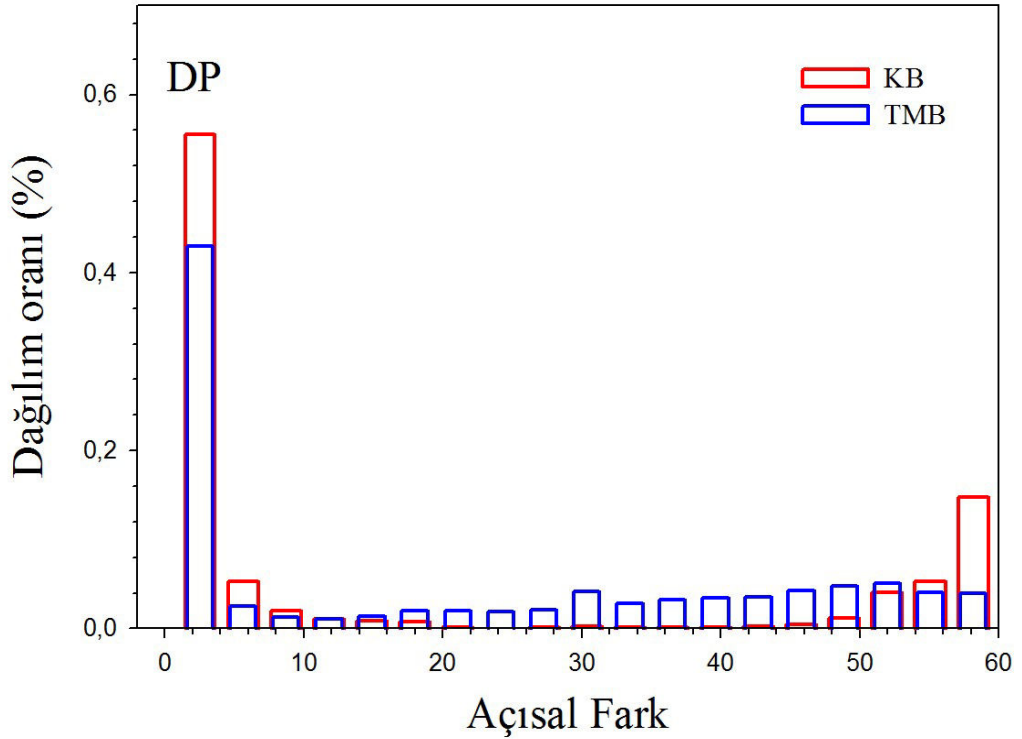
bağlı olarak meydana gelen hacimsel değişimler nedeniyle ortaya çıktığı düşünülmektedir [82].



Şekil 3.43 : DP 600 sac malzemesine 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait EBSD fotoğrafları: (a) KB'de EBSD ve doku oluşumu fotoğrafı (b) TMB'de EBSD ve doku oluşumu.



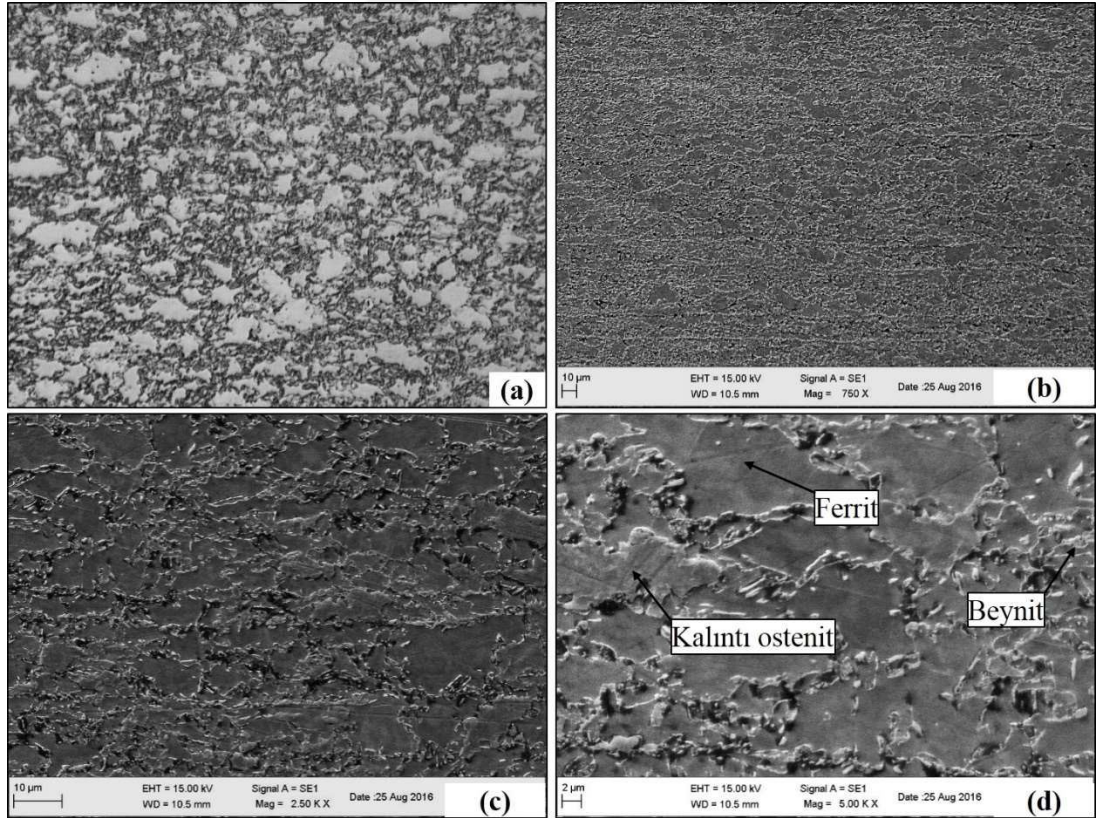
Şekil 3.44 : DP 600 sac malzemesine 1000 d/d takım devir sayısı ve 1,0 mm/s takım ilerleme hızı uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgelerine ait ferrit tane boyutu grafiği.



Şekil 3.45 : DP 600 sac malzemesine 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgelerinde tane sınırlarının ayırdığı kristalografik yönelim açılarının dağılımı.

3.3.2.2 TRIP sac malzemesi

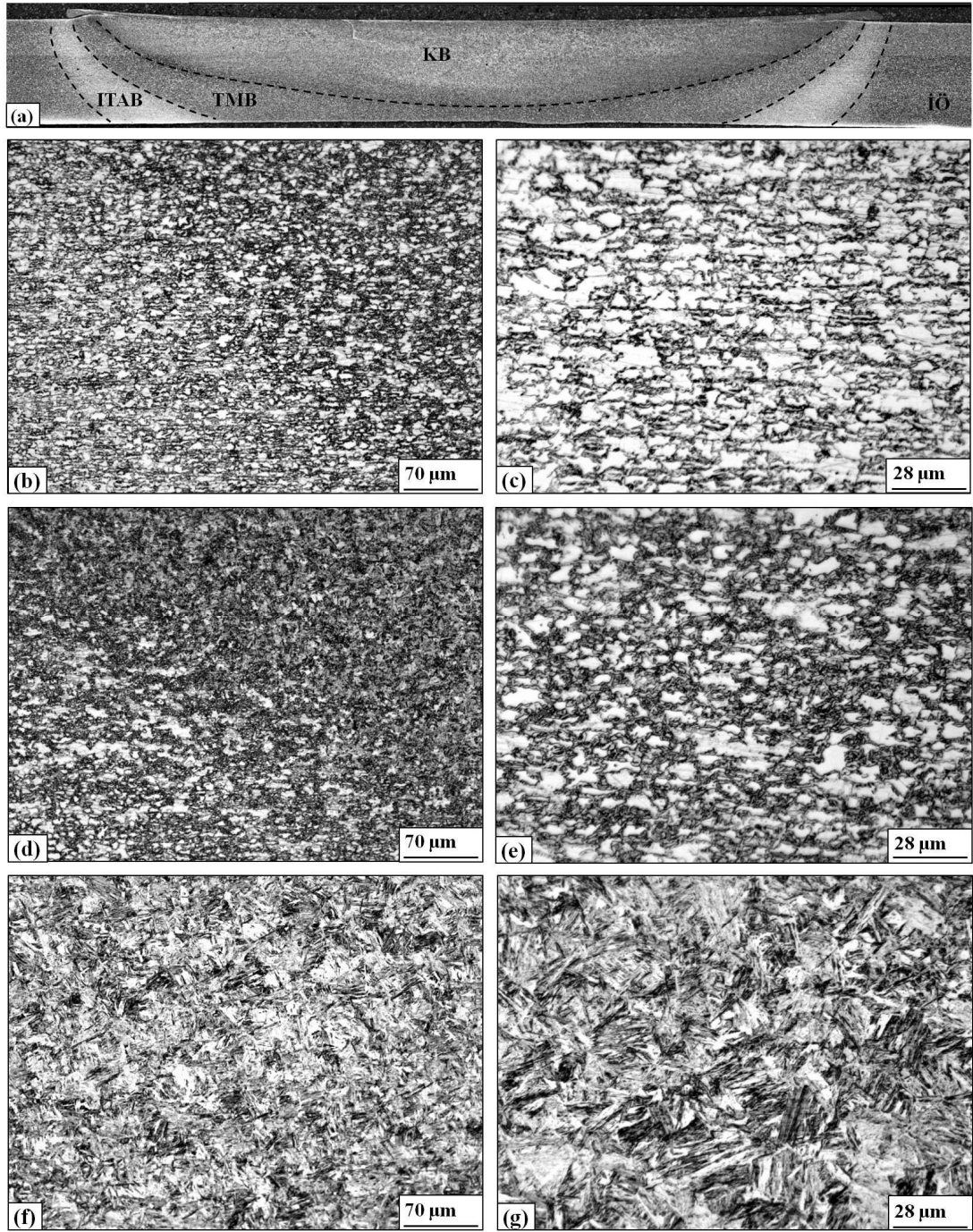
TRIP 780 sac malzemesinin SKP işleminin öncesindeki iç yapısını gösteren optik mikroskop ve SEM görüntüleri Şekil 3.46'da verilmiştir. Şekilden anlaşılacağı üzere gibi, TRIP 780 sac malzemesinin iç yapısı ferrit, kalıntı östenit ve beynit fazlarından oluşmaktadır. Şekil 3.46(a)-(b)'dan, ferritin yapıdaki hacimsel oranının diğer fazlardan daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu nedenle, diğer fazların ferrit tanelerinde oluşmuş olan matris içerisinde bulunduğu söylenebilir. Özellikle beynit fazının ferrit tane sınırlarına yakın bölgelerde oluşmuş olduğu Şekil 3.46(c)-(d)'den anlaşılmaktadır. Yapıdaki fazların belli oranda yönelmiş olduğu da söylenebilir. Bu durum söz konusu malzemenin üretilmesi sırasında uygulanan ostemperleme işlemi nedeniyle ortaya çıkmış olabilir [51, 141, 142]. Malzemede bulunan fazlardan ferrit ve kalıntı östenit fazlarının ortalama tane boyutunun yaklaşık 12-14 μm seviyelerinde olduğu anlaşılmaktadır. Bu nedenle söz konusu malzemenin nispeten ince taneli olduğu söylenebilir.



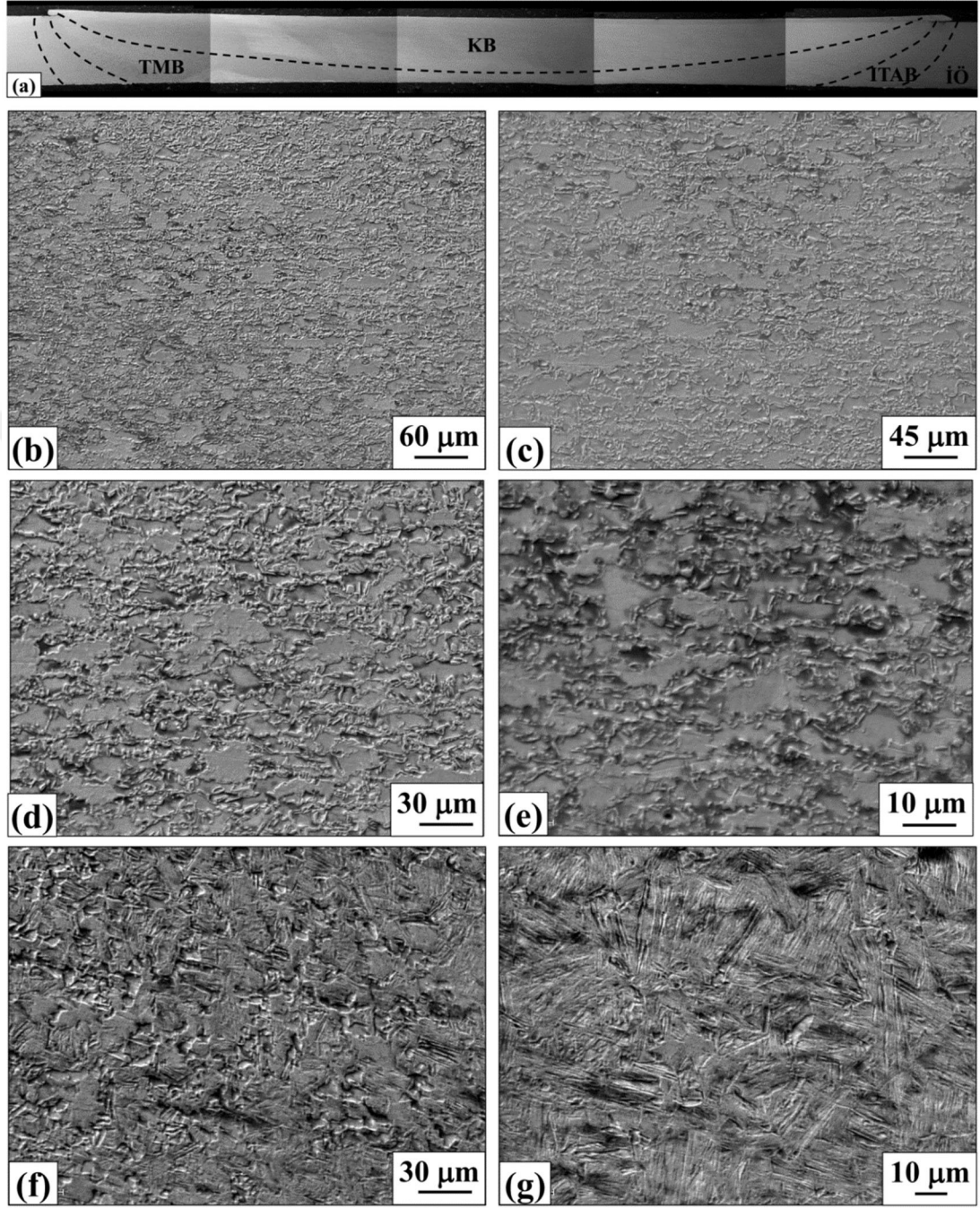
Şekil 3.46 : TRIP 780 sac malzemesi iç yapısı: (a) Optik mikroskop resmi, (b)-(d) Farklı büyütmelelerdeki SEM görüntüleri.

SKP işleminin TRIP 780 sac malzemesinin iç-yapısal özellikleri üzerindeki etkileri Şekil 3.47(a)-(g) ve Şekil 3.48 (a)-(g)'de verilen optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu fotoğraflarında verilmiştir. İçyapı fotoğrafları incelendiğinde, TRIP 780 sac malzemesinin 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 3.47(b)-(c) ve Şekil 3.48(b)-(c)) TMB (Şekil 3.47(d)-(e) ve Şekil 3.48(d)-(e)) ve KB (Şekil 3.47(f)-(g) ve Şekil 3.48(f)-(g)) olduğu anlaşılmaktadır. Temelde, TRIP saclarının en önemli özelliğinin uygulanan plastik deformasyon sırasında yapıdaki kalıntı ostenit fazının martenzit fazına dönüşmesi olduğu bilinmektedir. Bu dönüşüm, SKP sırasında numuneye uygulanan plastik deformasyonun en yüksek oranlarda elde edildiği KB'de belirgin olarak meydana gelmektedir (Şekil 3.47(f)-(g) ve Şekil 3.48(f)-(g)). Öte yandan KB içerisinde martenzitik dönüşümün yapının bütününe hakim olmadığı ve belirli bölgelerde ferrit fazı tanelerinin de bulunduğu söylenebilir (Şekil 3.47(g) ve Şekil 3.48(g)). Bu niteliği ile SKP işlemleri sonrasında KB'nin içyapısının martenzit ve ferrit fazlarından meydana geldiği anlaşılmaktadır. Ayrıca, 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 3.47(f) ve Şekil 3.48(f)).

TRIP 780 sacına uygulanan SKP işlemi sonrası, sac kesiti boyunca meydana gelen deformasyon yapısı elektron geri saçılım difraksiyonu (EBSD) tekniği ile incelenmesinden elde edilen EBSD mikroyapı resimleri KB ve TMB bölgeleri için sırasıyla Şekil 3.49(a)-(b)'da gösterilmiştir. Yapıdaki ferrit fazının boyut dağılımını gösteren grafikler Şekil 3.48'de verilmiştir. Ferrit tanelerinde uygulanan deformasyon sonrasında meydana gelen kristalografik yönelim açısının yapıdaki dağılımı gösteren diyagram Şekil 3.51'de gösterilmiştir.



Şekil 3.47 : TRIP 780 sac malzemesine 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.



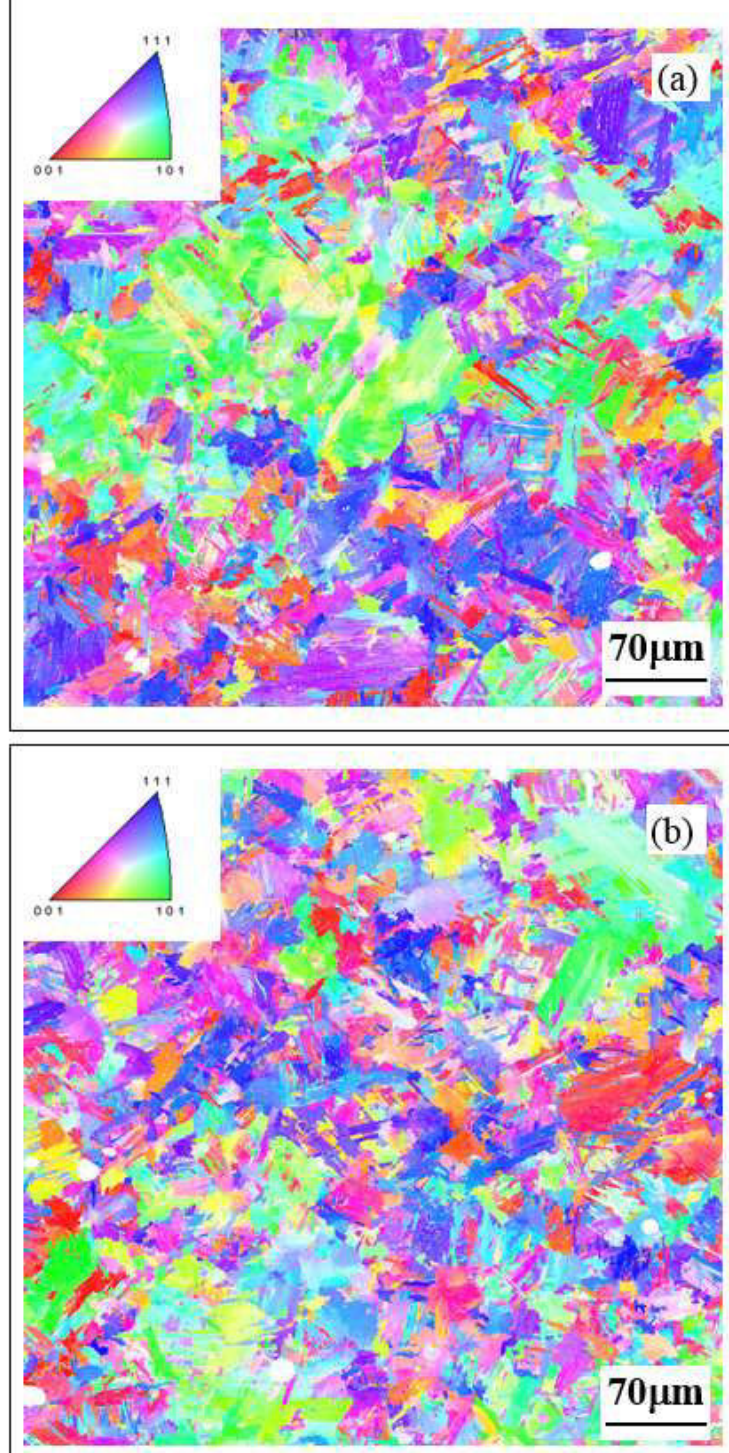
Şekil 3.48 : TRIP 780 sac malzemesine 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait SEM fotoğrafları(a) SKP sonrasında deformasyon bölgelerinin genel görünümü, (b)-(c) ITAB, (d)-(e) TMB, (f)-(g) KB.

TMB bölgesinden elde edilen EBSD haritaları KB bölgesi ile benzer sonuçların elde edildiğini göstermektedir (Şekil 3.49(a)). Genel olarak TMB’de de belirgin oranda martenzitik dönüşümün meydana gelmiş olduğu dikkati çekmektedir. Yapıda bulunan ferrit fazlarının ortalama tane boyutunun 10 µm mertebelerinde meydana geldiği anlaşılmaktadır. Bu durum karışma bölgesinden uzaklaşıldığından söz konusu bölgedeki deformasyon etkilerinin belli oranda kaybolmuş olmasına rağmen tane boyutunda belirgin bir değişim ortaya çıkmadığını ifade etmektedir. Bununla beraber KB ile karşılaştırıldığında TMB içerisinde bulunan iri ferrit tanelerinin yapıdaki oranının daha yüksek olduğu dikkati çekmektedir. Bu durum, bölgenin bir geçiş bölgesi olma özelliğini destekler niteliktedir (Şekil 3.49(b)).

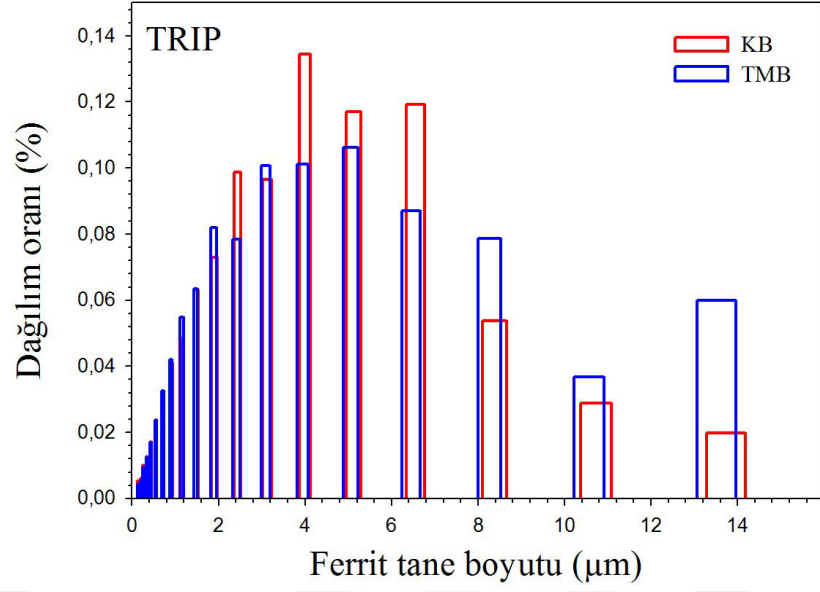
TRIP 780 sacının KB’de sergilediği yapısal özellikler incelendiğinde, uygulanan SKP işlemleri sonrasında yapıdaki hakim fazın martenzit olduğu anlaşılmaktadır. Bununla birlikte, az miktarda ferrit fazının halen yapıda var olduğu da tespit edilmiştir. KB bölgesinde yer alan martenzit fazının morfolojik özelliklerinin bölge içerisindeki dağılımının tam olarak homojen olmadığı söylenebilir. Genel olarak tanelerin şekilsel özelliklerinin kimi bölgelerde iğnemsimsi kimi bölgelerde ise levha biçimli olarak meydana geldiği dikkati çekmektedir. Bu durum, bölge içerisinde hem deformasyon hem de soğuma hızında ortaya çıkan değişimlerden kaynaklanmış olabileceği düşünülmektedir. KB bölgesinde ferrit fazına ait ortalama tane boyutunun 9 µm mertebelerinde olduğu anlaşılmaktadır. Bu hali ile ferrit fazının işlem öncesindeki duruma (12 µm) göre ferrit fazının tane boyutunda belli oranda incelmeye meydana geldiği anlaşılmaktadır (Şekil 3.50).

TMB’de deformasyon sonrasında meydana gelen tane sınırlarının ayırdığı bölgeler arasında kristalografik yönelim farklarının yapıdaki dağılımları gösterilmiştir (Şekil 3.51). Bu resimlerde en az 15° kristalografik yönelim farkı olan bölgeleri ayıran sınırlar geniş açılı tane sınırı olarak değerlendirilmiş ve bu sınırların dağılımları KB ve TMB için sırasıyla Şekil 3.49(a)-(b)’de gösterilmiştir. Bu değerden küçük yönelim farklarını ayıran sınırlar ise, dar açılı tane sınırı olarak değerlendirilerek Şekil 3.51 (c)-(d)’de gösterilmiştir. Şekil 3.51(a)-(b) incelendiğinde KB hem de TMB’de oluşan meydana gelen geniş açılı tane sınırlarının genellikle faz sınırlarında meydana geldiği görülmektedir. Öte yandan Şekil 3.51(c)-(d)’de gösterilen yoğun miktardaki dar açılı tane sınırlarının daha çok martenzit fazı içerisinde meydana geldiği dikkati çekmektedir. Bu bölgelerin deformasyona bağlı olarak dislokasyon

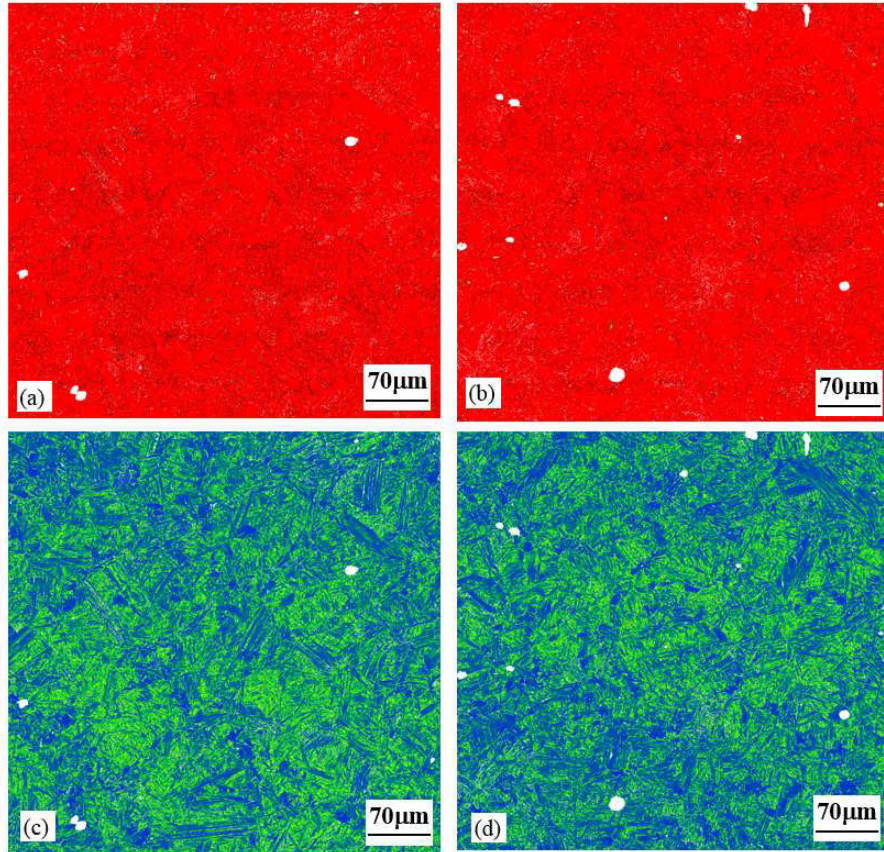
birikimi ile oluşmuş olan alt tane sınırların olabileceği gibi, martenzitik dönüşümün sonucunda ortaya çıkan çarpımlar neticesinde inceleme sırasında tane sınır olarak algılanmış olabileceğinin de mümkün olduğu düşünülmüştür.



Şekil 3.49 : TRIP 780 sac malzemesine 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgesine ait SEM ve EBSD fotoğrafları (a) KB'de EBSD fotoğrafı (b) TMB'de EBSD fotoğrafı.



Şekil 3.50 : TRIP 780 sac malzemesine 1000 d/d takım devir sayısı ve 1,3 mm/s takım ilerleme hızı uygulanan SKP işlemi sonrasında elde edilen deformasyon bölgelerine ait ferrit tane boyutu grafiği.



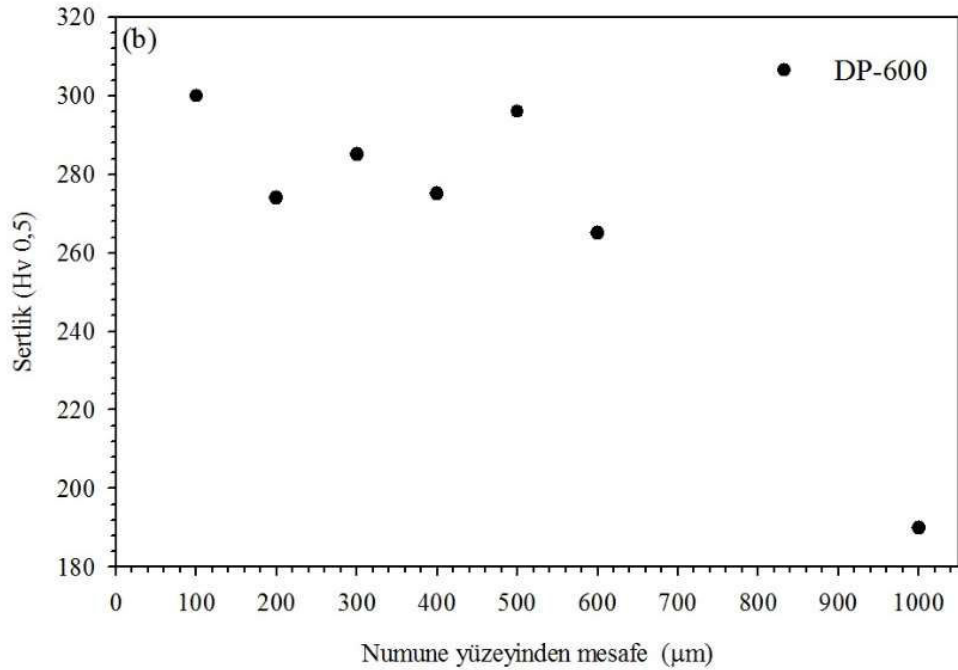
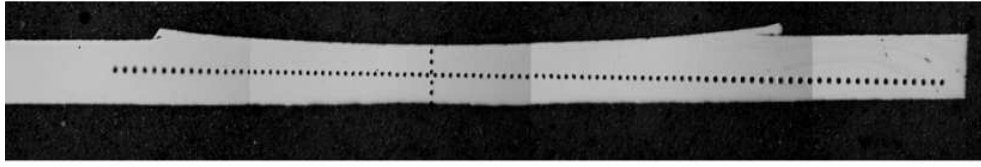
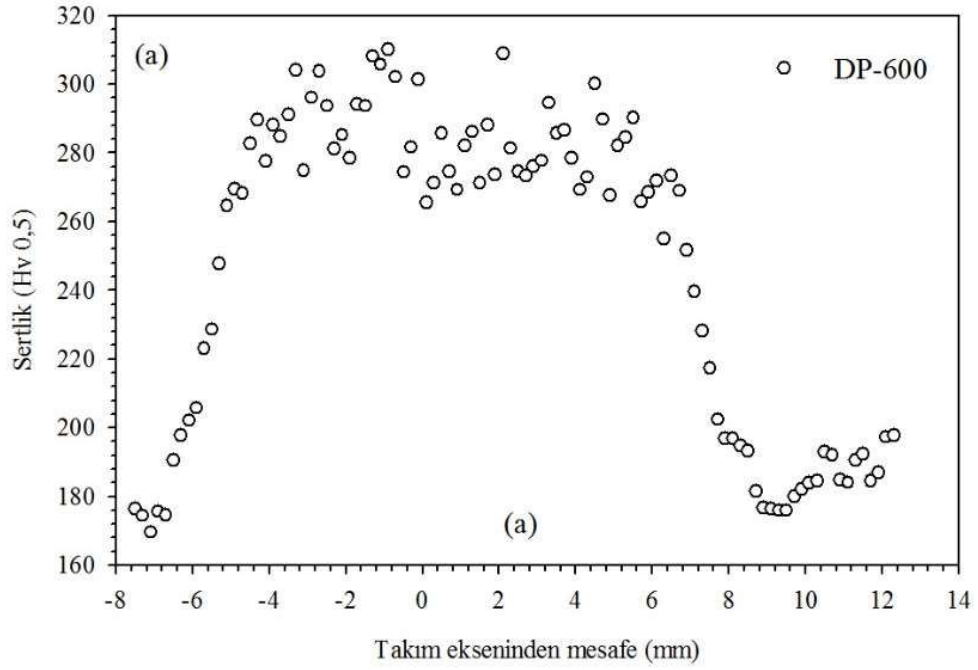
Şekil 3.51 : TRIP 780 sac malzemesine 1000 d/d takım devir sayısı ve 1,3 mm/s takım ilerleme hızı uygulanan SKP işlemi sonrasında sac malzemenin KB'de oluşan (a) Geniş açılı tane sınırları (b) dar açılı tane sınırları ve TMB'de oluşan (c) Geniş açılı tane sınırları (d) dar açılı tane sınırlarının dağılımı.

3.3.3 Mekanik davranışlardan elde edilen bulgular

3.3.3.1 Mikro-sertlik ölçümlerinden elde edilen bulgular

DP 600 sac malzeme

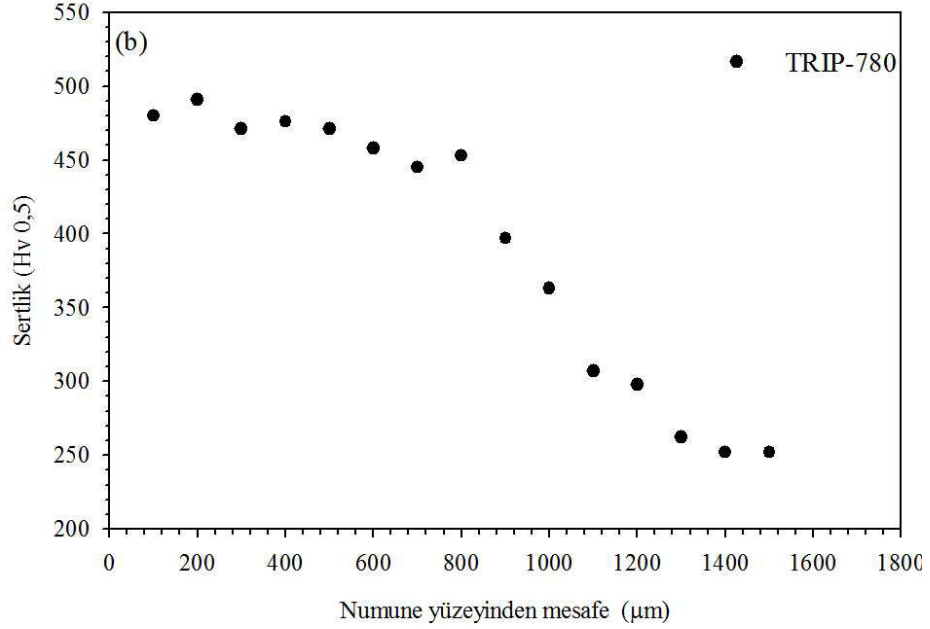
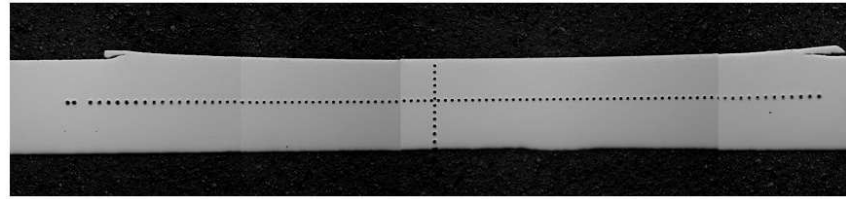
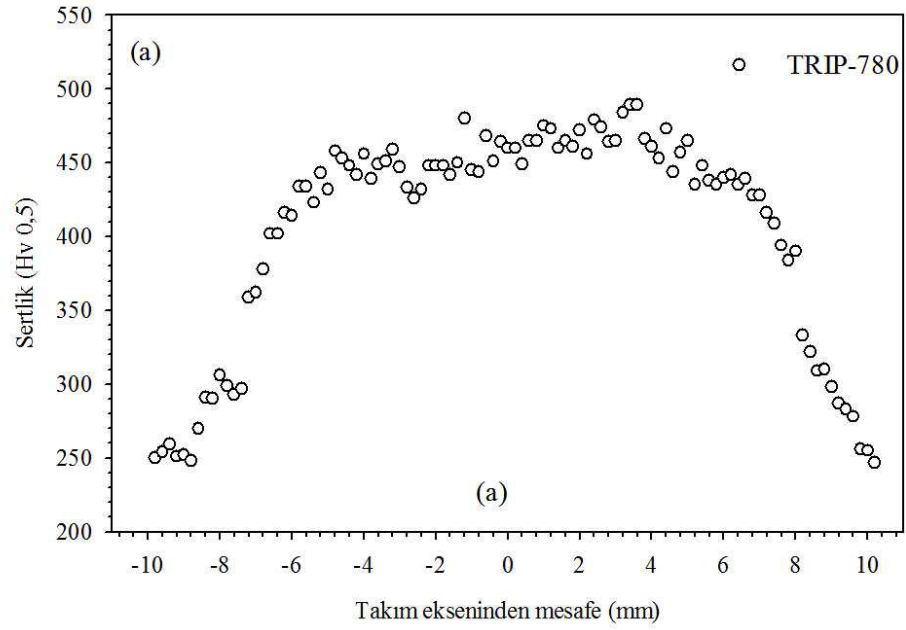
DP 600 sac malzemesi 14 mm çaplı takımla 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s ilerleme hızında uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen deformasyon bölgesinin sertlik üzerindeki etkileri Şekil 3.52'de verilmiştir. Şekil 3.52 genel olarak incelendiğinde, DP 600 sac malzemesine uygulanan SKP işlemlerinin sertlik değerlerini önemli oranda arttırdığı anlaşılmaktadır. Genel olarak SKP öncesinde 178 Hv seviyelerinde olan sertlik değerinin işlem sonrasında 315 Hv seviyelerine kadar yüksekliği görülmektedir (Şekil 3.52). İyapısal özelliklerin incelendiği bölümde ifade edildiği gibi, SKP sonrasında karışma bölgesinde martenzit fazı kütleli morfolojiye dönüşmektedir (Şekil 3.41(f)-(g) ve Şekil 3.42(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 3.41(f)-(g) ve Şekil 3.42(f)-(g)). KB'deki faz dağılımında meydana gelen bu bölgesellik, sertlik değerlerinin saçılım sergilemesine neden olmuş olabilir (Şekil 3.41(f)-(g) ve Şekil 3.42(f)-(g)). Etkin sertlik artışının elde edildiği karışma bölgesinin bitiminde, sertlik değerlerin keskin bir şekilde azalma eğiliminde olduğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.52(a)). Bu azalma, KB ve ITAB arasında bir geçiş bölgesi olarak değerlendirilebilecek TMB'nin düşük bir genişlikte meydana geldiğini göstermektedir. Bu bulgu, yapısal özelliklerden elde edilen sonuçlar ile de paralellik sergilemektedir ((Şekil 3.41(d)-(e) ve Şekil 3.42(d)-(e))). ITAB bölgesinde ölçülen sertlik değerlerinin işlem öncesindeki sertlik değerlerinden daha düşük mertebelerde olduğu da görülmektedir. Şekil 3.52(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 3.52). Bu durum, iyapısal özellik incelemelerinden elde edilen sonuçlar ile de paralellik sergilemektedir (Şekil 3.41(b)-(c) ve Şekil 3.42(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 3.52(b)).



Şekil 3.52 : DP 600 sac malzemesi 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 sac kalınlığı boyunca elde edilen mikro-sertlik profili, (b) Takım yüzeyinden, takım eksenini doğrultusunda elde edilen sertlik profili.

TRIP 780 sac malzemesi

TRIP 780 sac malzemesine 16 mm çaplı takımla 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s ilerleme hızında uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen deformasyon bölgesinin sertlik üzerindeki etkileri Şekil 3.53'de verilmiştir. Söz konusu şekilde yatay ve dikey yönde meydana gelen sertlik profilleri incelendiğinde, SKP işlemi sonrasında sertlik değerlerinde önemli değişimlerin meydana geldiği anlaşılmaktadır (Şekil 3.53(a)). Genel olarak, işlem öncesinde, 250 Hv seviyelerinde olan sertlik değerleri uygulanan SKP sonrasında önemli oranda artarak, 490 Hv seviyelerine kadar artmaktadır (Şekil 3.53(a)). KB içerisinde 2 kata yakın mertebelerde elde edilen bu sertlik artışı uygulanan SKP işlemleri sonrasında martenzit fazının hakim olduğu bir hale dönüşmesine dayandırılabilir (Şekil 3.47 ve Şekil 3.48). Söz konusu dönüşümün, oluşturduğu martenzit fazı baskın içyapının KB içerisinde etkin ve yaygın şekilde elde edilebiliyor olması sertlik değerlerinin düşük seviyede saçılım sergilemesine de neden olmaktadır (Şekil 3.53(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 [42, 60, 69]. Karışma bölgesinden uzaklaşarak TMB içerisine girildiğinde ise, sertlik değerlerinin de keskin şekilde azalma sergilediği dikkati çekmektedir (Şekil 3.53(a)). TMB içerisinde sertlik değerlerinde meydana gelen bu azalmanın temel sebebi, TMB içerisinde martenzitik dönüşümün daha düşük mertebelerde meydana gelmesinden kaynaklanıyor olabilir (Şekil 3.47(d)-(e) ve 3.48(d)-(e)). Nitekim söz konusu bölge içerisinde takım eksininden uzaklaştıkça numuneye uygulanan deformasyon oranı da azalmaktadır. TRIP 780 çeliğinde, martenzitik dönüşümün plastik deformasyon ile tetiklenen bir dönüşüm olduğu göz önünde bulundurulduğunda [141, 143] 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 olduğu dikkati çekmektedir (Şekil 3.53(a)). Söz konusu bölgede sertlik değerinin yaklaşık 10 Hv daha düşük değer aldığı dikkati çekmektedir. Bu azalma, SKP sırasında uygulanan ısı enerjisinin TRIP 780 sac malzemesinin içyapısında az da olsa kabalaşmaya neden olmasından kaynaklanıyor olabilir. Söz konusu durum içyapısal özelliklerden elde edilen bulgularla da örtüşmektedir (Şekil 3.47(b)-(c) ve 3.48(b)-(c)).



Şekil 3.53 : TRIP 780 sac malzemesinin 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 sac kalınlığı boyunca elde edilen mikro-sertlik profili, (b) Takım yüzeyinden, takım eksenine doğrultusunda elde edilen sertlik profili.

3.3.3.2 Çekme deneylerinden elde edilen bulgular

DP 600 sac malzemesi

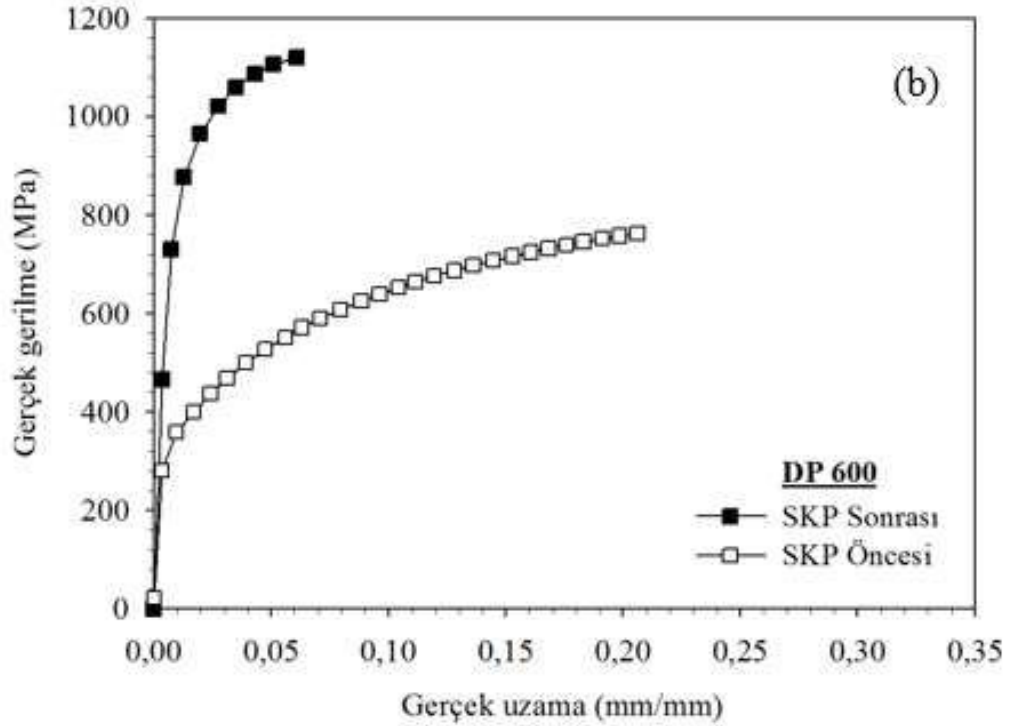
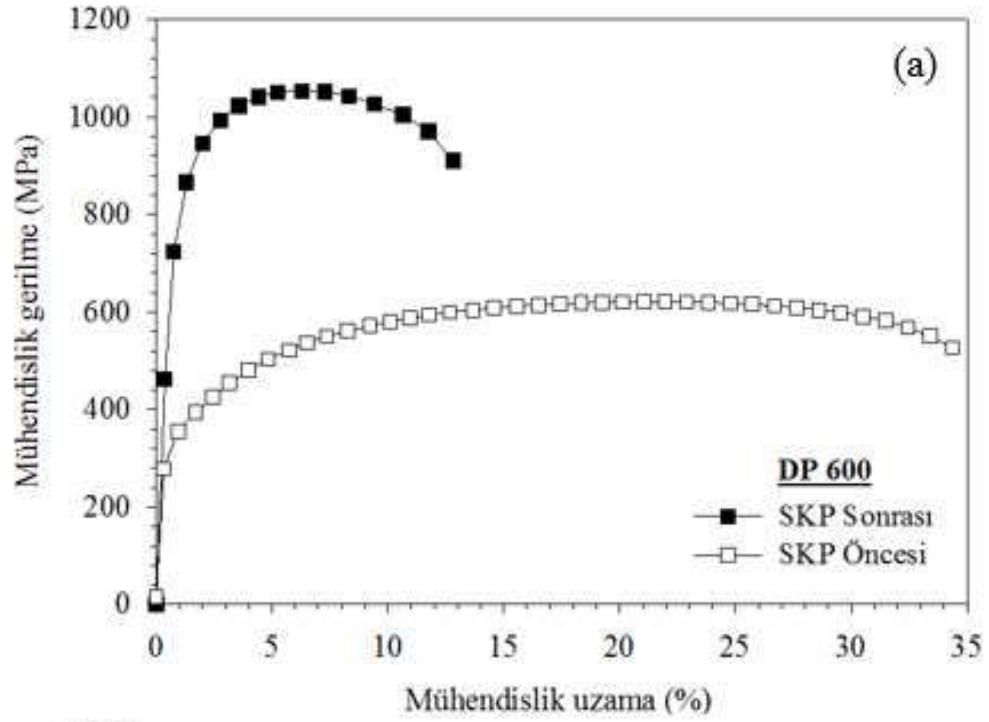
DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi ve uygulanan SKP işlemleri sonrasında, SKP doğrultusuna paralel doğrultuda sergilediği mühendislik ve gerçek gerilme-%birim uzama eğrileri Şekil 3.54(a)-(b)'de verilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri Çizelge 3.8'de verilmiştir. DP 600 endüstriyel kullanım alanı gereği şekillendirme özelliklerinin en iyilenmesine yönelik olarak tasarlanmış bir yüksek mukavemetli çelik sac grubunda bulunmaktadır. Şekil 3.54 incelendiğinde söz konusu sac malzemenin yeterli şekillendirme davranışının elde edilmesine olanak sağlayacak nitelikte geniş bir uniform deformasyon bölgesine sahip olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 3.54(a)-(b)). Çizelge 3.8 incelendiğinde, işlem öncesi durumdaki DP 600 sac malzemesinin 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 sac malzemesinin hem deformasyon davranışında hem de mukavemet ve süneklik özelliklerinde belirgin değişimler ortaya çıktığı anlaşılmaktadır. Şekil 3.54 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 3.54). Ancak bu daralamaya rağmen, SKP sonrasında da deformasyon davranışının belirgin bir pekleşme etkisi ile birlikte gerçekleştiği Şekil 3.54'den anlaşılmaktadır.

Uygulanan SKP işlemleri sonrasında DP 600 sacının mukavemet değerlerinde önemli oranda artış meydana gelmektedir. Şekil 3.54 ve Çizelge 3.8 incelendiğinde işlem öncesi durumdaki akma dayanımı değerinin yaklaşık iki kat artış sergileyerek 811 MPa mertebelerine ulaşmaktadır (Şekil 3.54(a)-(b)). Aynı koşullarda ölçülen çekme dayanımı değeri ise, 1053 MPa olarak belirlenmiştir (Şekil 3.54(a)-(b)). SKP sonrasında elde edilen mukavemet artışı, DP 600 sac malzemesinin süneklik değerlerinde de azalmayı beraberinde getirmektedir. Nitekim Şekil 3.15 ve Çizelge 3.8'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 3.8'de verilmiştir. İşlem öncesi durumda DP 600 sacının 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 sacının 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 3.8'de verilmiştir. Buna göre, DP 600 sacının SKP öncesinde 0,67 olan r değerinin uygulanan proses sonrasında 0,59 değerine azaldığı anlaşılmaktadır.

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 operasyonunun önemli oranda metal akışı yönelimine neden olduğu göstermektedir. Bu durum SKP yönteminin doğası gereği gelişen ve beklenen bir sonuç olarak değerlendirilmiştir.



Şekil 3.54 : DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi ve SKP sonrasında sergilediği gerilme-uzama eğrileri: (a) Mühendislik gerilme-Mühendislik %birim uzama eğrileri, (b) Gerçek gerilme- gerçek birim uzama eğrileri.

Çizelge 3.8 : DP 600 sac malzemesinin SKP 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}
SKP Öncesi	301,0	621,1	21,3	34,7	1135	0,24	0,67
SKP Sonrası	811,7 ± 48	1054 ± 56	6,3 ± 0,1	13,0 ± 2	1714	0,14	0,59

TRIP 780 Sac Malzemesi

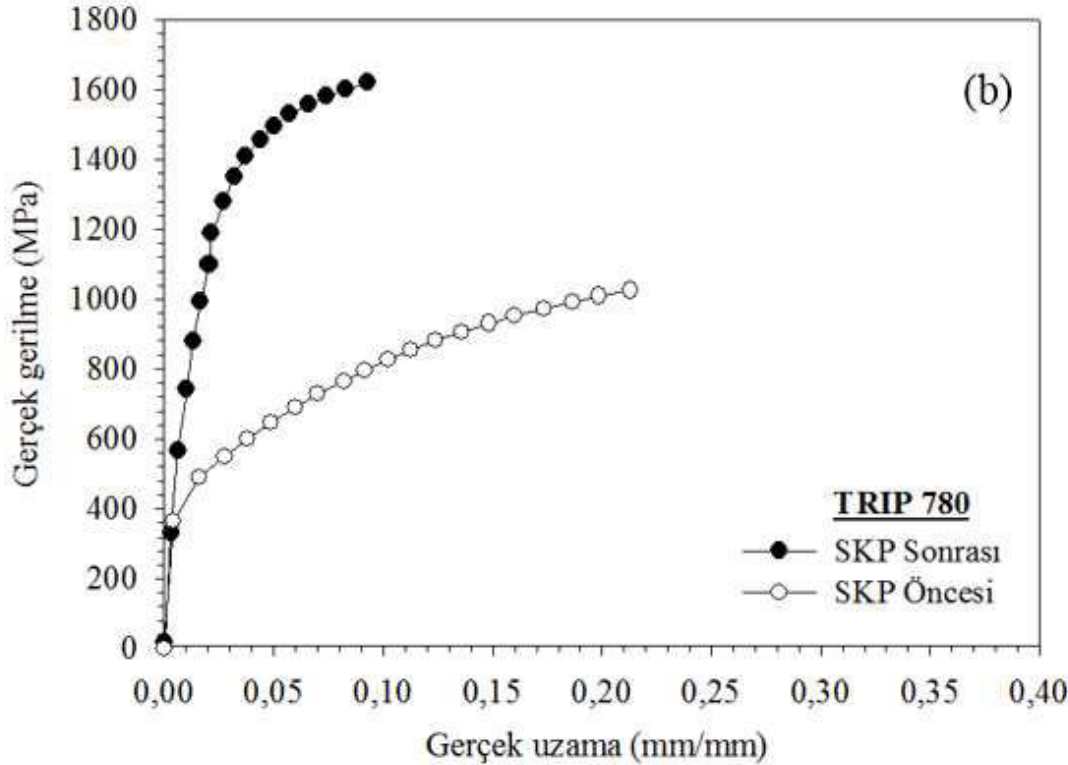
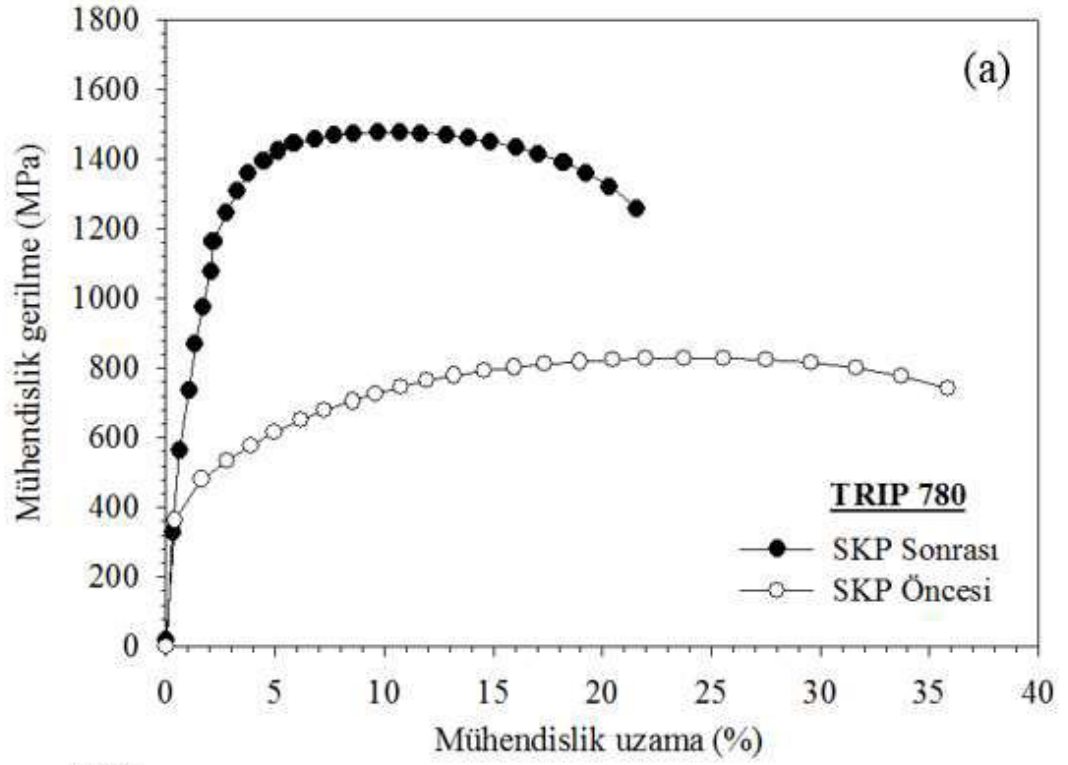
TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesi ve uygulanan SKP işlemleri sonrasında, sergilediği mühendislik ve gerçek gerilme- % birim uzama eğrileri Şekil 3.55(a)-(b)'de gösterilmiştir. Bu eğrilerden elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri Çizelge 3.9'de verilmiştir. TRIP sac malzemesinin işlem öncesi durumdaki deformasyon davranışı (Şekil 3.55), pekleşme davranışı baskın bir karakterde meydana gelmektedir. Bu durum söz konusu sacın yapısında bulunan kalıntı ostenit fazının plastik deformasyon sırasında martenzit fazına dönüşmesinden kaynaklanmaktadır. Buna istinaden, işlem öncesi durumdaki TRIP 780 sac malzemesinin 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 3.55(b)).

Uygulanan SKP işlemleri TRIP 780 sac malzemesinin hem deformasyon davranışında hem de mukavemet ve süneklik özelliklerinde belirgin değişimlere neden olmaktadır (Şekil 3.55(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 3.16). Nitekim proses edilmiş durumdaki çeliğin çekme eğrilerinde de belirgin bir uniform deformasyon bölgesinin bulunduğu söylenebilir (Şekil 3.55(a)-(b)). Ancak söz konusu çeliğin sergilediği pekleşme davranışının işlem öncesi durumla karşılaştırıldığında belirgin bir biçimde azaldığı da anlaşılmaktadır (Şekil 3.55(a)-(b)).

SKP işlemleri sonrasında TRIP 780 sac malzemesinin mukavemet değerleri belirgin olarak artış sergilemektedir. Şekil 3.53 ve Çizelge 3.9 incelendiğinde işlem öncesi

durumdaki akma dayanımının 416 MPa değerinden 1120 MPa değerine, çekme dayanımının ise 820 MPa'dan 1476 MPa seviyelerine yükseldiği anlaşılmaktadır (Çizelge 3.9). SKP işlemleri sonrasında elde edilen bu mukavemet artışı beraberinde süneklik değerlerinde de azalma getirmiştir (Çizelge 3.9). Buna bağlı olarak SKP sonrası elde edilen uniform uzama değeri %10,1 değerine, kopma uzaması ise %21,8 değerine azalmaktadır (Çizelge 3.9). SKP işlemi sonrasında elde edilen mukavemet değerlerinde elde edilen bu artışın, KB'de meydana gelen martenzitik dönüşüm nedeniyle ortaya çıktığı düşünülmektedir. İyapısal özelliklerin incelendiği bölümde de ayrıntılı şekilde ifade edildiği gibi, SKP işlemleri sonrasında KB'de meydana gelen içyapı martenzit ve ferrit fazlarında oluşmaktadır (Şekil 3.47(f)-(g) ve Şekil 3.48(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 3.55). Özellikle, işlem öncesinde TRIP 780 sac malzemesi tarafından sergilenen yüksek uniform uzama değerlerinin elde edilmesinde etkili olan kalıntı ostenit-martenzit dönüşümünün SKP işlemleri sırasında meydana gelmesi, TRIP 780 sac malzemesinin 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 3.9'de verilmiştir. İşlem öncesi durumda TRIP 780 sac malzemesinin 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 uzamaya SKP bölgesinin daha fazla direnç sergilediğini göstermektedir. TRIP 780 sac malzemesi SKP işlemi öncesinde sergilediği pekleşme üssü değerleri 0,28 olarak belirlenmiştir. Uygulanan SKP işlemi sonrasında ise elde edilen pekleşme üssü değeri 0,19 değerine azalmaktadır.



Şekil 3.55 : TRIP 780 sac malzemesinin SKP 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 saclarda pekleşme üssü değerinin azalmasına neden olduğu anlamı çıkmaktadır. Çekme dayanımındaki plastik anizotropi katsayısı (r) incelendiğinde, SKP öncesi durumdaki TRIP 780 sac malzemesinin 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 incelme değerlerinin kalınlıktaki incelmeye göre daha sınırlı miktarda gerçekleştiğini göstermektedir.

Çizelge 3.9 : TRIP 780 sac malzemesinin SKP 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}
SKP Öncesi	416,1	819,4	24,9	36,5	1557	0,28	0,66
SKP Sonrası	1220 ± 12	1476 ± 20	10,1 ± 0,7	21,8 ± 2	2589	0,19	0,52

3.3.4 Şekillendirilebilirlik deneylerinden elde edilen bulgular

3.3.4.1 Erichsen testi deneysel bulgular

DP 600 sac malzemesi

İşlemsiz ve 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s ilerleme hızı kullanılarak SKP uygulanmış DP 600 sac malzemesinin Erichsen testlerinden elde edilen kuvvet (F)-zımba ilerleme (X) eğrileri ile kuvvetin ilerlemeye göre türevinin (dF/dX) zımba hareketi ile değişimi sırasıyla Şekil 3.56(a)-(b)'de gösterilmiştir.

DP 600 sac malzemesine uygulanan SKP işleminin Erichsen testindeki deformasyon davranışı üzerindeki etkileri incelenecek olursa, SKP sonrasında meydana gelen iç yapısal ve mekanik özellik değişimlerinin iki eksenli çekme yüklemeleri altındaki deformasyon davranışı üzerinde de etkili olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 3.54(a)).

Erichsen test sonuçlarında elde edilen kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrilerinden, numuneler bazında uygulanan deformasyonun kademeli olarak gerçekleştiği görülmektedir (Şekil 3.56(a)) Söz konusu deformasyon kademelerinde F-X eğrisinin eğiminde belirgin değişikliklerin olması bu durumu ortaya çıkartmaktadır. Bu deformasyon kademelerinin gerçekleştiği bölgelerin daha doğru bir şekilde tespit edilebilmesi için uygulanan kuvvetin zımba ilerlemesine göre türevi alınarak elde edilen eğrilerin türevinin (dF/dX) X'e göre değişimi Şekil 3.56(b)'de gösterilmiştir. Bu eğriler ile birlikte SKP öncesi durumdaki DP 600 sac malzemesinde kuvvet-

zımba ilerleme eğrisi iki eksenli eğilme (A), iki eksenli şekil değişimine geçiş (B), iki eksenli şekil değiştirme (C) ve deformasyon lokalizasyonu (D) olmak üzere dört temel deformasyon kademesi içerdiği belirlenmiştir. Genel olarak SKP sonrasında artan akma ve çekme mukavemeti değerlerinin Erichsen test sırasında elde edilen F-X diyagramının da daha yüksek kuvvet seviyelerinden seyretmesine neden olduğu söylenebilir (Şekil 3.56(a)). Şekil 3.56(a)'dan anlaşılacağı üzere, SKP sonrasında aynı zımba ilerleme kademesinde çökmenin elde edilmesi için uygulanması gereken kuvvetin SKP sonrasında belli oranda artış sergilediği net olarak görülmektedir.

Diğer taraftan, SKP sonrasında DP 600 sac malzemesinin iki eksenli çekme gerilmeleri altında etkin incelmeye meydana geldiği “iki eksenli şekil değiştirme” C kademesindeki deformasyon halinde hem dF/dX eğiminin daha yüksek bir değer aldığı hem de SKP uygulanmış durumdaki DP 600 sac malzemesinin dF/dX değerlerinin iki eksenli şekil değiştirme içerisinde belli-belirsiz değişimler sergilediği görülmektedir (Şekil 3.54(a)). Ancak, bu bölge içerisinde meydana gelen zımba ilerlemesinin uygulanan SKP işlemleri sonrasında belirgin bir azalma sergilediği de anlaşılmaktadır (Şekil 3.56(a)). SKP sonrasında DP600 sac malzemesinin dF/dX değerlerinde görülen artış, aynı zımba ilerleme aralığının elde edilebilmesi için gereken kuvvet artışının SKP sonrasında daha yüksek değerler aldığı ifade etmektedir. Bu durum, DP 600 sac malzemesinin SKP sonrasında pekleşme katsayısının önemli oranda artmasından kaynaklanmış olabilir. İki eksenli şekil değiştirme bölgesinde SKP ile birlikte meydana gelen daralmanın ise, sac malzemenin uygulanan proses sonrasında pekleşme davranışında meydana gelen azalma olduğu düşünülmektedir. Nitekim, çekme deneylerinde elde edilen mekanik özellik değişimlerinde de vurgulandığı gibi, SKP sonrasında sac malzemenin pekleşme üstelinde belli oranda azalma meydana gelmektedir (Çizelge 3.8).

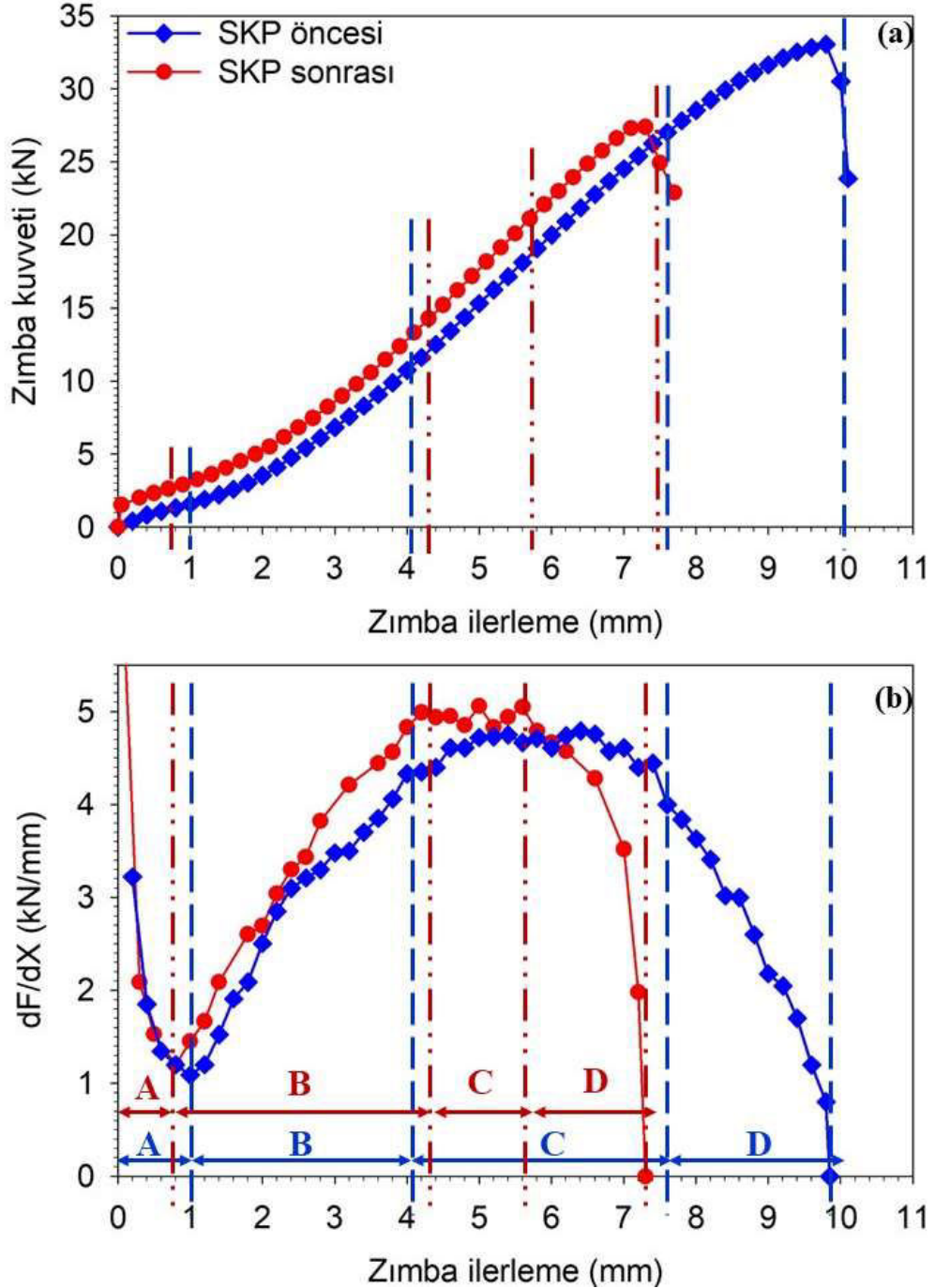
Deformasyon lokalleşmesi kademesinde (D) dF/dX değerlerinin değişimi incelendiğinde, F-X eğrisinin eğiminin giderek azaldığı görülmektedir. Bu azalmanın uygulanan SKP sonrasında daha belirgin ve keskin şekilde ortaya çıktığı anlaşılmaktadır (Şekil 3.56(a)). Sünük metallerde olduğu gibi, DP 600 sac malzemesinin deformasyon lokalizasyonu mekanizması da genel olarak içyapıda mikro boşlukların oluşması ve birleşmesinden meydana gelmektedir. DP 600 sacının sergilediği yüksek sünüklik ve şekillendirilebilirlik özelliklerinin sahip oldukları ferritik matrisin mekanik davranışları sayesinde edindikleri bilinmektedir.

Mukavemet değerleri ise bu matrise ait tane sınırlarında çok ince sac malzemeye uygulanan plastik deformasyon sırasında, ferritik matrisin sahip olduğu üstün pekleşme kabiliyeti sayesinde incelerek dislokasyon biriktirmesi beklenir. Uygulanan SKP sonrasında ferritik matris içerisinde kütlesel martenzit fazlarının oluşması, ferritik matrisin hem sürekliğini azaltmakta hem de iri martenzit taneleri etrafında yüksek oranda gerilme yığılmaları ortaya çıkmasını sağlamaktadır. Bu durumun, ferrit fazının hem dislokasyon biriktirebilme kapasitesini azalması hem de çatlak oluşturma ve çatlak ilerletme yatkınlığını arttırması beklenmektedir. Bu iki etki sonucunda, deformasyon lokalleşmesine olan yatkınlık artacağından, dF/dX değerlerinin “D” bölgesi içerisindeki azalmasının daha keskin şekilde gerçekleştiği düşünülmektedir Şekil 3.56(a)-(b).

DP 600 sac malzemesine uygulanan Erichsen testlerinden elde edilen zımba kuvveti ile llen Erichsen indeksi değerleri izelge 3.10’da verilmiştir. Çizelge 3.10 incelendiğinde, SKP ncesi durumdaki DP 600 sac malzemesinin Erichsen indeksinin $8,7 \pm 1,3$ mm seviyelerinde olduğu anlaşılmıştır. Erichsen indeksinin görüldüğü bu çökme değerinde de zımbaya etki eden kuvvetin $33,2 \pm 1,9$ kN seviyelerinde olduğu görülmektedir. Uygulanan SKP sonrasında ise DP 600 sac malzemesine uygulanan Erichsen testi sırasındaki zımba kuvvetinin $28,1 \pm 1,2$ kN değerinde elde edilmiştir ve Erichsen indeksinin ise $7,1 \pm 0,5$ mm seviyelerinde elde edilmesine neden olduğu anlaşılmaktadır. Elde edilen bu değerler, uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen martenzitik içyapı ve buna bağlı olarak akma ve çekme mukavemetindeki artışlara istinaden zımba kuvvetinin arttığını yorumunu destekler niteliktedir. Bununla birlikte, SKP sonrasında DP 600 sac malzemesi sergilediği uniform uzama ve kopma uzaması değerleri nedeniyle, Erichsen indeksinde ortaya çıkan azalmayı destekler niteliktedir (izelge 3.10).

Şekil 3.57(a) ve Şekil 3.58(a)’da Erichsen testi uygulanmış numunelerin makro fotoğrafları verilmiştir. Şekil 3.57(a) ve Şekil 3.58(a)’da Bu şekil incelendiğinde SKP’nin ve Erichsen testlerinin başarı ile gerçekleştirildiğini ve hem SKP ncesi hem de SKP uygulanmış durumdaki numunelerin Erichsen testi sırasında benzer kırılma davranışı sergilediği anlaşılmaktadır. Nitekim SKP uygulanmış durumdaki numune proses bölgesi içerisinden başlayan çatlakların ilerlemesi ile hasara uğramaktadır. Başka bir ifade ile uygulanan SKP işlemi, iki eksenli çekme gerilmeleri altındaki şekillendirilmesinde rutin malzeme akışını ve deformasyon

davranışını bozacak bir etki oluşturmamıştır. Bununla beraber, SKP uygulanmış DP 600 sac malzemesinin içyapısında ortaya çıkan ITAB bölgesinin çatlak oluşumu ve ilerlemesini etkilemediği de söylenebilir. Bu durum, KB bölgesinin sahip olduğu çatlak oluşturma yatkınlığının diğer bölgelerden daha yüksek olduğunu da gösterir niteliktedir (Şekil 3.57(a) ve Şekil 3.58(a)).

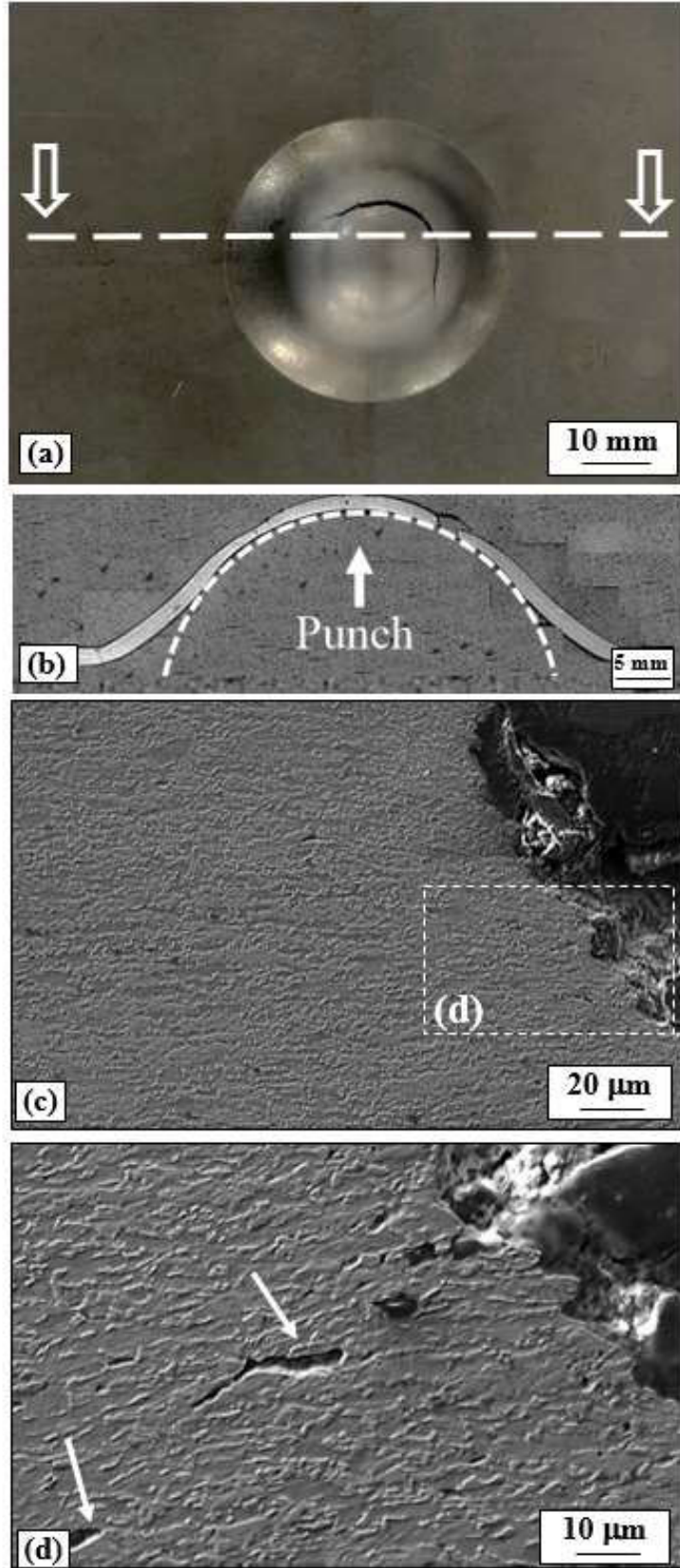


Şekil 3.56 : DP 600 sac malzemesi işlemsiz ve 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında DP 600 sac malzemesine uygulanan Erichsen testleri sonrasında elde edilen a) kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri b) bunlardan türetilen ve farklı deformasyon bölgelerini yansıtan dF/dX -X değişim grafikleri.

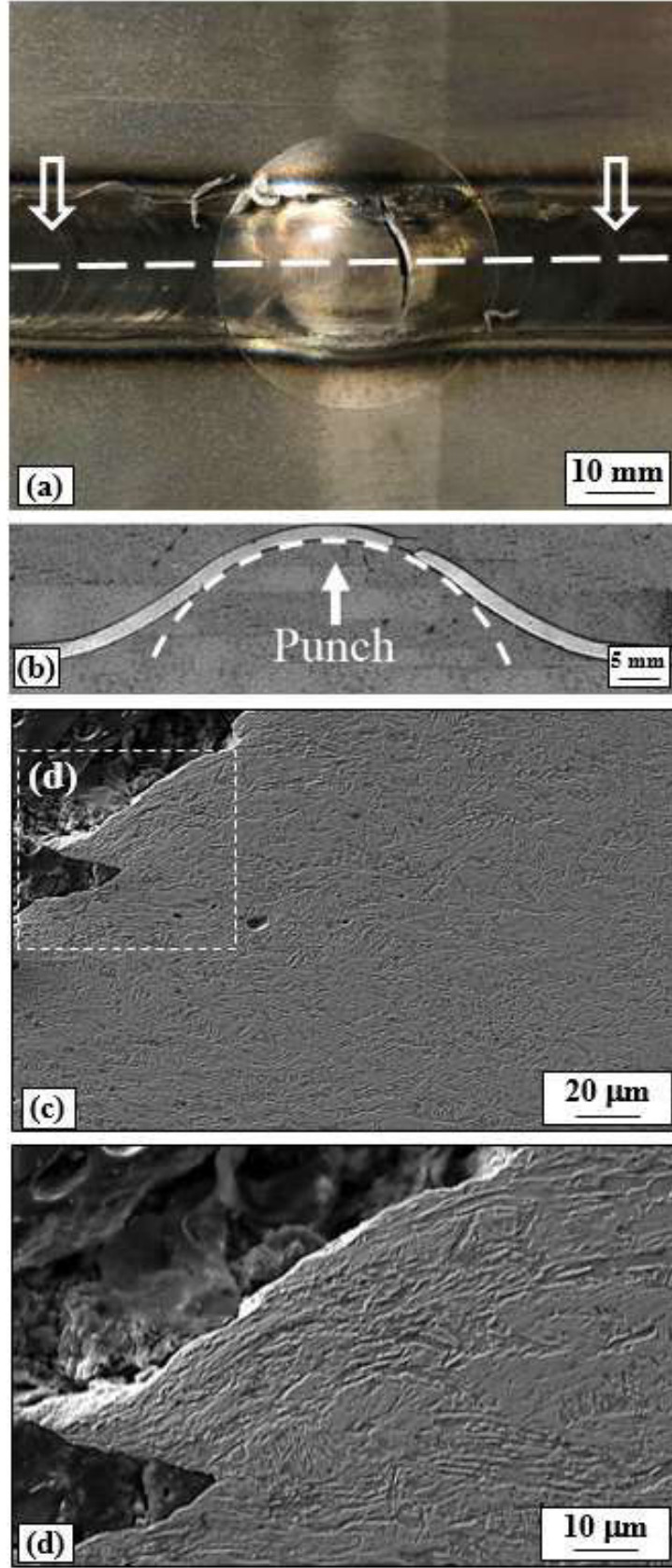
Çizelge 3.10 : DP 600 sac malzemesi SKP öncesi ve sonrasında uygulanan Erichsen testleri sonrasında elde edilen zımba kuvveti ve Erichsen İndeksleri.

DP 600	Zımba kuvveti (kN)	Erichsen İndeksi (mm)
SKP Öncesi	33,2 ± 1,9	8,7 ± 1,3
SKP Sonrası	28,1 ± 1,2	7,1 ± 0,5

Kırılma davranışlarının daha açık şekilde ortaya konulabilmesi için şekillendirilebilirlik numuneleri oluşan çatlğa dik yönden kesitleri alınarak Erichsen test sırasında ortaya çıkan malzeme akışlarının SEM yardımıyla incelenmesinde elde edilen mikroyapı fotoğrafları (Şekil 3.57 ve Şekil 3.58)'da verilmiştir. Şekil 3.57(c)-(d) incelendiğinde, SKP işlem öncesi şartlardaki DP 600 sac malzemesine uygulanan Erichsen deneylerine tabi tutulan numunelerin boyun vererek kırıldığı, anlaşılmaktadır. Şekil 3.57(a)'da boyun vermenin ve incelmenin varlığı plastik deformasyon bölgelerinde gözle görülebilmektedir. Şekil 3.58(c)-(d) incelendiğinde SKP uygulamalarından sonra ise, elde edilen kırılma ve boyun verme davranışının önemli oranda azaldığı söylenebilir (Şekil 3.58(a)). Erichsen testi sırasında çatlak oluşumu ve ilerlemesi incelendiğinde, çatlakların tane içerisinde ve çevresel olarak ilerledikleri ilgili SEM resimlerinden anlaşılmaktadır Şekil 3.57(a)-(c). Dolayısıyla, DP 600 sacında hem SKP öncesinde hem de uygulanan SKP sonrasında çatlak oluşumu büyük oranda mikro boşlukların oluşumu ve/veya birikimi ile gerçekleştiği sonucu çıkarılabilir. Bununla birlikte, hem SKP öncesinde hem de uygulanan SKP sonrasında DP 600 sacının kırılmasını sağlayan çatlakların ferritik matris içerisinde oluştuğu ve çatlak ilerleme davranışının da yapıdaki martenzit fazı tarafından kontrol edildiği dikkati çekmektedir. Nitekim yapıda ortaya çıkan kırılma hattının daha çok martenzit tanelerini etrafından ilerlediği görülmektedir Şekil 3.57(c)-(d) ve Şekil 3.58(c)-(d). Bu durum, uygulanan SKP işlemleri sonrasında meydana gelen kütleli martenzit fazlarının hem ferritik matrisin hacimsel oranını azalttığı hem de çatlak ilerlemesini kolaylaştırdığı yönündeki yaklaşımları destekler niteliktedir (Şekil 3.58(b)-(c)).



Şekil 3.57 : a) DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi Erichsen testi yapılan numune görselleri ve SEM incelemeleri için kesme şeridi b) Çatlağa dik kesitten alınan mikroyapı resmi c) Düşük büyütme SEM fotoğrafı, d) yüksek büyütme SEM fotoğrafı.



Şekil 3.58 : a) DP 600 sac malzemesinin SKP sonrası Erichsen testi yapılan numune görselleri ve SEM incelemeleri için kesme şeridi b) Çatlağa dik kesitten alınan mikroyapı resmi c) Düşük büyütme SEM fotoğrafı, d) yüksek büyütme SEM fotoğrafı.

TRIP 780 sac malzemesi

SKP öncesi ve SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 sac malzemesinde Erichsen testlerinden elde edilen kuvvet (F)-zımba ilerleme (X) eğrileri ile kuvvetin ilerlemeye göre türevinin (dF/dX) zımba hareketi ile değişimi sırasıyla Şekil 3.59(a)-(b)'de gösterilmiştir.

TRIP 780 sac malzemesine sacına uygulanan SKP işleminin Erichsen testindeki deformasyon davranışı üzerindeki etkileri incelenecek olursa, SKP sonrasında meydana gelen içyapısal ve mekanik özellik değişimlerinin iki eksenli çekme yüklemeleri altındaki deformasyon davranışı üzerinde de belirgin oranda etkili olduğu anlaşılmaktadır (Şekil 3.59(a)).

Erichsen test sonuçlarında elde edilen kuvvet (F)-zımba ilerleme (X) eğrilerinden, numuneler bazında uygulanan deformasyonun kademeli olarak gerçekleştiği görülmektedir (Şekil 3.59(a)). Söz konusu deformasyon kademelerinde F-X eğrisinin eğiminde belirgin değişikliklerin olması bu durumu ortaya çıkartmaktadır. Bu deformasyon kademelerinin gerçekleştiği bölgelerin daha doğru bir şekilde tespit edilebilmesi için uygulanan kuvvetin zımba ilerlemesine göre türevi alınarak elde edilen eğrilerin türevinin (dF/dX) X'e göre değişimi Şekil 3.59(b)'de gösterilmiştir. Bu eğriler ile birlikte SKP öncesi durumdaki TRIP 780 sac malzemesinde kuvvet-zımba ilerleme eğrisi iki eksenli eğilme (A), iki eksenli şekil değişimine geçiş (B), iki eksenli şekil değiştirme (C) ve deformasyon lokalizasyonu (D) olmak üzere dört temel deformasyon kademesi içerdiği belirlenmiştir. Genel olarak, SKP sonrasında artan akma ve çekme mukavemeti değerlerinin Erichsen test sırasında elde edilen F-X diyagramının da daha yüksek kuvvet seviyelerinden seyretmesine neden olduğu, aynı zımba ilerleme kademesinde çökmenin elde edilmesi için zımbaya uygulanması gereken kuvvetin SKP sonrasında belli oranda artış sergilediği net olarak görülmektedir (Şekil 3.59(a)).

Diğer taraftan, SKP sonrasında TRIP 780 sacının iki eksenli çekme gerilmeleri altında etkin incelmeye meydana geldiği “iki eksenli şekil değiştirme” C kademesindeki deformasyon haline çok daha düşük zımba ilerlemesi sonrasında ulaştığı anlaşılmaktadır (Şekil 3.59(b)). Bunun yanında, söz konusu bölge içerisinde dF/dX eğiminin SKP öncesi duruma göre daha yüksek bir değer aldığı da görülmektedir. Ancak, iki eksenli şekil değiştirme bölgesi içerisinde bu bölge

içerisinde meydana gelen zımba ilerlemesinin uygulanan SKP işlemleri sonrasında önemli oranda azalma sergilediği görülmektedir (Şekil 3.59(b)).

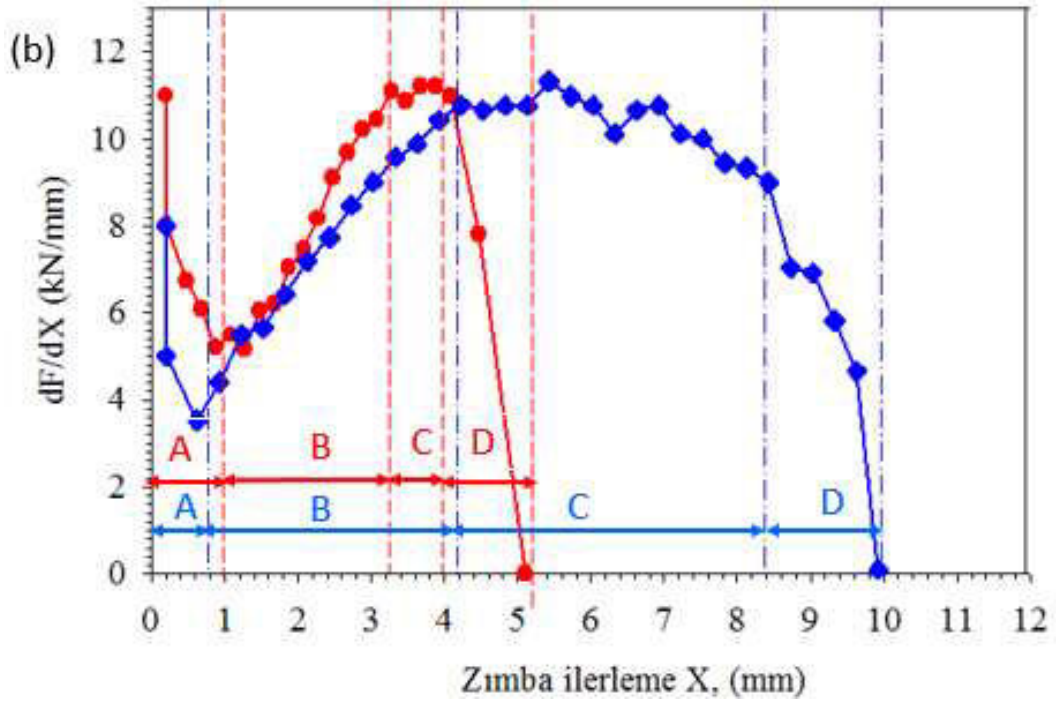
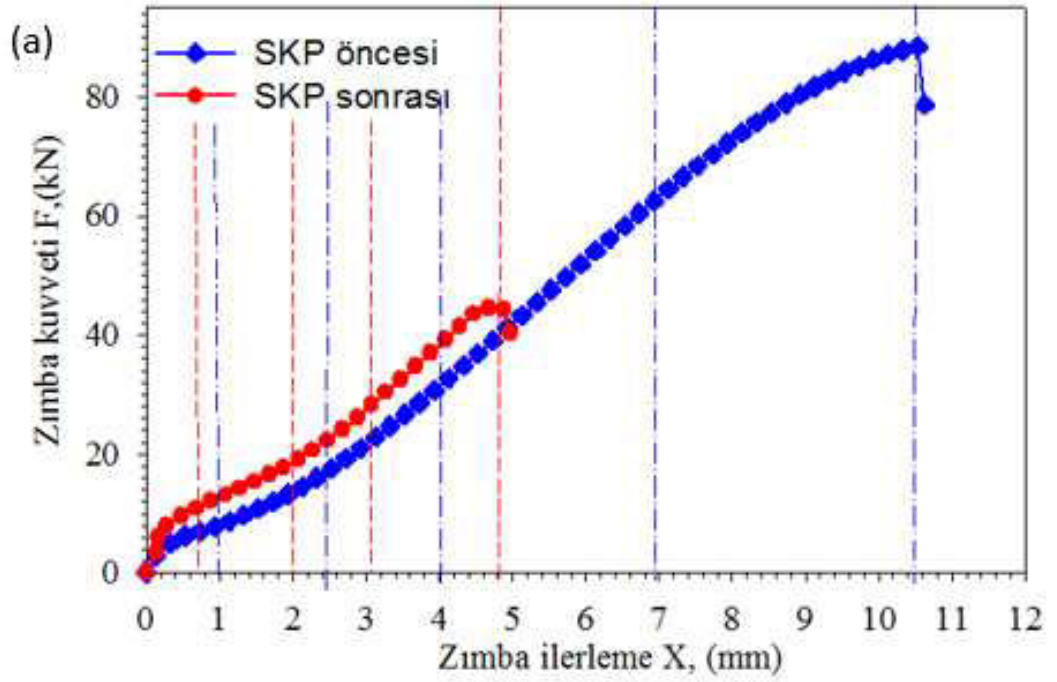
SKP sonrasında TRIP 780 sac malzemesinin “iki eksende şekil değiştirme” C kademesindeki deformasyon haline çok daha düşük zımba ilerlemesi, proses sonrasında ortaya çıkan içyapısal özellikler ve mekanik davranışlar ile açıklanabilir. Proses sonrasında TRIP 780 sac malzemesinin sacının kalıntı ostenit, ferrit ve beynit fazlarından meydana gelen içyapısının martenzitik bir içyapıya dönüşmektedir (Şekil 3.48). Bu dönüşüm bir taraftan akma ve çekme dayanımı gibi temel mekanik özelliklerin olağan üstü seviyede artmasına neden olurken, bir taraftan da yapının kırılmaya karşı yatkınlığını arttırmaktadır. Bu artış, tek eksenli çekme deneylerinde görülen yetersiz uniform uzama ve kopma uzaması değerlerinden de anlaşılmaktadır (Şekil 3.59). TRIP 780 sac malzemesinin kırılma yatkınlığının artması hem martenzit fazının morfolojik özellikleri nedeniyle sahip olduğu gevreklikten hem de uygulanan termo-mekanik birim şekil değişimlerinin neden olduğu kalıntı gerilmeler ve pekleşme davranışının prosten olumsuz etkilenmiş olmasından kaynakladığı düşünülmektedir. Öte yandan Erichsen deneyinde, numuneler küresel yüzeyli bir zımba ile karmaşık bir deformasyon sürecine tabi tutulmaktadır. Bu süreçte, zımba ile numune yüzeyi arasındaki temas yüzeyi giderek artış sergilemektedir. Bu durum Erichsen deneyi sırasında lokal bölgelerde yüksek gerilmelerin meydana gelmesine de neden olmaktadır [47, 137] Bu durum, TRIP 780 sac malzemesinin çerçevesinde değerlendirildiğinde, kırılma yatkınlığı son derece yüksek olan bir malzemenin lokal bölgelerde yüksek gerilme haline ulaşır, bu gerilmeler altında da erken çatlak oluşumuna maruz kalmasına neden olmuş olabilir. Nitekim, SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 sac malzemesinin düşük zımba ilerlemeleri ile meydana gelen gerilmeler altında böyle bir davranış sergilemesi “iki eksende şekil değiştirme” C kademesine de düşük zımba ilerlemesi sonrasında ulaşmasını açıklar niteliktedir. SKP sonrasında meydana gelen martenzitik yapının plastik deformasyona uğrama kabiliyetinin son derece yetersiz olması “İki eksende şekil değiştirme” C kademesinde TRIP 780 sac malzemesinin sergilediği zımba ilerlemesini önemli derecede azalttığı düşünülmektedir.

Deformasyon lokalleşmesi kademesinde (D) dF/dX değerlerinin değişimi incelendiğinde, F-X eğrisinin eğiminin giderek azaldığı görülmektedir. Bu azalmanın uygulanan SKP sonrasında daha belirgin ve keskin şekilde ortaya çıktığı

anlaşılmaktadır (Şekil 3.59(a)-(b)). Proses öncesi durumdaki TRIP 780 sac malzemesinin deformasyon lokalizasyonu mekanizması içyapıda mikro boşlukların oluşması ve birleşmesinden meydana gelmektedir. TRIP 780 sac malzemesinin sergiledikleri yüksek süneklik ve şekillendirilebilirlik ve yüksek mukavemet özelliklerin bir arada sergilemelerinin temel sebebinin yapılarında bulunan ferritik matris ve beynit fazı ile birlikte, kalıntı ostenit fazının plastik deformasyon sırasında martenzit fazına dönüşmesi ile mümkün olduğu bilinmektedir. Bu içyapıya sahip olan saca uygulanan plastik deformasyon sırasında, ferritik matrisin sahip olduğu üstün pekleşme kabiliyeti sayesinde incelemek dislokasyon biriktirmesi beklenir. Uygulanan SKP sonrasında ise yapıda şekillendirilebilirlik ile alakalı özelliklerin elde edilmesinden sorumlu olan ferrit ve kalıntı ostenit fazları ortadan kalkarak büyük oranda martenzit fazına dönüşmektedir (Şekil 3.46). Yukarıda da açıklandığı gibi bu durum TRIP 780 sac malzemesinin çatlak ilerlemesine karşı sergilediği direnci de büyük oranda azaltmaktadır. Bunun sonucunda yapıda oluşan çatlak çok düşük kuvvet gereksinimi ile ilerleyebileceğinden SKP uygulanmış durumdaki çeliğin dF/dX değerlerinin “D” bölgesi içerisindeki azalmasının daha keskin şekilde gerçekleştiği düşünülmektedir.

TRIP 780 sac malzemesine uygulanan Erichsen testlerinden elde edilen zımba kuvveti ile ölçülen Erichsen indeksi değerleri Çizelge 3.11’de verilmiştir. Çizelge 3.11 incelendiğinde, SKP öncesi durumdaki TRIP 780 sac malzemesinin Erichsen indeksinin $9,16 \pm 1,3$ mm seviyelerinde olduğu anlaşılmıştır. Erichsen indeksinin görüldüğü bu çökme değerinde de zımbaya uygulanan kuvvetin $80,6 \pm 5,8$ kN seviyelerinde olduğu görülmektedir. Uygulanan SKP sonrasında ise TRIP sacına uygulanan Erichsen testi sırasındaki zımba kuvvetinin $45,4 \pm 2,1$ kN değerine düştüğü ve Erichsen indeksinin ise $4,89 \pm 1,1$ mm seviyelerinde elde edildiği anlaşılmıştır. Bu durum, uygulanan SKP şekillendirilebilirliğinin önemli oranda azaldığı sonucuna işaret etmektedir. SKP işlemleri sonrasında meydana gelen martenzitik içyapı (Şekil 3.48) ve buna bağlı olarak akma ve çekme mukavemetindeki (Şekil 3.55) artışlara rağmen Erichsen testindeki zımba kuvvetlerinin SKP uygulanmış durumdaki değerinin işlem öncesi duruma göre daha düşük mertebelerde kaldığı anlaşılmaktadır. SKP sonrasında hem Erichsen indeksinin hem de testler sırasında ölçülen en büyük zımba kuvvetinin değerinde meydana gelen azalma, SKP sonrasında elde edilen martenzitik içyapıya

dayandırılarak açıklanabilir. Bu yapı, işlem öncesi durumdaki kalıntı ostenit fazının martenzit fazına dönüşmesi ile ortaya çıkmaktadır. Bu dönüşüm iki temel mekanik davranışın gözlemlenmesine neden olmuştur. Bunlardan ilki, SKP öncesi durumdaki çeliğin Erichsen testleri sırasında sahip olduğu üstün pekleşme davranışı ile birlikte deformasyona karşı sergilediği direnç ve buna bağlı olarak da elde edilen yüksek zımba kuvvetleridir. Baskın mekanik davranışların ikinci ise, uygulanan SKP işlemleri sonrasında kalıntı ostenit fazının martenzite dönüşmesi ile pekleşme davranışının belli oranda olumsuz etkilenmesi ve meydana gelen martenzit fazının özellikle çok eksenli gerilmeler altında sergilediği yüksek çatlak oluşturma yatkınlığıdır (Çizelge 3.11). Bunun iki temel mekanik davranış neticesinde, SKP öncesi durumdaki TRIP 780 sac malzemesinin çatlak oluşturma için yüksek zımba deplasmanlarının uygulanmasına ihtiyaç duyulmaktadır. Bu durum, pekleşme mekanizması ile zımba kuvvetlerinin de yüksek değerler almasını sağlamaktadır. Öte yandan, SKP uygulanmış durumdaki martenzit fazı çok eksenli gerilmeler altında erken çatlak oluşumuna neden olarak, hem Erichsen indeksinin azalmasına hem de zımba kuvvetlerinin sınırlı seviyede kalmasına neden olmaktadır (Şekil 3.59(a)-(b)).

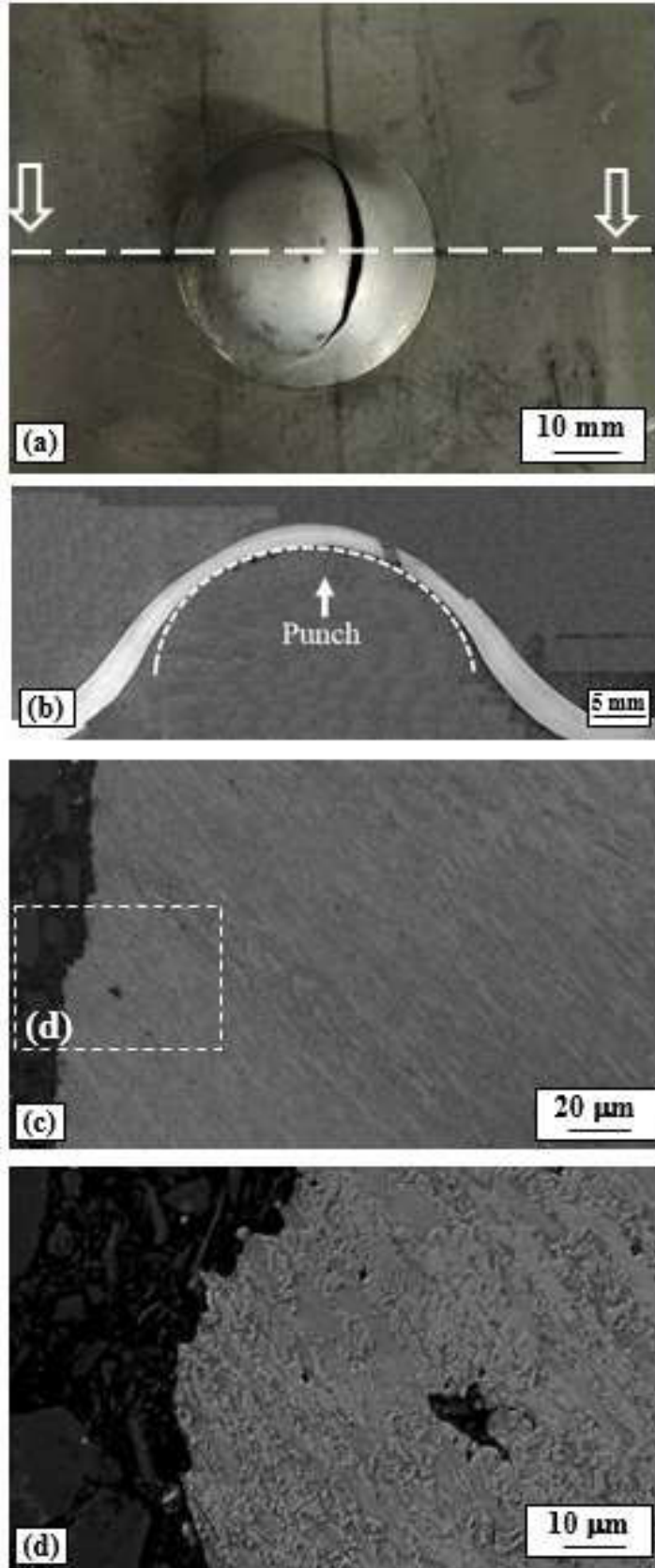


Şekil 3.59 : TRIP 780 sac malzemesi SKP öncesi ve 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de uygulanan SKP işlemi sonrasında TRIP 780 sac malzemesine uygulanan Erichsen testleri sonrasında elde edilen a) kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri b) bunlardan türetilen ve farklı deformasyon bölgelerini yansıtan dF/dX - X değişim grafikleri.

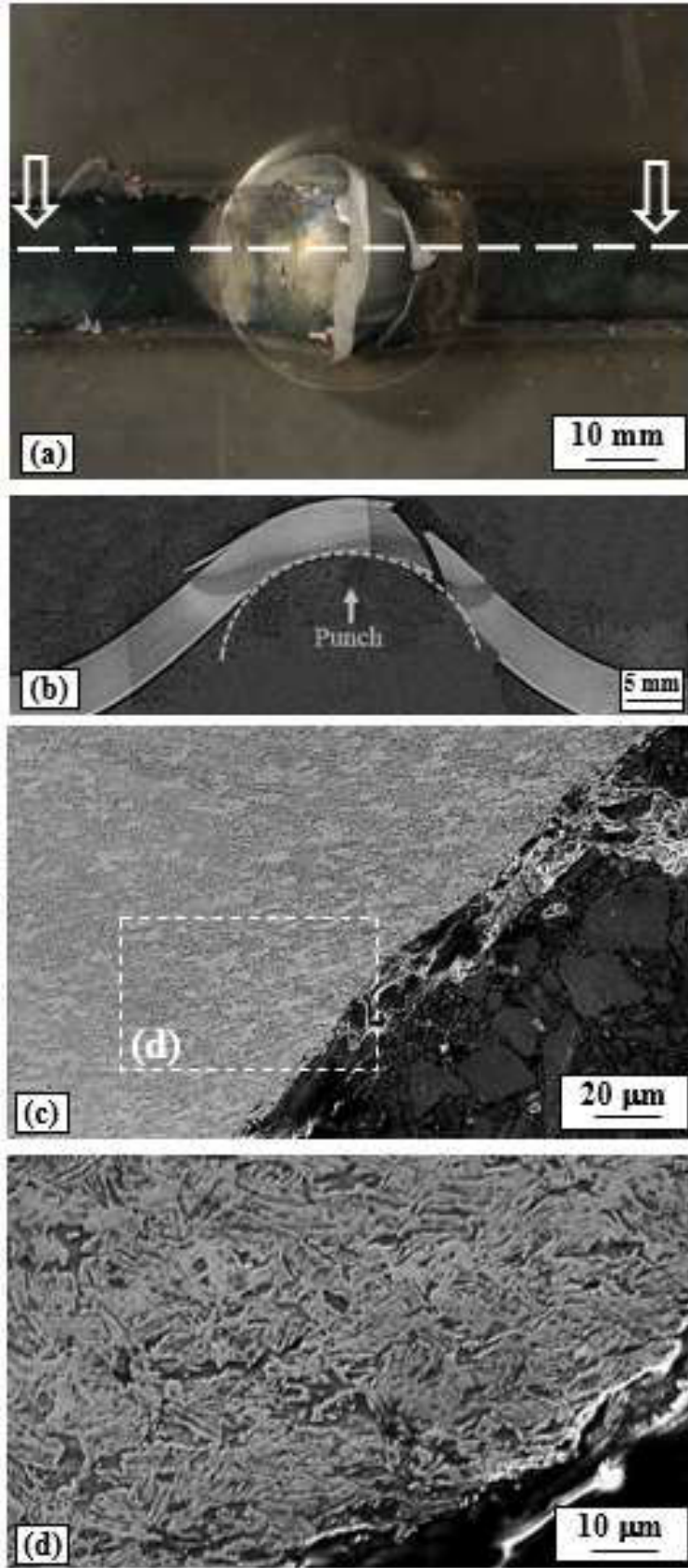
Çizelge 3.11 : TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında uygulanan Erichsen testleri sonrasında elde edilen zımba kuvveti ve Erichsen İndeksleri.

TRIP 780	Zımba kuvveti (kN)	Erichsen İndeksi (mm)
SKP Öncesi	80,6 ± 5,8	9,16 ± 1,3
SKP Sonrası	45,4 ± 2,1	4,89 ± 1,1

SKP öncesi ve sonrasında Erichsen testi uygulanmış numunelerin makro fotoğrafları Şekil 3.60(a)'da verilmiştir. Şekillendirme davranışının daha açık şekilde ortaya konulabilmesi için numunelerin oluşan çatlığa dik yönden kesitleri alınarak Erichsen test sırasında ortaya çıkan malzeme akışlarının SEM yardımıyla incelenmesinden elde edilen mikroyapı fotoğrafları Şekil 3.60'da verilmiştir. Şekil 3.60 incelendiğinde, işlem öncesi şartlardaki TRIP 780 sac malzemesine uygulanan Erichsen deneylerinde numunenin önemli oranda incelmeye uğrayarak boyun vererek kırıldığı anlaşılmaktadır (Şekil 3.60(a)-(c)). Bu durum, kırılma için gereken mikro çatlakların oluşturulabilmesi için yüksek oranda plastik deformasyonun gereksinim olduğunu ifade etmektedir. Bu durum ferrit fazında ortaya çıkan uzama ve yönlendirmeden de anlaşılmaktadır (Şekil 3.60(c)). TRIP 780 sac malzemesinin işlem öncesi durumdaki mikroyapısal özellikleri göz önünde bulundurulduğunda (Şekil 3.46) bunun beklenen bir durum olduğu söylenebilir. SKP sonrasında ise numunenin incelme miktarının nispeten daha sınırlı seviyede kaldığı anlaşılmaktadır. Bu durum, SKP sonrasında elde edilen martenzitik içyapının çatlak oluşturma yatkınlığının yüksek olması yaklaşımını destekler niteliktedir. Bununun yanında, işlem öncesi durumda çatlığın ferritik matris içerisinde ilerlediği Şekil 3.60(c)'de görülmektedir. Ayrıca, yapıda deney öncesinde ve bulunan beynit ve deney sırasında oluşan martenzit fazlarının çatlak ilerlemesini yönlendirdiği dikkati çekmektedir. Nitekim kırılma hattında sert fazların yer aldığı bir kırılma yüzeyi meydana gelmektedir (Şekil 3.60(c)). Uygulanan SKP işlemi sonrasında ise, çatlığın martenzit tanelerinin etrafından ilerleyerek kırılmanın gerçekleştiği görülmektedir (Şekil 3.61 (f)). Bu durum, SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 sac malzemesinin iki eksenli gerilmeler altında sergilemiş olduğu mekanik davranışlar kapsamında yapılan tartışmaları destekler niteliktedir.



Şekil 3.60 : TRIP 780 sac malzemesinin Erichsen numunelerinin SKP öncesi durumdaki a) Makro görüntüsü, Çatlağa dik kesitten alınan mikroyapı resmi b) Düşük büyütme SEM fotoğrafı, c) yüksek büyütme SEM fotoğrafı ile SKP sonrasında d) Makro görüntüsü, e) Düşük büyütme, f) yüksek büyütme.

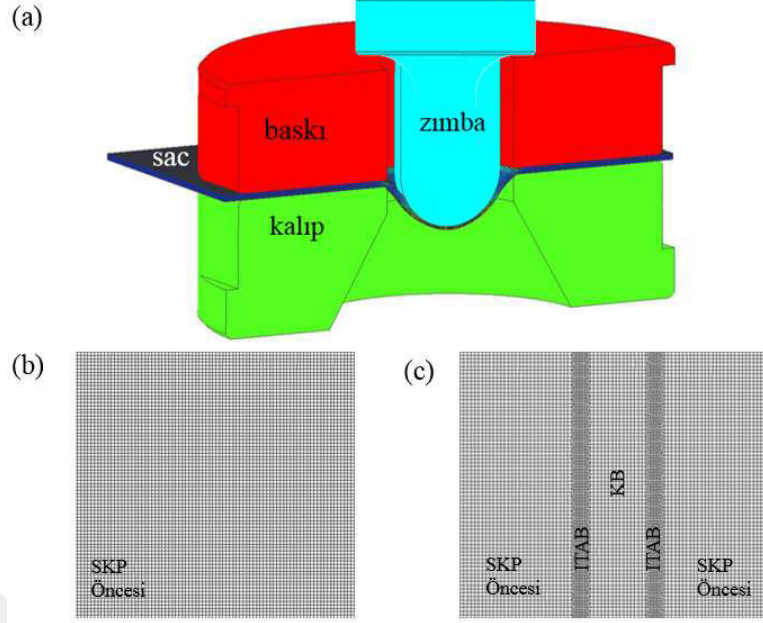


Şekil 3.61 : TRIP 780 sac malzemesinin Erichsen numunelerinin SKP öncesi durumdaki a) Makro görüntüsü, Çatlağa dik kesitten alınan mikroyapı resmi b) Düşük büyütme SEM fotoğrafı, c) yüksek büyütme SEM fotoğrafı ile SKP sonrasında d) Makro görüntüsü, e) Düşük büyütme, f) yüksek büyütme.

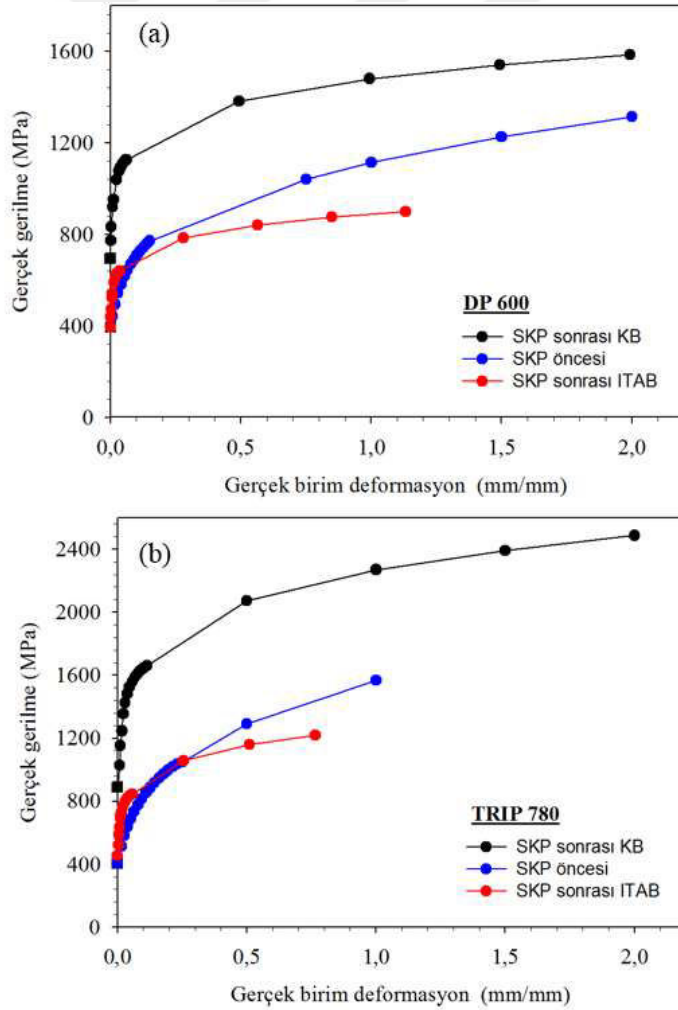
3.3.4.2 Erichsen testi hesaplamalı çalışmalardan elde edilen bulgular

Erichsen kalıp modelleri deneysel çalışmaya uygun şekilde tasarlanmıştır (Şekil 3.62(a)-(c)). SKP öncesi TRIP 780 ve DP 600 saclarının malzeme özellikleri Çizelge 3.8 ve Çizelge 3.9’de elde edilen değerler kullanılmıştır. SKP uygulanan DP 600 ve TRIP 780 sac malzeme özellikleri ise Çizelge 3.8 ve Çizelge 3.9’de elde edilen değerlere ek olarak sac yüzeyleri modellenirken KB ve ITAB bölgelerinin genişlikleri SEM vasıtasıyla ölçülerek bu bölgelerin yerleri ve boyutları geometrik olarak direk deneysel verilerden yansıtılmıştır (Şekil 3.62(c)). TMB bölgesi daha dar bir bölgede olduğundan hesaplamalı analizlerde gözardı edilmiştir. Hem SKP öncesi hem de SKP sonrasında sac malzemelerin gerilme- şekil değiştirme grafiklerinden parçalı doğrusal eğriler türetilmiştir (Şekil 3.63(a)-(b)). Elde edilen doğrular programın malzeme kütüphanesine aktarılmıştır (Şekil 3.63(a)-(b)).

Optimum eleman boyutu değerleri, hesaplamalı çalışmaların hazırlık aşamasında gerçekleştirilen denemeler neticesinde belirlenmiştir ve tüm hesaplamalı çalışmalar boyunca kübik- katı olarak seçilen eleman tipi ve eleman boyutu sabit tutulmuştur. Modellerde SKP öncesi durumdaki numunelerde, numune bütününde sabit 1mm boyutunda elemanlar kullanılmıştır (Şekil 3.62(b)). SKP sonrası çalışmalarda iki farklı eleman boyutu tanımlanmıştır. SKP uygulamayan kısımlara 1mm, SKP uygulama sonrası oluşan ITAB’larda 0,5 mm boyutunda elemanlar kullanılmıştır (Şekil 3.62(b)). İzotropik pekleşme malzeme modeli ile kurgulanan proses genelinde, deneysel çalışmalarda kullanılan parametreler birebir uygulanılarak hesaplamalı çalışmalar tamamlanmıştır.



Şekil 3.62 : Hesaplamalı çalışmalarda kullanılan a) Erichsen testi modeli b) SKP öncesi sac açınım ağ yapısı c) SKP sonrası sac açınım ağ yapısı.



Şekil 3.63 : Hesaplamalı çalışmalarda kullanılan türetilmiş gerçek gerilme-gerçek birim deformasyon eğrileri a) DP 600 sac malzemesi b) TRIP 780 sac malzemesi.

Erichsen testleri malzemede hasarın meydana gelmesi ile testin durdurulması esasına dayanan böylelikle Erichsen indeksinin sağlıklı elde edilmesi üzerine kurgulanmış bir testtir [137]. Hem deneysel hem de hesaplamalı çalışmalarda hasarın oluşumu, hasarın meydana geleceği koşullara bağlıdır. Güvenli çalışma sınırını tam olarak belirlemek için kullanılan kalıp, sürtünme katsayısı, şekillendirme kuvveti vb. bütün parametreleri tümüyle değerlendirilmelidir. Bu amaçla hesaplamalı çalışmaların güvenli biçimde gerçekleştirilmesi için deneysel çalışmalarda elde edilen zımba kuvvetleri, Erichsen indeksleri, gerilim-gerilme dağılımları ve numunelerin testler sonrasındaki makro görüntüleri incelenerek tüm bu benzetim hedefleri ile çalışmalar kurgulanmıştır. Bu kapsamda sacların Erichsen deneyi esnasında, pekleşme davranışı sergileyerek en yüksek gerilme anına ulaşmasının ardından hasarın gelişimi ile ilgili Oyane hasar kriteri esas alınmıştır. SKP öncesi ve SKP sonrası DP 600 ve TRIP 780 sac malzemeleri Erichsen deneylerinin hesaplamalı çalışmaları parametrik olarak zımba kuvveti, Erichsen indeksleri, gerilim-gerinim değerleri ve sacın incelleme dağılımları kontrollü şekilde karşılaştırmalı olarak incelenerek tamamlanmıştır.

Sünek malzemelerde hasarın gelişiminin tahmin edilmesinde hidrostatik gerilmeyi esas alan Oyane hasar kriterinde; σ ; eşdeğer gerilme, σ_m ; hidrostatik gerilme bileşeni, ϵ ; eşdeğer gerinim, B; malzeme sabiti, C ise malzemeye gerilim değerlerine göre değişen malzeme sabiti olarak belirtilmektedir (Eşitlik 3.8).

$$\int \left(\frac{\sigma_m}{\sigma} + B \right) \dot{\epsilon} dt \geq C \quad (3.8)$$

Hesaplamalı çalışmalarda kullanılan sabit terimleri belirlemek amacıyla ön analizler gerçekleştirilmiştir. Analizlerde elde edilen değerler literatür ile karşılaştırılmış ve çalışmalarda kullanılmıştır. Erichsen testleri hesaplamalı çalışmaları deneysel çalışmalarda elde edilen bulgular ile karşılaştırmalı olarak tamamlanmıştır [144, 145].

DP 600 sac malzemesi

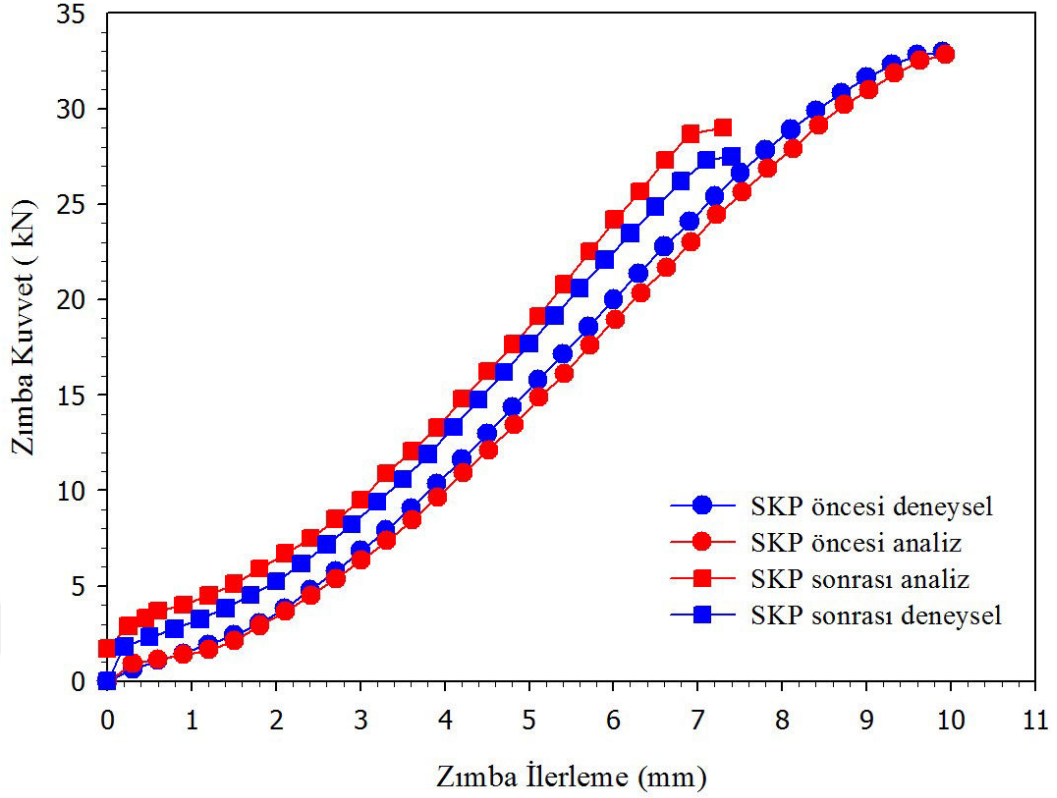
SKP öncesi ve 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s ilerleme hızı kullanılarak SKP uygulanmış DP 600 sac malzemesinin deneysel ve hesaplamalı Erichsen testlerinden elde edilen kuvvet (F)-zımba ilerleme (X) eğrileri Şekil 3.62'te gösterilmiştir.

Şekil 3.64'den anlaşılacağı üzere, anlaşılacağı üzere, deneysel Erichsen testleri sırasında elde edilen F-X diyagramları karşılaştırıldığında hesaplamalı çalışmalar ile benzer eğriler elde edildiği görülmektedir. Sonuçlar incelendiğinde işlem öncesi DP

600 sac malzemesi için Erichsen indeksi hem deneysel çalışmalar ve hem de hesaplamalı çalışmalardaki değerler ile yaklaşık değerler elde edilmiştir. Deneysel ve hesaplamalı veriler karşılaştırıldığında zımba kuvvetinde ± 1.2 kN Erichsen indeksinde ± 0.8 mm sapma gözlemlenmiştir. Çalışmalarda kullanılan özellikle SKP işlemlerinden sonraki durumda yaklaşık olarak belirlenen mekanik özellikler ve hesaplamalı çalışmalar ile hasar kriterleri aşamalarını içerdiğinden sapmanın kabul edilebilir seviyelerde olduğu söylenebilir.

Şekil 3.64 incelendiğinde, SKP sonrasında değişen malzeme özellikleri hesaplamalı çalışmalara da aktarılmış böylelikle SKP'nin etkisi hesaplamalı çalışmalarda da belirgin olarak gözlemlenmiştir. SKP sonrasında aynı zımba ilerleme kademesinde aynı çökmenin elde edilmesi için zımbaya uygulanması gereken kuvvetin SKP sonrasında belli oranda artış sergilediği hesaplamalı çalışmada da oldukça belirgindir (Şekil 3.64).

SKP sonrası DP 600 sac malzemesinin F-X diyagramında hesaplamalı çalışmalarda kuvvetin deneysel çalışmalara oranla yüksek çıktığı belirgindir. Bu fark hesaplamalı çalışmalarda hem malzeme özelliklerinin SKP sonrası bölgelere bölünerek tanımlanan sac numunede bölgeler arasındaki temas yüzeylerinden kaynaklandığı düşünülmektedir (Şekil 3.64). Deneysel ve hesaplamalı çalışma sonuçlarında DP 600 sac malzemesi için Erichsen indekslerinin birbirine yakın değerler elde edilmesi dikkat çekmektedir. Özetle Erichsen indeksi ve zımba kuvvetleri açısından hesaplamalı çalışmalarda da deneysel çalışmalara benzer sonuçlar elde edildiği görülmektedir (Şekil 3.64-Şekil 3.56).



Şekil 3.64 : DP 600 sac malzemesi SKP öncesi ve SKP sonrasında uygulanan Erichsen testlerinin deneysel ve hesaplamalı çalışmalarda elde edilen kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri.

Hesaplamalı Erichsen testleri sırasında SKP öncesi DP 600 sac malzemesinde $B=2,85$, SKP uygulanmış DP 600 sac malzemesinde ise $B=2,75$ olarak alınarak Şekil 3.65(a)-(b))’de verilen hasar dağılımları elde edilmiştir (Eşitlik 3.8).

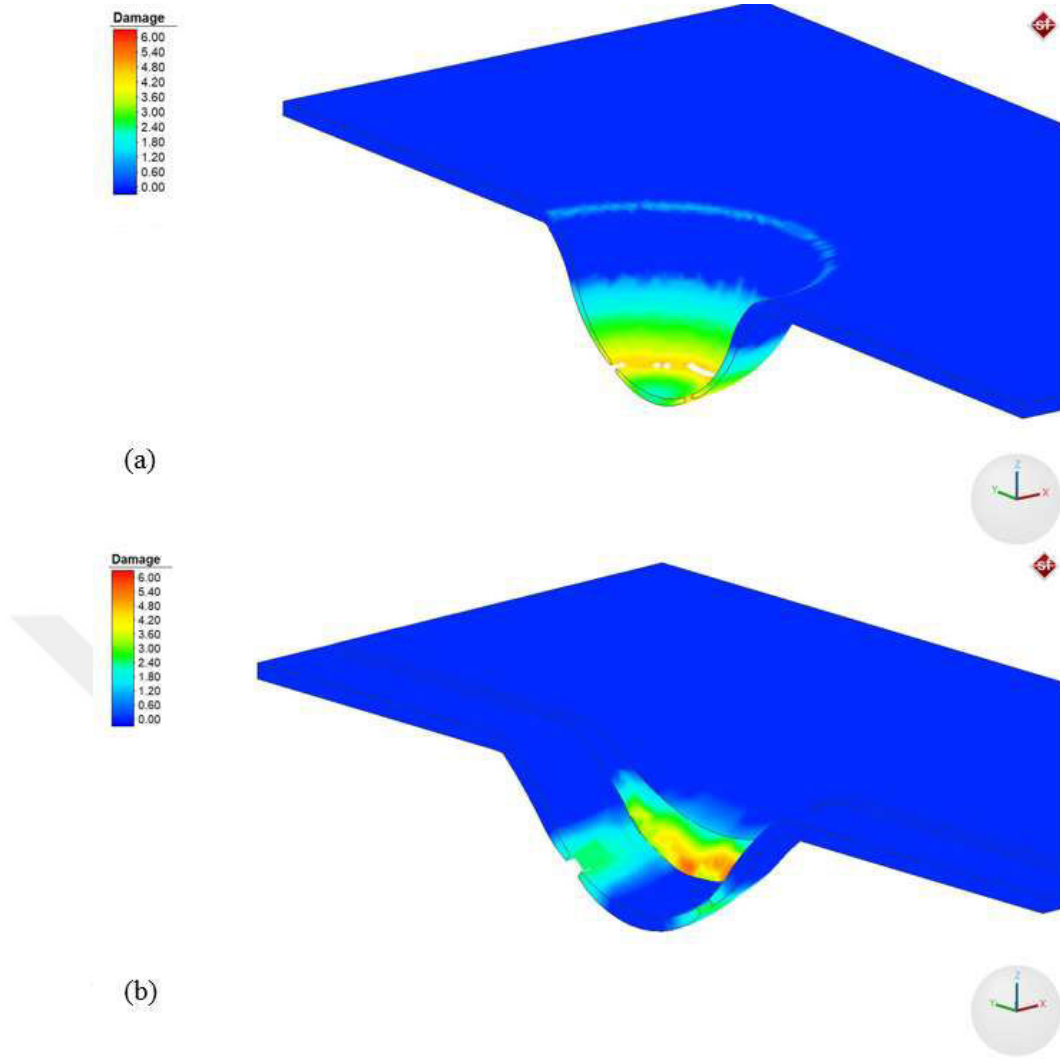
Şekil 3.65(a)-(b) incelendiğinde hesaplamalı çalışmalarda deneysel çalışmalara benzer şekilde SKP sonrasında Erichsen indeks değerindeki kısmi azalma meydana gelmiştir. SKP öncesi DP 600 sac malzemesinde zımbanın etrafında homojen bir hasar dağılımı söz konusudur (Şekil 3.65(a)). SKP öncesi durumda zımba kuvvetinin etkisiyle zımbanın en yakın komşuluğundaki bölgede pekleşmenin arttığı ve en yüksek plastik gerinim değerlerinin alındığı kısımlarda hasar oluşumları gözlemlenmektedir (Şekil 3.65(a)). SKP uygulanmış DP 600 sac malzemesinde ise en yüksek hasar alınan kısım deneysel çalışmalarda da olduğu üzere KB bölgesidir. ITAB bölgesinde de hasara yatkınlık söz konusudur. Benzer sonuçlara deneysel çalışmalarda da rastlanılmıştır (Şekil 3.65(b)). Nitekim bu durum KB’nin SKP işleminden sonra yapısal olarak değişen martenzitik yoğunluğunun daha gevrek ve hasara yatkın olma durumunu destekler niteliktedir. ITAB’da gelişen hasar durumu

da SKP'nin etkisiyle sacın hem yapısal hem de mekanik anizotropi özelliklerinden kaynaklandığı düşünülmektedir (Çizelge 3.8).

Deneysel Erichsen testlerinde elde edilen çatlaklara benzer karakteristiklerdeki hasarların hesaplamalı çalışmalarda elde edildiği görülmektedir (Şekil 3.65(a)-(b)). Hasarın en yüksek olduğu kısımlarda eleman yaklaşımı kullanılarak hasar eşiğine ulaşan elemanların silinmesi ile deneysel Erichsen numunelerin görsellerinde oluşan çatlak yapısına benzer görseller elde edilmiştir. (Şekil 3.59-Şekil 3.60). SKP öncesi DP 600 sac malzemesinde çatlaklar hilal şeklindeki iken SKP uygulanmış DP 600 sac malzemesinde hasar almış kısmı daha lokal ve kısa çatlaklar şeklindedir (Şekil 3.58). Çatlak morfolojilerinin deneysel çalışmalarda elde edilen çatlaklara benzer şekilde elde edildiği söylenebilir (Şekil 3.65(a)-(b)). Bu durum hesaplamalı çalışmalarda malzeme özelliklerinin ve proses girdilerinin doğru tanımlanabildiğini/hassasiyeti yüksek şekilde aktarılabilirdiğini göstermektedir. Şekil 3.65(b)'de Şekil 3.65(a)'dan daha yüksek bir hasar oranı söz konusudur. Bu farklılık SKP uygulanan numunede çatlığa yatkınlığın artmış olması ve özellikle ITAB bölgelerinin geçiş bölgesi oluşturmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Çatlak oluşumu ve gelişimi açısından deneysel çalışmalarda da hesaplamalı çalışmalara benzer sonuçlar elde edildiği görülmektedir (Şekil 3.65(a)-(b)).

SKP öncesi ve SKP sonrası DP 600 sacında hasar dağılımlarında; SKP öncesi DP 600 sac malzemesinde dağılımın SKP sonrası duruma oranla daha homojen olduğu gözlemlenmektedir (Şekil 3.65(a)-(b)).

En yüksek deformasyonun elde edildiği kısımlar zımba kuvvetinin iletildiği temas bölgelerinde olduğu belirgindir. SKP sonrası gevrekleşen numune içyapısı SKP öncesi durumdaki kadar incelleme seviyelerine ulaşmadan hasara uğrama eğiliminde olduğu gözlemlenmektedir (Şekil 3.65(b)). Bazı durumlarda ITAB'larda hasar KB'den önce olduğu gözlemlenmiştir. SKP sonrası KB'nin kuvvet altında şekil değiştirme özelliği kısmen azalırken, ITAB'da ısının etkisi ile büyüyen ferrit ve eser martenzit kalıntılarıyla şekil alma kabiliyeti artabilmektedir. Böylelikle SKP sonrasında hem hasarın hem de incelleme dağılımlarında homojenliğin bozulabildiği söylenebilir (Şekil 3.65(b)).



Şekil 3.65 : DP 600 sac malzemesine a) SKP öncesi b) SKP sonrasında uygulanan Erichsen testleri sonucundaki hasar değerleri.

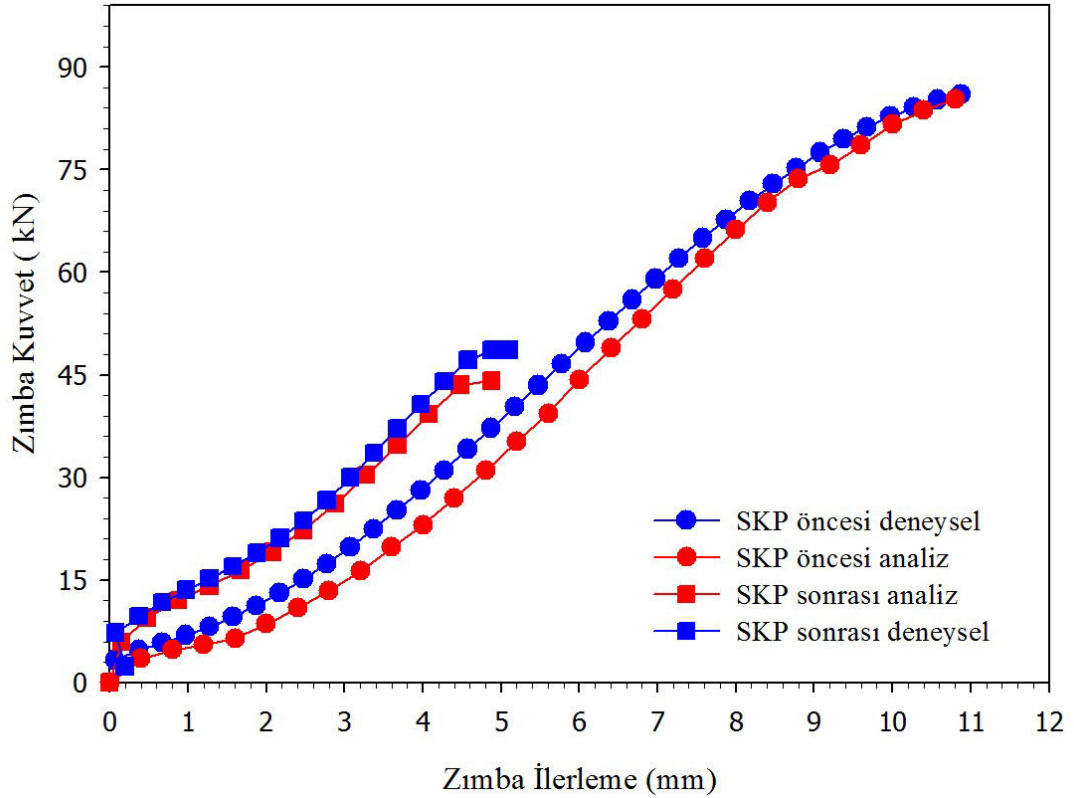
TRIP 780 sac malzemesi

SKP öncesi ve 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s ilerleme hızı kullanılarak SKP uygulanmış TRIP 780 sac malzemesinin deneysel ve hesaplamalı Erichsen testlerinden elde edilen kuvvet (F)-zımba ilerleme (X) eğrileri Şekil 3.66'de gösterilmiştir.

Şekil 3.66'dan anlaşılacağı üzere, deneysel Erichsen testleri sırasında elde edilen F-X diyagramları karşılaştırıldığında hesaplamalı çalışmalar ile benzer eğriler elde edildiği görülmektedir. Sonuçlar incelendiğinde SKP öncesi TRIP 780 sac malzemesi için Erichsen indeksi hem deneysel çalışmalar ve hem de hesaplamalı çalışmalardaki değerler ile yaklaşık değerler elde edilmiştir. Deneysel ve hesaplamalı veriler karşılaştırıldığında zımba kuvvetinde $\pm 0,8$ kN Erichsen indeksinde $\pm 0,3$ mm sapma gözlemlenmiştir. Sonlu elemanlar yönteminde söz konusu olan sapmanın kabul edilebilir seviyelerde olduğu söylenebilir.

Şekil 3.66 incelendiğinde, SKP sonrasında değişen malzeme özellikleri hesaplamalı çalışmalara da aktarılmış böylelikle SKP'nin etkisi hesaplamalı çalışmalarda da belirgin olarak gözlemlenmiştir. SKP sonrasında aynı zımba ilerleme kademesinde aynı çökmenin elde edilmesi için zımbaya uygulanması gereken kuvvetin SKP sonrasında belli oranda artış sergilediği hesaplamalı çalışmada da oldukça belirgindir (Şekil 3.66).

SKP sonrası TRIP 780 sac malzemesinin F-X diyagramında hesaplamalı çalışmalarda kuvvetin deneysel çalışmalara oranla düşük çıktığı belirgindir. Bu farkın hesaplamalı çalışmalarda bölgesel olarak farklı özellikler içeren KB ve ITAB bölgelerinin malzeme özelliklerinin SKP sonrası bölgelere bölünerek tanımlanan sac numunede bölgeler arasındaki temas yüzeylerinden kaynaklandığı düşünülmektedir (Şekil 3.66). Deneysel ve hesaplamalı çalışma sonuçlarında TRIP 780 sac malzemesi için Erichsen indekslerinin birbirine yakın değerler elde edilmesi dikkat çekmektedir. Özetle Erichsen indeksi ve zımba kuvvetleri açısından hesaplamalı çalışmalarda da deneysel çalışmalara benzer sonuçlar elde edildiği görülmektedir (Şekil 3.66)- (Şekil 3.61).



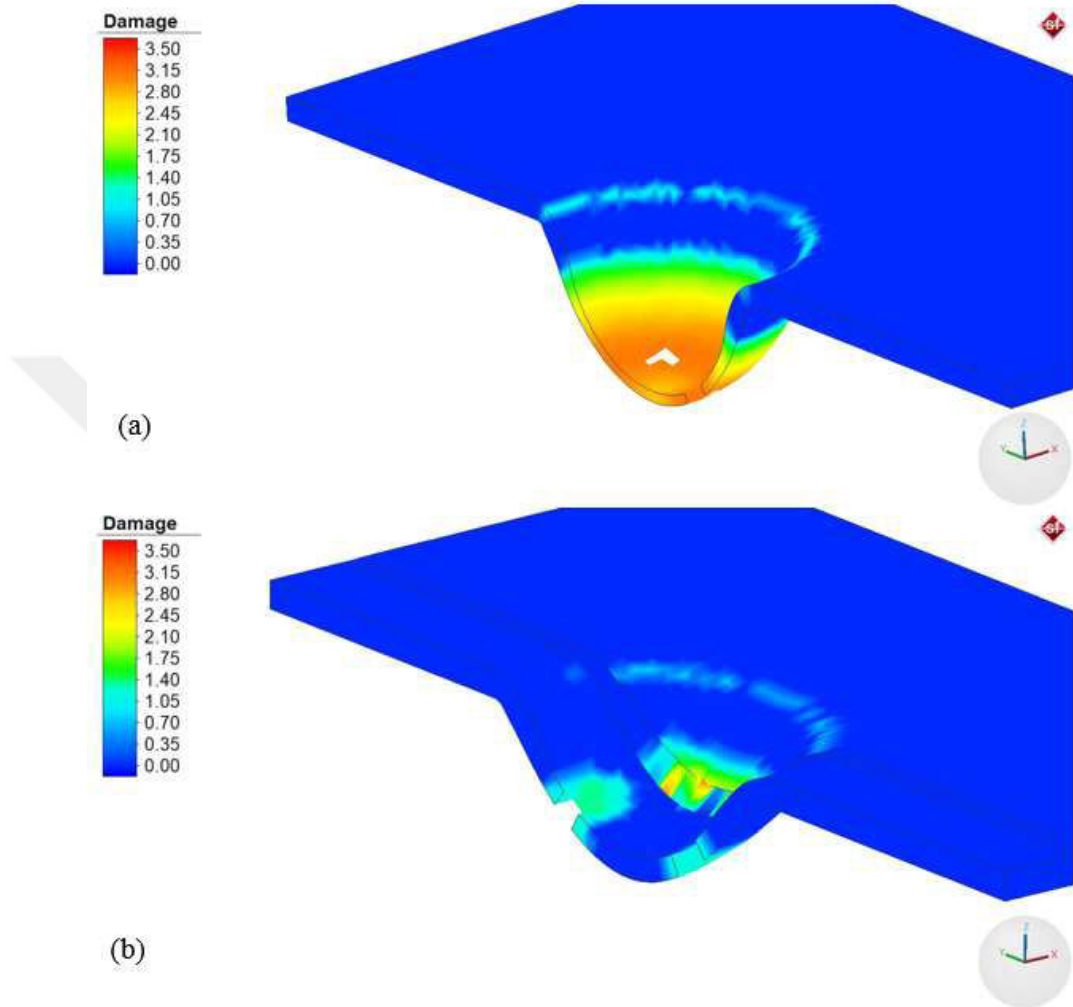
Şekil 3.66 : TRIP 780 sac malzemesi SKP öncesi ve SKP sonrasında uygulanan Erichsen testlerinin deneysel ve hesaplamalı çalışmalarda elde edilen kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri.

Hesaplamalı Erichsen testleri sırasında işlemsiz TRIP 780 sac malzemesinde $B=2.90$, SKP uygulanmış TRIP 780 sac malzemesinde ise $B= 2.80$ olarak alınarak aşağıdaki hasar dağılımları elde edilmiştir (Şekil 3.67(a)-(b)) (Eşitlik 3.8).

Şekil 3.67(a)-(b) incelendiğinde hesaplamalı çalışmalarda deneysel çalışmalara benzer şekilde SKP sonrasında Erichsen indeks değerindeki kısmi azalma gözlemlenmektedir. Hasar dağılımı incelendiğinde SKP öncesi DP 600 sac malzemesinde zımbanın etrafında homojen bir dağılım söz konusudur (Şekil 3.67(a)). İşlemsiz durumda zımba kuvvetinin etkisiyle zımbanın en yakın komşuluğundaki bölgede pekleşmenin arttığı ve en yüksek plastik gerinim değerlerini aldığından bu bölgede hasar oluşumları gözlemlenmektedir (Şekil 3.67(a)). SKP uygulanmış TRIP 780 sac malzemesinde ise en yüksek hasar alınan kısım deneysel çalışmalarda da olduğu üzere KB bölgesidir. Nitekim KB'nin SKP işleminden sonra yapısal olarak değişen martenzitik yoğunluğunun daha gevrek ve hasara yatkın olma durumunu destekler niteliktedir.

Deneysel Erichsen testlerinde elde edilen çatlaklara benzer karakteristiklerdeki hasarların hesaplamalı çalışmalarda elde edildiği görülmektedir (Şekil 3.67(a)-(b)). Hasarın en yüksek olduğu kısımlarda eleman yaklaşımı kullanılarak hasar eşiğine ulaşan elemanların silinmesi ile deneysel Erichsen numunelerin görsellerinde oluşan çatlak yapısına benzer görseller elde edilmiştir. (Şekil 3.60-Şekil 3.61). SKP öncesi TRIP 780 sac malzemesinde çatlaklar uzun şerit şeklinde iken SKP uygulanmış TRIP 780 sac malzemesinde hasar almış kısmı daha gevrek kopma sergileyen çatlaklar şeklindedir. Çatlak morfolojilerinin deneysel çalışmalarda elde edilen çatlaklara benzer şekilde elde edildiği söylenebilir (Şekil 3.67(a)-(b)). Bu durum hesaplamalı çalışmalarda malzeme özelliklerinin ve proses girdilerinin doğru tanımlanabildiğini/hassasiyeti yüksek şekilde aktarılabildiğini göstermektedir. Şekil 3.67(b)'de Şekil 3.67(a)'dan daha yüksek bir hasar oranı söz konusudur. Bu farklılık SKP uygulanan numunede çatlığa yatkınlığın artmış olması ve özellikle ITAB bölgelerinin geçiş bölgesi oluşturmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Çatlak oluşumu ve gelişimi açısından deneysel çalışmalarda da hesaplamalı çalışmalara benzer sonuçlar elde edildiği görülmektedir (Şekil 3.67(a)-(b)).

SKP öncesi ve SKP sonrası TRIP 780 sacında hasar dağılımlarında; SKP öncesi DP 600 sac malzemesinde incelmanın SKP sonrası duruma oranla daha homojen olduğu gözlemlenmektedir (Şekil 3.65(a)-(b)). SKP sonrasında ani kopmanın meydana geldiği görülmektedir. Bu durum gevrek bir KB'nin varlığına işaretidir denilebilir.



Şekil 3.67 : TRIP 780 sac malzemesine a) SKP öncesi b) SKP sonrasında uygulanan Erichsen testleri sonucundaki hasar değerleri.

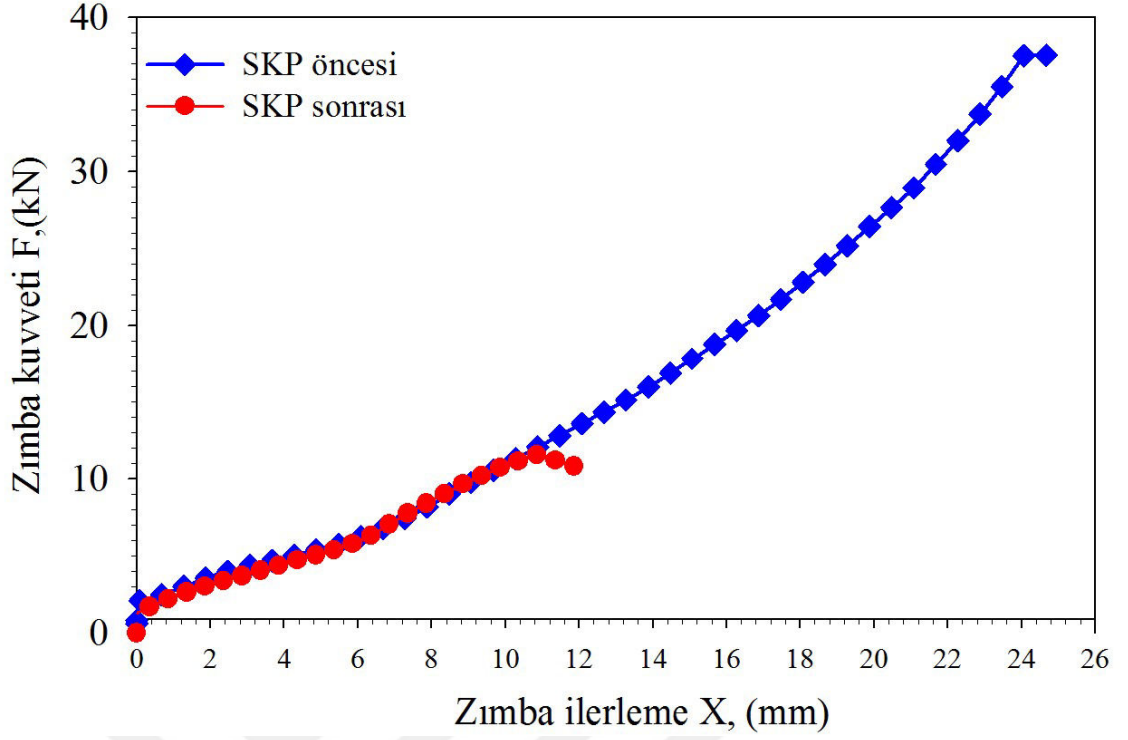
3.3.4.3 Delik genişletme deneylerinden elde edilen bulgular

DP 600 sac malzemesi

SKP öncesi ve SKP uygulanmış durumdaki DP 600 sac malzemesinin delik genişletme testlerinden elde edilen kuvvet (F)-zımba ilerleme (X) eğrileri Şekil 3.68'de gösterilmiştir. DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında sergilediği %DG oranı Çizelge 3.12'da, test edilen numunelerin deney sonrasındaki fotoğrafları ise, Şekil 3.69'da verilmiştir.

Çizelge 3.12 incelendiğinde, SKP öncesi DP 600 sac malzemesinin %143 mertebelerine yakın bir %DG oranı sergilediği dikkati çekmektedir. DP 600 sac malzemesi uygulanan SKP sonrasında ise, %DG oranının önemli oranda azalma sergileyerek %23 seviyelerinde değer aldığı anlaşılmaktadır. SKP uygulanmış numunenin %DG numunesinin fotoğrafı incelendiğinde ise, deneyler sırasında ortaya çıkan çatlak SKP doğrultusu ile düşük bir açısal fark ile ilerlediği görülmektedir (Şekil 3.69(b)).

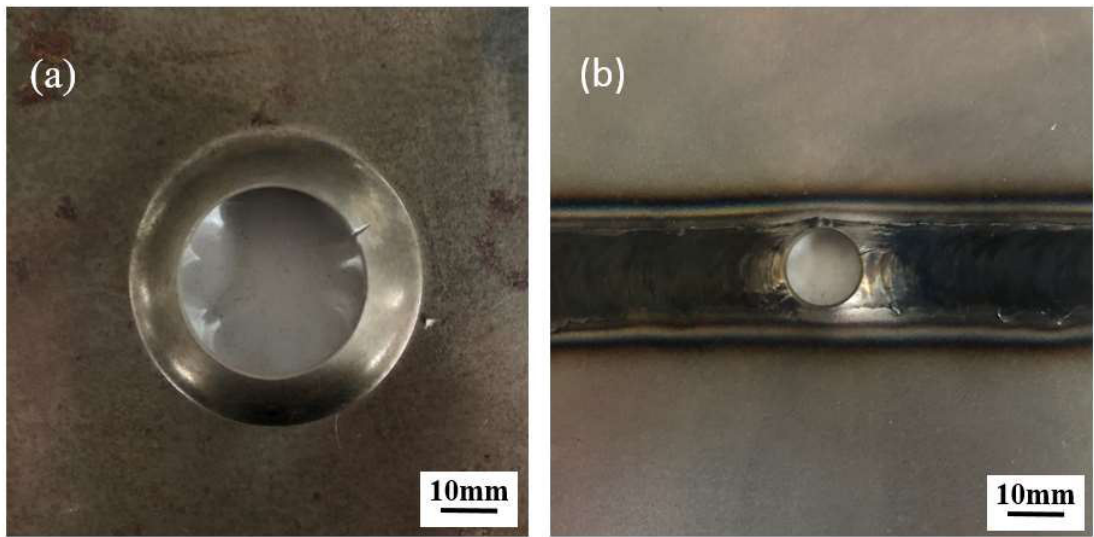
Şekil 3.68’de verilen F-X diyagramlarında, SKP sonrasında elde edilen eğrilerin SKP öncesi durum ile karşılaştırıldığında az da olsa daha yüksek kuvvet seviyelerinden seyrettiği, sonrasında ise, çok düşük zımba ilerlemeleri sonrasında eğri eğiminin azalma eğilimine girdiği görülmektedir. Benzer yaklaşımla, bu davranışın SKP sonrasında KB’nin çatlak oluşturma ve ilerletme davranışının diğer bölgelere göre çok daha yüksek olmasından kaynaklanmış olduğu anlaşılmaktadır. Nitekim DP 600 sac malzemesine uygulanan SKP işlemleri sonrasında sertlik ve mukavemet artışının görüldüğü bölgenin çapının yaklaşık 11 mm seviyelerinde elde edildiği, ilgili sertlik eğrilerinden anlaşılmaktadır (Şekil 3.52). Bu durum, SKP bölgesinde oluşturulan 10 mm çaplı ilk deliğin çeperinde büyük oranda yüksek mukavemetli KB bölgelerinin var olmasına neden olmaktadır. Dolayısı ile, delik çeperindeki kırılma yatkınlığı durumu açısından birbiri ile kıyaslanabilir mertebede oldukları söylenebilir.



Şekil 3.68 : DP 600 sac malzemesi SKP öncesi ve 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de SKP işlemi sonrasında uygulanan delik genişletme testleri sonucunda elde edilen kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri.

Çizelge 3.12 : DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında uygulanan delik genişletme testlerinden elde edilen delik genişletme katsayıları.

DP 600	Delik Genişletme Katsayısı (%)
SKP öncesi	143,3 ± 2,2
SKP sonrası	23,9 ± 5,2



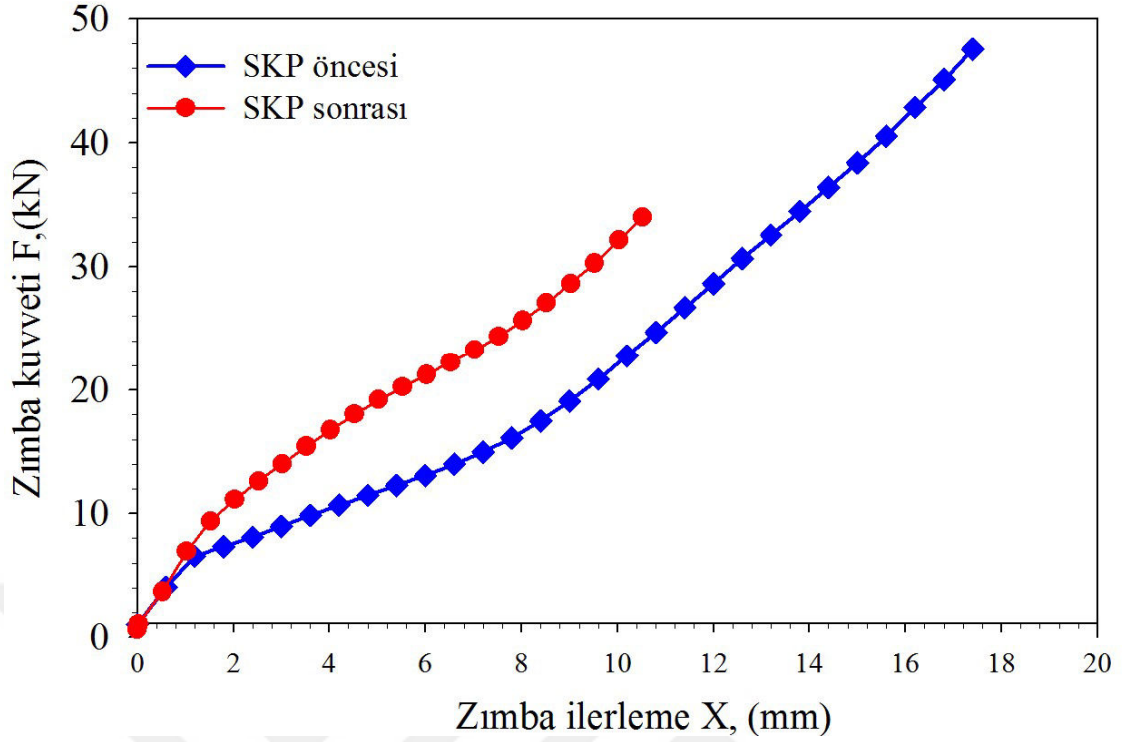
Şekil 3.69 : DP 600 sac malzemesinin a) SKP öncesi b) SKP sonrasında delik genişletme testleri gerçekleştirilen numune görselleri.

TRIP 780 sac malzemesi

SKP öncesi ve SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 sac malzemesinin delik genişletme testlerinden elde edilen kuvvet (F)-zımba ilerleme (X) eğrileri Şekil 3.70'de gösterilmiştir. TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesi ve SKP sonrasında sergilediği %DG oranı Çizelge 3.13'de test edilen numunelerin deney sonrasındaki fotoğrafları ise, Şekil 3.71'de verilmiştir.

Çizelge 3.13 incelendiğinde, SKP öncesi TRIP 780 sac malzemesinin %96 mertebelerine yakın bir %DG sergilediği dikkati çekmektedir. TRIP 780 sac malzemesine uygulanan SKP sonrasında ise, DG oranının önemli oranda azalma sergileyerek %25 seviyelerinde değer aldığı anlaşılmaktadır. SKP uygulanmış DG numunesinin fotoğrafı incelendiğinde ise, deneyler sırasında ortaya çıkan çatlakın SKP doğrultuna dik yönde oluştuğu dikkati çekmektedir. Bununla birlikte, ikincil bir çatlakın SKP doğrultusunda ilerlediği de görülmektedir (Şekil 3.71(b)).

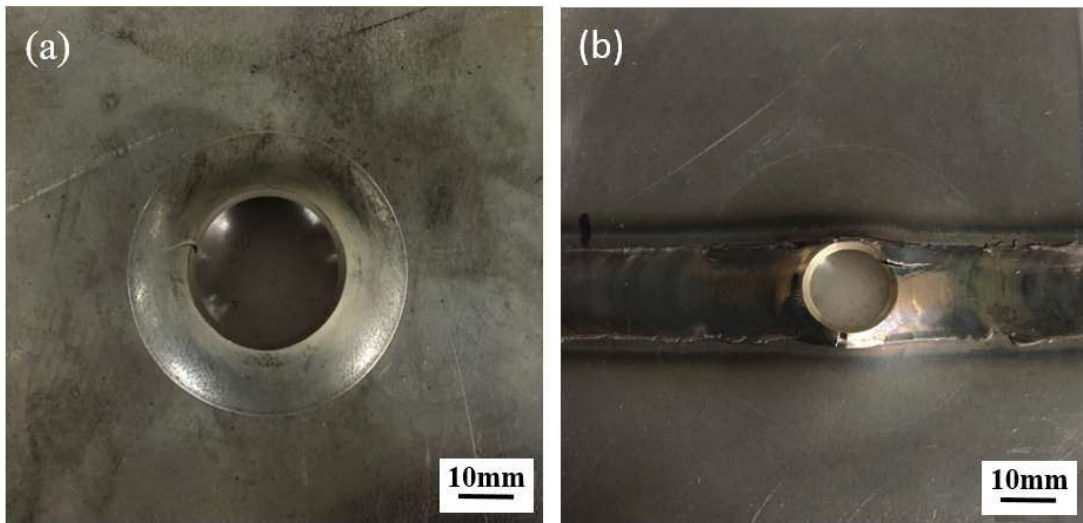
Şekil 3.70'de verilen F-X diyagramlarında, SKP sonrasında elde edilen eğrilerin işlemsiz durum ile karşılaştırıldığında belirgin olarak daha yüksek kuvvet seviyelerinden seyrettiği, sonrasında ise, eğri eğiminin azalma eğilimine girdiği görülmektedir. TRIP 780 sac malzemesine uygulanan SKP işlemleri sonrasında sertlik ve mukavemet artışının görüldüğü bölgenin çapı yaklaşık 13mm seviyelerinde elde edilmektedir (Şekil 3.53). Bu nedenle, SKP bölgesinde oluşturulan 10 mm çaplı ilk deliğin çeperinde büyük oranda yüksek mukavemetli KB bölgesi bulunmaktadır. Bu durum, TRIP 780 sac malzemesinin SKP uygulanmış durumda DG testlerinde ölçülen kuvvet değerlerinin de belirgin olarak artmasına neden olmaktadır (Şekil 3.70). Bu durum ayrıca, delik çeperindeki kırılma yatkınlığı durumu açısından birbiri ile kıyaslanabilir mertebede olduğunu ifade etmektedir. Ancak, deliği çevresindeki içyapının yüksek oranda martenzit fazından oluşuyor olması söz konusu çeliğin nispeten yüksek kalınlık değerine sahip olmasına rağmen, DG testinde sergilediği zımba ilerlemesinin de sınırlı seviyede kalmasına neden olmaktadır. Bu durumun, yapıdaki martenzit fazı yoğunluğunun artmasına bağlı olarak malzemenin gevrekliğinin artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. SKP sonrasında meydana gelen çatlak yönlerinin, söz konusu çeliğin SKP sonrasında sergilediği mekanik davranışların yöne bağımlı olmasından kaynaklanmış olduğu söylenebilir.



Şekil 3.70 : TRIP 780 sac malzemesi SKP öncesi ve 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de SKP işlemi sonrasında uygulanan delik genişletme testleri sonucunda elde edilen kuvvet (F) – zımba ilerleme (X) eğrileri.

Çizelge 3.13 : TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında uygulanan delik genişletme testlerinden elde edilen delik genişletme katsayıları.

TRIP 780	Delik Genişletme Katsayısı (%)
SKP öncesi	96,3 ± 4,2
SKP sonrası	25,2 ± 10,4



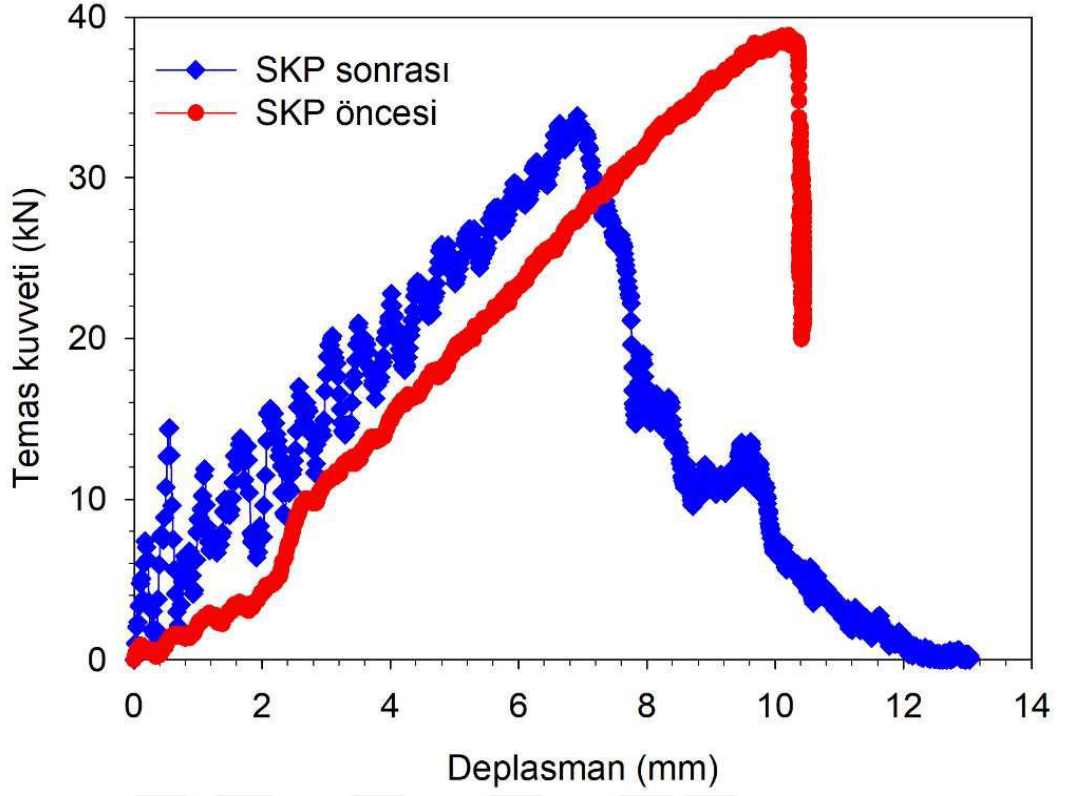
Şekil 3.71 : TRIP 780 sac malzemesinin a) SKP öncesi b) SKP sonrasında delik genişletme testleri gerçekleştirilen numune görselleri.

3.3.5 Darbe elde edilen bulgular

3.3.5.1 DP 600 sac malzemesi

SKP öncesi ve SKP uygulanmış durumdaki DP 600 sac malzemesinin darbe deneyinden elde edilen kuvvet (F)-deplasman (X) eğrileri Şekil 3.72’de verilmiştir. Test edilen numunelerin deney sonrasındaki fotoğrafları ise, Şekil 3.73’de gösterilmiştir. Darbe testleri sırasında numunelerin absorbe ettikleri enerji değerleri, Şekil 3.72’de gösterilen eğrilerin altında kalan alanlar hesaplanarak Çizelge 3.14’de verilmiştir.

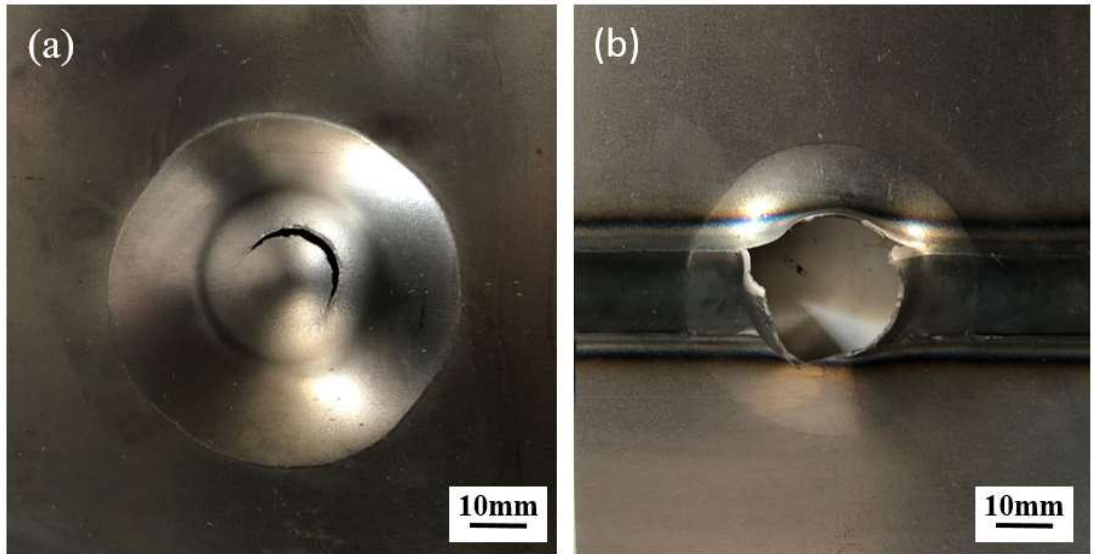
SKP öncesi durumdaki DP 600 sac malzemesine 5 mm/s hızla çarptırılan küresel uçlu zımbaya etki eden kuvvetin artan deplasman ile sürekli olarak artış eğilimi sergileyerek yaklaşık 38,3 kN’lik pik değere ulaştığı görülmektedir. Bu değer sonrasında ise numunede ortaya çıkan çatlaklara bağlı olarak keskin şekilde azalma ortaya çıkmaktadır. Bu kapsamdaki enerji transferi altında ise, küresel uçlu zımba yaklaşık 10,5 mm’lik deplasmana ulaşmaktadır. DP 600 sac malzemesine uygulanan SKP sonrasında aynı zımba deplasmanında numunenin sergilediği kuvvet değerinde artış meydana gelmektedir. Bu artış nedeniyle, SKP uygulanmış durumdaki DP 600 sac malzemesinin darbe deneylerinden elde edilen F-X eğrisinin işlemsiz duruma göre daha yüksek kuvvet değerlerinden seyrettiği Şekil 3.71’den anlaşılmaktadır. Ancak, SKP sonrasında elde edilen en yüksek zımba kuvvetinin, SKP öncesi durumla karşılaştırıldığında bir miktar azalma sergileyerek 32,3 kN değerini aldığı görülmektedir (Çizelge 3.14). Bu pik kuvvet değerine ulaşıldıktan sonra meydana gelen boyun verme ve çatlak oluşumu ile kuvvet değerlerinin azalma eğilimine girdiği, ancak bu eğilimin, işlemsiz durumda olduğu gibi keskin karakterde gelişmemektedir. İfade edilen F-X karakteristiği altında gerçekleşen darbe yüklemeleri için işlemsiz durumda harcanan enerji değeri, 203 J büyüklüğünde iken, bu değer uygulanan SKP sonrasında 182 J değerine düşmektedir.



Şekil 3.72 : DP 600 sac malzemesi SKP öncesi ve 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de SKP işlemi sonrasında uygulanan darbe testleri sonrasında elde edilen kuvvet (F)–deplasman (mm) eğrileri.

Çizelge 3.14 : DP 600 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında uygulanan darbe testlerinde elde edilen en yüksek temas kuvveti ve absorbe edilen enerji miktarları.

DP 600	Temas kuvveti (kN)	Absorbe edilen enerji (J)
SKP öncesi	$38.3 \pm 1,1$	203 ± 12
SKP sonrası	$32.6 \pm 0,8$	182 ± 19

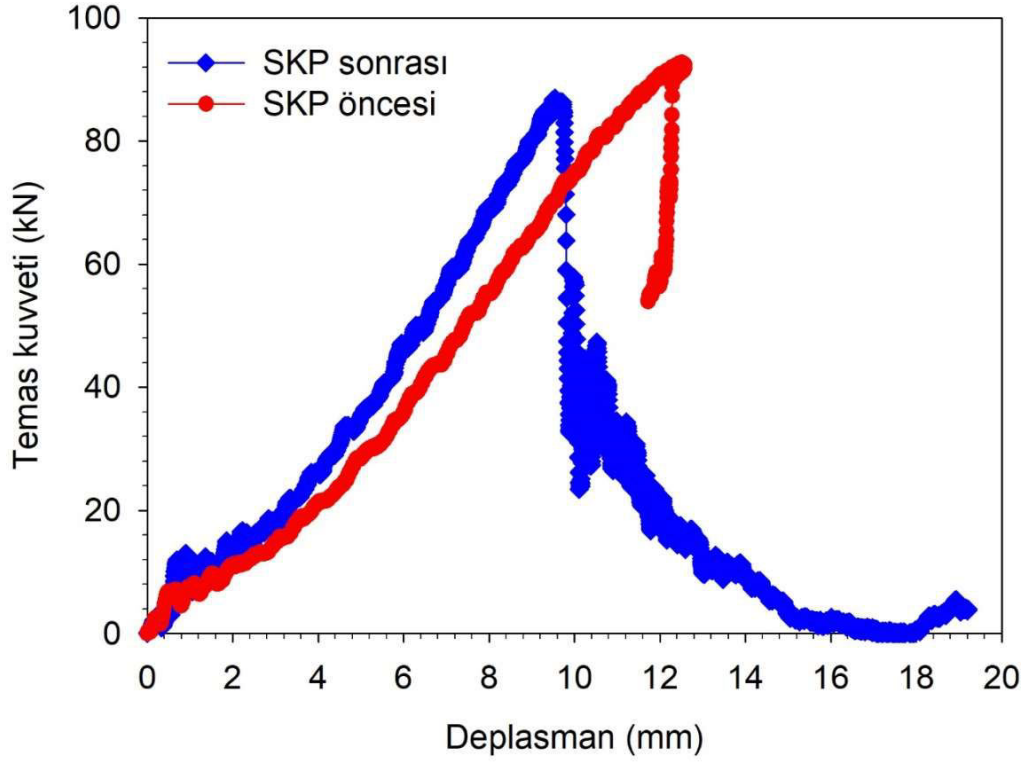


Şekil 3.73 : DP 600 sac malzemesinin a) SKP öncesi b) SKP sonrasında darbe testleri gerçekleştirilen numune görselleri.

3.3.5.2 TRIP 780 sac malzemesi

SKP öncesi ve 1000 d/d'da ve 1,3 mm/s'de SKP uygulanmış TRIP 780 sac malzemesinin darbe deneyinden elde edilen kuvvet (F)-deplasman (X) eğrileri Şekil 3.74'de verilmiştir. Test edilen numunelerin deney sonrasındaki fotoğrafları ise, Şekil 3.75'te gösterilmiştir. Darbe testlerinde numunelerin absorbe ettikleri enerji değerleri, Şekil 3.74'de gösterilen eğrilerin altında kalan alanlar hesaplanarak elde edilen absorbe edilen enerji değerleri Çizelge 3.15'da verilmiştir.

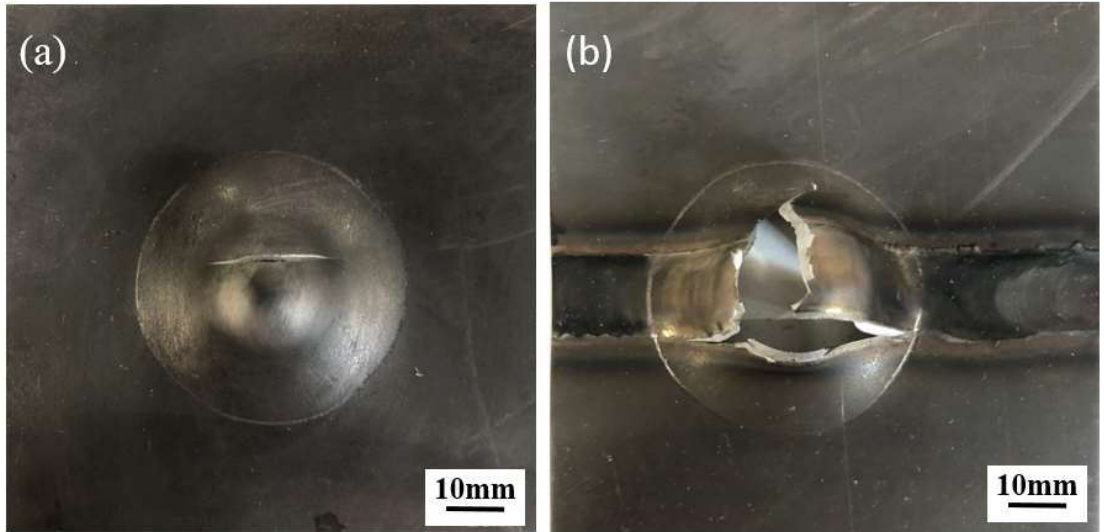
SKP öncesi durumdaki TRIP 780 sac malzemesine 5 mm/s hızla çarptırılan küresel uçlu zımbaya etki eden kuvvetin artan deplasman ile sürekli olarak artış eğilimi sergileyerek yaklaşık 93,3 kN'luk pik değere ulaştığı görülmektedir. Bu değer sonrasında ise numunede ortaya çıkan çatlaklara bağlı olarak keskin şekilde azalma ortaya çıkmaktadır. Bu kapsamdaki enerji transferi altında ise, küresel uçlu zımba yaklaşık 13 mm'lik deplasmana ulaşmaktadır. TRIP 780 sac malzemesine uygulanan SKP sonrasında aynı zımba deplasmanında seviyesinde zımbaya etki eden kuvvet değerinde artış meydana gelmektedir. Bu artış nedeniyle, SKP uygulanmış durumdaki TRIP 780 sac malzemesinin darbe deneylerinden elde edilen F-X eğrisinin SKP öncesi duruma göre daha yüksek kuvvet değerlerinden seyrettiği Şekil 3.74'den anlaşılmaktadır. Ancak, SKP sonrasında elde edilen en yüksek zımba kuvvetinin, SKP öncesi durumla karşılaştırıldığından bir miktar azalma sergileyerek 85,5 kN değerini aldığı görülmektedir (Çizelge 3.15). Bu pik kuvvet değerine ulaşıldıktan sonra meydana gelen boyun verme ve çatlak oluşumu ile kuvvet değerlerinin azalma eğilimine girdiği, ancak bu eğilimin, SKP öncesinde olduğu gibi keskin karakterde olmadığı dikkati çekmektedir. İfade edilen F-X karakteristiği altında gerçekleşen darbe yüklemeleri için SKP öncesi durumda harcanan enerji değeri, 520 J büyüklüğünde iken, bu değer uygulanan SKP sonrasında 480 J değerine düşmektedir.



Şekil 3.74 : TRIP 780 sac malzemesi SKP öncesi ve 1000 d/d'da ve 1,6 mm/s'de SKP işlemi sonrasında uygulanan darbe testleri sonrasında elde edilen kuvvet (F)–deplasman (mm) eğrileri.

Çizelge 3.15 : TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesi ve sonrasında uygulanan darbe testlerinde elde edilen en yüksek temas kuvveti ve absorbe edilen enerji miktarları.

TRIP 780	Temas kuvveti (kN)	Absorbe edilen enerji (J)
SKP öncesi	93.3 ± 0,5	520 ± 17
SKP sonrası	85.5 ± 1,8	480 ± 8



Şekil 3.75 : TRIP 780 sac malzemesinin a) SKP öncesi b) SKP sonrasında darbe testleri gerçekleştirilen numune görselleri.

4. TARTIŞMA

4.1 PSP ile İlgili Çalışmalar

Tez çalışmasındaki FB geliştirme yaklaşımları üç temel aşamada ele alınmıştır. İlk aşamada PSP kapsamında FB'nin geliştirilmesi için kalıp tasarımında kullanılacak geometrik parametreler (FB boyutları, kalıp yüzeyinde işlenecek ceplerin geometrileri, soğutma kanalları arası mesafe, sacın soğutma kanallarına uzaklığı, sacın termomekanik özellikleri vb.) incelenmiş ve sonlu elemanlar yöntemiyle hesaplamalı olarak benzetim çalışmaları gerçekleştirilmiştir (Şekil 2.1). İkinci aşamada PSP proses parametreleri (sacın ısıtılma süresi, sacın prese transfer süresi, pres kapanma hızı, soğutma süresi, vb.) deneysel incelemelerden elde edilen sonuçlarla hesaplamalı çalışmalarda elde edilenler karşılaştırmalı olarak incelenmiştir. Son aşamada ise, ilk iki aşamada elde edilen sonuçların optimum değerleri endüstriyel bir kalıp sistemine aktarılarak sonuçların seri imalat şartlarında geçerliliği incelenmiştir (Çizelge 3.1).

4.1.1 Proses parametreleri ve etkileri

PSP soğutma kanallarına sahip, özel tasarlanmış kalıplar kullanılarak hem sıcak şekillendirme hem de su verme sertleştirilmesi ısıtma işlemlerini uygulayarak yüksek mukavemetli otomobil güvenlik parçalarının endüstriyel ölçekte üretilmesini mümkün kılan yüksek teknolojlü bir metal şekillendirme prosesidir. Bu nitelikler göz önünde bulundurulduğunda proses tasarımında PSP ile üretilecek parçaların geometrik, mekanik ve içyapısal özelliklerinin birlikte değerlendirilmesini gerekliliği dikkat çekmektedir. Bu tez çalışmasında, PSP kapsamında sertleştirilmesi istenmeyen bölgeler (FB) için soğutma prosesindeki parametreler kontrol edilmesi hedeflenmiştir. Hedeflenen FB'lerde ısı transferinin kontrol edileceği bölge boyutları küçük olduğundan benzetim çalışmalarında öngörülerin oluşturulması ve geliştirilmesi önemlidir. FB tasarımı gerçekleştirilirken öncelikli sonlu elemanlar yöntemiyle soğutma süresi, geometrideki keskin kenar/köşelerin kontak basınçları, malzemenin ısıtma/soğutma davranışları dikkate alınması önem arz etmektedir [17,

146, 147]. Bu nedenle, hesaplamalı çalışmalarda 22MnB5 malzemesinin termal, mekanik ve faz transformasyona dayalı özelliklerinin sıcaklıkla değişimi dikkate alınmıştır. Sac ve kalıp takımları arasındaki ısı transferi katsayısı ise hem sıcaklığın hem de temas basıncına bağlı bir fonksiyonu olarak dikkate alınmıştır. Bu durum, proses ve kalıp tasarımında veya malzemede yapılacak değişimlerin PSP sonuçları üzerindeki etkilerinin belirlenmesi için malzemenin sıcaklık-zaman değişkenli ısıl - mekanik özellikleri, deneysel metotlarla (akış eğrileri çekme testleri ile farklı sıcaklıklar, farklı soğuma oranları ve değişken şekil değiştirme hızları ile birlikte) elde edilerek hesaplamalı modele aktarılması gerekliliğini ortaya koymaktadır. [4, 147-149]. Söz konusu malzeme tanımlarının yapılması ile, FB geliştirme kapsamında değerlendirilen geometrik parametreler ile, proses parametreleri arasındaki ilişkiler tanımlanıp, kontrol edilerek belirlenmiştir.

Yukarıda açıklanan parametrelerin kontrolünde ısı transferi üzerindeki en önemli değişkenler olan soğutma kanallarının kalıp yüzeyine olan mesafesi (X1), FB genişliği (D1) ve kalıbın kapalı (tam temas halinde) tutulduğu soğutma süresi (8 s/11 s) olarak tanımlanabilir. Soğutma kanallarının kalıp yüzeyine olan mesafelerin etkisi değerlendirildiğinde genel olarak, söz konusu parametrenin aldığı azalan değerler ile birlikte tam martenzitik dönüşümün elde edilmesi için gerekli sürenin önemli oranda azaldığı ve buna bağlı olarak da birim zamanda üretilecek parça sayısının artırılmasının sağlanabildiği önceki çalışmalarda gösterilmiştir [4, 15, 150]. Benzer şekilde literatürdeki çalışmalardan, tersi durumun kalıp çeliklerinin ısı yük altında yorulmasına, hem de parça başına harcanan zaman/enerjinin artmasına sebep olduğu gösterilmiştir [139, 151, 152]. Ancak soğutma kanallarının hem yüksek iç basınç altında çalışıyor olması hem de şekillendirme kuvvetlerine maruz kalmaları yüzeye yaklaştırılmalarını sınırlandıran önemli bir kısıt oluşturmaktadır [15, 153]. Bu durumlar göz önünde bulundurulduğunda, endüstriyel PSP kalıplarının soğutma kanallarının yüzeye olan mesafesinin en uygun 8-10 mm aralığında olması gerektiği gösterilmiştir [4, 9, 154]. Bu nedenle, literatürdeki çalışmalarda da değerlendirildiği gibi, kalıbın yapısal güvenliği ve faz dönüşümleri üzerindeki etkileri göz önünde bulundurularak soğutma kanallarının yüzeye olan mesafesinin 8 mm olarak seçilmesinin uygun olacağı sonucuna ulaşılmaktadır. PSP kalıplarının FB içermek üzere geliştirilmesi durumunda, soğutma kanallarının yüzeye olan mesafesinin etkileri de benzer eğilim sergilediği gözlemlenmiştir. Bu sebeple 8 mm soğutma

kanallarının yüzeye uzaklık mesafesi kullanılarak FB geliştirme çalışmaları sürdürülmüştür. Tez çalışmasında ele alınan $X_1 = 8$ mm, $X_1 = 12$ mm ve $X_1 = 16$ mm değerlerinde en dar FB genişliği/çapı 8 mm'den büyük değerlerde elde edilmektedir (Şekil 3.6). $X_1 = 8$ mm'den daha küçük FB boyutlarında ise, X_1 parametresinden bağımsız olarak martenzitik dönüşümün başladığı görülmektedir. Bu durum soğuma süresi sabit tutulurken, FB'lerin hem içyapısal hem de geometrik özelliklerinin belirlenmesinde FB için oluşturulan cep genişliği/çapının daha etkili olduğu sonucunu ortaya koymaktadır. Yukarıda ifade edildiği gibi, geliştirilen yaklaşım ile üretilebilecek en küçük FB çapı/genişliğinin en az 5 mm (yaklaşık) boyutlarında olduğu belirtilebilir (Çizelge 3.1). FB'lerin çapı/genişliği kalıp yüzeyinde oluşturulan ceplerin çapından/genişliğinden soğutma sürelerine bağlı olarak daha küçük (8 s-11 s soğutma süresi) veya daha büyük (5 s soğutma süresi) olarak elde edilebildiği gözlemlenmiştir (Şekil 3.16-Şekil 3.18). Elde edilen FB'nin kalıp yüzeyine işlenen ceplerden büyük olması durumu; FB'lerde kalıp yüzeyi ile sac malzeme arasındaki temas kesilerek ısı transferi engellenmeye çalışılsa bile, SB/FB sınırında bulunan bölgelerin kritik soğuma hızından daha yüksek oranda soğuyarak martenzitik dönüşüme uğramasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Diğer yandan elde edilen FB'nin kalıp yüzeyine işlenen ceplerden küçük olması durumunda ise; FB'lerde soğutma süresinin kalıp yüzeyi ile sac malzeme arasındaki ısı transferinin martenzitik dönüşümüne izin vermeyecek kadar kısa olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Bu etkiler, kalıp yüzeyine işlenen 8 mm'den büyük 18 mm'den küçük değerlerdeki FB ceplerinde görülebilmektedir (Eşitlik 3.6). Soğutma süresi martenzitik dönüşümün difüzyonsuz bir süreç olması nedeniyle kritik öneme sahiptir. Ayrıca, prosesin endüstriyel aşamada çevrim süresini de etkilediğinden de önemlidir. Genel olarak PSP'nin en temel amacı üretilen parçanın bütününde martenzitik dönüşümün tamamlanmasıdır. Bu durumun gerçekleşmesi için, parça sıcaklığının M_f sıcaklık değerinin altında en az kritik soğuma hızı ile azaltılması gerekmektedir. Bunun için gerekli soğutma süresi endüstriyel kalıplarda parça geometrilere göre 5 s-12 s aralığında uygulanmaktadır [4, 147, 155]. Tez çalışmasında incelenen 5 s-11 s aralığındaki soğutma sürelerinde FB'nin çapı/genişliğinin artan soğuma süresi ile birlikte giderek azalma eğilimi sergilediği görülmektedir. Bu durum, SB/FB ara kesitindeki düşük kalıp yüzey sıcaklıkları neticesinde FB'den SB'ye olan ısı transferi etkisinden kaynaklandığı düşünülmektedir. Soğutma süresinin artan değerleri ile birlikte, bu etki daha da belirgin hale gelerek martenzitik dönüşüme uğrayan

bölgenin SB'den FB merkezine doğru genişlemesine neden olmaktadır. Bu nedenle, FB'nin endüstriyel uygulamalar için anlamlı geometrik özelliklere sahip olabilmesi için soğutma süresi SB'lerdeki sıcaklık düşüşünün martenzitik dönüşümün tamamlanması kriter olarak seçilmesi uygun görülmüştür. Nitekim, bu aşamada FB içerisinde halen ostenit fazında olan bölgeler, kalıptan ayrıldıktan sonra havada soğutulmuş (soğuma hızının kritik soğuma hızından daha düşük olması sağlanarak), sertlik değerlerinin yükselmesi engellenmiştir. Havada soğutma sonrasında martenzitik dönüşümü gerçekleşmediği Şekil 3.30'da verilen çekme deneyleri ve Çizelge 3.3'de verilen sertlik deneyleri sonuçlarından anlaşılmaktadır. Böylelikle kalıp içerisinde ek bir soğutma ısıtma sistemine gerek duymadan, FB'ler geliştirilmiş, bu bölgelerin mekanik özelliklerinin aynı parça üzerinde düzenlenebileceği, çarpışma özelliklerinin/mukavemet özelliklerinin değişken olarak geliştirilebileceği ya da PSP sonrasında kesilip delinecek, hurda kısmında kalabilecek bölgeye uygun bir yöntem olması seçenekleri ile endüstriyel kısımda özetlenmiştir [9, 13, 38].

4.1.2 İyapı özellikleri

PSP işleminde iyapıyı etkileyen en önemli parametre 950 °C seviyelerine ısıtılmış sac malzemenin soğuma hızının kontrol edilmesidir. PSP ile malzemelere göre değişen kritik soğuma hızından yüksek seviyelerdeki hızlı soğuma ile martenzitik, daha düşük seviyelerdeki soğuma oranları ile de ferrit, perlit ve beynit gibi daha düşük mukavemetli fazların oluşturulması mümkün olmaktadır. Fonksiyonlu bölge (FB) geliştirme hedefi de bu sistematığe dayanmaktadır [156-158]. Soğuma süreleri ile ilgili çalışmalar özellikle sonlu elemanlar yönteminde Usibor® 1500 sac malzemesi için analiz programına girilen sürekli soğuma dönüşüm (Continuous cooling transformation; CCT) eğrileri kullanılarak yapısal dönüşümlerin karşılaştırılması suretiyle gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.13-Şekil 3.15).

PSP işlemlerinde FB geliştirmede yapısal dönüşümü etkileyen en kritik parametrenin soğuma süresi/soğuma oranı olduğu gösterilmiştir (Şekil 3.22-Şekil 3.23). Soğuma oranı belli bir değeri aşılarak perlit-ferrit burunları atlandığında, östenit yapı difüzyon mekanizması ile kafes dönüşümü yapmaya zaman bulmadan kafes katlanması olarak tabir edilen dönüşüme uğrayarak hacim merkezli tetragonal yapı martenzite dönüşmektedir [13, 147, 150]. Bu dönüşüm mekanizması PSP'de östenit

fazındaki Usibor® 1500 sac malzemesinin en az 30 °C/s soğutulması neticesinde oluşmaktadır [4, 9]. Martenzitik dönüşüm başlangıç - bitiş sıcaklıkları arasındaki (M_s - M_f) soğuma oranı kritiktir. Değişken soğuma süreleri hem FB boyutunu hem de FB içyapısını etkilemektedir. Soğutma süresinin artması FB genişliğinin daralmasına, soğuma süresinin azalmasına ve FB genişliğinin artmasına neden olmaktadır (Şekil 3.16-Şekil 3.18). Bu durum soğutma süresinin artmasıyla birlikte ısı transfer süresinin kısalmasından dolayı FB'lerin daha hızlı soğumasına kaynaklandığı düşünülmektedir. Nitekim içyapılar incelendiğinde soğuma süresi arttığında FB içyapısında martenzit oranı daha yüksek iken soğuma süresi azaldığında içyapıdaki martenzit oranının da belli oranda azaldığı gözlemlenmektedir (Şekil 3.26-Şekil 3.29). Bu yaklaşımın malzeme, kalınlık, parça tasarımı ve geliştirilecek FB durumuna göre değişkenlik göstereceği söylenebilir [4, 13, 36, 148-150]. Soğuma sürelerine göre içyapıda oluşabilecek faz ve oranlarının elde edilmesiyle ilgili yapılan analizlerden elde edilen sonuçlar, deneysel çalışmalar ile karşılaştırıldığında benzer sonuçlar elde edildiği görülmektedir. Değişen soğuma oranlarına göre yapısal incelemeler değerlendirildiğinde literatür ile benzer sonuçlar elde edildiği söylenebilir [16, 18, 38, 154].

Ostenitleşme sıcaklığına kadar ısıtılan sacın soğutulması esnasında soğuma oranının düşük olması (10-15 °C/s) perlit fazı, orta seviyelerde (15-25 °C/s) beynit fazı, hızlı (30 °C/s ve üzeri) martenzit fazı oluşumuna neden olmaktadır [16, 18, 38, 154]. FB'lerin soğuma oranları incelendiğinde SB'lere nazaran oldukça yavaş olduğu söylenilebilir (Çizelge 3.2). Soğuma oranı azaldıkça M_s sıcaklığında soğumaya başlasa bile M_f sıcaklığına ulaşmadan FB'lerde PSP işlemi sona ermektedir. Dolayısıyla martenzit oluşumu için gerekli ısı şartları/soğuma oranı sağlanamadığından yapıda perlit ve beynit oluşumlarının yanı sıra yer yer martenzitler de gözlemlenebilmektedir (Şekil 3.26-Şekil 3.29). Bu durumun FB'ler içerisinde yapısal özellikler ve dönüşüm ürünü fazlarda bölgesel olarak değişkenlik görüldüğü de söylenebilir. FB sıcaklıkları ölçüldüğünde PSP esnasında merkez sıcaklıklarının FB kenar bölge sıcaklıklarına oranla yüksek olduğu saptanmıştır (Şekil 3.16-Şekil 3.18). Böylelikle FB merkezi ile SB'ye yakın komşu kenarlardaki sertlik dağılımları değişkenlik gösterebilmektedir. Tüm bunlar birlikte değerlendirildiğinde FB içerisindeki çoklu faz oluşumunun bu ısı transferi değişkenliği sebebiyle geliştiği ifade edilebilir.

Diğer yandan PSP sonrası sacın çıkış sıcaklık değerleri de içyapının gelişimi ile ilgili bilgi vermektedir [31]. FB'lerden ölçülen sac çıkış sıcaklığının (450-650 °C) martenzitik dönüşümün başlama sıcaklığından yüksek olması, martenzitik dönüşümün bölge içerisinde kısmen gelişebilmesine neden olabilir. SB'ler ise 90 - 150 °C mertebelerindeki sıcaklık aralığından PSP kalıbından ayrılmakta olduğu bilinmektedir. (Şekil 3.22-Şekil 3.23).

4.1.3 Mekanik özellikler

Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP sonrasında sahip olduğu sertlik değerlerinde SB'de yaklaşık iki kat artış ortaya çıkarken, FB'de nispeten daha düşük oranda bir sertlik artışı meydana gelmektedir (Çizelge 3.3). Nitekim, işlem öncesinde 250 Hv seviyelerinde olan sertlik değeri, SB ve FB'de sırasıyla 495Hv ve 310 Hv değerlerini almaktadır (Çizelge 3.3). Benzer şekilde işlem öncesindeki akma ve çekme dayanımı sırasıyla 320 MPa-560 MPa iken işlem sonrasında SB'de 1115 MPa-1595 MPa FB'de ise 615 MPa-815 MPa değerlerine ulaşmaktadır. İşlem sonrasında meydana gelen elen bu sertlik ve mukavemet farkı, PSP işlemi neticesinde ortaya çıkan mikro yapısal dönüşümlerin mekanik özellikler üzerinde etkilerinden kaynaklandığı söylenebilir [4, 138, 139]. Nitekim, Usibor® 1500 sacının PSP öncesi durumda sahip olduğu ferit-perlit iç yapı, PSP sonrasında martenzitik bir yapıya dönüşmektedir (Şekil 3.26-Şekil 3.29). İşlem sonrasında SB içyapısındaki martenzit fazının hacimsel oranındaki artışın beraberinde sertlik ve mukavemet değerlerinin de belirgin şekilde artmasını beraberinde getirmesi beklenen bir sonuç olarak değerlendirilebilir. [4, 9, 15, 154, 159]. PSP sonrasındaki FB'de ölçülen sertlik ve mukavemet değerlerinin işlem öncesi duruma göre kısmen artış sergilemesi ise, FB'lerin oluşturulması için kalıp yüzeyinde geliştirilen ceplerin ısı transferini büyük oranda bloke eden etkilerinden kaynaklanmış olabilir (Şekil 3.32). Nitekim, PSP'nin klasik halinde belirgin bir temas basıncı altında, sac malzemenin sıcaklığı iletim yolu ile önce kalıba geçmekte, sonrasında ise zorlanmış taşınım yolu ile soğutma suyu ile kalıptan uzaklaştırılmaktadır. FB'lerde ise, kalıp yüzeyi ile sac malzeme arasındaki temas ortadan kaldırılmış durumda olduğundan baskın ısı transfer mekanizması kalıp yüzeyi ile geliştirilen cepler arasındaki doğal taşınımına indirgenmektedir. Bu durum, FB'lerdeki soğuma oranını belirgin şekilde azaltarak, martenzitik dönüşüm için gerekli olan kritik soğuma hızından daha küçük bir değere indirmektedir. Bu durum basitçe martenzit fazının oluşumunu engelleyerek, sertlik ve mukavemet artışının

sınırlı seviyede kalmasına neden olmaktadır (Şekil 3.31 - Şekil 3.32). Yukarıda açıklanan mekanizma dahilinde meydana gelen faz dönüşümleri, işlem sonrasında SB ve FB’de elde edilen süneklik değerleri üzerinde de etkili olmaktadır. PSP öncesi durumda Usibor® 1500 malzemenin sahip olduğu uniform uzama ve kopma uzaması değerleri sırasıyla %7,9 ve %13,6 değerlerinden SB ile FB’de sırasıyla %4,9 ve %9,2 ile %7,5 ve %14,4 değerlerine azalmaktadır. Uniform uzama ve kopma uzaması değerlerinin SB’de belirgin şekilde azalmasının temel sebebi, işlem sonrasında yapıdaki hacimsel oranı artan martenzit fazının sahip olduğu yüksek kalıntı gerilmeler, dislokasyon yoğunluğu ve buna bağlı olarak meydana gelen yüksek gevreklikten kaynaklanmaktadır. SB’de ise, söz konusu fazın hacimsel oranının nispeten azalması ve bunun yerine beynit fazı gibi, daha sünek fazların oluşmuş olması, uzama değerlerinin daha yüksek değerler almasına neden olmaktadır. [17, 154]. [4, 136, 160].

4.1.4 Darbe davranışı

Darbe testleri neticesinde, SB ve FB’ler kuvvet-deplasman ilişkisi ve enerji emilimi açısından incelendiğinde numuneler hem mekanik hem de yapısal özellikleri ile uyumlu davranışlar sergilemişlerdir (Şekil 3.33). SB numunesinin darbe testi esnasındaki ilk deformasyonu incelendiğinde zımba kuvvetlerinin FB numunesinden daha yüksek seviyelerde seyretmekte olduğu gözlemlenmiştir. Bu durumun temel sebebinin SB’nin akma ve çekme dayanımı değerlerinin FB’den yaklaşık iki kat yüksek olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir (Şekil 3.33(a)). SB’de deformasyon sırasında elde edilen en yüksek şekillendirme kuvveti değerindeki azalmanın temel sebebinin ise, Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP sonrasında ortaya çıkan mikro yapısal özellikler ile ilişkili olduğu düşünülmektedir. Buna göre, SB’de PSP sonrasında işlem öncesi durumdaki sünek ferritik perlitik fazlarının yüksek oranda martenzite dönüşmesi ile sağlanan yüksek mukavemet, söz konusu sacın aynı orandaki plastik deformasyona karşı sergilediği direncin de artmasına neden olmaktadır (Çizelge 3.5). Ancak SB’ler PSP’den sonra FB’lere oranla daha kırılgan ve çatlak oluşturma yatkınlığının daha yüksek bir içyapıda sahip olmaktadır. Bu nedenle, PSP uygulanmış SB durumunda zımba kuvvetinin ulaştığı en yüksek kuvvet değerinin de azalma eğilimi sergilediği düşünülmektedir. Diğer yandan SB’lerde (175 J) kırılgan bir yapının oluşması enerji emilimi değerlerinin FB’ye (255 J) oranla daha düşük değerler almasına neden olmaktadır (Şekil 3.33(b)). Başka bir

ifadeyle, PSP sonrasında SB’de elde edilen mikroyapısal özellikler, Usibor® 1500 sac malzemesinin, yüksek dayanım kazandırmasına karşın çentik veya kusurlara karşı hassasiyeti artmasına ve darbe yüklemeleri altındaki performansının da belirgin şekilde azalmamasına neden olmaktadır. Buna karşın FB’lerin sergilediği üstün darbe sönümlenme davranışı proses sonrasında meydana gelen bu olumsuzluğun özellikle darbe yüklemeleri altındaki deformasyonun önem arz ettiği bölümlerde dengelenmesine katkı sağlayacağını göstermektedir (Şekil 3.34(a)-(b)).

4.1.5 Kesme/delme özellikleri

PSP sonrasında FB ve SB’lerin kesilmesi ve delinmesi sırasında meydana gelen tepki kuvvetleri incelenmiştir (Çizelge 3.6). SB’lere nazaran kısmen sertliği azaltılmış FB’lerin daha az kuvvetle kesilip/delinebileceği görülebilmektedir (Şekil 3.35-Şekil 3.36).

Kesme yüzeyleri SEM ile incelendiğinde SB’ler gevrek kopma sergilerken, FB’ler yoğun mikro boşluklu (dimple) sünek bir kopma yüzey morfolojisi sergilemektedir (Şekil 3.35 - Şekil 3.36). Bu durum FB’de kopmanın gerçekleşmesi için gerekli olan mikro çatlakların belirgin bir plastik deformasyon ile birlikte oluşurken, SB’de yapıya hakim olan martenzit fazlarının sahip oldukları içyapısal kusurlar ve gevreklik, çok daha düşük oranda plastik deformasyon ile çatlak oluşma ve ilerleme davranışı sergilenmesini sağlamaktadır (Şekil 3.37). Çalışma ile birlikte gerçek otomobil gövde bileşenlerindeki kesme/delme işlemlerinin öngörülebilmesi açısından fayda sağlayabilecek kuvvet/deplasman değerleri ayarlanabilecek bölgeler ile ilgili bilgi birikiminin oluşması sağlanmıştır [161, 162].

4.2 SKP ile İlgili Çalışmalar

4.2.1 Proses parametreleri ve etkileri

DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerine uygulanan SKP işlemleri sırasında kullanılan takım geometrisi, takım devir ve ilerleme hızı değişkenlerinin, proses bölgesinin fiziksel görünümü, çatlak oluşumu, yırtılma gibi makro hataların varlığı bütünüyle incelenmiştir. Farklı parametrelere göre uygulanan proseslerde meydana gelen en yüksek işlem sıcaklıkları ölçülerek sac malzeme çeşidine göre en uygun SKP parametreleri saptanmıştır (Çizelge 3.7) İnceleme sonuçlarında; SKP işleminin uygulandığı sac malzemenin türünün pik sıcaklık değerlerini etkilemektedir. Aynı

proses şartlarında uygulanan SKP işlemleri sırasında neredeyse kararlı rejim halinde ölçülen sıcaklık değerlerinin TRIP 780 malzemede DP 600 malzemeye göre daha yüksek değerler almaktadır (Çizelge 3.7). Bu durumun proses edilen çeliklerin artan mukavemet seviyeleri ile birlikte, takım hareketlerine karşı gösterdiği tepkinin de artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir. Nitekim, söz konusu tepkinin artması haline sürtünme nedeniyle üretilecek ısı miktarı aynı takım devir sayısı ve ilerleme hızı altında daha yüksek seviyelere çıkması beklenen bir sonuç olarak değerlendirilmiştir. SKP'de mümkün olan en düşük ısı girdisi ile makro-mikro skalada hata içermeyen uniform proses bölgelerinin elde edilmesi amaçlandığından, takım çapı, devir sayısı, ilerleme hızları gibi proses parametrelerinin hem proses bölgesinde neden olduğu karalı proses sıcaklıkları üzerindeki etkileri değerlendirilmiştir. TRIP 780 sac malzemesinin pekleşme davranışı ve mukavemet değerleri, DP 600 sac malzemesinden 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 en yüksek proses sıcaklığını da arttırması beklenen bir sonuçtur. Literatürdeki çalışmalar incelendiğinde, SKP esnasında üretilen ısının takım geometrisi ve takım devir sayısı ile direkt ilişkili olduğu, takım ilerleme hızının ise, bu kapsamdaki etkilerinin belirgin düzeyde olmadığı tespit edilmiştir [69, 73].

4.2.2 İçyapı özellikleri

SKP sonrasında elde edilen içyapısal özellikler üzerinde takım devir sayısı ve takım ilerleme hızının etkili olduğu bilinmektedir. Söz konusu parametrelerin alacağı farklı değerler sonrasında proses esnasında üretilen ısı girdisi farklı değerler alacağından, sonuçta elde edilen içyapısal özellikler de değişim sergilediği görülmüştür. Genel olarak çeliklere uygulanan SKP işlemleri sonrasında proses ile malzemeye uygulanan termo-mekanik etkiler sonrasında karışma bölgesi (KB), termomekanik olarak etkilenmiş bölge (TMAZ) ve ısı tesiri altındaki bölge (ITAB) olarak bilinen farklı içyapısal özelliklere sahip bölgeler meydana gelmektedir. Söz konusu bölgelerin genel olarak SKP uygulanmış durumdaki DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerde de ortaya çıktığı görülmüştür.

DP 600 sac malzemesine uygulanan SKP prosesi neticesinde, yönlenmiş tane yapısına sahip alışlagelmiş bir TMB yapısının meydana gelmediği söylenebilir. Nitekim SKP işlemi sonrasında meydana gelen KB/TMB sınırının gösterildiği Şekil 3.41(d)-(e) ve 3.42(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 3.41(e) ve 3.42(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 3.41(e) ve Şekil 3.42(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 3.41 (b)-(c) ve 3.42(b)-(c)’de verilen ITAB/TMB geçiş bölgesi incelendiğinde söz konusu kademeli artışın sonrasında tane yapısının irileşme eğilimine girerek ITAB bölgesine geçiş yaptığı anlaşılmaktadır.

TRIP 780 sac malzemesine uygulanan SKP prosesi neticesinde; özellikle, KB içerisinde takım eksenine yakın bölgelerdeki içyapıya ait optik mikroskop ve SEM resimleri (Şekil 3.47(g) ve 3.48(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 oluşmaktadır. 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 tavlanmasından kaynaklanıyor olabilir. TMB’de ise, özellikle kalıntı ostenit-martenzit dönüşümünün yapıda süresiz olarak gerçekleştiği söylenebilir (Şekil 3.47(d)-(e) ve 3.48(d)-(e)). Nitekim söz konusu bölgedeki içyapıda iri martenzit tanelerinin bulunduğu ancak söz konusu fazın yaygın şekilde yer almadığı anlaşılmaktadır (Şekil 3.47(d)-(e) ve 3.48(d)-(e)). ITAB bölgesindeki içyapıda ise kalıntı ostenit martenzit dönüşümü gerçekleşmemektedir (Şekil 3.47(b)-(c) ve 3.48(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 3.47(b)-(c) ve 3.48(b)-(c)).

4.2.3 Mekanik özellikler

DP 600 sac malzemesinin SKP öncesinde 178 Hv seviyelerinde olan sertlik değerinin işlem sonrasında 315 Hv seviyelerine kadar yüksekliği görülmektedir (Şekil 3.52). 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 3.52(a)). Bununla birlikte, sertlik değerlerinin KB içerisinde belli oranda saçılım sergilemektedir. Bu saçılım, KB içerisindeki iki fazlı yapıdaki morfolojik değişimlerden kaynaklanıyor olabilir (Şekil 3.41(f)-(g) ve Şekil 3.42(f)-(g)).

TRIP 780 sac malzemesinin SKP öncesinde, 250 Hv seviyelerinde olan sertlik değerleri uygulanan SKP sonrasında, 490 Hv seviyelerine kadar artmaktadır (Şekil 3.53(a)). Söz konusu sertlik artışı KB'de yaklaşık 12 mm'lik bir genişlikte elde edilebilmektedir (Şekil 3.53(a)). Bu durum sertlik artışının elde edildiği genişliğin, omuz çapına (16 mm) yakın mertebelerde olduğunu göstermektedir (Şekil 3.53(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 3.47 ve Şekil 3.48).

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 3.53(b)). Ancak yüzeyden daha da uzaklaştıkça, sertlik değerlerinin daha keskin biçimde azaldığı anlaşılmaktadır (Şekil 3.53(b)). Bu durum, TRIP 780 sac malzemesine uygulanan SKP işlemlerinde kullanılan takıma ait geometrik özellikler ile ilişkili olduğu düşünülmektedir. Nitekim prosesin uygulanmasında kullanılan takımın pim uzunluğu 0,8 mm'dir (Şekil 2.8(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

söylenbilir (Şekil 3.53(b)). Bu durum, söz konusu derinlikten sonra TMB bölgesine geçiyor olmasından kaynaklandığı düşünülmektedir (Şekil 3.53(b)).

DP 600 sac malzemesinin sahip olduğu temel yapısal özellikler göz önünde bulundurulduğunda SKP işlemleri sonrasında akma mukavemetinde iki kata yakın artış meydana gelmektedir. Bu artış, işlem sonrasında yapıdaki martenzit fazının kütsel hale gelerek KB'de morfolojik dönüşüm sergilemesi ile ilişkili olduğu düşünülmektedir (Şekil 3.41(f)-(g) ve Şekil 3.42(f)-(g)).

SKP uygulanmış durumdaki DP 600 sac malzemesinin süneklik değerlerinde ise, belirgin bir azalma ortaya çıkmaktadır. Bu azalma da yapısal özelliklerde meydana gelen morfolojik değişimler dayandırılarak açıklanabilir. Nitekim DP 600 sac malzemesinin işlem öncesi durumdaki içyapısında 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 kütsel 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.

TRIP 780 sac malzemesinde de SKP sonrasında; DP 600 sac malzemesine benzer şekilde KB'de faz dönüşümünün gerçekleşmesi mukavemet değerlerine oldukça etki etmiştir (Şekil 3.55(a)-(b)). SKP ile birlikte TRIP 780 sac malzemesi 1500 MPa'a varan çekme mukavemetlerine ulaşmıştır (Çizelge 3.9). Esasında bu durum TRIP 780'in SKP sonrasında işlemin gerçekleştirildiği bölgelerde Usibor® 1500 sac malzemesinin özelliklerini gösterebileceği durumunu ortaya çıkartmıştır denilebilir [4, 159].

4.2.4 Erichsen testleri

DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerinde Erichsen test sonuçları incelendiğinde deformasyonun farklı aşamalar içerdiği görülmektedir (Şekil 3.56 ve Şekil 3.59). DP 600 sac malzemesinin Erichsen test sonuçları genel olarak incelendiğinde hem deneysel hem hesaplamalı çalışmalarda SKP sonrasında aynı zımba ilerlemesine karşılık gelen kuvvetin SKP sonrasında belli oranda artış sergilediği net olarak

görülmektedir (Şekil 3.56 ve Şekil 3.64). Deformasyon aşamalarının ilki olarak adlandırılan olan iki eksenli eğilme (A) aşamasında SKP sonrası ve SKP öncesi durumlarda birbirine benzer davranış sergiledikleri söylenebilir. Sonrasında ikinci aşama olan iki eksenli şekil değişimine geçiş (B) aşamasında SKP sonrası durumda dF/dX değerleri SKP öncesine göre daha yüksek seyretmektedir. İki eksenli şekil değiştirme (C) aşamasında ise SKP öncesi durumda hem dF/dX hem de X değerleri SKP sonrası duruma göre belirgin farklılıklar göstermektedir (Şekil 3.56(b)). İki eksenli şekil değiştirme aşamasında (C) gözlemlenen SKP sonrası daralmanın DP 600 sac malzemesinin pekleşme davranışındaki azalmadan kaynaklandığı düşünülmektedir (Çizelge 3.8). Nitekim iki eksenli şekil değiştirme bölgesindeki temel deformasyon karakteristiği numune kalınlığındaki incelmenin pekleşme mekanizması ile dengelenmesi esasına dayanmaktadır [25]. Bu nedenle, pekleşme katsayısında meydana gelen değişimin iki eksenli şekil değiştirme aşamasını etkilemesi beklenen bir durum olduğunu düşündürmektedir. Son olarak deformasyon lokalizasyonu (D) kısmında F-X eğrisinin eğiminin giderek azaldığı görülmektedir. Bu azalmanın uygulanan SKP sonrasında daha belirgin ve keskin şekilde ortaya çıkmaktadır (Şekil 3.56(a)). Bu durum sünek metallerde olduğu gibi, DP 600 sac malzemesinin deformasyon lokalizasyonu mekanizması da genel olarak içyapıda mikro boşlukların oluşması ve birleşmesinden meydana geldiği düşünülmektedir. DP 600 sacının sergilediği yüksek süneklik ve şekillendirilebilirlik özelliklerinin sahip oldukları ferritik matrisin mekanik davranışları sayesinde edindikleri bilinmektedir (Çizelge 3.8).

TRIP 780 sac malzemesinin Erichsen test sonuçları genel olarak incelendiğinde hem deneysel hem hesaplamalı çalışmalarda SKP öncesi ve SKP sonrası durumlar karşılaştırıldığında daha az kuvvet ile daha fazla zımba ilerlemesi söz konusudur denilebilir (Şekil 3.59(a)-(b), Şekil 3.66). İlk deformasyon aşaması olan iki eksenli eğilme (A) aşamasında SKP sonrası ve SKP öncesi durumlardaki fark belirgindir. SKP öncesi durumda eğilme bölgesinde dF/dX eğimi SKP sonrası duruma göre artış söz konusudur. Bu durum SKP öncesi iki eksenli eğilme davranışının SKP sonrasına oranla daha az bir kuvvet ile gerçekleştiğini göstermektedir. İki eksenli şekillendirmeye geçiş (B) bölgesinde SKP sonrası durumda SKP öncesine oranla yüksek kuvvet değerleri seyretmektedir. İki eksenli şekil alma ve pekleşme kısmında SKP öncesi pekleşme mekanizması oluşmadan direk deformasyon aşamasına geçiş

söz konusudur (Şekil 3.59(b)). Bu durum TRIP 780 sac malzemesinin SKP sonrasında değişen mekanik ve yapısal özelliklerinden kaynaklanmakta olduğu düşünülmektedir (Şekil 3.59(a)-(b)).

Deneysel Erichsen testleri akabinde tamamlanan hesaplamalı çalışmalar ile hem SKP öncesi hem de SKP sonrasında sacların şekillendirme özellikleri bütünüyle incelenip değerlendirilmiştir. Deneysel ve hesaplamalı çalışmalarda hem zımba kuvveti hem de Erichsen indeksi değerlerinde benzer sonuçlar elde edilmiştir (Şekil 3.56, Şekil 3.59, Şekil 3.64, Şekil 3.66). Bu durum sonlu elemanlar yönteminde kullanılan hasar kriteri ve malzeme özelliklerinin proseslere uygun olduğunu göstermektedir. Diğer yandan Erichsen testleri sonrasındaki makro fotoğraflar incelendiğinde benzer sonuçların elde edildiğini destekler niteliktedir (Şekil 3.57-3.58, Şekil 3.60-3.62).

Hesaplamalı ve deneysel çalışmalar bütünüyle incelendiğinde SKP sonrasında SKP öncesi durumdaki ferritik matris içinde, martenzit fazlarından meydana gelen DP 600, sünek ferritik matris içinde, beynit ve kalıntı östenit fazlarından meydana gelen TRIP 780 sac malzemeleri; içyapıların ferrit ve yüksek oranda martenzit fazından meydana gelen bir içyapıya dönüşmesi ile yüksek mukavemet sağlanmaktadır. Bu durum söz konusu sac malzemelerin aynı orandaki plastik deformasyona karşı sergilediği tepki kuvvetinin de artmasına neden olmaktadır. Ancak SKP sonrasında yapıdaki ferrit fazının oranının da belirgin olarak azalmış olması, çatlak oluşturma yatkınlığının da artmasına neden olmaktadır [101]. Bu nedenle, SKP uygulanmış durumda zımba kuvvetinin ulaştığı en yüksek kuvvet değerinin de azalma eğilimi sergilediği yorumunu destekler niteliktedir denilebilir (Şekil 3.56 ve Şekil 3.59).

4.2.5 Delik genişletme testleri

Uygulanan SKP işlemleri sonrasında hem DP 600 hem de TRIP 780 sac malzemelerin delik genişletme oranlarının önemli oranda azalma sergilediği dikkati çekmektedir. Öte yandan söz konusu azalmanın TRIP 780 malzemede çok daha belirgin olarak ortaya çıktığı da görülmüştür. Çalışmada incelenen malzemelerin delik genişletme oranlarında meydana gelen azalmanın temel sebebinin SKP sonrasında meydana gelen yapısal değişimler olduğu düşünülmektedir. Delik genişletme oranlarında meydana gelen azalmanın TRIP 780 sac malzemede daha belirgin olarak meydana gelmesinin temel sebebi ise, proses esnasındaki yapıdaki martenzit baskın bir içyapının ortaya çıkmasından kaynaklanmaktadır.

Sac malzemelerin SKP öncesi ve sonrasında delik genişletme testleri esnasında meydana gelen çatlakların oluşumları ve gelişimleri incelendiğinde SKP farklı doğrultulardaki mekanik özelliklerin değişiminin etkili olduğu düşünülmektedir. Bu sebeple sac malzemelerin SKP sonrası farklı doğrultularda gerçekleştirilen çekme testlerinden elde edilen veriler detaylı incelenmiştir.

DP 600 sac malzemesinin SKP doğrultusuna göre 45° ve 90° doğrultularındaki r_{UTS} değerlerinin 0,48 mertebelerinde olduğu görülmektedir. Bu değer SKP doğrultusunda ise 0,6 olarak hesaplanmıştır (Çizelge 3.8). Bu durum, SKP uygulanmış durumdaki sacın, SKP doğrultusuna göre 45° ve 90° açındaki doğrultularda ve çatlak oluşumundan hemen önce, numune genişliğinde meydana gelen birim şekil değişiminin, numune kalınlığında meydana gelen birim şekil değişimine oranının daha düşük mertebelerde olduğunu göstermektedir. Dolayısı ile delik genişletme deneylerinde çatlağın olduğu doğrultu SKP doğrultusu ile buna 45° açı yapan doğrultunun arasındaki bir doğrultuda ilerlediği düşünülmektedir (Şekil 3.69).

TRIP 780 sac malzemesinde ise SKP doğrultusunda sergilediği r_{UTS} değerlerinin 0,49 olduğu anlaşılmaktadır (Çizelge 3.9). Bu değer diğer çekme doğrultularından belirgin olarak daha düşük seviyede olduğundan, çatlağın SKP doğrultusuna dik yönde çatlak oluşturma yatkınlığının diğer doğrultulara göre daha yüksek seviyede olduğu anlaşılmaktadır. Diğer taraftan, Şekil 3.71'de görülen ve SKP doğrultusunda ilerlemiş olan ikinci bir çatlağın SKP sırasında oluşan ITAB bölgesinde geliştiği düşünülmektedir. Bu bölgede çatlak ilerlemesinin temel sebebinin söz konusu bölgenin sahip olduğu düşük mukavemet değerleri olabileceği düşünülmektedir.

Sonuç olarak delik genişletme testleri bütünüyle incelendiğinde; DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerinde SKP öncesi ve SKP sonrası karşılaştırması yapıldığında belirgin bir fark söz konusudur (Şekil 3.69 ve Şekil 3.71) (Çizelge 3.12-Çizelge 3.13). Yapısal değişim mekanik özellikleri direk olarak etkilediğinden bu durumun SKP sonrasında gelişen KB, TMB ve ITAB bölgelerinin oluşumundan ve gelişiminden kaynaklandığı söylenebilir.

4.2.6 Darbe testleri

DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerine uygulanan darbe testlerinden elde edilen bulgular incelendiğinde; SKP öncesine oranla SKP sonrasındaki testlerde deformasyon sırasında zımba kuvvetleri daha yüksek seviyelerde seyretmektedir. Bu

durumun ilk sebebinin SKP sonrasında elde edilen akma ve çekme dayanımı değerlerinin SKP öncesi duruma göre artmasından kaynaklandığı düşünülmektedir (Şekil 3.72 ve Şekil 3.74). İkinci sebebinin ise; SKP sonrasında ortaya çıkan içyapısal özellikler ile ilişkili olduğu varsayılabilir. SKP öncesi durumda ferrit fazı içerisinde iyi dağılmış martenzit parçacıklarının uygulanan SKP sonrasında kütleli forma dönüşmesi, yapıdaki ferritik matrisi sürekliliğinin de belli oranda azalmasına neden olmaktadır (Şekil 3.42 ve Şekil 3.48). Bu durum, özellikle, kütleli formdaki sert martenzit fazı parçacıklarının etrafındaki gerilme yığılmasının da artması durumunu meydana getirmektedir. Böylece bu mekanizma yapının genel olarak çatlak oluşturma ve ilerletme hassasiyetini arttırdığından SKP uygulanmış durumda zımba kuvvetinin ulaştığı en yüksek kuvvet değerinin de azalma eğilimi sergilediği düşünülmektedir. Diğer ifadeyle, SKP sonrasında elde edilen içyapısal özellikler, söz konusu sac malzemeye, yüksek dayanım kazandırmasına karşın çentik veya kusurlara karşı hassasiyeti artırmaktadır.

Darbe test sonuçlarında çatlağın oluşumu ve gelişimi aşamaları da incelenmiştir. SKP uygulanmış durumdaki DP 600 numunenin çatlak oluşma aşamasından sonra ilerleme süreçleri ise, TMB ve ITAB bölgelerinin sahip olduğu düşük mukavemet seviyeleri nedeniyle çatlak ilerlemesinin gerçekleşmesi için daha müsait mekanik davranışları teşkil etmektedir. Bu durum Şekil 3.73’de özellikle ITAB bölgesinde ilerlemiş çatlaklardan da anlaşılmaktadır. Bu nedenle, DP 600 sac malzemesine uygulanan SKP işlemleri sonrasında çatlağın oluştuktan sonra farklı doğrultularda ilerlediği kollara ayrılmasına neden olmaktadır (Şekil 3.73(b)). Bu durum, çatlak ilerleme aşamasında numunenin boyun verme ve çatlak ilerleme safhalarında absorbe ettiği enerji değerlerinin SKP öncesi duruma göre daha yüksek seviyelerde olmasına neden olmaktadır. Böylece, boyun verme ve çatlak ilerleme safhasında kuvvet azalmasının daha geniş bir zımba deplasmanında meydana gelmektedir [163].

Darbe testlerinde DP 600 sac malzemesinin SKP’den önce ve sonra boyun verme ve çatlak ilerleme kademesindeki eğimindeki değişimlerin çeliğin içyapısal özelliklerindeki değişime bağlı olarak değiştiği düşünülmektedir. Genel olarak SKP sonrasında meydana gelen deformasyon bölgeleri içerisinde, içyapısal özelliklerin önemli oranda değişiklik sergilemesi, darbe sönmüleme davranışları ile darbe yüklemeleri altındaki çatlak oluşturma ve ilerletme davranışlarının da değişiklik sergilemesine neden olmaktadır. Söz konusu deformasyon bölgelerinden KB’de

çatlak oluşturma yatkınlığının diğer bölgelere göre daha yüksek olması numunede gözlenen ilk çatlağın bu bölgede ortaya çıkmasına neden olmaktadır (Şekil 3.73(b)).

Benzer şekilde TRIP 780 sac malzemesinin SKP'den önce ve sonra boyun verme ve çatlak ilerleme kademesindeki eğimindeki değişimlerin SKP sonrasında meydana gelen deformasyon bölgeleri içerisinde, içyapısal özelliklerin önemli oranda farklı olması, darbe sönümlenme davranışları ile darbe yüklemeleri altındaki çatlak oluşturma ve ilerletme davranışlarının da değişiklik sergilemesine neden olmaktadır. TRIP 780 sac malzemesinde gözlemlenen bu davranış, KB'de çatlak oluşturma yatkınlığının diğer bölgelere göre daha yüksek olması numunede gözlenen ilk çatlağın bu bölgede ortaya çıkmasına neden olduğu düşünülmektedir (Şekil 3.75(a)).

Çatlak oluşma aşamasından sonra ilerleme süreçlerinde, TMB ve ITAB bölgelerinin sahip olduğu düşük mukavemet seviyeleri nedeniyle çatlak ilerlemesinin daha kolay gerçekleşmesi beklenmektedir. Bu durum (Şekil 3.73 ve Şekil 3.75). Özellikle ITAB bölgelerinde ilerlemiş çatlaklardan da anlaşılmaktadır. Böylece, boyun verme ve çatlak ilerleme safhasında kuvvet azalmasının daha geniş bir zımba deplasmanında meydana gelmesine neden olduğu söylenebilir [141].

5. ENDÜSTRİYEL DEĞERLENDİRME: PSP VE SKP GÜNCEL UYGULAMALARI

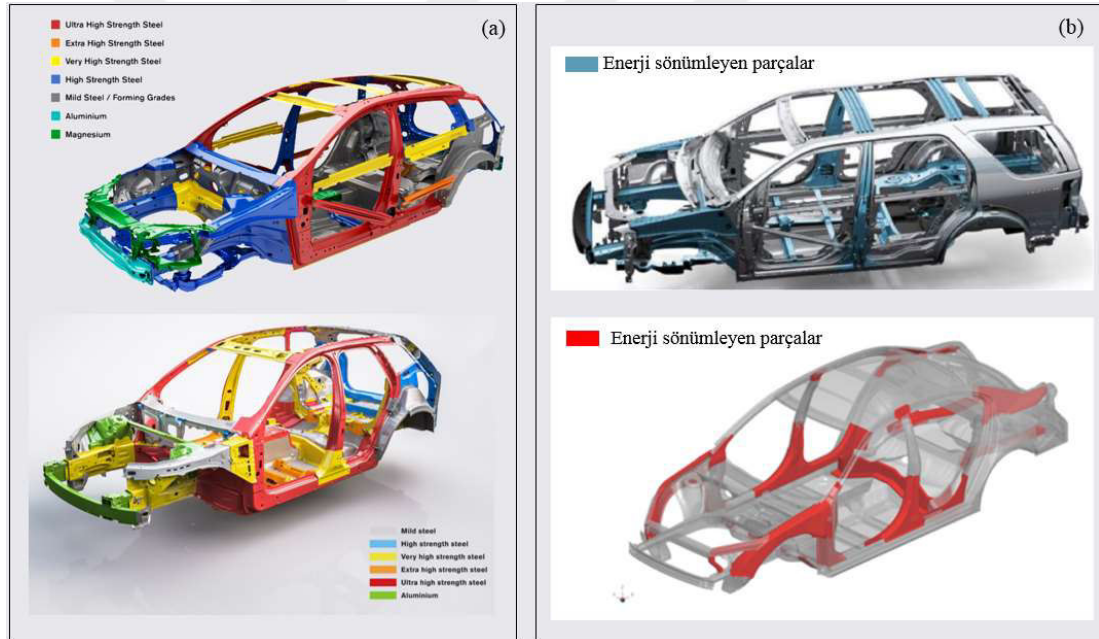
5.1 Çarpışma Performansının ve Sac Malzeme Mukavemetinin Parça Üzerinde Fonksiyonelleştirilmesi

Otomobil endüstrisinde hafifletilmiş bileşenlerde çarpışma performansının iyileştirilmesi/yüksek rijitliğe sahip parçaların geliştirilmesiyle ilgili çok sayıda yöntem üzerine çalışmalar son yıllarda artarak sürmektedir. Çalışmalar iki farklı açıdan değerlendirilebilir; ilk olarak parçaların araçta bulunduğu yere göre değişken mukavemet seviyelerinden oluşmasının istenmesidir. İkincil olarak da çarpışma performansında özellikle enerji dağılımının kontrol edilebileceği/kurgulanabileceği yapılar tercih edilmektedir. Bu iki kapsam içeriğindeki çalışmalar, genellikle sürücü/yolcu/yaya emniyetinin sağlanmasına yönelik özel tasarımların, yeni malzeme/yeni yöntemlerin kullanılması suretiyle gerçekleştirilmektedir.

Geliştirilen bu yenilikçi yapılar/tasarımlar, hem çarpışma nedeniyle can güvenliği riski taşıyan sistemlerdeki enerji sönümlenme davranışlarının kontrol edilebilmesinde hem de parça üzerindeki mukavemet seviyelerinin belirlenmesinde önemli roller üstlenmektedirler. Değişken mukavemetin aynı parça üzerinde elde edilebilmesi ve çarpışma performansının iyileştirilmesi için çeşitli yöntemler denenmektedir. Bunlar; farklı mukavemetli ve farklı kalınlıklı sacların lazer kaynakla birleştirme (TailorWeldedBlanks; TWB), bölgesel olarak farklı kalınlıklarda haddelenmiş saclar (TailorRolledBlanks; TRB), iki farklı sacın punta kaynağı ile birleştirme sonrası birlikte şekillendirme (PatchWorkBlanks; PWB), sacın kısmi ısıtılması, kısmi soğutulması ile PSP vb. şekilde örneklendirilebilir [15, 17, 147]. Burada esas, gövde ağırlığını artırmadan, araç emniyetini arttırmaktır. Nitekim yöntemlerde bölgesel yüksek güvenlik/yüksek rijitlik elde etmek amaçlı farklı özellikteki sac malzemelerin birbirine eklenmesi suretiyle kullanılması prensibine dayanan yöntemler çoğunluktadır. Böylelikle eklenecek her yeni sac malzeme/parça, beraberinde araç gövdesinin ağırlaşmasına, sonuç olarak da yakıt tüketiminin artmasına sebep olabilmektedir. Ağırlık ve maliyet artışı durumu ne üreticiler ne de

tüketiciler tarafından istenen bir durum değildir. Aracın hafifletilmesi ve bununla birlikte daha az yakıt tüketiminin sağlanmasıyla uluslararası yasal zorunluluk seviyelerine ulaşılması hedeflenmektedir. Hedeflenen performansların gerçekleştirilebilmesi araçlarda ağırlık artışının engelleneceği tasarımların ve üretim yöntemlerinin kullanılmasıyla mümkün görülmektedir. Böylelikle parça tasarımlarının ilk başlangıç noktasında araç üzerindeki parçanın fonksiyonunun/gerekliliklerinin net olarak ortaya konulması tüm hedeflerin sağlanması açısından önemlidir.

Şekil 5.1’de görüldüğü üzere parçaların enerji emilimi/mukavemet açısından farklı gereksinimlere sahiptir (Şekil 5.1(a)). Bazı bölgelerde özellikle yüksek rijitlik istenirken bazı bölgelerde enerji sönümleme ihtiyacı daha kritik önemde olabilir. Bu bölgelerin tespiti parçanın üretiminde kullanılacak malzeme ve proseslerin ana amaçlara uygun seçilmesi gerekmektedir.



Şekil 5.1 : Araç gövdesinde a) Mukavemetlerine göre çeliklerin dağılımı b) enerji emilimi yüksek olması istenen bölgeler [7, 35, 155, 164].

Tez çalışması kapsamında iki farklı yaklaşım ile gövde parçalarından beklenen performansların yönetilebileceği SKP ve PSP yöntemine odaklanılmıştır. SKP ile ilgili çalışmalarda DP 600 ve TRIP 780 sac malzemeleri sırasıyla DP 1000 ve sertleştirilmiş Usibor[®] 1500 malzemelerinin sahip olduğu mukavemet seviyelerine geliştirilmiştir (Şekil 3.52- Şekil 3.53). Örneğin, Şekil 5.1(a)’da gösterilen parçalardan çevresine göre yüksek mukavemet istenen bir parça tasarım uygulaması

ele alındığında, DP 600 sac malzemesine SKP uygulamasıyla istenilen yerlerde DP 1000 sac malzemesine eş değer mekanik özellikler elde edilmiştir. Böylelikle parçaların darbe altındaki davranışında zafiyet yaşanmadan mukavemet artışı beklenen yerlere SKP uygulaması gerçekleştirilerek aynı parça üzerinde hem mukavemet, hem çarpışma özellikleri geliştirilmiş yenilikçi parçalar elde edilebilmektedir.

İkinci yaklaşım olan PSP ile ilgili çalışmalar da; tez kapsamında geliştirilen yöntemle birlikte, Usibor® 1500 malzeme kullanılarak üretilecek bir parçanın mukavemet değerlerinin farklı bölgelerde 600 MPa'dan 1500 MPa'a kadar değişken mukavemet değerlerini sergilemesini sağlayacak bir proses kurgusu ortaya konulmuştur. Şekil 5.1(b) incelendiğinde de görüleceği gibi, enerji sönümlemesi istenen parçalarda PSP uygulanan bölgelerdeki martenzit faz oranını azaltılarak, plastik deformasyona uğrama kabiliyeti artırılması ile çarpışma sırasında aktarılan enerjinin sönümlenmesi sağlanabilmektedir. Böylece, aracın çarpışma altında sağlaması gereken yüksek rijitlik ve yeterli enerji sönümleme davranışlarını geleneksel olarak uygulanmakta olan (TWB, TRB Patchwork) yöntemlerden daha pratik ve daha düşük maliyetler ile yerine getirilmesi sağlanmıştır.

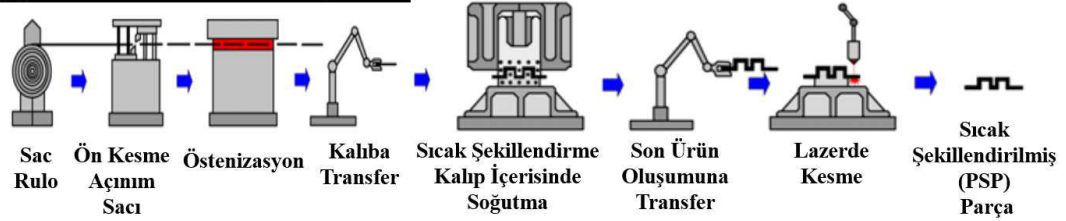
5.2 Gerçek Otomobil Gövde Güvenlik Bileşeninde FB Uygulamaları

PSP ile üretilen otomobil parçalarının sahip olduğu yüksek sertlik (480-500 Hv) şekillendirme sonrasında uygulanması gereken kesme/delme operasyonlarının lazer kesim ile yapılmasını sorunlu hale getirmektedir (Şekil 5.2). Söz konusu kesim yönteminin hem ilk yatırım maliyetleri hem de işletme maliyetleri yüksektir. PSP'de geliştirilen FB sistematığının enerji emilimine sağladığı katkıya ek olarak üretim maliyetlerine sağladığı katkıların anlaşılması için gövde güvenlik parçası üzerinde FB geliştirme çalışmaları yapılmıştır. Bu çalışmalarda, geliştirilen FB bölgeler kesilerek atılacak bölgelere uygulanarak kesmenin pres altında uygulanması hedeflenmiştir.

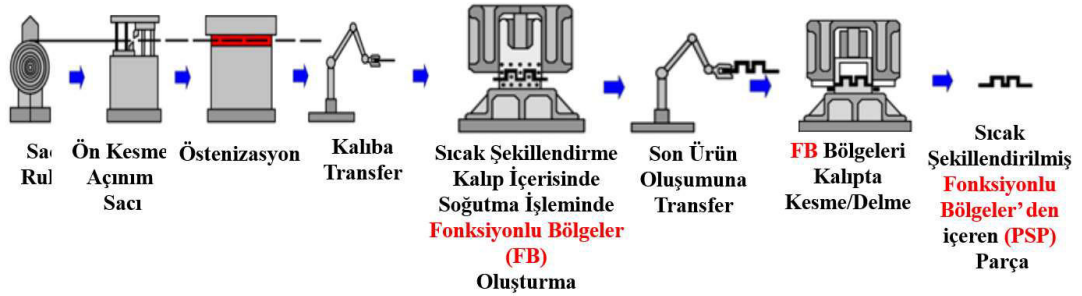
Şekil 5.2'de özetlenen endüstriyel olarak uygulanmakta olan proses, sacın önce rulodan üretilecek parça geometrisine uygun şekilde ön kesme uygulanması, fırında ısıtma işlemi, kalıba transfer, sıcak şekillendirme (PSP) adımlarından geçmektedir. PSP işlemi akabinde lazer kesim ve delme işlemlerinin gerçekleştirilmesi ile montaj işlemlerine hazır bir son ürün elde edilmektedir. Tez kapsamında geliştirilen proseste

ise, PSP’de FB’ler içeren bir kalıp ve lazer yerine de preste kesme/delme işlemleri uygulanmıştır (Şekil 5.2). Uygulama için, PSP ile şekillendirildikten sonra lazer yöntemi ile kesilen kapı barı numune parça olarak seçilmiştir. Belirlenen parçanın geometrisi, çevre koşulları da göz önüne alınarak analiz edilmiş tüm sonuçlar değerlendirilerek kalıp tasarımları gerçekleştirilmiştir. Kalıp ve proses tasarımı/prototip çalışmalar PSP sisteminde tanımlanan FB ve SB bölge konseptine uygun şekilde tamamlanmıştır. Kalıp üretim aşamasında kontrolü kolay olan kesme/delme bölgeleri seçilmiş ve bu bölgelere en iyi FB parametre değerleri uygulanılarak alt kalıp ve üst kalıp yüzeyine işlemler yapılmıştır (Şekil 5.3). Kalıp üretim aşamalarından sonra sıcak şekillendirme parça üretim işlemlerine geçilmiştir.

Uygulanmakta olan mevcut proses:



Tez kapsamında geliştirilen proses:

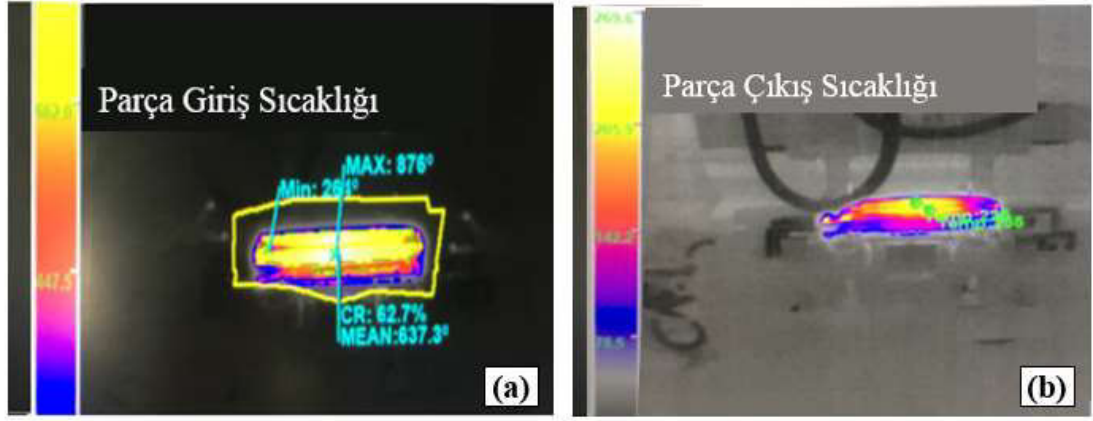


Şekil 5.2 : Endüstriyel uygulama aşamaları; PSP (Sıcak Şekillendirme) mevcut proses ve tez kapsamında geliştirilen proses.

Parça genelinde kalıp yüzeylerine FB parametreleri işlenirken PSP işlemleri sonrasında düz kesilecek/çap delinecek bölgeye uygun FB parametreleri geliştirilerek işlenmiştir. Böylelikle hem düz hat kesilmesi hem de delik delme parametreleri seri şartlarda denenmiştir. Denemeler esnasında analizlerde elde edilen sıcaklık değerleri ile karşılaştırmak için sıcaklık değerleri seri şartlarda otomatik ölçülmüştür (Şekil 5.4). Beyçelik Gestamp Otomotiv A.Ş. sıcak şekillendirme hatlarında gerçekleştirilen çalışmada, özellikle seri şartlardaki sıcaklıklar, literatürdeki sıcaklık değerleri ile karşılaştırılmıştır [161, 165, 166]. Giriş sıcaklıkları kalıp kapanmadan hemen önce 880 °C-890 °C mertebelerindedir (Şekil 5.4(a)). Çıkış sıcaklıkları kalıptan çıkış sıcaklıkları 280 °C-260 °C mertebelerindedir (Şekil 5.4(b)).



Şekil 5.3 : PSP işlemlerinde SB ve FB bölgeler a) kalıp yüzeyinde b) araç gövde güvenlik bileşeni üzerinde gösterimi.



Şekil 5.4 : PSP işlemlerinde parçanın kalıba giriş-çıkış sıcaklık değerleri (Araç gövde güvenlik bileşeni).

Geliştirilen PSP kalıbı ile üretilen parçalardan elde edilen temel mukavemet ve süneklik değerleri Çizelge 3.7’de verilmiştir. Çizelge 3.7 incelendiğinde, PSP esnasında FB’de Usibor® 1500 sac malzemesinin 720 MPa seviyelerinde akma mukavemetine sahip olduğu ve akma sonrasında %9,8 uniform uzama sergileyerek, yaklaşık 978 MPa’lık çekme mukavemetine ulaştığı anlaşılmaktadır. Çekme dayanımı sonrasında ise %18,2 kopma uzaması ile boyun vererek kırılmakta olduğu gözlemlenmiştir. SB’de ise 1215 MPa seviyelerindeki akma mukavemeti %3,9 uniform uzama sonrasında yaklaşık 1540 MPa’lık çekme mukavemetine ulaştığı anlaşılmaktadır. Çekme dayanımı sonrasında ise %7,2 kopma uzaması ile kırıldığı anlaşılmıştır. Elde edilen bu sonuçlardan, FB bölgenin PSP sistemi içerisinde seri şartlarda oluşturulabildiği ve elde edilen mukavemet değerlerin de beklenen yönde önemli oranda azalma meydana geldiği belirgindir.

Çizelge 5.1 : Usibor® 1500 sac malzemesinin araç gerçek gövde güvenlik bileşeni PSP sonrasında SB ve FB bölgelerin sergilediği mekanik özellik değerleri.

PSP İşlemi Sonrası	σ_y (MPa)	σ_{UTS} (MPa)	ϵ_u (%)	ϵ_f (%)
SB Bölge	1215 ± 22	1540 ± 10	3,9	7,2
FB Bölge	720 ± 12	978 ± 11	9,8	18,2

Elde edilen mekanik özellik değerleri bu sonuçlar bütünüyle değerlendirildiğinde seri şartlarda elde edilen sonuçların (Çizelge 5.1) ve prototip şartlarda (Çizelge 3.4) elde edilen sonuçlar ile önemli oranda örtüştüğü anlaşılmaktadır. Sonuçlarda karşılaşılan farklılıkların kaynağı ise aşağıdaki gibi özetlenebilir:

- Prototip sistem ve seri sistemde kullanılan kalıp boyutlarının birbirinden farklı olması

- İki farklı sistemde kalıplara uygulanan baskı kuvvetlerinin değişkenliği
- Prototip PSP sistemi ve seri PSP sisteminde kullanılan fırın özelliklerinin değişkenliği
- İki farklı sistemde sac transfer süresinin değişkenliği

Araç gövde güvenlik bileşenleri dahilinde oluşturulan FB'lerin PSP sonrasındaki kesme/delme işlemi üzerindeki etkilerinin değerlendirilmesi için deneme çalışmaları da yapılmıştır. Şekil 5.5'te verilen kesme bölgeleri incelendiğinde SB ve FB bölgelerin kesme sonrasındaki morfolojik özellikleri görülmektedir (Şekil 5.5). Şekil 5.5 incelendiğinde, FB'ye kıyasla, SB bölgede kesme sonrasında yoğun bir çapak oluşumunun meydana geldiği görülmektedir. Bu durum daha mukavemetli bir bölgenin kesildiğini, kopmanın daha gevrek olduğu yorumunu destekler niteliktedir.



Şekil 5.5 : Araç gerçek gövde güvenlik bileşeninde SB ve FB bölgelerin PSP sonrasında kesme örnekleri.

6. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu tez çalışmasında; Preste Sertleştirme Prosesi kapsamında elde edilen sonuçlar ana hatları ile aşağıda sıralanmıştır:

PSP sistemi içerisinde ek bir ısıtma-soğutma teçhizatına gerek kalmadan tamamen kalıp yüzeylerinde temas yoğunluğu kısmen azaltılmış bölgelerin (FB) geliştirilmesine yönelik çalışma tüm deneysel ve hesaplamalı çalışmalar dahilinde hem endüstriyel hem de seri şartlarda karşılaştırmalı olarak detaylıca incelendi. Preste sertleştirme prosesinde FB oluşumunu etkileyen parametreler; soğutma kanallarının kalıp yüzeyine olan mesafesi (X1), FB genişliği (D1) ve kalıbın kapalı (tam temas halinde) tutulduğu soğutma süresi (5 s/11 s) deneysel ve hesaplamalı çalışmalar karşılaştırmalı olarak incelenerek tamamlandı. X1= 8 mm, D1= 18 mm, soğutma süresi ise 8 s olarak seçildi. Seçilen parametrelere uygun FB yaklaşımına özgü kalıp tasarımı ve üretimi tamamlandı. PSP prosesleri makro düzeyde malzeme veya teçhizat hasarsız şekilde işlemler gerçekleştirildi. SB ve FB'lerin prototip de elde edilen tüm parametrik yaklaşımları gerçek gövde güvenlik bileşenlerine uygulanmış prototip PSP çalışmaları ile seri çalışmalar karşılaştırıldı.

- Soğutma süresi arttıkça FB çapının azaldığı gözlemlenirken, soğutma süresi azaldıkça FB çapının arttığı gözlemlenmiştir. D1 parametresinin artan değerleri ile birlikte, FB merkezinde elde edilen en yüksek sıcaklık değerlerinin artma eğiliminde olduğu gözlemlenmiştir. X1 değerinin azalan değerlerinde FB merkez sıcaklıkları azalmaktadır. Diğer yandan D1 arttıkça yapıdaki martenzit oranı düşmektedir. Tüm bu parametreler arasındaki ilişkiler göz önüne alınarak istenilen genişlikte FB tasarımının geliştirilebilmesi için pratik bir denklem çıkarılmıştır.
- PSP öncesi durumdaki Usibor® 1500 sac malzemesinin içyapısı ferrit ve perlit fazlarını içermektedir. PSP sonrası durumda yapısal özellikler açısından değişimlere uğrayarak martenzit fazı oranı yüksek bir içyapı elde edilmiştir. Yapıdaki martenzit fazı oranı yoğunluğu ise SB ve FB bölgelerine göre değişkenlik gösterdiği saptanmıştır.

- Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP öncesinde 250 Hv seviyelerinde olan sertlik değerinin işlem sonrasında SB’de 495 Hv ve FB’de ise 310 Hv mertebelerine ulaşmaktadır. Bu durumun yapıda gelişen martenzitik faz yoğunluğundan kaynaklandığı düşünülmektedir.
- Usibor® 1500 sac malzemesinin PSP öncesinde 320 MPa akma mukavemeti, 560 MPa çekme mukavemeti ile %14,5 kopma uzaması sergilediği görülmektedir. Ostenitleştirildikten sonra havada soğutulmuş Usibor® 1500 sac malzemesi 500 MPa akma mukavemeti, 716 MPa’lık çekme mukavemeti ile %26,6 kopma uzaması sergilemektedir. PSP sonrasında FB’de 615 MPa akma mukavemeti 815 MPa’lık çekme mukavemeti ile %14,4 kopma uzaması; SB’de ise 1155 MPa akma mukavemeti 1595 MPa’lık çekme mukavemeti ile %9,2 kopma uzaması sergilediği görülmektedir.
- Usibor® 1500 sac malzemesinin darbe testi neticesinde kuvvetin deplasman ile artan eğilim sergileyerek SB bölgesinde yaklaşık 45,7 kN’luk, FB bölgesinde ise yaklaşık 51,2 kN’luk pik değerlere ulaşmıştır. Darbe yüklemeleri altında SB’de enerji emilim değeri, 175 J büyüklüğünde iken, bu değer FB’de 255 J değerine ulaşmaktadır. FB’de SB’ye göre yaklaşık %45’lik enerji emilimi artışı gözlemlenmiştir.
- SB ve FB bölgelerin gerçek gövde güvenlik bileşeninde denenmesi ile ilgili kesme/delme çalışmalarında SB’lerde 10 mm çaplı deliğin kesilmesi için gerekli kuvvet 31 kN mertebelerinde iken FB’lerde 19 kN mertebelerinde elde edilmiştir. FB’lerin kesilmesi için gerekli kuvvetin, SB’ye kıyasla %30 daha düşük mertebede olduğu anlaşılmaktadır.
- Kesme yüzeyleri SEM ile incelendiğinde SB’de daha gevrek bir geçiş, FB’de ise daha sünek bir kesme yüzeyi olduğu gözlemlendi. Farklı iki bölge arasındaki mekanik ve yapısal özellik farklarının kesme bölgelerinin oluşumunda ve gelişiminde etkili olduğu görüldü.

Prete Sertleştirme Prosesi ile ilgili öneriler;

- PSP kalıp sistemi farklı sac kalınlıklarında ve değişken yüzeylere sahip parçalar için çalışılabilir.
- Yeni sac malzemeler için (Örn: Usibor® 2000) bu çalışma tekrarlanabilir.

- Darbe ve kesme davranışlarıyla ilgili hesaplamalı çalışmalar gerçekleştirilebilir.
- Tez kapsamında kazanılan FB geliştirme stratejisi kalıp içinde ‘Soft Zone’ uygulamalarına yenilikçi bir bakış açısı getirebilir ve çalışmanın ayrıntıları PSP kalıp tasarım aşamasında kullanılarak hem maliyet hem de parça fonksiyonlitesini geliştirebilir şekilde kullanılabilir.
- Elde edilen yaklaşımlar ‘Warm forming’ çalışmalarında demirdışı malzemeler için (Al alaşımları) uygulanabilir.
- Fonksiyonlu bölge geliştirme stratejisi ‘rollforming’ teknolojilerine ‘hot-rollforming’ şeklinde yansıtılabilir.

Sürtünme Karıştırma Prosesi kapsamında elde edilen sonuçlar ana hatları ile aşağıda sıralanmıştır.

SKP'nin yüksek mukavemetli ve ince sac malzemelere uygulanmasında kullanılacak PLC tabanlı çalışma ve otomasyon yeteneklerine sahip özgün bir SKP sistemi tasarlandı. Tasarlanan sistem kullanılarak sac formdaki DP 600 ve TRIP 780 saclarına SKP uygulandı. Sonuçlar incelendiğinde sac genelinde makro anlamda bir malzeme hasarı ve/veya deformasyon süresizliği ile karşılaşılmadı.

- SKP sırasında ince sac numuneye uygulanan kayma birim şekil değişimlerinin büyüklüğü ile proses sırasında üretilen ısı ve buna bağlı olarak da SKP sırasındaki proses bölgesinin sıcaklığının kritik olduğu tespit edildi. Genel olarak bu kapsamda etkili olan en önemli işlem parametrelerinin takım çapı, takım dönme hızı ve takım ilerleme hızı olduğu kaydedildi.
- Genel olarak SKP işlemleri sırasında DP 600 ve TRIP 780 sac malzemelerinde meydana gelen kararlı proses sıcaklığı değerleri sırasıyla yaklaşık 915 °C ve 960 °C mertebelerine ulaşmaktadır.
- SKP öncesi durumda DP 600 sac malzemesinin içyapısı ferrit fazı tane sınırlarında ince parçacıklar şeklinde dağılmış olan martenzit fazından meydana gelmektedir. SKP öncesi durumda TRIP sac malzemesinin içyapısı ise ferrit, martenzit ve kalıntı ostenit fazlarından oluşmaktadır.
- DP 600 ve TRIP 780 sac malzemeleri SKP sonrasında; SKP öncesi durumdaki içyapısal 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 sac malzemesine uygulanan SKP sonrasında karışma bölgesinde kütleli martenzit fazı ile ferrit fazından meydana gelen bir içyapı ortaya çıkmaktadır. Isı tesiri altındaki bölgede ise, yapıdaki ferrit taneleri irileşmektedir. Uygulanan SKP işlemin sonrasında oldukça sınırlı genişlikte oluşa termomekanik olarak etkilenmiş bölgede ısı tesiri altındaki bölgedeki içyapı ile, karışma bölgesinde ortaya çıkan iç yapı arasında geçiş meydana gelmektedir.
- TRIP 780 sac malzemesine uygulanan SKP işlemleri sonrasında karışma bölgesinde işlem öncesi durumdaki kalıntı östenit fazı dönüşmekte ve sonuçta ferrit ve martenzit fazlarından oluşan bir içyapı meydana gelmektedir. Termo-mekanik olarak etkilenmiş bölgede bu dönüşüm kısmen gerçekleşmektedir. Isı tesiri altındaki bölgede ise, yapıdaki ferrit fazı taneleri irileşmektedir.
- DP 600 sac malzemesine SKP öncesinde 178 Hv seviyelerinde olan sertlik değerinin işlem sonrasında 315 Hv seviyelerine yükselmektedir. Bu sertlik artışının, KB içerisinde yaklaşık 11 mm genişliğindeki bir bölgede ve SKP yüzeyinden 0,6 mm derinlikte sağlanmaktadır. SKP işlemlerinin sonrasında ferrit fazındaki incelme ve martenzit fazının yapıdaki hacimsel oranının artması ek olarak da martenzit fazı morfolojinin kütleli forma dönüşmesinin sertlik değerlerinin artışında etkili olduğu düşünülmektedir.
- TRIP 780 sac malzemesine ise SKP öncesinde 250 Hv olan sertlik değeri SKP sonrasında iki kata yakın artış sergileyerek 490 Hv seviyelerine ulaşmaktadır. Elde edilen bu etkin sertlik artışı, 12 mm’lik bir genişlikte ve SKP yüzeyinden 0,8 mm derinlikte elde edildi. SKP sonrasında martenzit fazının baskın olduğu bir içyapının ortaya çıkması ile işlem öncesindeki duruma göre sertlik değerlerinin artışı belirgindir.
- Sürtünme karıştırma prosesinin uygulandığı DP 600 ve TRIP 780 saclarında önemli oranda mukavemet artışı elde edilmektedir. DP 600 sac malzemesine uygulanan SKP ile akma ve çekme dayanımı sırasıyla, 300 MPa’dan

811MPa'a ve 620 MPa'dan 1053 MPa'a yükselmektedir. TRIP 780 sac malzemesine 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. Bu artış, hem ferrit fazının tane boyutundaki incelmeye hem de martenzit fazının hacimsel oranının artmasından kaynaklanmaktadır.

- Sürtünme karıştırma prosesi süneklik özelliklerinde belli oranda azalmaya neden olmaktadır. DP 600 sac malzemesine uygulanan SKP sonrasında çeliğin sahip olduğu uniform uzama ve kopma uzaması değerleri %21 ve %34'den sırasıyla %6,3 ve %13,0 değerlerine azalmaktadır. Bu azalma özellikle, martenzit fazının kütleli hale gelmesi ile ferritik matris içerisinde oluşan gerilme yığılmalarının artmasından kaynaklanmaktadır.
- TRIP 780 sac malzemesine uygulanan SKP ise, bu özelliklerin %24 ve %36'dan %10 ve %21 değerlerine azalmasına neden olmaktadır. Söz konusu dönüşüm ile meydana gelen martenzit fazı yoğun içyapıda oluşan gevreklik süneklik özelliklerinin azalmasına neden olmaktadır.
- SKP öncesi ve SKP sonrasında DP 600 ve TRIP 780 saclarının şekillendirme davranışları detaylı incelendiğinde elde edilen kuvvet (F)-zımba ilerleme (X) eğrilerinden, numuneler bazında uygulanan deformasyonun kademeli olarak gerçekleştiği görülmektedir.
- DP 600 sacının işlem öncesi durumda 8,7 mm olan Erichsen indeksi SKP işlemleri sonrasında 7,1 mm seviyelerine düşmektedir. Zımba kuvvetleri ise SKP öncesi ve sonrası sırasıyla; 33,2 kN-28,1 kN seviyelerindedir. TRIP 780 sacının işlem öncesi durumda 9,16 mm olan Erichsen indeksi SKP işlemleri sonrasında 4,89 mm seviyelerine düşmektedir. Zımba kuvvetleri ise SKP öncesi 80,6 kN ve SKP sonrası 45,4 kN olarak elde edilmiştir. SKP'nin sac malzemelerin şekillendirme özelliklerinde hem beklenen hem de kabul edilebilir seviyede azalma meydana getirdiği gözlemlenmiştir.
- DP 600 ve TRIP 780 saclarının SKP sonrasında artan akma ve çekme mukavemeti değerlerinin Erichsen test sırasında elde edilen F-X diyagramının da daha yüksek kuvvet seviyelerinden seyretmesine neden olduğu gözlemlendi. Erichsen indekslerinde meydana gelen bu azalmalar,

SKP sonrasında sert ve gevrek mekanik özelliklere sahip olan martenzit fazının yapıda yüksek oranda oluşmasından kaynaklanmaktadır. SKP sonrasında artan mukavemet değerlerine rağmen çok daha küçük zımba deplasmanları sonrasında ortaya çıkan çatlak oluşumu, Erichsen indeksine ulaşmak için gerekli olan zımba kuvvetinin de sınırlı kalmasına neden oldu.

- SKP öncesi ve SKP sonrasında DP 600 ve TRIP 780 saclarının delik genişletme testlerinden elde edilen kuvvet (F)-zımba ilerleme (X) eğrilerinden SKP etkisi ile değişen mekanik ve yapısal özelliklerin etkileri gözlemlendi.
- DP 600 ve TRIP 780 işlem öncesi durumda sergilediği sırasıyla %143 ve %96 mertebelerindeki delik genişleme oranları uygulanan SKP işlemleri sonrasında önemli oranda azalma sergileyerek sırasıyla, %23 ve %25 değerlerini aldı. Bu azalma, DG deneylerinde serbest bir kenarın iki eksenli olarak gerilmesi sırasında karışma bölgesinin sergilediği çatlak oluşturma yatkınlığının diğer SKP bölgelerine göre daha yüksek olmasında dayandırılarak açıklandı.
- DP 600 sacının işlem öncesi durumda darbe yüklemeleri altında absorbe ettiği enerji 203 J iken SKP işlemleri sonrasında 182 J seviyelerine; TRIP 780 sacının işlem öncesi durumda darbe yüklemeleri altında absorbe ettiği enerji 520 J iken SKP işlemleri sonrasında 480 J seviyelerinde elde edilmiştir.

Sürtünme Karıştırma Prosesi ile ilgili öneriler;

- SKP proses parametreleri farklı sac malzemeler kullanılarak şekillendirme-darbe davranışı, yapısal ve mekanik özelliklerine etkileri araştırılarak, optimum proses şartları araştırılabilir.
- SKP uygulanmış durumdaki demir dışı malzemelerin mekanik davranışlarına yönelik çalışmalar geliştirilebilir.
- SKP işleminin malzemelerin darbe davranışına etkileri hesaplamalı yöntemler ile incelenebilir.
- Gerçek otomobil parçalarına yönelik uygulamalar SKP/SKK olarak gerçekleştirilebilir.

KAYNAKLAR

- [1] **Hall, J. N. & Ferkete, J. R.** (2017). Design of auto body: Materials perspective, *Automotive Steels*, 1-18.
- [2] **Development, A. M.** (2003). An Investment in Steel's Future, *American Iron and Steel Institute*.
- [3] **Åkerström, P. & Oldenburg, M.** (2006). Austenite decomposition during press hardening of a boron steel—Computer simulation and test, *Journal of Materials Processing Technology*, 174 (1), 399-406.
- [4] **Karbasian, H. & Tekkaya, A. E.** (2010). A review on hot stamping, *Journal of Materials Processing Technology*, 210 (15), 2103-2118.
- [5] **Behrens, B. A., Anas, G., Christoph, M.M., Jörn, S. J.** (2014). Hot Stamping of Load Adjusted Structural Parts, *Procedia Engineering*, 81 (Supplement C), 1756-1761.
- [6] **Norrbottens, J.** (1977). *U.K Patent No. GB1490535*. U.K Patent and Trademark Office.
- [7] **Billur, E.** (2017). Hot formed steels, in *Automotive Steels*, Woodhead Publishing, 387-411.
- [8] **Hall, J. N. & Fekete, J. R.** (2017). Steels for auto bodies: A general overview, *Automotive Steels*, Woodhead Publishing, 19-45.
- [9] **Akerstrom, P.** (2006). *Modelling and Simulation of Hot Stamping* (PHD Thesis). Lulea University of Technology, Sweden.
- [10] **Naderi, M., Durrenberger, L., Molinari, A., Bleck, W.** (2008). Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures, *Materials Science and Engineering: A*, 478 (1), 130-139.
- [11] **Naderi, M., Saeed-Akbari, A., Bleck, W.** (2008). The Effects of Non-Isothermal Deformation on Martensitic transformation in 22MnB5 Steel, *Material Science and Engineering A*, 445-455.
- [12] **Cin, K.** (2001). *B2R7r Martensitik Dönüşüm Kristalografisinin Teorik Analizi ve Ni-%37Al Alasımına Uygulanması* (Doktora Tezi). Süleyman Demirel Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Isparta.
- [13] **Li, N.** (2013). *Fundamentals Of Materials Modelling for Hot Stamping Of UHSS Panels with Graded Properties* (PHD Thesis). Imperial College London: Department of Mechanical Engineering, Londra.
- [14] **Eriksson, M., Oldenburg, M., Somani, M. C., Karjalainen L. P.** (2002). Testing and evaluation of material data for analysis of forming and hardening of boron steel components, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 10 (3), 277.
- [15] **George, R.** (2011). *Hot Forming of Boron Steels with Tailored Mechanical Properties: Experiments and Numerical Simulations* (Master of Science). University of Waterloo Canada.
- [16] **Abdulhay, B., Bourouga, B., Dessain, C.** (2011). Experimental and theoretical study of thermal aspects of the hot stamping process, *Applied Thermal Engineering*, 31 (5), 674-685.

- [17] **George, R., Bardelcik, A., and Worswick, M. J.** (2012). Hot forming of boron steels using heated and cooled tooling for tailored properties, *Journal of Materials Processing Technology*, 212 (11), 2386-2399.
- [18] **Bariani, P. F., Bruschi, S., Ghiotti, A., Turetta, A.** (2008). Testing formability in the hot stamping of HSS, *CIRP Annals*, 57 (1), 265-268.
- [19] **Thompson, A.** (2006). *High Strain Rate Characterization of Advanced High Strength Steels* (Master of Science). University of Waterloo, Canada.
- [20] **Åkerström, P., Bergman, G., and Oldenburg, M.** (2007). Numerical implementation of a constitutive model for simulation of hot stamping, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 15 (2), 105.
- [21] **Merklein, M. & Lechler, J.** (2006). Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 177 (1), 452-455.
- [22] **Rasera, J.** (2015). *Development of a Novel Technology for Rapidly Austenitizing Usibor® 1500P Steel* (Master of Science). University of Waterloo, Canada.
- [23] **Neugebauer, R., Altan, T., Geiger, M., Kleiner, M., Sterzing, A.** (2006). Sheet metal forming at elevated temperatures, *CIRP Annals*, 55 (2), 793-816.
- [24] **Ghosh, S. & Noboru, K.** (1988). Finite element formulation for the simulation of hot sheet metal forming processes, *International Journal of Engineering Science*, 26 (2), 143-161.
- [25] **M. V. Li, D. N., L. Meekisho, D. Atteridge.** (1998). A computational model for the prediction of steel hardenability, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 29 (3) 661-672.
- [26] **Turetta, A.** (2008). *Investigation of Thermal, Mechanical and Microstructural Properties of Quenchenable High Strength Steels in Hot Stamping Operations*(PHD Thesis).University of Padova, Italya.
- [27] **J. S. Kirkaldy and D. Venugopalan, i. A. R. M., J.I. Goldstein.** (1983). Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels, *International Conference on Phase Transformations in Ferrous Alloys*, 125-148.
- [28] **Hu, P., Liu,W.,Ying, L., Zhang, J.,Wang, D.** (2017). A thermal forming limit prediction method considering material damage for 22MnB5 sheet, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 1-12.
- [29] **Bergman, G.** (1999). *Modelling and Simulation of Simultaneous Forming and Quenching* (PHD Thesis). Lulea University of Technology, Sweden.
- [30] **ArcelorMittal.** (2010).Steels for hot stamping.Product Catalog.
- [31] **Hein, P. and Wilsius, J.** (2016). Status and Innovation Trends in Hot Stamping of Usibor 1500 P, *Steel Research International*, 79 (2), 85-91.
- [32] **R. Zum Mallen, J. R.** (2013). Development of a global first SUV body construction, in: Great Designs in Steel, *Livonia*, MI.
- [33] **M. Pfestorf, J. v. R.** (2006). Functional properties of high strength steel in body in hite, in: Great Designs in Steel, *SAE Technical Papers Series*.
- [34] **T. Stoehr, J. L. & M. Merklein.** (2009). Investigations on different strategies for influencing the mircostructural properties with respect to partial hot stamping, *Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel*, 273-281.
- [35] **Bodin, H.** (2010). Method of hot stamping and hardening a metal sheet, *Gestamp Hardtech AB Lulea, SE: United States*.
- [36] **Bardelcik, A.** (2012). *High Strain Rate Behaviour of Hot Formed Boron Steel with Tailored Properties* (PHD Thesis), University of Waterloo, Canada.

- [37] **Bardelcik, A., Vowles, C. J., Worswick, M. J.** (2018). A Mechanical, Microstructural, and Damage Study of Various Tailor Hot Stamped Material Conditions Consisting of Martensite, Bainite, Ferrite, and Pearlite, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 49 (4), 1102-1120.
- [38] **Mori, K. & Okuda, Y.** (2010). Tailor die quenching in hot stamping for producing ultra-high strength steel formed parts having strength distribution *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 59(1), 291-294.
- [39] **Thomas WM, N. E., Needham, J.C., Murch, M.G.,TempleSmith, P., Dawes, C.J. G. B.** (1991). *U.S Patent No. 9125978.8*. U.S Patent and Trademark Office.
- [40] **Mahoney, M. W., Rhodes, C. G., Flintoff, J. G.,Bingel, W. H.,Spurling, R. A.** (1998). Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29 (7), 1955-1964.
- [41] **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.** (2001). Friction Stir Welding and Processing, *TMS, Warrendale, PA, USA*, 159.
- [42] **Mishra, R. S. & Ma, Z. Y.** (2005). Friction stir welding and processing, *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 50 (1–2), 1-78.
- [43] **Chao, Y. J. & Qi, X.** (1998). Thermal and thermo-mechanical modeling of friction stir welding of aluminum alloy 6061-T6, *Journal of Materials Processing and Manufacturing Science*, 7 (2), 215-233.
- [44] **Benavides, S., Li, Y., Murr, L. E., Brown, D., McClure, J. C.** (1999). Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum, *Scripta Materialia*, 41 (8), 809-815.
- [45] **Mishra, R. S., Mahoney, M. W., McFadden, S. X., Mara, N. A.,Mukherjee, A. K.** (1999). High strain rate superplasticity in a friction stir processed 7075 Al alloy, *Scripta Materialia*, 42 (2), 163-168.
- [46] **Sato, Y., Sato, Y., Kokawa, H.,Enomoto, M.,Jogan, S.,Hashimoto, T.** (1999). Precipitation sequence in friction stir weld of 6063 aluminum during aging, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30 (12), 3125-3130.
- [47] **Sekban, D. M., Saray, O., Aktarer, S. M., Purcek, G., Ma, Z. Y.** (2015). Microstructure, mechanical properties and formability of friction stir processed interstitial-free steel, *Materials Science and Engineering: A*, 642,57-64.
- [48] **Atxaga, G., Pelayo, A., and Irisarri, A. M.** (2001). Effect of microstructure on fatigue behaviour of cast Al–7Si–Mg alloy, *Materials Science and Technology*, 17 (4), 446-450.
- [49] **Konkol, P. J., Mathers, J.A., Johnson, R.,Pickens, J.R.** (2003). Friction Stir Welding of HSLA-65 Steel for Shipbuilding, *Journal of Ship Production*, 19 (3), 159-164.
- [50] **Sutton, M. A., Reynolds, A.P., Yang, B., Taylor, R.** (2003). Mode I fracture and microstructure for 2024-T3 friction stir welds, *Materials Science and Engineering: A*, 354 (1–2), 6-16.
- [51] **Tehrani-Moghadam, H. G., Jafarian, H. R., Salehi, M. T., Eivani, A. R.** (2018). Evolution of microstructure and mechanical properties of Fe-24Ni-0.3C TRIP steel during friction stir processing, *Materials Science and Engineering: A*, 718, 335-344.

- [52] **Sayer, S.** (2007). *AA6063 (AlMgSi0.5) tipi alüminyum malzemelerin sürtünme karıştırma kaynağında kaynak değişkenlerinin, bağlantının dayanımı ve mikroyapı özellikleri üzerindeki etkilerinin araştırılması* (Doktora Tezi). Ege Üniversitesi. Fen Bilimleri Enstitüsü. İzmir.
- [53] **Mishra, R. S. & Mahoney, M. W.** (2007). Friction Stir Welding and Processing, *ASM International*.
- [54] **Węglowski, M. S.** (2018). Friction stir processing – State of the art, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 18 (1), 114-129.
- [55] **S. Lomolino, R. T. & J. dos Santos.** (2005). On the fatigue behaviour and design curves of friction stir butt-welded Al alloys, *International Journal of Fatigue*, 27, 305–316.
- [56] **Thomas, W. M. T. & P. L. Nicholas, E. D.** (1999). Feasibility of friction stir welding steel, *Science and Technology of Welding and Joining*, 4 (6), 365-372.
- [57] **Attallah, M. M. & Salem, H. G.** (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.
- [58] **Kim, Y. G., Fujii, H., Tsumura, T., Komazaki, T., Nakata, K.** (2006). Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 415 (1–2), 250-254.
- [59] **Zhang, Y. N., Wang, S., Qiu, C., Zhang, W.,** (2012). Review of tools for friction stir welding and processing, *Canadian Metallurgical Quarterly*, 51 (3), 250-261.
- [60] **He, X., Gu, F., Ball, A.** (2014). A review of numerical analysis of friction stir welding, *Progress in Materials Science*, 65, 1-66.
- [61] **Darras, B. M.** (2005). *Experimental And Analytical Study Of Friction Stir Processing* (Master of Science). University of Kentucky. ABD.
- [62] **Liu, X., Lan, S., Ni, J.** (2015). Electrically assisted friction stir welding for joining Al 6061 to TRIP 780 steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 219, 112-123.
- [63] **Medina, G. P., Robledo, P.Z., Pérez, A.M.** (2016). Microstructural Development in a TRIP-780 Steel Joined by Friction Stir Welding (FSW): Quantitative Evaluations and Comparisons with EBSD Predictions, *Soldagem & Inspeção*, 21, 146-155.
- [64] **Chung, K.H., Lee, W., Kim, J.H., Kim, C., Park, S.H., Kwon, D., Chung, K.** (2009). Characterization of mechanical properties by indentation tests and FE analysis – validation by application to a weld zone of DP590 steel, *International Journal of Solids and Structures*, 46 (2), 344-363.
- [65] **Ahmed, E., Reisgen, U., Schleser, M., Mokrov, O.** (2010). On formability of tailor laser welded blanks of DP/TRIP steel sheets, *Science and Technology of Welding and Joining*, 15 (5), 337-342.
- [66] **Bhadshia, H.K.D.H. & DebRoy, T.** (2009). Critical assessment: friction stir welding of steels, *Science and Technology of Welding and Joining*, 14 (3), 193-196.
- [67] **Chaudhary, A., et al.** (2018). The Mechanical Properties of Different alloys in friction stir processing: A Review, *Materials Today: Proceedings*, 5 (2, Part 1), 5553-5562.
- [68] **Chao, Y. J., Qi, X., & Tang, W.** (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.

- [69] **Mishra, R. S., Partha, S. D., Kumar, N.** (2012). Fundamentals of the Friction Stir Process, *Friction Stir Welding and Processing: Science and Engineering*.
- [70] **Nandan, R., DebRoy, T., Bhadeshia, H. K. D. H.** (2008). Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties, *Progress in Materials Science*, 53 (6), 980-1023.
- [71] **Fujii, H., Cui, L., Tsuji, N., Maeda, M., Nakata, K., Nogi, K.** (2006). Friction stir welding of carbon steels, *Materials Science and Engineering: A*, 429 (1–2), 50-57.
- [72] **Fekete, J. R. & Hall, J. N.** (2017). Design of auto body: Materials perspective, in *Automotive Steels*, Woodhead Publishing, 1-18.
- [73] **Frigaard, Ø., Grong, Ø., Midling, O. T.** (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.
- [74] **Rahmaan, T., Bardelcik, A., Imbert, J., Butcher, C., Worswick, M. J.** (2016). Effect of strain rate on flow stress and anisotropy of DP600, TRIP780, and AA5182-O sheet metal alloys, *International Journal of Impact Engineering*, 88 (Supplement C), 72-90.
- [75] **Heurtier, P., Jones, M. J., Desrayaud, C., Driver, J. H., Montheillet, F., Allehaux, D.** (2006). Mechanical and thermal modelling of Friction Stir Welding, *Journal of Materials Processing Technology*, 171(3), 348-357.
- [76] **Baraka, A., Panoutsos, G., Cater, S.** (2015). A real-time quality monitoring framework for steel friction stir welding using computational intelligence, *Journal of Manufacturing Processes*, 20 (1), 137-148.
- [77] **Threadgill, P. L.** (2007). Terminology in friction stir welding, *Science and Technology of Welding and Joining*, 12 (4), 357-360.
- [78] **Rai, R., De, A., Bhadeshia, H. K. D. H., DebRoy, T.** (2011). Review: friction stir welding tools, *Science and Technology of Welding and Joining*, 16 (4), 325-342.
- [79] **Amirafshar, A. & Pouraliakbar, H.** (2015). Effect of tool pin design on the microstructural evolutions and tribological characteristics of friction stir processed structural steel, *Measurement*, 68, 111-116.
- [80] **Patel, V. V., Badheka, V., Kumar, A.** (2017). Effect of polygonal pin profiles on friction stir processed superplasticity of AA7075 alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, 240, 68-76.
- [81] **Ma, Z. Y., Sharma, S. R., Mishra, R. S.** (2006). Microstructural modification of as-cast Al-Si-Mg alloy by friction stir processing, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37 (11), 3323-3336.
- [82] **Padhy, G. K., Wu, C. S., Gao, S.** (2018). Friction stir based welding and processing technologies - processes, parameters, microstructures and applications: A review, *Journal of Materials Science & Technology*, 34 (1), 1-38.
- [83] **Wang, X., Pan, Y., Lados, D. A.** (2018). Friction Stir Welding of Dissimilar Al/Al and Al/Non-Al Alloys: A Review, *Metallurgical and Materials Transactions B*,
- [84] **Patel, V. V., Badheka, V., Kumar, A.** (2016). Influence of Friction Stir Processed Parameters on Superplasticity of Al-Zn-Mg-Cu Alloy, *Materials and Manufacturing Processes*, 31 (12), 1573-1582.

- [85] **Çam, G.** (2011). Friction stir welded structural materials: beyond Al-alloys, *International Materials Reviews*, 56 (1), 1-48.
- [86] **Nakata, K., Kim, Y. G., Fujii, H., Tsumura, T., Komazaki, T.** (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.
- [87] **Podrzaj, P., Jerman, B., Klobcar, D.** (2015). Welding Defects at Friction Stir Welding, *Metallurgija*, 54 (2), 387-389.
- [88] **Sudhakar, M., Srinivasa Rao, C. H., Saheb, K. M.** (2018). Production of Surface Composites by Friction Stir Processing-A Review, *Materials Today: Proceedings*, 5 (1, Part 1), 929-935.
- [89] **Hirata, T., Oguri, T., Hagino, H., Tanaka, T., Chung, S.W., Takigawa, Y., Higashi, K.** (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.
- [90] **Chang, C. I., Du, X. H., Huang, J. C.** (2007). Achieving ultrafine grain size in Mg-Al-Zn alloy by friction stir processing, *Scripta Materialia*, 57 (3), 209-212.
- [91] **Su, J.-Q., Nelson, T. W., Sterling, C. J.** (2005). Friction stir processing of large-area bulk UFG aluminum alloys, *Scripta Materialia*, 52 (2), 135-140.
- [92] **Xue, P., Xiao, B. L., Ma, Z. Y.** (2012). High tensile ductility via enhanced strain hardening in ultrafine-grained Cu, *Materials Science and Engineering: A*, 532, 106-110.
- [93] **Xue, P., Xiao, B. L., Ma, Z. Y.** (2013). Enhanced strength and ductility of friction stir processed Cu-Al alloys with abundant twin boundaries, *Scripta Materialia*, 68 (9), 751-754.
- [94] **Sato, Y. S., Kokawa, H., Enomoto, M., Jogan, S.** (1999). Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 30 (9), 2429-2437.
- [95] **Gerlich, A. P.** (2017). Critical assessment: friction stir processing, potential, and problems, *Materials Science and Technology*, 33 (10), 1139-1144.
- [96] **Yazdipour, A., Shafiei M, A., Dehghani, K.** (2009). Modeling the microstructural evolution and effect of cooling rate on the nanograins formed during the friction stir processing of Al5083, *Materials Science and Engineering: A*, 527 (1), 192-197.
- [97] **Khodir, S. A., Morisada, Y., Ueji, R., Fujii, H.** (2012). Microstructures and mechanical properties evolution during friction stir welding of SK4 high carbon steel alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 558, 572-578.
- [98] **Lienert, T., Stellwag Jr, W.L., Grimmett, B.B., Warke, R.W.** (2003). Friction stir welding studies on mild steel, *Welding Journal-New York*, 82 (1), 1-S.
- [99] **Park, S. H. C., Sato, Yutaka S., Kokawa, H., Okamoto, K., Hirano, S., Inagaki, M.** (2003). Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding, *Scripta Materialia*, 49 (12), 1175-1180.
- [100] **Reynolds, A. P., Tang, W., Gnaupel-Herold, T., Prask, H.** (2003). Friction stir welding of DH36 steel, *Science and Technology of Welding and Joining*, 8 (6), 455-461.

- [101] Reynolds, A. P., Tang, W., Gnaupel-Herold, T., Prask, H. (2003). Structure, properties, and residual stress of 304L stainless steel friction stir welds, *Scripta Materialia*, 48 (9), 1289-1294.
- [102] Meran, C., Kovan, V., Alptekin, A. (2007). Friction stir welding of AISI 304 austenitic stainless steel, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 38 (10), 829-835.
- [103] Miles, M. P., Nelson, T. W., Steel, R., Olsen, E., Gallagher, M. (2009). Effect of friction stir welding conditions on properties and microstructures of high strength automotive steel, *Science and Technology of Welding and Joining*, 14 (3), 228-232.
- [104] Bilgin, M. B. & Meran, C. (2012). The effect of tool rotational and traverse speed on friction stir weldability of AISI 430 ferritic stainless steels, *Materials & Design*, 33, 376-383.
- [105] Cho, H.-H., Hong, Sung-T., Roh, Jae-H., Choi, Hyun-S., Kang, Suk H., Steel, Russell J., Han, H. N. (2013). Three-dimensional numerical and experimental investigation on friction stir welding processes of ferritic stainless steel, *Acta Materialia*, 61 (7), 2649-2661.
- [106] Hajian, M., Abdollah-zadeh, A., Rezaei-Nejad, S. S., Assadi, H., Hadavi, S. M., M., Chung, K., hokouhimehr, M. (2015). Microstructure and mechanical properties of friction stir processed AISI 316L stainless steel, *Materials & Design*, 67, 82-94.
- [107] Yasavol, N., Abdollah-zadeh, A., Vieira, M. T., Jafarian, H. R. (2014). Microstructure evolution and texture development in a friction stir-processed AISI D2 tool steel, *Applied Surface Science*, 293, 151-159.
- [108] Kim, Y. G., Kim, J. S., Kim, I. J. (2014). Effect of process parameters on optimum welding condition of DP590 steel by friction stir welding, *Journal of Mechanical Science and Technology*, 28 (12), 5143-5148.
- [109] Cui, L., Cui, L., Fujii, H., Tsuji, N., Nogi, K. (2007). Friction stir welding of a high carbon steel, *Scripta Materialia*, 56 (7), 637-640.
- [110] Sekban, D. M., Aktarer, S. M., Xue, P., Ma, Z. Y., Purcek, G. (2016). Impact toughness of friction stir processed low carbon steel used in shipbuilding, *Materials Science and Engineering: A*, 672, 40-48.
- [111] Xue, P., Xiao, B. L., Wang, W. G., Zhang, Q., Wang, D., Wang, Q. Z., Ma, Z. Y. (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.
- [112] Nelson, T. W. & Rose, S. A. (2016). Controlling hard zone formation in friction stir processed HSLA steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 231 66-74.
- [113] Mironov, S., Sato, Y. S., Yoneyama, S., Kokawa, H., Fujii, H. T., Hirano, S. (2018). Microstructure and tensile behavior of friction-stir welded TRIP steel, *Materials Science and Engineering: A*, 717 26-33.
- [114] Chabok, A. & Dehghani, K. (2010). Formation of nanograin in IF steels by friction stir processing, *Materials Science and Engineering: A*, 528 (1), 309-313.
- [115] Grewal, H. S., Arora, H. S., Singh, H., Agrawal, A. (2013). Surface modification of hydroturbine steel using friction stir processing, *Applied Surface Science*, 268 (0), 547-555.

- [116] **Mehranfar, M. & Dehghani, K.** (2011). Producing nanostructured super-austenitic steels by friction stir processing, *Materials Science and Engineering: A*, 528 (9), 3404-3408.
- [117] **Santella, M., Engstrom, T., Storjohann, D., Pan, T-Y.** (2005). Effects of friction stir processing on mechanical properties of the cast aluminum alloys A319 and A356, *Scripta Materialia*, 53 (2), 201-206.
- [118] **Tanigawa, H., Ozawa, K., Morisada, Y., Noh, S., Fujii, H.** (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.
- [119] **Cavaliere, P.** (2013). Friction Stir Welding of Al Alloys: Analysis of Processing Parameters Affecting Mechanical Behavior, *Procedia CIRP*, 11, 139-144.
- [120] **Miura, T., Ueji, R., Fujii, H.** (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.
- [121] **Bauri, R., Yadav, D., Shyam K. C. N., Balaji, B.** (2015). Tungsten particle reinforced Al 5083 composite with high strength and ductility, *Materials Science and Engineering: A*, 620 (0), 67-75.
- [122] **Etter, A. L., Baudin, T., Fredj, N., Penelle, R.** (2007). Recrystallization mechanisms in 5251 H14 and 5251 O aluminum friction stir welds, *Materials Science and Engineering: A*, 445-446, 94-99.
- [123] **Liu, G., Murr, L. E., Niou, C. S., McClure, J. C., Vega, F. R.** (1997). Microstructural aspects of the friction-stir welding of 6061-T6 aluminum, *Scripta Materialia*, 37 (3), 355-361.
- [124] **Svensson, L. E., Karlsson, L., Larsson, H., Karlsson, B., Fazzini, M., Karlsson, J.** (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.
- [125] **Wang, W., Xu, R., Hao, Y., Wang, Q., Yu, L., Che, Q., Cai, J., Wang, K., Ma, Z.** (2018). Corrosion fatigue behavior of friction stir processed interstitial free steel, *Journal of Materials Science & Technology*, 34 (1), 148-156.
- [126] **Gungor, B., Kaluc, E., Taban, E., Sık, A.** (2014). Mechanical, fatigue and microstructural properties of friction stir welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys, *Materials & Design*, 56 84-90.
- [127] **Jayaraman, N., Prevéy, P., Mahoney, M.** (2003). Fatigue life improvement of aluminum alloy FSW with low plasticity burnishing, *TMS Annual Meeting*.
- [128] **Tra, T. H., Okazaki, M., Suzuki, K.** (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.
- [129] **Aldajah, S. H., Aldajah, S. H., Ajayi, O. O., Fenske, G. R., David, S.** (2009). Effect of friction stir processing on the tribological performance of high carbon steel, *Wear*, 267 (1-4), 350-355.
- [130] **Chen, Y. C. & Nakata, K.** (2009). Evaluation of microstructure and mechanical properties in friction stir processed SKD61 tool steel, *Materials Characterization*, 60 (12), 1471-1475.

- [131] **Rahbar-kelishami, A., Abdollah-zadeh, A., Hadavi, M. M., Banerji, A., Alpas, A., Gerlich, A. P.** (2015). Effects of friction stir processing on wear properties of WC–12%Co sprayed on 52100 steel, *Materials & Design*, 86, 98-104.
- [132] **Nagaoka, T., Kimoto, Y., Watanabe, H., Fukusumi, M., Morisada, Y., Fujii, H.** (2015). Friction stir processing of a D2 tool steel layer fabricated by laser cladding, *Materials & Design*, 83, 224-229.
- [133] **Mansoor, B. & Ghosh, A. K.** (2012). Microstructure and tensile behavior of a friction stir processed magnesium alloy, *Acta Materialia*, 60 (13–14), 5079-5088.
- [134] **Lee, W., Chung, K., Kim, D., Kim, J., Kim, C., Okamoto, K., Wagoner, R.H., Chung, K.** (2009). Experimental and numerical study on formability of friction stir welded TWB sheets based on hemispherical dome stretch tests, *International Journal of Plasticity*, 25 (9), 1626-1654.
- [135] **TWI.** (2018). *TWI combines heritage with innovation for the Morgan Motor Company.*
- [136] **Neugebauer, R., Schieck, F., Polster, S., Mosel, A., Rautenstrauch, A., Schönherr, J., Pierschel, N.** (2012). Press hardening — An innovative and challenging technology, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 12 (2), 113-118.
- [137] **Saray, O., Purcek, G., Karaman, I., Maier, H. J.** (2013). Formability of Ultrafine-Grained Interstitial-Free Steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 44 (9), 4194-4206.
- [138] **Wang, Z., et al.** (2014). Hot Stamping of High Strength Steel with Tailored Properties by Two Methods, *Procedia Engineering*, 81 (Supplement C), 1725-1730.
- [139] **Tang, B. T., Bruschi, S., Ghiotti, A., Bariani, P. F.** (2014). Numerical modelling of the tailored tempering process applied to 22MnB5 sheets, *Finite Elements in Analysis and Design*, 81, 69-81.
- [140] **Medina, G. P., Ferreira, H. L., Robledo, P. Z., Pérez, A. M., Valdés, F. A. R.** (2016). Microstructural development in a TRIP-780 steel joined by friction stir welding (FSW): Quantitative evaluations and comparisons with EBSD predictions, *Soldagem e Inspecao*, 21 (2), 146-155.
- [141] **Sugimoto, K. & Mukherjee, M.** (2017). TRIP aided and complex phase steels*, in *Automotive Steels*, Woodhead Publishing, 217-257.
- [142] **Mazzaferro, C. C. P., Rosendo, T. S., Tier, M. A. D., Mazzaferro, J. A. E., Dos Santos, J. F., Strohaecker, T. R.** (2015). Microstructural and Mechanical Observations of Galvanized TRIP Steel after Friction Stir Spot Welding, *Materials and Manufacturing Processes*, 30 (9), 1090-1103.
- [143] **Steffen, B., Stefan, L., Peter, W.** (2016). Non-Local Ductile Damage Formulations for Sheet Bulk Metal Forming, *Journal of Physics: Conference Series*, 734 (3), 032059.
- [144] **Wang, C., Chen, J., Xia, C., Ren, F., Chen, J.** (2014). A New Method to Calculate Threshold Values of Ductile Fracture Criteria for Advanced High-Strength Sheet Blanking, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23 (4), 1296-1306.

- [145] **Nasser, A., Yadav, A., Pathak, P., Altan, T.** (2010). Determination of the flow stress of five AHSS sheet materials (DP 600, DP 780, DP 780-CR, DP 780-HY and TRIP 780) using the uniaxial tensile and the biaxial Viscous Pressure Bulge (VPB) tests, *Journal of Materials Processing Technology*, 210(3), 429-436
- [146] **Vroljik, M., Lorenz, D., Porzner, H., Holecek, M.,** (2017). Supporting Lightweight Design: Virtual Modeling of Hot Stamping with Tailored Properties and Warm and Hot Formed Aluminium, *Procedia Engineering*, 183 (Supplement C), 336-342.
- [147] **Field, N.** (2017). *Austenitization of Ultra High Strength Steel by Direct Contact Heating for Hot Forming Die Quenching* (Master of Science). University of Waterloo Canada.
- [148] **Merklein, M., Wieland, M., Lechner, M., Bruschi, S., Ghiotti, A.** (2016). Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review, *Journal of Materials Processing Technology*, 228 (Supplement C), 11-24.
- [149] **Lehmann, H.** (2015). New Developments in Furnace for Press-Hardening, *5th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel*. Toronto.
- [150] **Merklein, M. & Svec, T.** (2012). Hot Stamping: Manufacturing Functional Optimized Components, *Production Engineering*, 7 (2-3), 141-151.
- [151] **Yanagimoto, J., Dupin, E., Liu, Jin-S., Yanagida, A.** (2014). Numerical Analysis for Microstructure Control in Hot Forming Process, *Procedia Engineering*, 81 (Supplement C), 38-43.
- [152] **Liang, W., Wang, L., Liu, Y., Wang, Y., Zhang, Y.** (2014). Hot Stamping Parts with Tailored Properties by Local Resistance Heating, *Procedia Engineering*, 81 (Supplement C), 1731-1736.
- [153] **Rasera, J. N. Daun, K. J., Shi, C. J., D'Souza, M.** (2016). Direct contact heating for hot forming die quenching, *Applied Thermal Engineering*, 98 1165-1173.
- [154] **Naderi, M.** (2007). *Hot Stamping of High Strength Steels* (PHD Thesis). Aachen University. Almanyia
- [155] **Omer, K.** (2015). *Development and Testing of a Hot Stamped Axial Crush Member with Tailored Properties* (Master of Science). University of Waterloo, Canada.
- [156] **Peister, C., George, R., Omer, K., Worswick, M. J., Malcolm S., Dykeman J., Yau, C., Soldaat, R., W. Bernert.** (2017). Forming of an axially tailored automotive channel section through hot stamping of tailor-welded blanks, *Journal of Physics: Conference Series*, 896 (1), 012052.
- [157] **Muvunzi, R., Dimitrov, D. M., Matope, S., Harms, T. M.** (2017). Evaluation of Models for Cooling System Design in Hot Stamping Tools, *Procedia Manufacturing*, 7 (Supplement C), 701-707.
- [158] **Mu, Y., Wang, B., Zhou, J., Huang, X., Li, X.** (2017). Hot Stamping of Boron Steel Using Partition Heating for Tailored Properties: Experimental Trials and Numerical Analysis, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 48 (11), 5467-5479.
- [159] **Tekkaya, A. E., Khalifa, N. B., Grzanic, G., Hölker, R.** (2014). Forming of Lightweight Metal Components: Need for New Technologies, *Procedia Engineering*, 81 (Supplement C), 28-37.

- [160] **Behrens, B.-A. B., Anas Gaebel, Christoph Michael Moritz, Jörn Schrödter, Jens.** (2014). Hot Stamping of Load Adjusted Structural Parts, *Procedia Engineering*, 81 (Supplement C), 1756-1761.
- [161] **Ozturk Yilmaz, I. & Saray, O.** (2018). 'Soft Zone' Applications In Hot Forming Process, *9th International Automotive Technologies Congress*. Bursa: Sheraton, Mayıs 07-08.
- [162] **Ozturk Yilmaz, I. & Kaftanoğlu, B.** (2015). Integration of Press Hardening with Cold Trimming, *5th International Conference on Accuracy in Forming Technology ICAFT and 22nd Saxon Conference for Forming Technology SF*. (p.05-117).Chemnitz: IWU, November 10-11.
- [163] **Chao, Y. J., Ward, J. D., Sands, R. G.** (2007). Charpy impact energy, fracture toughness and ductile–brittle transition temperature of dual-phase 590 Steel, *Materials & Design*, 28 (2), 551-557.
- [164] **Prajogo, Y.** (2015). *Hot Stamping of a Boron Steel Side Impact Beam with Tailored Flange Properties - Experiments and Numerical Simulations* (Master of Science). University of Waterloo Canada.
- [165] **Omer, K.** (2017). Testing of a hot stamped axial crush member with tailored properties – Experiments and models, *International Journal of Impact Engineering*, 103 (Supplement C), 12-28.
- [166] **Mori, K., Bariani, P. F.,Behrens, B. A.,Brosius, A.,Bruschi, S.,Maeno, T.,Merklein, M.,Yanagimoto, J.** (2017). Hot stamping of ultra-high strength steel parts, *CIRP Annals*, 66 (2), 755-777.

ÖZGEÇMİŞ



Ad-Soyad : İmren ÖZTÜRK YILMAZ

Doğum Tarihi ve Yeri : 06.01.1986/Kars

ÖĞRENİM DURUMU:

- **Lisans** : 2009, Ankara Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Fizik Mühendisliği Bölümü
- **Lisans** : 2012, Anadolu Üniversitesi, İktisadi İdari Bilimler Fakültesi, İşletme Bölümü
- **Yüksek Lisans** : 2012, Balıkesir Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

TEZDEN TÜRETİLEN ESERLER, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Saray, O., Ozturk Yilmaz, I., Yilmaz, 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.
- **Ozturk Yilmaz, I., Yilmaz, 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.
- **Yilmaz, M., Saray, O., Ozturk Yilmaz, I.**, (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.
- **Ozturk Yilmaz, I. & Saray, O.** (2018). ‘Soft zone’ applications in hot forming process, *9th International Automotive Technologies Congress*, (ss.). Bursa: U.Ü, Mayıs 7-8.
- **Ozturk Yilmaz, I. & Saray, O.** (2019). Development of Selective Cooling Approach to Generate Easy-to-cut-zones for Hot Formed Lightweight

Automotive Components, *7th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel*, (ss.) Luleå (İsveç): CHS²-2017, Haziran 2-5.

- **Ozturk Yilmaz, I., Yilmaz, M., Saray, O.,** (2019). Biaxial deformation behavior of friction stir processed TRIP steel sheets, *European Mechanical Science*, 3 (2), 56-61.
- **Ozturk Yilmaz, I. & Saray, O.** (2018). TR Patent No. 2018/00187. Ankara, Türk Patent ve Marka Kurumu.

DİĞER ESERLER, SUNUMLAR VE PATENTLER:

- **Ozturk Yilmaz, I.** (2011). Sıcak şekillendirme prosesi ve kaynaklı montaj hattının yalınlaştırılması, *Uludağ Üniversitesi Ar-ge ve Bilgilendirme Günleri*, Bursa: Kasım 15-16.
- **Ozturk Yilmaz, I.** (2012). Otomotiv sac şekillendirme kalıplarında kullanılan malzemelerin tribolojik özelliklerinin incelenmesi, *OTEKON 6. Otomotiv Teknolojileri Kongresi*, Bursa: Haziran 4-5.
- **Ozturk Yilmaz, I.** (2012). Kalıp Üretim Aşamalarının Standart Zamanlarının Belirlenmesi, Yöneylem Araştırması ve Endüstri Mühendisliği 32.Ulusal Kongresi YAEM, İstanbul: Doğu Üniversitesi, Haziran 20-22.
- **Ozturk Yilmaz, I.** (2013). Investigation of the tribological properties of materials used in automotive sheet forming dies, *Conference and Exhibition on Design and production of Machines and Dies/Molds*, June 20-23, 2013, Dedeman Hotel&Convention Center, Antalya, Turkey.
- **Ozturk Yilmaz, I. & Toktaş, G.** (2013). Otomotiv sac şekillendirme kalıplarında kullanılan malzemelerin tribolojik özelliklerinin incelenmesi, *Mühendis ve Makina*, 54(647), 47-52.
- **Ozturk Yilmaz, İ., Ceylan N., Özenç, S., Özmutlu S., Özmutlu H.** (2014). Otomotiv Sac Metal Şekillendirme Kalıp Üretim Aşamalarının Standart Zamanlarının Belirlenmesi, *OTEKON 2014 7. Otomotiv Teknolojileri Kongresi*, Bursa: Mayıs.26-27.
- **Ozturk Yilmaz, I., Ceylan N., Özenç,S., Özmutlu S., Özmutlu H.** (2014).Determination Of Standart Times In Die Manufacturing Stages Using Statistical Techniques, *9th International Statistics Day Symposium.*,10-14 May 2014, Side Antalya,Turkey.
- **Ozturk Yilmaz, I., Toktaş, G.** (2016).Tribological properties of self-lubricating bronze-graphite composite against Fe-based alloys, *Industrial Lubrication and Tribology*, 68-6.
- **Ozturk Yilmaz, I., Kaftanoğlu, B.** (2015). Investigation of Cutting Parameters of Press Hardened Materials, *8th International Conference and Exhibition on Design and Production of MACHINES and DIES/MOLDS*, 18-21 JUNE 2015 Pine Bay Holiday Resort, Kusadasi, Aydin ,TURKEY.
- **Ozturk Yilmaz, I., Kaftanoğlu, B.,Halaçoğlu T., Kılıçkan.M.** (2015). Integration of press hardening with cold trimming, *5th International Conference on Accuracy in Forming Technology ICAFT 2015 and 22nd Saxon Conference for Forming Technology SFU*, November 10-11, 2015, Chemnitz, Germany.
- **Gençosman Çağlar, B., Ozturk Yilmaz, İ., Beğen, M., Ceylan N., Özmutlu H.,** (2016). Scheduling Methods For Efficient Stamping Operations at an

Automotive Company, *Production and Operations Management*, 25 (11), 902-1918.

- **Ozturk Yilmaz, I. & Bilici, A.** (2019). The investigation of springback behaviors of TBF1050 sheet metal by experimental and simulation methods in u-bending die, 4th International Mediterranean Science and Engineering Congress (IMSEC 2019) April 25-27, Alanya Lonicera Resort & Spa Hotel Antalya/Turkey.
- **Ozturk Yilmaz, I. & Bilici, A.** (2019). Use of 3rd generation sheet metals in vehicle body safety components; weight reduction, strengthening, 4th International Mediterranean Science and Engineering Congress (IMSEC 2019) April 25-27, 2019 Alanya Lonicera Resort & Spa Hotel Antalya/Turkey.
- **Ozturk Yilmaz, İ., Bilici, A., Aydın. H.** (2019). Microstructure and mechanical properties of dissimilar resistance spot welded DP1000–QP1180 steel sheets, *Journal of Central South University*, 26(1), 25-42.
- **Ozturk Yilmaz, İ., Bilici, A.** (2018). Studies on the use of the 3rd generation TBF steel in the automotive industry, *5TH International conference on new forming technology (ICNFT2018)*.
- **Ozturk Yilmaz, İ., Bilici, A., Aydın. H.** (2018). Electrical resistance spot weldability of new generation TBF steel in different thicknesses, *9th International Automotive Technologies Congress, May*.
- **Billur E., Karabulut S., Ozturk Yilmaz, İ., Erzincanoğlu S., Çelik H., Altınok E., Başer T.** (2018). Mechanical properties of trip aided bainitic ferrite (tbf) steels in production and service conditions, *Hittite Journal of Science and Engineering*, 5 (3) 231-23.
- **Ozturk Yilmaz, İ.** (2018). TR Faydalı Model No. 2018/16595. Ankara, Türk Patent ve Marka Kurumu.
- **Ozturk Yilmaz, İ.** (2018). TR Patent No. 2018/16598. Ankara, Türk Patent ve Marka Kurumu.