



T.C.
NECMETTİN ERBAKAN NİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ



**TAILOR-WELDED SAÇLARDA KAYNAK
BÖLGESİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN
MİKRO VE MAKRO BOYUTTA
İNCELENMESİ**

Ekrem ÖZTÜRK

DOKTORA TEZİ

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

**Temmuz-2021
KONYA
Her Hakkı Saklıdır**

TEZ BİLDİRİMİ

Bu tezdeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edildiğini ve tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

DECLARATION PAGE

I hereby declare that all information in this document has been obtained and presented in accordance with academic rules and ethical conduct. I also declare that, as required by these rules and conduct, I have fully cited and referenced all material and results that are not original to this work.

Ekrem ÖZTÜRK

Tarih: 13.07.2021

ÖZET

DOKTORA TEZİ

TAILOR-WELDED SACLARDA KAYNAK BÖLGESİNİN MEKANİK ÖZELLİKLERİNİN MİKRO VE MAKRO BOYUTTA İNCELENMESİ

Ekrem ÖZTÜRK

Necmettin Erbakan Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü
Makine Mühendisliği Anabilim Dalı

Danışman: Prof. Dr. Hüseyin ARIKAN

2021, 144 Sayfa

Jüri

Prof. Dr. Hüseyin ARIKAN
Doç. Dr. Hakan GÖKMEŞE
Dr. Öğr. Üyesi Yusuf UZUN
Doç. Dr. Muhammet Hüseyin ÇETİN
Dr. Öğr. Üyesi Mevlüt TÜRKÖZ

Modern otomotiv endüstrisi, malzemelerin işlenmesine ve hafif malzemelere yeni teknolojiler uygulayarak araçların ağırlığını ve dolayısıyla yakıt tüketimini azaltmaktadırlar. Bu nedenle beyaz gövdede, sadece daha yüksek mukavemet veya sertliğin gerekli olduğu alanlarda tailor-welded saclar kullanılmakta ve bu sayede ağırlık azaltılmaktadır. Tailor-welded saclar, nihai ürüne şekillendirilmeden önce birbirine kaynatılmış, malzeme, kalınlık, kaplama ve/veya malzeme özellikleri bakımından farklılık gösteren iki veya daha fazla parçadan oluşan saclardır. Gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler tailor-welded saclar için iyi birer potansiyeldir. Bu kapsamda tez çalışmasında çift fazlı DP600 ve DP800 çelikleri incelenmiştir. 1.8 mm kalınlığındaki DP600 ve 0.8 ve 1.5 mm kalınlıklarındaki DP800 çeliklerin CO₂ lazer kaynağı ile birleştirilmesi sonucunda tailor-welded saclar üretilmiştir. Lazer gücü ve kaynak hızının tailor-welded sacların mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. Tek eksenli çekme testleriyle lazer kaynaklı sacların akma ve çekme dayanımı, pekleşme üsteli ve mukavemet katsayısı değerleri belirlenmiş ve mikrovickers sertlik testleriyle kaynak bölgelerinin sertlik değerleri ölçülmüş ve karşılaştırılmıştır. Ana malzemelerin ve tailor-welded sacların kaynak bölgelerinin mikroyapıları elde edilmiş ve literatürde yeni bir yöntem olan mikromekanik modellemeyle mikroyapıların sonlu elemanlar analizleri gerçekleştirilmiştir. Ana malzemelerin ve kaynak bölgelerinin mikroyapılarındaki gerilme ve şekil değişimleri Ls-Dyna yazılımıyla belirlenmiş ve bölgelerin makroskobik akma eğrileri elde edilmiştir. Yine Ls-Dyna yazılımıyla numunelerin çekme testleri modellenmiş ve elde edilen bölgelerin akma eğrileri tanımlanmıştır. Sonuçta tailor-welded sacların akma davranışları mikromekanik modelleme yardımıyla elde edilmiş ve deneysel sonuçlarla karşılaştırılmıştır. RVE yöntemiyle ve deneysel olarak elde edilen akma davranışlarının birbiriyle uyumlu olduğu belirlenmiş, akma ve çekme mukavemetleri arasındaki maksimum hata payları sırasıyla %3.5 ve %3.7 hesaplanmıştır.

Anahtar Kelimeler: Alın kaynağı, CO₂ lazer, çekme testi, çift fazlı çelik, Ls-Dyna, mikromekanik modelleme, tailor-welded sac.

ABSTRACT

Ph.D THESIS

INVESTIGATION OF MECHANICAL PROPERTIES OF TAILOR-WELDED BLANKS' FUSION ZONE IN MICRO AND MACRO SCALE

Ekrem ÖZTÜRK

**THE GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCE OF
NECMETTİN ERBAKAN UNIVERSITY
THE DEGREE OF DOCTOR OF PHILOSOPHY
IN MECHANICAL ENGINEERING**

Advisor: Prof. Dr. Hüseyin ARIKAN

2021, 144 Pages

Jury

**Prof. Dr. Hüseyin ARIKAN
Assoc. Prof. Hakan GÖKMEŞE
Assist. Prof. Üyesi Yusuf UZUN
Assoc. Prof. Muhammet Hüseyin ÇETİN
Assist. Prof. Mevlüt TÜRKÖZ**

The modern automotive industry reduces the weight of vehicles and thus fuel consumption by applying new technologies to the processing of materials and lightweight materials. Therefore, in the body-in-white, tailor-welded sheets are used only in areas where higher strength or stiffness is required, thus reducing weight. Tailor-welded blanks are sheets that consist of two or more parts that differ in material, thickness, coating and/or material properties that are welded together before being shaped into the final product. Advanced high strength steels are a good candidate for tailor-welded blanks. In this context, DP600 and DP800 dual-phase steels were examined in the thesis study. Tailor-welded blanks were produced by combining DP600 with a thickness of 1.8 mm and DP800 with a thickness of 0.8 and 1.5 mm with CO₂ laser welding. The effects of laser power and welding speed on the mechanical properties of tailor-welded blanks were investigated. The yield and tensile strength, hardening exponent and strength coefficient values of the laser welded blanks were determined by uniaxial tensile tests, and the hardness values of the weld zones were measured and compared with the microvickers hardness tests. The microstructures of the welding regions of the base materials and tailor-welded blanks were obtained, and the finite element analyzes of the microstructures were carried out by micromechanical modeling, a new method in the literature. The stress and strain changes in the microstructures of the base materials and the welded regions were determined with the Ls-Dyna software and the macroscopic flow curves of the regions were obtained. Again, the tensile tests of the samples were modeled with Ls-Dyna software and the flow curves of the obtained regions were defined. As a result, the yielding behavior of tailor-welded blanks was obtained with the help of micromechanical modeling and compared with the experimental results. The flow curves obtained by RVE method were in good agreement with those obtained experimentally, and maximum margins of error between yield and tensile strengths were calculated as 3.5% and 3.7%, respectively.

Keywords: Butt welding, CO₂ laser, dual phase steel, Ls-Dyna, micromechanical modelling, tailor-welded blank, tensile test.

ÖNSÖZ

Doktora eğitimim boyunca çalışma fırsatı bulduğum ve her türlü desteğini yakından hissettiğim danışmanım Prof. Dr. Hüseyin ARIKAN'a,

Tez izleme komitemde bulunan ve çalışmalarımda beni yönlendiren Doç. Dr. Hakan GÖKMEŞE'ye ve Dr. Öğr. Üyesi Yusuf UZUN'a,

Lisansüstü hayatım boyunca üzerimde emeği olan Prof. Dr. Hüseyin Selçuk HALKACI'ya, Doç. Dr. Murat DİLMEÇ'e ve Dr. Öğr. Üyesi Mevlüt TÜRKÖZ'e,

Çalışmamda yardımlarını esirgemeyen Doç. Dr. Serkan TOROS'a, Dr. Öğr. Üyesi Mehmet KAYRICI'ya, Arş. Gör. Dr. Sezer MORKAVUK'a ve Arş. Gör. Dr. Onur ÇAVUŞOĞLU'na,

Çalışmamda kullandığım çift fazlı çeliklerin temininde yardımları bulunan Ermetal A.Ş.'ye ve Y. Makine Mühendisi Ahmet Can GÜNAYDIN'a,

Fikstür için gerekli parçaların teminini sağlayan Ziya Zeki Ünal'dı Metal Makine San. ve Tic. Ltd. Şti.'ye ve fikstür imalatında desteklerini sağlayan Kurşunel Kalıp Ltd. Şti.'ye ve Mustafa Kemal Urmamen'e,

Çalışmam için gerekli olan CO₂ lazer kaynak işlemlerini gerçekleştiren Form Lazer Makine San. ve Tic. Ltd. Şti.'ye,

Deneyisel çalışmalarımın bir bölümünü gerçekleştirdiğim Necmettin Erbakan Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Araştırma ve Uygulama Merkezi'ne ve Nurdöksan Döküm Otomotiv San. Tic. Ltd. Şti.'ye,

Tez çalışmama finansal destek sağlayan NEÜ Bilimsel Araştırma Projeleri Koordinatörlüğü'ne,

Beni yetiştirip bugünlere getiren aileme ve hiçbir zaman maddi ve manevi olarak desteğini esirgemeyen ve varlığını her an yanımda hissettiğim eşime,

Teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Ekrem ÖZTÜRK
KONYA-2021

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iii
ABSTRACT	iv
ÖNSÖZ	v
İÇİNDEKİLER	vi
SİMGELER VE KISALTMALAR.....	ix
1. GİRİŞ.....	1
2. KAYNAK ARAŞTIRMASI	5
2.1. Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler	5
2.1.1. Çift fazlı çelikler	6
2.1.2. Çift fazlı çeliklerin mukavemet karakteristikleri	10
2.1.2.1. Mukavemetlendirme mekanizmaları	11
2.1.2.2. Çift fazlı çeliklerin akma ve pekleşme karakteristikleri.....	13
2.2. Tailor-Welded Saclar	15
2.3. Lazer Işın Kaynağı.....	16
2.4. Mikromekanik Modelleme.....	20
2.4.1. Temsili hacim elemanı	21
2.4.2. Fazların akma davranışı	23
2.4.3. Sınır şartları	26
2.4.4. Homojenizasyon	29
2.5. Tez Konusu Kapsamında Yapılan Çalışma Örnekleri.....	31
2.5.1. Lazer kaynaklı çift fazlı çelikler ile ilgili yapılan çalışmalar	31
2.5.2. Mikromekanik modelleme ile ilgili yapılan çalışmalar	33
3. MATERYAL VE YÖNTEM	38
3.1. Deneysel Tasarım	38
3.1.1. Malzeme seçimi	38
3.1.2. Kimyasal bileşim	38

3.1.3. Kaynak yönteminin ve parametrelerinin belirlenmesi	38
3.1.4. Kaynak işlemleri için fikstür tasarımı ve imalatı.....	40
3.1.5. Tailor-welded sacların üretimi.....	42
3.1.5.1. Kaynak işlemleri için numune hazırlama	43
3.1.5.2. Kaynak işlemlerinde kullanılan CO ₂ lazer ünitesi ve tezgâhı	43
3.1.5.3. Alın kaynağı ile DP600-DP800 sac malzemelerin birleştirilmesi	44
3.1.6. Mikroyapısal Karakterizasyon.....	44
3.1.7. Çekme testleri	48
3.1.8. Mikro sertlik testleri.....	51
3.2. Mikromekanik Modelleme.....	51
3.2.1. Fazların akma davranışları	52
3.2.2. Temsili hacim elemanlarının oluşturulması	53
3.2.3. Sınır şartlarının ve yüklemelerin tanımlanması.....	54
3.2.4. Homojenizasyonun tanımlanması.....	54
3.3. Çekme Testinin Modellenmesi.....	54
4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA	55
4.1. Kimyasal Bileşimlerin Belirlenmesi.....	55
4.2. Mikroyapısal Karakterizasyon	56
4.2.1. Optik mikroskop	56
4.2.1.1. Tailor-welded sacların makroyapıları	56
4.2.1.2. Ana malzemelerin mikroyapıları	57
4.2.1.3. Tailor-welded sacların mikroyapıları	58
4.2.2. Taramalı elektron mikroskobu.....	63
4.2.2.1. Ana malzemelerin mikroyapıları	63
4.2.2.2. Tailor-welded sacların mikroyapıları	64
4.2.3. Kaynak derinlikleri ve FB-ITAB genişliklerinin belirlenmesi.....	69
4.2.4. Fazların hacim oranlarının belirlenmesi.....	74

4.2.5. Tane boyutlarının belirlenmesi	77
4.3. Mekanik Karakterizasyon	80
4.3.1. Mikro sertlik ölçümleri.....	80
4.3.2. Çekme testleri	86
4.3.2.1. Ana malzemelerin çekme testleri.....	86
4.3.2.2. Tailor-welded sacların çekme testleri.....	87
4.3.2.3. Ana malzemelerin mekanik özellikleri.....	89
4.3.2.4. Tailor-welded sacların mekanik özellikleri	92
4.4. Temsili Hacim Elemanı Tabanlı Mikromekanik Modelleme	97
4.4.1. Fazların akma davranışlarının belirlenmesi.....	97
4.4.2. Temsili hacim elemanlarının seçimi ve ağ yapılarının oluşturulması	101
4.4.3. Sınır şartları ve yüklemeler	104
4.4.4. Temsili hacim elemanların akma eğrilerinin elde edilmesi.....	105
4.4.5. Mikroyapılarda gerilme ve şekil değişimi dağılımları.....	108
4.5. Çift Fazlı Çeliklerin Akma Davranışlarının Tahmini	115
4.5.1. Ana malzemelerin akma davranışları.....	115
4.5.2. Tailor-welded sacların akma davranışları	117
5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER	123
5.1. Sonuçlar	123
5.2. Öneriler	129
KAYNAKLAR	130
EKLER	139
EK-1 Isı Tesiri Altındaki Bölgelerdeki Mikroyapıların Segmentasyonu	139
EK-2 Isı Tesiri Altındaki Bölgelerdeki Fazların Hacim Oranları ve Ferrit Tane Boyutları	141
EK-3 Ferrit ve Martenzit Fazlarının Akma Gerilmelerinin Hesaplanması	143

SİMGELER VE KISALTMALAR

Simgeler

c	: Çözünen konsantrasyon (%)
d	: Tane boyutu (mm)
σ_y	: Akma mukavemeti (MPa)
σ_0	: Dislokasyonların hareketine direnen sürtünme gerilmesi (MPa)
k	: Sabit katsayı (MPa)
k_y	: Sabit katsayı (MPa $\sqrt{\text{mm}}$)
P	: Lazer gücü (Watt)
$A_{(ışın)}$: Lazer ışın alanı (cm ²)
σ	: Makroskopik akma gerilmesi (MPa)
ε	: Plastik şekil değişimi (mm/mm)
τ	: Kritik kayma gerilmesi (MPa)
γ	: Kristalografik kayma miktarı (mm/mm)
M	: Taylor faktörü
μ	: Kayma modülü (GPa)
b	: Burgers vektörü (m)
ρ	: Dislokasyon yoğunluğu (m ⁻²)
L	: Dislokasyon ortalama serbest yolu (m)
V_m, V_f	: Martenzit ve ferrit hacim oranları (%)
C_m, C_f	: Martenzit ve ferrit karbon miktarları (%)
C_{DP}	: DP çeliğinin nominal karbon miktarı (%)
d_a	: Tane çapı (m)
n	: Pekleşme üsteli
K	: Mukavemet sabiti

Kısaltmalar

AHSS	: Gelişmiş yüksek mukavemetli çelik
BD	: Bağlı doğruluk
DP	: Çift fazlı
F	: Ferrit
FB	: Füzyon bölge
GA	: Güven aralığı
HD	: Hadde doğrultusu
HSLA	: Yüksek mukavemetli düşük alaşımli çelikler
HSS	: Yüksek mukavemetli çelik
ITAB	: Isı tesiri altındaki bölge
İT-ITAB	: İnce taneli ısı tesiri altındaki bölge
KT-ITAB	: Kaba taneli ısı tesiri altındaki bölge
LBW	: Lazer ışın kaynağı
LM	: Çıta martenzit
M	: Martenzit
MHO	: Martenzit hacim oranı
OM	: Optik mikroskop
RA	: Kalıntı östenit
RVE	: Temsili hacim elemanı

SE	: Sonlu elemanlar
SEA	: Sonlu elemanlar analizi
SEM	: Taramalı elektron mikroskobu
TD	: Haddeye dik doğrultu
TE	: Toplam uzama
TM	: Temperlenmiş martenzit
TRIP	: Dönüşüm kaynaklı plastisite
TS	: Çekme mukavemeti
TW	: Tailor-welded
UE	: Üniform uzama
YS	: Akma mukavemeti



1. GİRİŞ

Otomotiv endüstrisinde sıkı çevre politikaları nedeniyle üreticiler için araçların ağırlığını ve yakıt tüketimini azaltmak büyük bir öneme sahiptir. Bu motivasyonla, çelik üreticileri, çift fazlı, dönüşüm kaynaklı plastisite, ikizlenme kaynaklı plastisite, ferritik-beynitik ve martenzitik gibi çeşitli gelişmiş yüksek mukavemetli çelik türlerini ortaya çıkarmışlardır. Bu gelişmiş çeliklerin tümü, çeşitli otomobil yapıları için gereken yüksek mukavemete ve sünekliğe sahiptir. Ek olarak bu çelikler, korozyonu önlemek için çinko ile kaplanmakta veya ısıtılma işlemine tabi tutulmaktadır. Bu nedenle, gelişmiş yüksek mukavemetli çelikler, ağırlığı azaltmak ve çarpışma dayanıklılığını artırmak için otomotiv imalat endüstrilerinde başarıyla kullanılmaktadır (Sreenivasan, 2008).

Mevcut binek araçların çoğu, ekonomik ve ekolojik zorluklar yaratma eğiliminde olan fosil yakıtlarla çalışmaktadırlar. Yakıt tüketimini azaltmanın bir yolu araç ağırlığını azaltmaktır ve bu, yolcu güvenliğini tehlikeye atmayacak şekilde araç gövdesinde daha güçlü ve daha ince sac kullanılarak yapılabilmektedir. Gövde parçalarının kalınlığını azaltmak ve aynı zamanda yolcu güvenliğini sağlamak, çift fazlı çelikler gibi mükemmel bir mukavemet ve şekillendirilebilirlik kombinasyonuna sahip bir kalitede malzeme ile mümkün olmaktadır (Amirmaleki, 2014).

Çift fazlı çelikler, ferrit, martenzit ve bazen beynitten oluşan kompozit bir mikroyapıya sahiptir. Bu mikroyapı, bu çeliklere geleneksel çeliklerle karşılaştırıldığında benzersiz mekanik özellikler sağlamaktadır. Örneğin, çift fazlı çelikler tipik olarak nihai çekme mukavemetleri için nispeten yüksek bir uzamaya ve yüksek bir çekme/akma mukavemeti oranına sahiptir. Bu çelikler akma noktası uzaması göstermemektedirler. Genel olarak bu çelikler, nihai çekme mukavemetlerine veya hem akma mukavemetlerine hem de çekme mukavemetlerine göre bir eğik çizgi ile sınıflandırılmaktadır. Örneğin, DP600'ün 600 MPa çekme mukavemeti ve DP350/600'ün 350 MPa akma mukavemeti ve 600 MPa çekme mukavemeti vardır. DP500, DP600, DP780 ve DP980, çift fazlı çeliklerin daha yaygın endüstriyel kaliteleridir (Biro, 2013).

Bir otomobilin güvenliğini artırmak, bazı kritik alanlarda daha kalın/daha güçlü malzeme gerektirirken, yakıt ekonomisini artırmak ise ağırlığı azaltmayı gerektirmektedir. Bu iki gereksinim birbiriyle çelişebilmekte ve sorunun çözülmesini zorlaştırabilmektedir. 1980'lerin başlarında, bu tür zorlukların üstesinden gelmek için otomotiv endüstrisine devrim niteliğinde "Tailor-Welded" sac konsepti tanıtılmıştır. Tailor-welded sac, şekillendirmeden önce tek bir düzlemde birbirine kaynatılmış iki veya

daha fazla temel metal levhadan oluşmaktadır. Bu metaller farklı kalınlıkta, farklı mukavemette, farklı kaplamalarda veya farklı metalürjik derecelerde olabilmektedir. Bu yeni teknoloji, ağırlığı tam olarak ihtiyaç duyulan yere dağıtan ve farklı çeliklerden oluşan bir karmaşık birleşim (patchwork) oluşturulmasını sağlamaktadır (He, 2001).

Honda tarafından 1967’de bir gövde yan halkası (side ring) için tungsten inert gaz kaynağıyla tailor-welded sac üretilmiş fakat bu kaynağın bu üretim yöntemi için uygun olmadığı belirlenmiştir. Lazer kaynağının geliştirilmesiyle 1980’lerde tailor-welded sac teknolojisinin otomotiv endüstrisinde parçaları birleştirmek, toleransları azaltmak, ağırlıktan tasarruf etmek ve sertliği artırmak için etkin bir şekilde kullanılması sağlanmıştır (Xu, 2012).

Lazer, uyarılmış radyasyon emisyonu ile ışık amplifikasyonu (light amplification by stimulated emission of radiation) kelimelerinin kısaltmasıdır. 1960 yılında ilk lazer geliştirildiğinden beri lazerler malzeme işleme, litografi, iletişim, ilaç, biyoloji ve fizik gibi birçok uygulamada kullanılmaktadır. Lazer ışın yoğunluğu, ortalama güç ve farklı konumlarda ışın iletiminin esnekliği nedeniyle, çeşitli malzeme işleme uygulamalarında lazer kullanılmaktadır. Lazer kaynağı, diğer birleştirme işlemlerine göre çeşitli avantajlar sağladığı için otomotiv endüstrisinde önemli ölçüde kabul görmüştür. Bu kaynak yönteminin avantajları arasında yüksek üretkenlik, iyi esneklik ve düşük bakım ve enerji maliyetleri ile güçlü kaynaklar üretme yeteneği yer almaktadır. Otomotiv endüstrisindeki yüksek güçlü lazer kaynak tesislerinin birçoğu 3 kW ile 6 kW güç aralığında CO₂ ve Nd:YAG lazerlerden oluşmaktadır. Lazer odak noktası, kaynak yapılacak iş parçası yüzeyine hedeflenmekte ve yüzeydeki büyük ışık enerjisi konsantrasyonu termal enerjiye dönüştürülmektedir. Bu sayede iş parçası yüzeyi erimeye başlamakta ve eriyik metal yüzey iletkenliği ile ilerlemektedir (Sreenivasan, 2008).

Endüstriyel üretimde lazer kaynağı gibi yüksek güç yoğunluklu kaynak teknolojileri kullanımı giderek artmaktadır. Lazer kaynak işlemi, yeni ürün tasarımı için büyük bir potansiyel sunmaktadır. Lazer kaynağı, yüksek kaynak mukavemeti/kaynak boyutu oranı, güvenilirlik ve ısıya duyarlı malzemelerin kaynağı için uygun olan minimum ısı tesiri altındaki bölge genişliği gibi bazı üstün özelliklere sahiptir. Lazer kaynağının faydalı özellikleri, ısı nedeniyle düşük çarpılma, temassız işlem, tekrarlanabilirlik, otomatikleştirme yeteneği ve yüksek verimdir (Balasubramanian ve ark., 2008).

Bir malzemenin akma davranışını tahmin etmek için çeşitli yaklaşımlar mevcuttur. Mikroyapısal parametreler, malzemelerin akma davranışı üzerinde önemli bir

etkiye sahiptir; ancak, malzemelerin fenomenolojik sonlu elemanlar (SE) modellemesinde mikroyapısal özellikler dikkate alınmamaktadır. Mikroyapısal özelliklerin akma davranışı üzerindeki etkisini araştırmak için mikroyapıya dayalı SE modelleri geliştirilmiştir. Bu modeller mikromekanik modeller olarak bilinmektedir. Tüm mekanik modellemelerde elastisite modülü, poisson oranı, akma mukavemeti, mukavemet katsayısı ve pekleşme üsteli gibi elastik ve plastik parametreler dikkate alınmaktadır. Mikromekanik modellerde ise fazların kimyasal bileşimi ve hacim oranı, tane boyutu ve dislokasyon temelli parametreler de büyük bir öneme sahiptir. Bu nedenle mikromekanik modeller katı çözeltili sertleşmesinin, tane boyutu küçülmesinin ve dislokasyonların sac metalin mukavemeti ve sünekliği üzerindeki etkilerini tahmin edebilmektedir. Akma eğrisinin mikromekanik modellemesi hem mikro hem de makro ölçekte yapılmaktadır. Bu, mikromekanik modellemenin, malzemenin mikro ve makro ölçekli akma davranışını ilişkilendirmek için bir köprü olduğu anlamına gelmektedir (Amirmaleki, 2014).

Kaynak işlemi çift fazlı çeliklerin nihai mekanik özelliklerini olumsuz etkilemektedir. Kaynak esnasında iş parçası üzerinde büyük bir sıcaklık gradyanı olduğu için, mikroyapı yerel olarak bozulmakta ve dolayısıyla çift fazlı çeliğin mekanik özelliklerini kötüleştirmektedir. Bu nedenle, kaynak bölgesindeki mikroyapıları ve bu yapıların malzemenin nihai mekanik özelliklerine olan etkisini incelemek çok önemlidir.

Bu çalışmada ülkemizde farklı kalınlıkları daha rahat tedarik edilebilen ve daha çok otomotiv sektöründe tercih edilen ticari DP600 ve DP800 sac malzemelerin kullanılmasına ve tailor-welded sacların üretilmesinde, yaygın bir şekilde kullanılması sebebiyle CO₂ lazer kaynak kullanımına karar verilmiştir.

Tailor-welded sacların birleştirilmesi noktasında literatürde önemli çalışmalar yapılmakta, özellikle otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan kaynak yöntemlerinin uygulanması ile elde edilen birleştirme bölgelerinin mekanik özelliklerinin belirlenmesi büyük önem arz etmektedir. Bu kaynak yöntemlerinin uygulanması aşamasında gerek malzeme çeşitliliği gerekse de kaynak işleminde kullanılan işlemlerin kalitesi sacların birbirine kaynak edilebilirliğini önemli ölçüde etkilemektedir. Bu anlamda her ne kadar literatürde makro ölçüde malzemelerin kaynak kabiliyetlerinin incelendiği çalışmalar yer alsada da mikro ölçüde kaynak bölgesinden elde edilen faz yapılarına bağlı olarak sacların mekanik özelliklerinin tayininin yapıldığı çalışmalar oldukça kısıtlıdır.

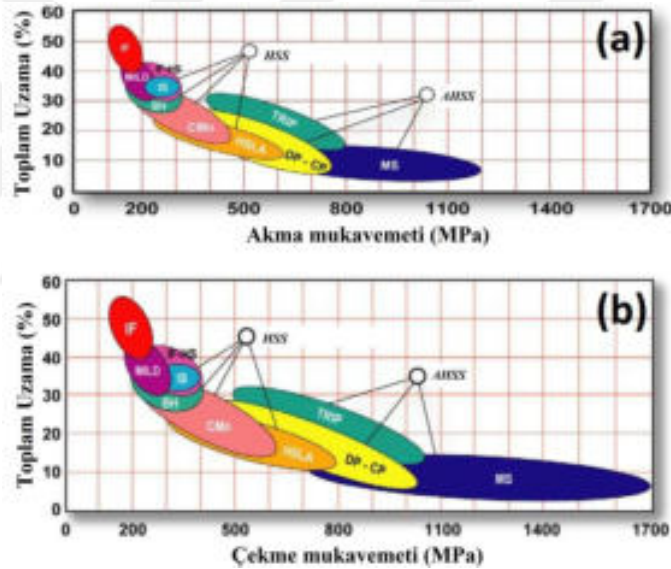
Tez kapsamında, farklı kaynak yöntemleri ve malzeme türleri kullanılarak birleştirilen tailor-welded sacların genel mekanik özellikleri mikro ve makro boyutta detaylı olarak incelenmiş ve yöntem performansları değerlendirilmiştir. Bu çalışmada öncelikle tailor-welded sacların CO₂ lazer kaynağıyla üretilebilmesi için bir fikstür üretilmiştir. Ana malzemelerin kimyasal bileşimleri optik emisyon spektrometresiyle belirlenmiştir. Ana malzemelerin ve farklı kaynak parametreleriyle üretilen tailor-welded saclarda oluşan ısı tesiri altındaki bölgelerin ve eriyik bölgelerin mikroyapıları optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu yardımıyla elde edilmiştir. Kaynak parametrelerinin mikroyapılarda bulunan fazların hacim oranlarına ve tane boyutlarına etkisi araştırılmıştır ve yine bu bölgelerin sertlikleri mikrovickers sertlik yöntemiyle belirlenmiştir. Ana malzemelerin ve tailor-welded sacların mekanik özellikleri tek eksenli çekme testleriyle elde edilmiştir.

Çok ölçekli simülasyon metodu olan mikromekanik modelleme, çok fazlı çeliklerde plastik gerinme ve gerilme lokalizasyonu gibi mikroskobik davranışları incelemek için özel bir bakış açısı sunmaktadır. Mikromekanik modelleme yönteminin yapılan çalışmalarda sadece aynı özellikteki malzemelerin birleştirilmesinde kullanıldığı belirlenmiştir. Bu çalışmanın amacı, mikromekanik modelleme yardımıyla DP600 ve DP800 çift fazlı çelikler kullanılarak üretilen tailor-welded sacların akma davranışını tahmin etmektir. Bu kapsamda mikromekanik modelleme için temsili hacim elemanı yöntemi kullanılmıştır. Dünya literatüründe oldukça yeni olan mikromekanik modelleme çalışmaları ile malzemelerin eriyik bölgelerinin ve ısı tesiri altındaki bölgelerin malzeme üzerindeki dağılımları ve bu dağılımların birleştirilen malzemelerin genel mekanik özelliklerine olan etkileri bilgisayar ortamında gerçekleştirilen simülasyonlarla belirlenmiştir. Bu amaçla tailor-welded saclardan elde edilen mikroyapı görüntüleri barındırdığı fazlara bağlı olarak ilk etapta segmentasyon işlemine tabi tutulmuştur. Ardından elde edilen renkli faz görüntüleri vektörel forma dönüştürülmüş ve bu fazlar Ls-Dyna SE yazılım programına ağ yapısı oluşturulmak üzere aktarılmıştır. Ls-Dyna yazılımında mikroyapılara çekme testleri uygulanarak fazlarda oluşan gerilme ve plastik şekil değişimleri elde edilmiştir. Mikro ölçekte elde edilen fazların akma eğrileri, makroskobik ölçeğe aktarılmış ve bu eğriler çekme testi numunelerine tanımlanarak tailor-welded sacların makro akma eğrileri elde edilmiştir.

2. KAYNAK ARAŞTIRMASI

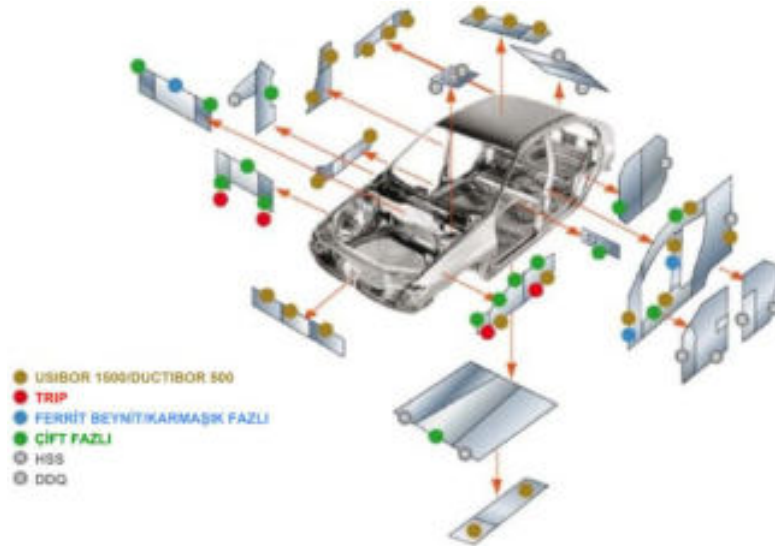
2.1. Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler

Neredeyse her araç üreticisi için Gelişmiş Yüksek Mukavemetli Çelik (Advanced High Strength Steels, AHSS) kullanımı popülaritesi artmaktadır. Bu çelikler üretilebilirlik, performans ve şekillendirme kolaylığı sağlarken aynı zamanda yakıt verimliliğini de arttırmaktadır. AHSS'ler arasında çift fazlı (DP), dönüşüm kaynaklı plastisite (TRIP), karmaşık faz (CP), martenzitik (MS) ve ikizlenme kaynaklı plastisite (TWIP) çelikleri bulunmaktadır. Farklı çelik türlerinin akma mukavemeti (yield strength, YS), çekme mukavemeti (tensile strength, TS) ve toplam uzaması (total elongation, TE) arasındaki ilişkiler Şekil 2.1'de gösterilmektedir (Ahmed, 2011).

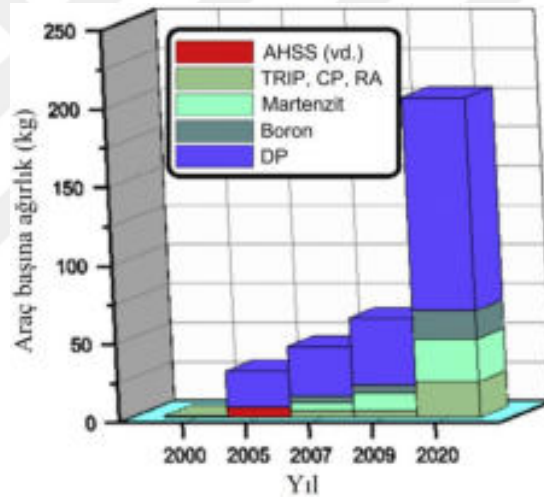


Şekil 2.1. Farklı çeliklerin toplam uzaması: (a) akma mukavemeti, (b) maksimum çekme mukavemeti (Amirmaleki, 2014)

Yüksek Mukavemetli Çeliklerin (High Strength Steel, HSS) ve AHSS'lerin bir otomobil gövdesinde kullanım yerleri Şekil 2.2'de, bir otomobil gövdesinde kullanılan DP çeliklerin gelişimi ise Şekil 2.3'te verilmiştir. Şekil 2.3 genel olarak incelendiğinde; DP çeliklerin otomobil gövdesinde yoğun olarak kullanıldığı ve önümüzdeki yıllarda kullanımının giderek artacağı açıkça görülmektedir.



Şekil 2.2. Bir otomobil gövdesinde kullanılan gelişmiş yüksek mukavemetli çeliklerin bölgeleri (ArcelorMittal, 2008)



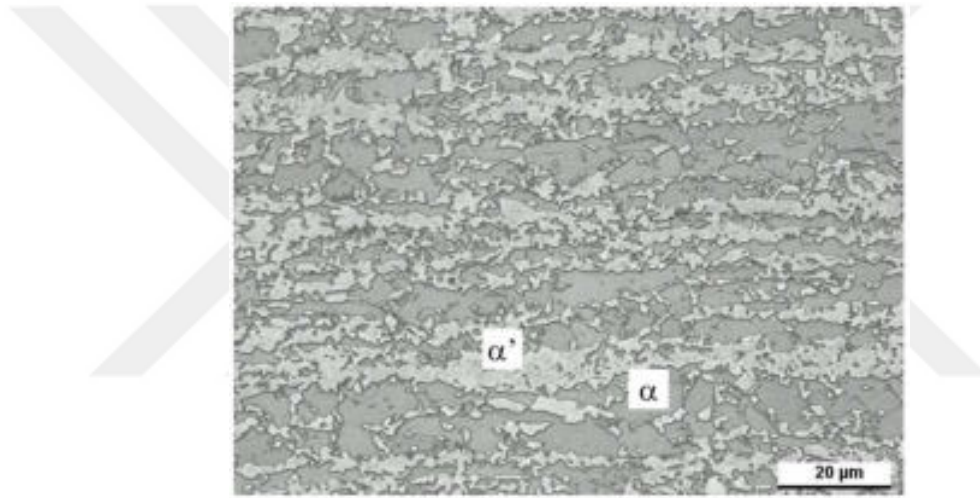
Şekil 2.3. Bir otomobil gövdesinde kullanılan çift fazlı çeliklerin gelişimi (Madej ve ark., 2014)

2.1.1. Çift fazlı çelikler

Günümüz otomotiv endüstrisinde DP çelikler düşük akma/çekme mukavemeti oranı, sürekli akma, yüksek başlangıç pekleşme hızı ve üstün çarpışma performansı gibi iyi mekanik özellikleri sayesinde otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılmaktadır (Lai ve ark., 2015). Birinci Kuşak AHSS sınıfına dâhil olan DP çelikleri yüksek çekme mukavemetinin yanında oldukça iyi yüzde uzama değerlerine sahiptir (Şekil 2.1). Yüksek mukavemet, iyi şekillendirilebilirlik ve düşük maliyetin yanı sıra yüksek bir enerji soğurma kabiliyeti veya "çarpmaya dayanıklılık" anlamına gelen yüksek deformasyon

sertleşmesi kombinasyonu sayesinde, DP çelikleri ağırlıklı olarak otomotiv endüstrisi tarafından özellikle otomobil karoserindeki parçalarda kullanılmaktadır (örn. tamponlar, B sütunları, yan darbe kirişleri vb.) (Şekil 2.2) (Granbom, 2010).

Standart DP çeliklerinin mikroyapısı, yumuşak bir ferritten (α) ve sert martenzitten (α') oluşmaktadır. Şekil 2.4, %56 ferrit (koyu gri) ve %44 martenzit (açık gri) içeren bir soğuk haddelenmiş çift fazlı çeliğin mikroyapısını göstermektedir. Daha düşük mukavemetli çift fazlı çeliklerde, yumuşak ferrit fazı genellikle süreklidir ve bu çeliklere mükemmel süneklik sağlamaktadır. Bununla birlikte, bu çelikler deforme olduğunda, şekil değişimi daha düşük mukavemetli ferrit fazında yoğunlaşarak malzemenin pekleşme oranını arttırmaktadır (Mesplont, 2002).



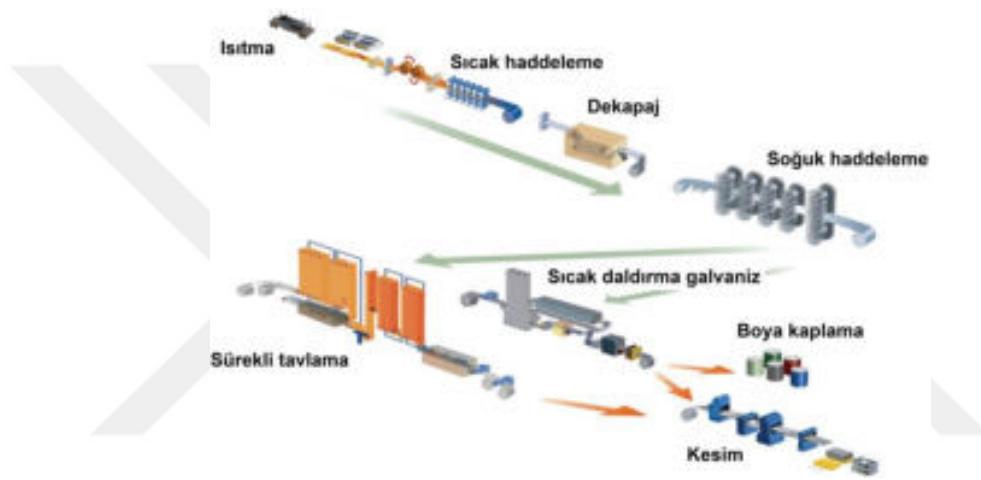
Şekil 2.4. Çift fazlı çeliğin optik mikroskoptan elde edilen mikroyapısı. Dağlayıcı: LePera (Mesplont, 2002)

Şekil 2.5, İsveç Borlänge'de bulunan SSAB şirketine ait bir çelik fabrikasında üretilen DP çeliklerin işlem planını göstermektedir ve bu çeliklerin üretim aşaması aşağıdaki işlem adımlarını içermektedir (Granbom, 2010):

- Sıcak haddeleme öncesi ısıtma fırınlarında sıcaklık yaklaşık 1200°C'ye ulaştırılmaktadır ve çeliğin tamamen tavlanmış bir yapısı elde edilmektedir. Isıtma fırınlarındaki sıcaklık ve süre, çelik kalitelerinin kimyasal bileşimine bağlı olarak değişmektedir. Isıtmanın ardından levhalar, çeliğin östenitik olduğu sıcaklık aralığında sıcak haddelenmektedir ve doğru tane boyutuna ve partikül dağılımına sahip bir ferrit-perlitik yapı elde etmek için soğutulmaktadır. Çift fazlı çelikler için tipik bir kimyasal bileşim 0.10-0.15C,

0.8-1.5Mn, 0.2-0.5Si aralığındadır ve her zaman olmamakla birlikte mikro alaşımlı element Nb az miktarlarda eklenmektedir.

- Sıcak haddelemeden sonra soğutma aşamasında şerit yüzeyinde oksit pulları oluşmaktadır ve yüzey kusurlarını önlemek için bunların çıkarılması gerekmektedir. Oksit tortusu, ısıtılmış hidroklorik asit kullanılarak dekapaj (asitleme) hattında çıkarılmaktadır. Tavlama öncesi son adım, kalınlığın azaltıldığı ve yüzey kalitesinin iyileştirildiği soğuk haddeleme hattıdır. Bu aynı zamanda, sürekli tavlama hattında gerçekleştirilen tavlama sırasında müteakip mikroyapısal gelişme için koşulların belirlendiği üretim adımındır.



Şekil 2.5. SSAB'deki üretim planına ait şematik gösterim (Granbom, 2010)

- Şekil 2.6'da verilen sürekli tavlama hattında meydana gelen ana yapısal değişiklikler, yeniden kristalleşme ve farklı faz dönüşümleridir. Soğuk haddeleme sırasında ferrit taneleri deforme olmakta ve haddeleme yönünde uzamaktadır. Isıtıldığında, deforme olan yapı yeniden kristalleşmeye başlamakta ve yeniden kristalleşme başlangıç sıcaklığı, deformasyon derecesine, kimyasal bileşime ve ısıtma hızına bağlı olmaktadır. Tavlama bölümünde iki ana paralel işlem gerçekleşmektedir; ferritten (α) östenite (γ) faz dönüşümü ve karbür çözünmesi. Oluşan östenit miktarı, tavlama sıcaklığına, tavlama bölümündeki süreye ve çeliğin kimyasal bileşimine bağlıdır.
- Tavlama bölümünden sonra malzeme, su vermeden önce gaz püskürtmeli soğutma bölümünden geçmektedir. Bu bölüm kapatıldığında bile gaz püskürtme bölümünden geçiş, sıcaklık düşüşü nedeniyle her zaman östenitten

yeni ferrite ($\gamma \rightarrow \alpha$) yeniden dönüşüme neden olmaktadır. Kalan östenit daha sonra su verme sırasında martenzite dönüşmektedir. Sürekli tavlama hattının son bölümünde ise yeniden ısıtma bölgesi ve martenzitin temperlenmesi yer almaktadır.



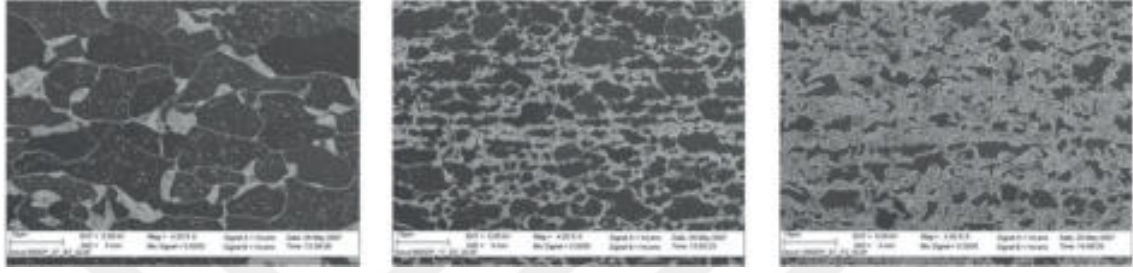
Şekil 2.6. SSAB'deki sürekli tavlama hattına ait şematik gösterim (Granbom, 2010)

Ticari çift fazlı çelikler, demir-karbon faz diyagramının ($\alpha + \gamma$) bölgesinde (A_1 ve A_3 sıcaklıkları arasında) bir arakritik (intercritical) tavlama ısıl işlemi ve ardından oda sıcaklığına hızlı bir şekilde soğutma ile üretilmektedir. Perlit ve beynit gibi diğer yapıların yayılmasını ve oluşumunu önlemek için soğutma yeterince hızlı olmalıdır. Ancak, beynit destekli çift fazlı çeliklerde, çelik belirli bir sıcaklığa kadar soğutulmakta, beynit oluşturmak için izotermal bir ısıl işlem yapılmakta ve ardından ikinci bir hızlı soğutma ile çelik oda sıcaklığına kadar soğutulmaktadır (Amirmaleki, 2014).

DP çeliklerde martenzit hacim oranları (MHO) farklı derecelerde değişmektedir. Örneğin, Çizelge 2.1'de verilen kimyasal bileşimler ve tavlama koşulları kullanılarak Saai ve ark. (2014) tarafından SSAB'deki normal üretim rutinlerine göre üretilen farklı DP çelik kalitelerine ait taramalı elektron mikroskobu (SEM) görüntüleri Şekil 2.7'de gösterilmiştir. Mikroyapılardaki koyu bölgeler ferrit matrisini, açık bölgeler ise martenzit fazını göstermektedir. DP500, DP800 ve DP1000 çelikleri için MHO sırasıyla %15, %33 ve %50 olarak elde edilmiştir. Burada, çeliklerin kalite numarası arttıkça MHO'nun da arttığı görülmektedir.

Çizelge 2.1. Bazı çift fazlı çeliklerin kimyasal bileşimi ve tavlama koşulları (Saai ve ark., 2014)

Malzeme	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Nb (%)	T (tavlama) (°C)	T (temperleme) (°C)	Şekil değişimi (haddeleme)
DP500	0.08	0.65	0.3	-	760	300	0.6
DP800	0.13	1.5	0.2	0.015	760	300	< 0.2
DP1000	0.15	1.5	0.5	0.016	780	210	< 0.2

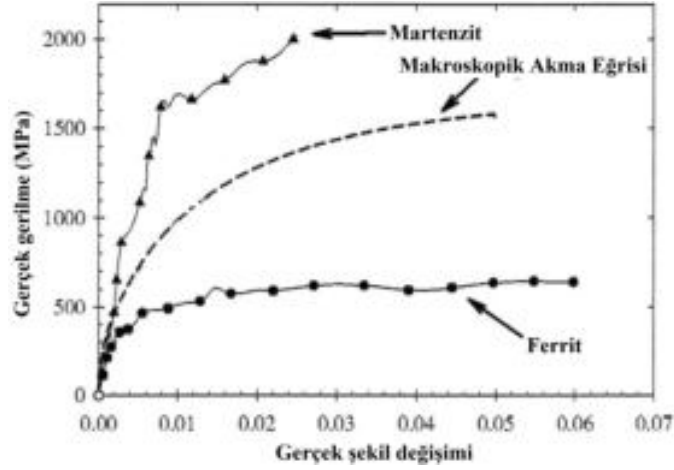


Şekil 2.7. Farklı kalitelerdeki çift fazlı çeliklerin SEM görüntüleri (Saai ve ark., 2014)

2.1.2. Çift fazlı çeliklerin mukavemet karakteristikleri

Önemli ölçüde farklı mekanik özelliklere sahip fazlar içeren heterojen alaşımlar, özellikleri, bireysel fazların özellikleri ve bunların stereolojik parametreleri tarafından belirlenen doğal kompozitler olarak kabul edilebilmektedir. Çift fazlı çeliklerin mekanik davranışını açıklayan güvenilir bir model arayışı, ferrit ve martenzit için ilgili verilere dayanarak iki fazlı mikroyapının özelliklerini tahmin etmeyi amaçlamaktadır. Bu tahminler, gerekli faz oranlarını belirlemek ve dolayısıyla hedef çelik bileşimini ve optimum ısıl işlemi belirlemek için kullanılabilir (Fonstein, 2015).

MHO, karbon içeriği ve ferrit tanelerinin yapısı gibi mikroyapısal faktörler ve tavlamanın etkileri, DP çeliklerindeki ferrit ve martenzit arasındaki gerilme dağılımını etkilemektedir. Bazı mikroyapı konfigürasyonlarında martenzitin plastik deformasyonunun ihmal edilmemesi gerekmektedir. Sonuç olarak martenzit, elastik bir rejimden sonra bir sünek faz olarak düşünülmelidir. Şekil 2.8, bir DP çeliğinde makroskopik eğriyle birlikte ferrit ve martenzit fazları için tahmin edilen (denklemlerin ortalaması alınarak) gerilme-şekil değişimi eğrilerini göstermektedir (Pushkareva, 2009).



Şekil 2.8. Çift fazlı çelikte ferrit ve martenzit fazlarının akma eğrileri ve makroskopik gerilme-şekil değişimi eğrisi (%50 martenzit ve %50 ferrit mikroyapı) (Jacques ve ark., 2007)

2.1.2.1. Mukavemetlendirme mekanizmaları

Çeşitli mekanizmalar, çift fazlı çeliklerin mukavemetine ayrı ayrı veya birlikte katkıda bulunabilmektedir. Bu mukavemetlendirme mekanizmaları: sert martenzit parçacıklarıyla, martenzitin karbonla katı çözeltiliyle, ferritin katı çözeltilisiyle, tane sınırlarıyla, çökeltme sertleşmesiyle, su verme ve gerinim yaşlanmasıyla açıklanmaktadır (Fonstein, 2015).

Aşağıda, DP çeliğin mikroyapısında barındırdığı ferrit matrisi ve martenzit fazı baz alınarak malzemenin genel mukavemetine etkileri açıklanmıştır.

Ferrit

Ferrit, hacim merkezli kübik (HMK) demirdeki ara katı karbon çözeltilisidir ve yüksek mukavemetli düşük alaşımlı çelikler (HSLA) ve DP çelikler dahil olmak üzere birçok düşük karbonlu çelikte baskın fazdır (Amirmaleki, 2014). Ferrit tane boyutu, çift fazlı çeliklerin YS'si üzerinde önemli bir etkiye sahiptir (Jiang ve ark., 1995). Tane boyutunun YS üzerindeki etkisi, Hall (1951) ve ardından Petch (1953) tarafından art arda geliştirilen Hall-Petch ilişkisi ile açıklanmaktadır:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{1/2}$$

Burada d tane boyutu, σ_y akma mukavemeti, σ_0 dislokasyonların hareketine direnen sürtünme gerilmesi ve k_y bir sabittir. Ferrit tane boyutu özel üretim yöntemleriyle 0.01 μm seviyelerine düşürülmekte, malzemelerin mukavemet ve tokluk değerleri üst seviyelere taşınmaktadır (Song ve ark., 2006; Li ve ark., 2020).

Ferrit tane boyutunun DP çeliklerin YS'si üzerine etkileriyle ilgili birçok çalışma yapılmıştır. Bu çalışmalarda, ferrit içerisindeki, bir dislokasyonun kristal hatalar tarafından durdurulmadan hareket ettiği mesafe olarak tanımlanan, dislokasyon ortalama serbest yolu (dislocation mean free path) ile YS arasındaki ters orantıya dayanarak Hall-Petch denklemine (Denklem 2.1) benzer denklemler türetilmiştir (Fonstein, 2015).

Bazı araştırmacılar ferrit mukavemetinin tane boyutundan ziyade dislokasyon ortalama serbest yolu tarafından kontrol edildiğini ve MHO'nun artmasıyla mesafenin azaldığını belirlemiştir. Ayrıca ferrit mikro sertliğinin büyüyen MHO ile arttığını ve bunun da ferrit-martenzit ara yüzündeki genişlemeden ve neticede östenit-ferrit dönüşümü esnasında deforme olan ferrit miktarının artmasından kaynaklandığını belirtmiştir (Fonstein, 2015).

Ferritin mukavemetini arttıran bir diğer mekanizma katı çözelti sertleşmesidir. Manganez, DP çeliklerin mukavemetini etkileyen en baskın alaşım elementidir (Pushkareva, 2009). Katı çözelti mukavemetlendirmesi, elementin çözünen konsantrasyonuna bağlı olarak aşağıdaki şekilde ifade edilmektedir (Amirmaleki, 2014):

$$\sigma = k c^n \quad 2.2$$

Burada c çözünen konsantrasyon, k sabit ve $0.5 < n < 0.67$ 'dir.

Martenzit

DP çeliklerde martenzit fazı, arakritik tavlama odası sıcaklığına hızlı bir şekilde soğutmanın neticesinde östenitin yaylımsız dönüşümü ile oluşmaktadır. Martenzitin mukavemeti, dolayısıyla DP çeliklerin mekanik özellikleri büyük ölçüde karbon miktarına (Pickering, 1978; Gladman, 1997; El-Sesy ve El-Baradie, 2002), martenzitin morfolojisine (Gündüz, 2009) ve hacim oranına (Kim ve Lee, 2000; Hwang ve ark., 2005) bağlıdır.

DP çeliklerin mukavemetlenmesinde martenzit mukavemetinin önemi büyüktür. Martenzit fazı sert bir faz olduğundan, dış yükler yumuşak ferrit matrisinden martenzite

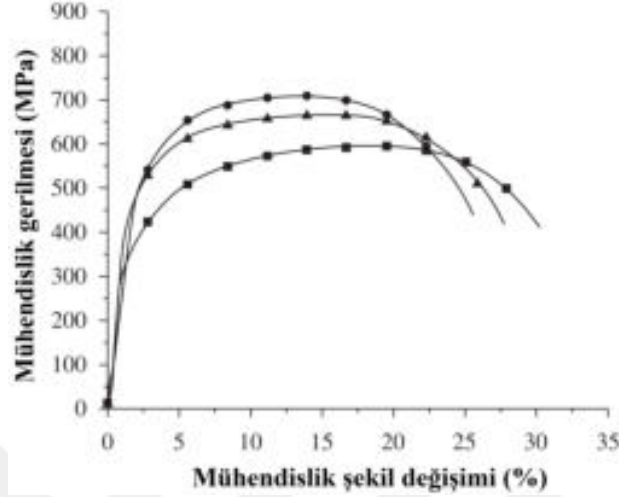
aktarılmaktadır. Dolayısıyla MHO ile çeliğin mekanik özellikleri arasında doğru orantı vardır (Amirmaleki, 2014). MHO'nun %45 ve yukarısındaki değerlerinde martenzitin özellikleri TS'nin martenzit oranına olan bağlılığını daha çok etkilemektedir. MHO yüksek olduğunda ferrit adaları martenzit matrisi içerisinde daha sık yer almakta ve dolayısıyla daha üniform dönüşüm-kaynaklı pekleşmeye uğramaktadır (Fonstein, 2015).

De la Concepción ve ark. (2015), karbon miktarının DP çeliklerin mekanik özelliklerine etkisini incelemiş ve karbon miktarı arttıkça malzemenin mikro sertlik, YS ve TS değerlerinin ve ısıl işlem sonucunda elde edilen MHO'nun da arttığını, ayrıca MHO ile mekanik özellikler arasında birinci ve ikinci dereceden bir korelasyon olduğunu belirlemiştir.

2.1.2.2. Çift fazlı çeliklerin akma ve pekleşme karakteristikleri

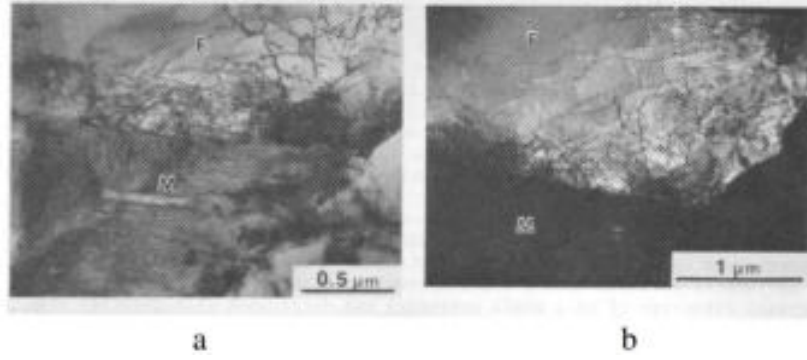
Akma noktası, bir malzemenin plastik olarak deforme olmaya başladığı gerilmedir. Düşük karbonlu çelikler genellikle akma noktası uzaması göstermektedir. Akma noktası fenomeni, gerilme-şekil değişimi eğrisinde üst ve alt akma noktalarını ve ardından akma gerilmesi salınımlarını içermektedir. Düşük karbonlu çeliklerde dislokasyonlar, ara yer karbon atomları tarafından kilitlenmektedir. Tane içerisinde dislokasyonları harekete geçirmek için gerekli kayma gerilmesi, dislokasyonların kilidini açmak için gerekli kayma gerilmesinden daha düşüktür ve bu, akma noktasında gerilmeye keskin bir düşüşe neden olmaktadır. Lüders bantları olarak bilinen bu salınımlar, kesintisiz deformasyon sertleşmesini başlatmak için yeterli mobil dislokasyonlar oluşana kadar devam etmektedir (Amirmaleki, 2014). DP çeliklerde akma noktası fenomeni genellikle gözlemlenmemektedir ve bu çelikler sürekli akma (continuous yielding) ile karakterize edilmektedir. Bu durum, Şekil 2.9'da verilen farklı martenzit hacim oranlarına sahip DP çeliklere ait gerilme-şekil değişimi diyagramlarından görülebilmektedir. Östenit ve martenzit sırasıyla yüzey merkezli kübik (YMK) ve hacim merkezli tetragonal (HMT) kristal yapılarına sahip olduğundan, östenitten martenzite dönüşümde bir hacimsel genişleme meydana gelmektedir (Bourell ve Rizk, 1983). Bu genişleme plastik deformasyona sebep olmakta ve Şekil 2.10'da gösterildiği gibi martenzite yakın bölgelerdeki ferrit matrisi içerisinde (ferrit-martenzit ara yüzünde) yeni dislokasyonların oluşmasına neden olmaktadır. Bu dislokasyonlar ara yer atomları tarafından kilitlenmemekte ve dolayısıyla akma noktasında hızlı bir şekilde hareket ederek malzemede sürekli akma meydana getirmektedir (Amirmaleki, 2014). DP

çeliklerin sürekli akma göstermesi için östenitten martenzite dönüşümde oda sıcaklığında dislokasyonların mobil olması ve bu mobil dislokasyon yoğunluğunun 10^6 - 10^8 cm^{-2} seviyelerini aşması gerekmektedir (Hansen ve Pradhan, 1981).



Şekil 2.9. Farklı çift fazlı çeliklerin mühendislik gerilme-şekil değişimi eğrileri (Hu ve ark., 2012)

Deformasyon sertleştirilmesi olarak da bilinen pekleşme, malzemede akmadan sonra başlamakta ve metallerin plastik deformasyonla mukavemetlenmesini sağlamaktadır. Bu mukavemetlenme, kristal yapı içindeki dislokasyonların hareketinden ve yeni dislokasyonların oluşmasından kaynaklanmaktadır (Amirmaleki, 2014). Bu mobil dislokasyonlar aynı zamanda DP çeliklerin yüksek pekleşme oranına sahip olmasından sorumludurlar (Farabi, 2010). DP çeliklerin pekleşme karakteristikleri martenzit morfolojisine (Das ve Chattopadhyay, 2009; Zhang ve ark., 2015) ve hacim oranına (Birgani ve Pouranvari, 2008) yüksek oranda bağlıdır. Das ve Chattopadhyay (2009), ince taneli ve iğnemsiz martenzit yapının, en iyi mukavemet ve süneklik kombinasyonunu, maksimum pekleşmeyi ve düşük akma/çekme mukavemeti oranı sağladığını belirtirken, Zhang ve ark. (2015) ise iğnemsiz martenzit yapının blok martenzit yapıya göre daha düşük pekleşmeye sahip olduğunu belirtmiştir. Zhang ve ark. (2015) düşük MHO'nun daha çok yumuşak ferrit fazından dolayı pekleşmeyi arttırdığını belirtirken, Birgani ve Pouranvari (2008) MHO ile pekleşme arasında doğru orantı olduğunu ve bunun sebebinin MHO arttığında ferrit ve martenzit mukavemetlerinde oluşan farklılıklardan dolayı olabileceğini belirtmiştir.



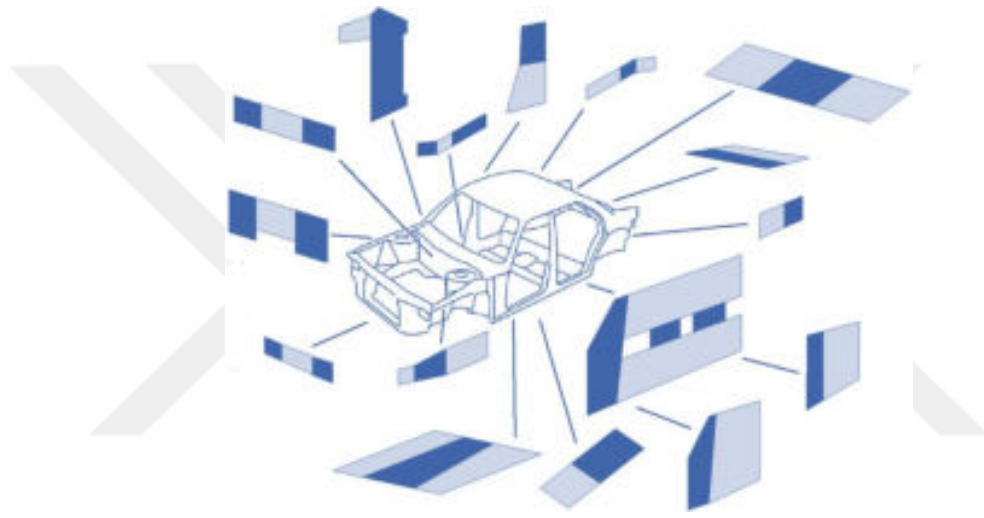
Şekil 2.10. Ferrit (F) ve martenzit (M) fazlarındaki dislokasyon yoğunluğu değişimlerini gösteren TEM görüntüleri: (a) açık alan, (b) koyu alan (Rigsbee ve VanderArend, 1977)

2.2. Tailor-Welded Saclar

Otomobillerin ağırlığı, toplam boyutların artırılmasından ve güvenlik ve konforla ilgili artan talepleri karşılamak için çok sayıda elektrikli ve elektronik bileşen dahil edildiğinden bu yana yıllar içinde sürekli olarak artmıştır. Ağırlığın artması yakıt tüketiminin de artmasına yol açtığından, ek bileşenlerin ağırlığını karşılamak için beyaz gövde (body-in-white) daha hafif olmalıdır. Bu nedenle beyaz gövdede, sadece daha yüksek mukavemet veya sertliğin gerekli olduğu alanlarda tailor-welded (TW) saclar kullanılmakta ve bu sayede ağırlık azaltılmaktadır (Merklein ve ark., 2014).

TW saclar, nihai ürüne şekillendirilmeden önce birbirine kaynatılmış, malzeme, kalınlık, kaplama ve/veya malzeme özellikleri bakımından farklılık gösteren iki veya daha fazla parçadan oluşan saclardır. Sacın ayarlanması veya uyarlanması (tailoring) işlemi, aynı bileşenin çeşitli kısımlarında farklı malzemelerin ve kompozitlerin kullanımına izin vermekte, böylece lokal olarak gerekli yerlerde ekstra takviyeler sağlarken beyaz gövde ağırlığını azaltmaktadır. TW sacları kullanmanın birçok avantajı vardır. Bunlar bileşenlerin hafif, daha güçlü olmasını ve monolitik preslenmiş saclardan yapılan parçalardan daha düşük maliyetle gerekli işlevselliği sağlamasının yanı sıra, belirli alanlarda yapısal bütünlüğü, güvenliği ve korozyon direncini geliştirmekte ve malzeme seçiminde daha fazla esneklik sağlamaktadırlar. TW saclar ile mümkün olan parça entegrasyonu, araç başına gereken parça sayısını ve montaj süresini azaltmaktadır. Bununla birlikte, TW sacların dezavantajları, malzemenin heterojen doğası ile ilgilidir (kullanılan kaynak yöntemi ve farklı malzemeler nedeniyle), burada daha ince/daha zayıf malzeme tercihli olarak deforme olabilmekte ve şekillendirilmede erken yırtılarak kaynak hattı hareketine neden olabilmektedir (Li, 2010).

Şekil 2.11, TW sacların bir araçta bulunabileceği bölgeleri göstermektedir. TW saclarda, lokal malzeme özelliklerinden yararlanılarak ve farklı kalite ve/veya kalınlıklardaki malzemeler birleştirilerek ihtiyaca uygun optimize edilmiş saclar oluşturulmaktadır. Örneğin, motor bölme sacı ve menteşe alanı yakınında daha kalın malzeme kullanmak çarpışma performansını iyileştirmektedir ve arka tarafa yakın bölgede daha ince malzeme kullanmak aracın toplam ağırlığını azaltmaktadır. Bu nedenle, kaynak teknolojisindeki gelişmeler ve mevcut daha yeni hafif malzemelerin geliştirilmesi ile otomotiv parça imalatındaki TW sacların sayısının artması beklenmektedir (Li, 2010).



Şekil 2.11. Tailor-welded sacların bir otomobilde kullanım örnekleri (Merklein ve ark., 2014)

TW saclar şekillendirilmeden önce çeşitli kaynak yöntemleri ile birleştirilmektedir. TW üretiminde esas olarak dört kaynak yöntemi kullanılmaktadır. Bunlar lazer ışın kaynağı, sürtünme karıştırma kaynağı, plazma ark kaynağı ve ezme dikiş direnç kaynağıdır. Bu yöntemlerden yaygın olarak kullanılanlar lazer ışın ve ezme dikiş direnç kaynaklarıdır (Bobade ve Badgujar, 2017).

2.3. Lazer Işın Kaynağı

Malzemeleri birleştirme işlemi özellikle otomotiv endüstrisinde üretim için büyük önem arz etmektedir. Malzemeleri birleştirmek için fiziksel ve metalürjik bağlantılara ayrılabilen birçok yöntem mevcuttur; fakat, kimyasal bağların oluşmasına ve genel olarak daha güçlü bir bağlantıya yol açtığı için genellikle metalürjik birleştirme tercih

edilmektedir. Metalürjik birleştirme türlerinden biri 1970'lerde ilk olarak kullanılmaya başlanan lazer ışın kaynağıdır. Lazer ışın kaynağı (LBW), yüksek güç yoğunluğu ($\sim 10^6$ W/cm²) nedeniyle daha küçük kaynak füzyon bölgeleri (FB), daha küçük ısı tesiri altındaki bölgeler (ITAB) ve yüksek bağlantı verimliliği gibi birçok avantaja sahiptir. Diğer füzyon birleştirme türlerine (ark, gaz, indüksiyon vb.) göre LBW hızları çok daha yüksektir ve otomatikleştirme hassasiyeti ve yeteneği çok daha iyidir. Aynı zamanda, çeşitli malzemeler üzerinde kullanılabilen ve daha etkili hibrit birleştirme yöntemleri oluşturmak için diğer işlemlerle birleştirilebilen çok çeşitli bir işlemdir (Smith, 2015).

LBW, otomobil endüstrisinde sıklıkla kullanılan nokta kaynak (spot welding) işlemlerine alternatif tekniklerin geliştirilmesinde aktif olarak değerlendirilmektedir. ITAB'ın geleneksel kaynak teknikleri kullanılarak üretilenlere göre karakteristik olarak daha dar olması ve iş parçasında çarpılmanın azaltılması LBW'nun avantajlarıdır (De ve ark., 2003). Yüksek kaynak derinliği/genişliği oranı ve küçük ITAB gibi avantajları nedeniyle lazer kaynağı otomotiv, elektronik, tıbbi aletler, ev aletleri, gıda endüstrileri ve özel tüp endüstrisi dahil olmak üzere birçok endüstride yaygın olarak kullanılmaktadır (Balasubramanian ve ark., 2008).

İki farklı tipte lazer kaynak modu mevcuttur. Bunlar *iletim (conduction)* ve *anahtar deliği (keyhole)* kaynağı modlarıdır (Ma, 2013). Genellikle kaynağın iletim veya anahtar deliği modunda olup olmadığını değerlendirmek için güç yoğunluğu değeri dikkate alınmaktadır. Eğer güç yoğunluğu 10^6 W/cm² değerinin altındaysa lazerin iletim modunda olduğu varsayılmaktadır. Kaynağın derinlik/genişlik oranı 0.4'ün altındaysa iletim, üstündeyse anahtar deliği modunda olduğu düşünülmektedir (Assuncao ve Williams, 2014). Güç yoğunluğu aşağıdaki denklem yardımıyla hesaplanmaktadır:

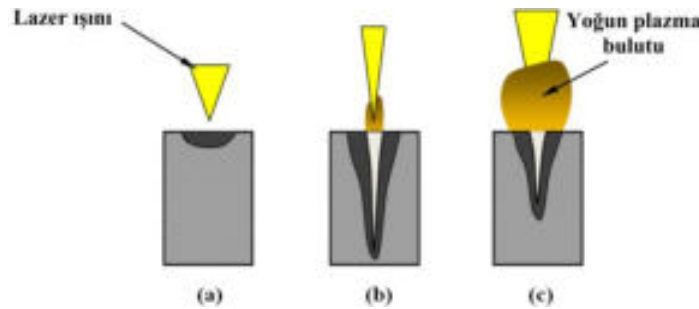
$$\text{Güç yoğunluğu} = \frac{P}{A_{(ışın)}} \quad 2.3$$

Burada P lazer gücü, $A_{(ışın)}$ lazer ışın alanıdır.

Lazer iletim modundayken (Şekil 2.12a), iş parçası yüzeyine uygulanan lazer ışını kısmen yansıtılmakta ve kısmen soğurulmaktadır. *Fresnel absorpsiyonu* olarak adlandırılan bu soğurma, lazerin dalga boyundan ve kaynak yapılacak malzemelerin termal özelliklerinden etkilenir. İş parçasının yüzeyinde soğurulan lazer enerjisi, esas olarak erimiş malzemenin ısı iletimi ve sıvı konveksiyonu yoluyla malzemenin derinliğine taşınır. İletim modunda kaynakta, erimiş havuz sıgıdır ve kaynak derinliğinin

genişliğe oranı düşüktür (Ma, 2013). Örneğin çelik bir iş parçası için iletim modunda lazer ışını malzeme tarafından yüksek oranda yansıtılmakta ve enerji %30'un altında malzeme yüzeyi tarafından soğurulmaktadır (Svenungsson ve ark., 2015).

Lazer güç yoğunluğu 10^6 W/cm²'yi aştığında erimiş metal buharlaşmaktadır. Yoğun buharlaşma lazer kaynağını diğer geleneksel kaynak yöntemlerinden ayırmaktadır. Artan buharlaşma basıncı erimiş metali aşağıya itmekte, dar ve uzun bir boşluk oluşturmaktadır. Anahtar deliği olarak adlandırılan bu boşluk sayesinde lazer ışını derinlere nüfuz edebilmektedir. Lazer ışın huzmeleri anahtar deliği yüzeyine ulaştığında ışın enerjisi kısmen soğurulmaktadır ve kısmen yeni bir etkileşim noktasına yansıtılmaktadır. Bu soğurulma/yansıtılma silsilesi toplam enerji soğurulmasını %90 seviyelerine çıkarabilmektedir. Bu durumda anahtar deliği modunda kaynak nüfuziyeti iletim moduna kıyasla çok daha fazladır ve derinlik/genişlik oranı 100'lere çıkabilmektedir (Svenungsson ve ark., 2015). Anahtar deliğinde oluşan metal buhar iyonize olmakta ve anahtar deliğinin içinde veya üstünde bir plazma veya duman oluşturmaktadır. Lazer güç yoğunluğu 10^{11} W/cm²'den büyük olduğunda oluşan plazma yansımaya ve saçılmaya başlamakta, lazer ışınının odaklanmamasına neden olarak enerjinin soğurulmasını azaltmakta ve sonuçta nüfuziyet problemini ortaya çıkarmaktadır (Şekil 2.12c). Kararlı anahtar deliği modu (Şekil 2.12b) lazer kaynağı işleminde, sıvı metal yüzey gerilimi ile metal buharının ve lazerle indüklenen plazmanın basıncı arasındaki dinamik denge nedeniyle anahtar deliği açık kalmaktadır (Ma, 2013). Plazma içerisindeki yüklü partiküller ışın fotonlarından kinetik enerji kazanmakta ve bu kazanç önemli miktara eriştiğinde metal buharının (plazma) daha fazla iyonlaşmasını sağlamaktadır. Bu durumda plazma, anahtar deliği boşluğunun çevre atmosfer tarafından soğumasını önlemekte ve anahtar deliği yüzeyindeki buharlaşmayı arttırmaktadır (Svenungsson ve ark., 2015).



Şekil 2.12. Artan güç yoğunluğu altında lazer kaynak işleminde oluşan modlar ve nüfuziyet değişimi: (a) iletim modu, (b-c) anahtar deliği modu (Ma, 2013)

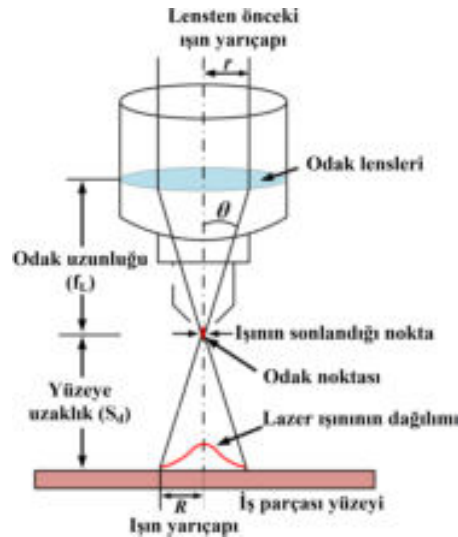
Metal birleştirmede kullanılan iki temel lazer türü vardır. Bunlar katı hal (solid-state) lazerleri ve gaz lazerleridir. Katı hal lazerleri katı bir ortam kullanırken gaz lazerleri tüpte bir helyum, azot ve CO₂ karışımı kullanır. En çok kullanılan gazlı lazer CO₂ lazerdir. Yaygın olarak kullanılan katı hal lazerleri YAG, diyot, disk, fiber lazer vb.dir. Gaz lazeri genellikle yüksek güç üretmesine rağmen, katı hal lazerleri daha yüksek verimlilik ve daha iyi kaynak özellikleri ile bilinmektedir (Farabi, 2010).

Nd:YAG ve CO₂ lazerleri iletim ve anahtar deliği kaynağı yapabilirken diyot lazeri sadece iletim modu kaynağı yapabilmektedir (Li, 2010). Çizelge 2.2 yaygın olarak kullanılan lazer yöntemlerinin karakteristik özelliklerini göstermektedir. İletim ve anahtar deliği kaynak moduna sahip olabilen CO₂ lazer yöntemi, 10.6 µm'lik dalga boyuyla 50 kW'ya kadar çıkış gücü üretebilmekte ve dolayısıyla kalın kesitli parçaları birleştirebilmektedir.

Çizelge 2.2. Yaygın kullanılan lazer sistemlerin özellikleri (Li, 2010)

Lazer sistemleri	Lazer ortamı	Ortalama çıkış gücü	Dalga boyu	Kaynak modu
Nd:YAG	Neodimyum katkılı itriyum alüminyum garnet	4 kW	1.06 µm	İletim ve anahtar deliği
CO₂	Helyum ve azot ile karıştırılmış karbondioksit gazı	50 kW	10.6 µm	İletim ve anahtar deliği
Diyot	Yarı iletken	6 kW	800-900 nm	İletim

Şekil 2.13'te lazer ışın profiline şematik gösterimi ve lazer ışığının terminolojisi gösterilmektedir. Lazerler her zaman güç çıkışlarına göre derecelendirilmekte, Watt (W) veya Kilowatt (kW) cinsinden ölçülmektedir. Bu derecelendirme, lazerin çıkış aynasında üretilen gücü ifade etmektedir. Işın genişliği, ışının toplam gücünün %85'ini içeren bir dairenin yarıçapı (r) olarak tanımlanmaktadır (Farabi, 2010). Lazer ışın yarıçapı (R) lazer kaynağındaki en önemli işlem değişkenidir ve lazer başlığı ve iş parçası yüzeyi arasındaki mesafe (S_d) ile kontrol edilebilmektedir (Pankaj ve ark., 2019). Örneğin, Kim (1990) tarafından lazer ışın çapının küçültülmesiyle düşük kaynak hızlarında bile derin nüfuziyetli kaynakların elde edilebileceği belirtilmiştir.



Şekil 2.13. Lazer ışın profilinin şematik gösterimi (Pankaj ve ark., 2019)

Kaynak yapılacak malzeme göz önüne alındığında kaynak hızı çok önemli bir parametredir. Bu parametre, kaynak sırasında lazer ışınının birim zamanda ne kadar mesafe kat edeceği anlamına gelmektedir. Lazer kaynağı normalde otojen bir kaynak prosedürüdür, bu da genellikle kaynak esnasında bir dolgu malzemesi kullanılmadığı anlamına gelmektedir. Ancak, parçaların kenar hazırlık zahmetini azaltmak ve ayrıca kaynak metalürjisini geliştirmek için dolgu malzemeleri kullanılabilir. Kaynağı oksidasyon ve kontaminasyondan korumak için genellikle koruyucu gaz kullanılmaktadır (Farabi, 2010). Kaynaklanacak malzemelerin türüne bağlı olarak, kaynak esnasında kullanılan koruyucu gazlar (Reisgen ve ark., 2010) ve lazerin odak ışınının konumu (Katz ve ark., 2018) kaynak bağlantılarının mukavemetini etkilemektedir.

İş parçasına olan ısı girdisi, kaynaklı bağlantıların kalitesini ve mekanik özelliklerini etkileyen en önemli değişkendir. Lazer kaynağı esnasında oluşan ısı girdisi ise lazer gücü ve ilerleme hızı parametrelerine bağlı olarak değişkenlik göstermektedir. Odak mesafesi sabit alındığında ısı girdisi aşağıdaki denklemle ifade edilmektedir:

$$\text{Isı girdisi (J / mm)} = \frac{\text{Lazer gücü (W)}}{\text{ilerleme hızı (mm / s)}} \quad 2.4$$

2.4. Mikromekanik Modelleme

Mikromekanik modellemede bir malzemenin mikroyapısal özellikleri, bir temsili hacim elemanı (representative volume element, RVE) aracılığıyla bir SE modelinde

sunulmaktadır. Bir RVE, tüm mikroyapının genel özelliklerine sahip olan ve üzerinde belirli özelliklerin modellenmesinin gerçekleştirildiği küçük hacimli bir mikroyapıdır. Şekil 2.14'te gösterildiği gibi, RVE yöntemi kullanılarak bir malzemenin akma davranışının mikromekanik modellenmesi dört adımdan oluşmaktadır (Amirmaleki, 2014). Bu adımlar sırasıyla aşağıdaki bölümlerde açıklanmıştır.



Şekil 2.14. Temsili hacim elemanı ile akma davranışının mikromekanik modellenmesinde işlem adımları

2.4.1. Temsili hacim elemanı

RVE, malzemenin etkili parametrelerini belirli bir doğrulukla temsil edecek şekilde seçilen belirli bir hacimdir (Martinsen, 2012). Bir malzemenin mikro yapısının özellikleri RVE modeli ile uygun şekilde açıklanabilmektedir. RVE modeli, belirli fazların mevcut olduğu bir malzemenin küçük bir mikroyapısını temsil etmekte ve bu birim hacim davranışı, malzemenin genel hacim (bulk) formuna benzemektedir (Nayak ve Sahu, 2019). Bir RVE'nin mikroyapının davranışını ne ölçüde temsil ettiği gerçek mikroyapının morfolojik özelliklerini ne kadar doğru içerdiğine bağlıdır (Alabbasi, 2004).

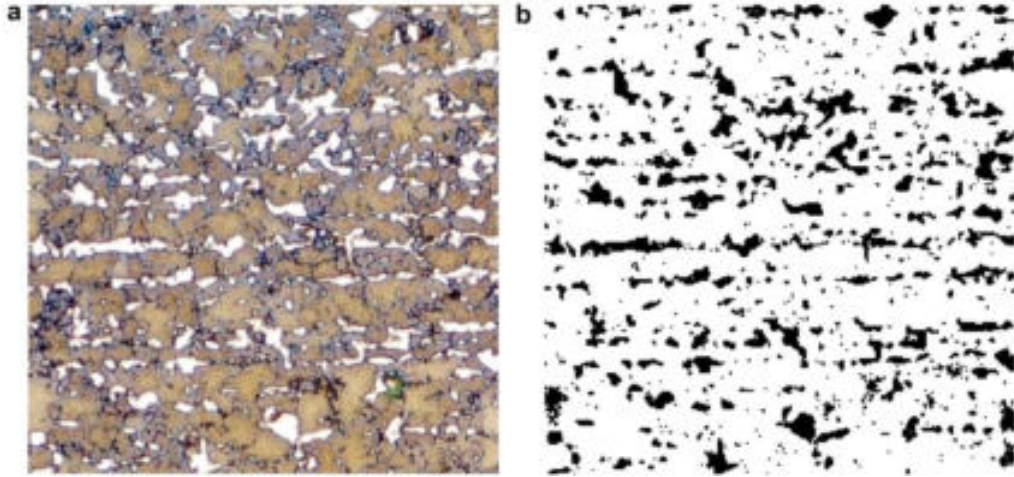
RVE modellemesinde, mikroyapı değişimleri oldukça önemlidir. Farklı fazlar için parametre ayarları farklı olmaktadır ve faz dağılımı, numunenin gerilme-şekil değişimi dağılımını ve akma eğrisini etkileyebilmektedir. Dolayısıyla RVE'de fazların şekli, morfolojisi, boyutu ve rastgeleliği mikroyapıyı temsil edecek şekilde oluşturulmalıdır. Bu nedenle RVE, mikroyapısal özellikleri içerecek kadar büyük, fakat hesaplama zamanını düşük seviyelerde tutabilecek kadar da küçük olmalıdır (Ramazani ve ark., 2014). Hesaplama zamanına ek olarak, homojen gerilme-şekil değişimi elde edilebilmesi için RVE'nin yeterince küçük alınması gerekmektedir (Sodjit ve Uthaisangsuk, 2012b).

RVE modelleme tekniği, mühendislik malzemelerinin mikromekanik davranışını düşük hesaplama maliyetiyle simüle etmek için önemli bir araçtır (Nayak ve Sahu, 2019). RVE yöntemini kullanan mikromekanik modellemenin bir avantajı, RVE'nin bir metal şekillendirme işlemi sırasında gerilme ve şekil değişimi dağılımlarının ve bunların mikro yapıdaki gelişiminin ayrıntılı bir açıklamasını sağlamasıdır (Amirmaleki, 2014).

RVE basit bir hücre modeliyle tanımlanabilmekte ve model 2B veya 3B olabilmektedir. Alabbasi (2004), DP çeliklerin 2B ve 3B hücre modelleriyle mikromekanik modellemesini gerçekleştirmiştir. Bu modellerde martenzit fazı 2B için dairesel ve 3B için küresel modellenmiş ve faz boyutları MHO'ya göre belirlenmiştir. Sanal RVE modelleme tekniklerinden biri olan voronoi mozaikleme (tessellation) yöntemi ile çeliklerin mikroyapıları çeşitli algoritmalar yardımıyla daha gerçekçi oluşturulabilmektedir (Brückner-Foit ve Huang, 2006; Glode ve ark., 2013; Katani ve ark., 2013).

Araştırmacılar tarafından yaygın olarak kullanılan 2B ve 3B RVE oluşturma tekniği gerçek mikroyapıya bağlı modellemedir. DP çelikler gibi heterojen mikroyapıya sahip malzemelerin mikrografilerindeki fazlar renk kontrastı sayesinde ayırt edilebilmektedir. Örneğin DP çeliklerde, ferrit, martenzit veya beynit gibi fazlar kullanılan dağılayıcılara bağlı olarak grafik aşamasında farklı kontrastlarda elde edilmektedir ve segmentasyon işlemiyle 2B RVE modelleri oluşturulmaktadır. Kadkhodapour ve ark. (2011) tarafından ferrit + martenzit mikroyapılı bir DP800 çeliğinin gerçek mikroyapısından oluşturulan RVE modeli Şekil 2.15'te verilmiştir.

Mori-Tanaka'nın yaklaşımı (Mori ve Tanaka, 1973) sayesinde iki fazlı bir malzemenin 3B RVE modeli basit bir şekilde oluşturulabilmektedir. Bu yaklaşımda, ikinci faz partikülleri, birinci fazı temsil eden bir matriste dağıtılan inklüzyonlar olarak kabul edilmektedir. DP çeliklerin 3B olarak mikromekanik modellenmesi ile ilgili örnek çalışmalar Uthaisangsuk ve ark. (2011) ve Ramazani ve ark. (2013b)'da mevcuttur. 2B ve 3B RVE modellemenin birbirlerine göre üstün ve zayıf yönleri vardır. 2B RVE oluşturmak 3B'ye göre çok daha kolaydır ve dolayısıyla hesaplama zamanı daha düşüktür. Örneğin Ramazani ve ark. (2013b) tarafından basit bir kübik 3B RVE'nin 2B'ye göre hesaplama zamanı açısından 8 kat daha fazla olduğu belirtilmiştir. 2B modelleme daha az karmaşıklık içermektedir fakat deneysel ve analiz sonuçları kıyaslandığında 3B modellemenin akma davranışı açısından daha iyi sonuçlar verdiği görülmüştür (Amirmaleki, 2014).



Şekil 2.15. DP800 çeliğinin mikromekanik modelinin oluşturulması: (a) Optik mikroskop görüntüsü, (b) segmente edilmiş mikroyapı (Kadkhodapour ve ark., 2011)

2.4.2. Fazların akma davranışı

DP çeliğin SE analizlerinde, her bir fazın gerilme-şekil değişimi ilişkisi önemli bir konudur. Günümüzde, DP çeliğindeki her bir fazın akma eğrisini tahmin etmede iki ana yöntem vardır: (1) ampirik modeller ve (2) fiziksel temelli modeller. Bu iki yaklaşım aşağıdaki alt bölümlerde tartışılmaktadır (Hou, 2016).

Ampirik modeller

Her bir fazın davranışı, tek fazdan oluşan çelikler üzerinde yapılan testlerle belirlenebilmektedir. Bu, çeliğin gerekli sıcaklığa kadar ısıtılması ve ardından istenen fazı elde etmek için zaman-sıcaklık-dönüşüm diyagramı kullanılarak kontrollü hızlarda soğutulmasıyla mümkün olmaktadır. Çekme veya basma testleriyle tek fazlı çeliklerdeki belirli bir fazın karakteristik davranışı elde edilebilmektedir (Alabbasi, 2004). Örneğin Ishikawa ve ark. (2000), perlitik-ferritik DP çelikte ferritin mekanik davranışını sertlik-çekme mukavemeti ve kimyasal bileşim-pekleşme üsteli (n) ampirik bağıntılarıyla tanımlamıştır. Tek fazlı malzemelerin gerilme-şekil değişimi ilişkisi ile bu akma eğrilerini ampirik denklemler kullanarak uydurmak mümkün olmaktadır. Ampirik denklemlere dayanan en popüler formülasyon Swift denklemidir:

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}^p)^n$$

Burada K , n ve ε_0 malzeme parametreleridir.

Bu modeller farklı koşullara ekstrapolasyonu yapılamayan uydurulmuş parametrelere dayandığından modellerin uygulanabilirliği düşüktür. Ferrit fazı için n üsteli ile tane boyutu (Morrison, 1966) ve kimyasal bileşim (Tomota ve ark., 1992) ampirik bağıntıları sayesinde bu sınırlamanın üstesinden belirli bir seviyeye kadar gelinmiştir. Fakat, çelik mikroyapının karmaşıklık derecesi arttığında, bu ampirik denklemlerin uygulanabilirliği azalmaktadır. Bazı durumlarda, akma eğrisini tüm deformasyon aralığına uydurmak için farklı n değerlerinin kullanılması gerekmektedir (Gutierrez, 2005).

Fiziksel temelli modeller

Fiziksel temelli modeller, ampirik modellere bir alternatif olarak hem mikro ve makro ölçekleri içermekte hem de daha doğru tahminler vermektedir (Hou, 2016). DP çeliklerde ferrit, martenzit ve beynitin akma davranışını belirlemek için, Rodriguez ve Gutierrez (2003) tarafından birçok araştırmacının kullandığı dislokasyona dayalı bir model geliştirilmiştir. Bu modelin gelişimi aşağıda açıklanmıştır (Amirmaleki, 2014).

Gil-Sevillano (1993) tarafından gösterildiği gibi, makroskopik akma gerilmesi (σ) ve plastik şekil değişimi (ε) ile oryantasyon faktörü M , kritik kayma gerilmesi (τ) ve kristalografik kayma miktarı (γ) arasında aşağıdaki ilişki mevcuttur:

$$\begin{aligned}\sigma &= M\tau \\ M.d\varepsilon &= d\gamma\end{aligned}\tag{2.6}$$

Denklem 2.6'dan makroskopik pekleşme hızı, aşağıdaki şekilde mikroskopik malzeme parametreleri ile ilişkilidir:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = M^2 \frac{d\tau}{d\gamma} + \tau \frac{dM}{d\varepsilon}\tag{2.7}$$

Burada $\frac{d\tau}{d\gamma}$ kristal elementin mikroskopik pekleşme hızını temsil etmektedir. Denklem

2.7'deki ikinci terim şekil değişiminin neden olduğu yönelim değişiminden gelmektedir. Akma gerilmesi ile dislokasyon yoğunluğu arasındaki klasik ilişki aşağıdaki gibidir:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \Delta\sigma = \sigma_0 + \alpha M \mu b \sqrt{\rho}\tag{2.8}$$

Burada α bir sabit, M Taylor faktörü, μ [MPa] kayma modülü, b [m] burgers vektörü ve ρ [m⁻²] dislokasyon yoğunluğudur.

Denklem 2.8, dislokasyon yoğunluğunun bir fonksiyonu olarak akma gerilmesini tanımlayan denklemleri türetmek için en temel denklemdir. Bu denklemdeki ilk terim σ_0 , kafes sürtünmesini, yani dislokasyonun hareket etmesi için gerekli gerilme olan Peierls gerilmesini ve katı çözültideki elementleri dikkate almaktadır. Ferrit, perlit, beynit ve martenzit mikroyapılı ve farklı karbon oranlı birçok çelik türü için Buessler (1999) tarafından aşağıdaki σ_0 ifadesi önerilmiştir:

$$\sigma_0(\text{MPa}) = 77 + 750(\%P) + 60(\%Si) + 80(\%Cu) + 45(\%Ni) + 60(\%Cr) + 80(\%Mn) + 11(\%Mo) + 5000(\%N_{ss}) \quad 2.9$$

Burada tüm elementlerin her bir fazda homojen dağıldığı kabul edilmiştir.

Denklem 2.8'deki ikinci terim, deformasyon esnasında şekil değişimiyle dislokasyon yoğunluğunun gelişiminin iki terime bağlı olduğu düşünülerek dislokasyon yoğunluğuna bağlı olarak genişletilmiştir (Bergstrom, 1970):

$$\frac{d\rho}{d\gamma} = \frac{d\rho}{d\gamma} \Big|_{\text{depolanan}} - \frac{d\rho}{d\gamma} \Big|_{\text{toparlanma}} = \frac{1}{bL} - k_2\rho \quad 2.10$$

Burada k_2 bir sabit ve L dislokasyon ortalama serbest yoludur. L , homojen dağılmış dislokasyonların ortalama mesafesi ile orantılıdır veya alternatif olarak bazı mikroyapısal parametreyle, alt tane boyutuyla, partiküller arası boşlukla veya tane boyutuyla hesaplanabilmektedir. ρ_0 deformasyona uğramamış malzemede başlangıç dislokasyon yoğunluğu olarak düşünüldüğünde ve L sabit kabul edildiğinde $\Delta\sigma$ için Denklem 2.10

$$\Delta\sigma = \alpha M \mu b \left[\frac{k}{k_2} [1 - \exp(-k_2 M \varepsilon)] + \rho_0 \exp(-k_2 M \varepsilon) \right]^{0.5}, \quad k = \frac{1}{bL} \quad 2.11$$

aşağıdaki forma dönüşmektedir:

Dolayısıyla Denklem 2.11 aşağıdaki şekilde yazılabilmektedir:

$$\Delta\sigma = \alpha M \mu \sqrt{b} \sqrt{\frac{1 - \exp(-M k_2 \varepsilon)}{k_2 L}} \quad 2.12$$

Denklem 2.8'deki her iki terim de tanımlandığı için her fazın akma eğrisi aşağıdaki genel denklemle elde edilebilmektedir:

$$\sigma (MPa) = \sigma_0 + \Delta\sigma + \alpha M \mu \sqrt{b} \sqrt{\frac{1 - \exp(-Mk_2\varepsilon)}{k_2L}} \quad 2.13$$

Burada σ gerçek akma gerilmesi ve ε gerçek şekil değişimidir.

Denklem 2.13'teki ilk terim σ_0 alaşım elementlerinin etkilerini tanımlarken, ikinci terim $\Delta\sigma$, çökelme veya çözültideki karbon ile mukavemet artışını tanımlanmaktadır. Ancak ferrit ve martenzit fazlarındaki karbonun mukavemete katkısı aynı olmadığı için bu etki, her faz için aşağıdaki denklemler yardımıyla tanımlanmaktadır:

$$\begin{aligned} \Delta\sigma (MPa) &= 5000 (\%C_{ss}^f) \\ \Delta\sigma (MPa) &= 3065 (\%C_{ss}^m) - 161 \end{aligned} \quad 2.14$$

Burada $\%C_{ss}^f$ ve $\%C_{ss}^m$ sırasıyla ferrit ve martenzit içindeki ağırlıkça % karbon oranlarını ifade etmektedir.

2.4.3. Sınır şartları

Genel olarak hesaplamalı homojenizasyon işlemi, bir mikroyapıdan yerel makroskobik mekanik davranışın türetilmesi nedeniyle bir sınır değeri probleminin yeterli şekilde yapılandırılmasıyla ve çözümüyle yapılmaktadır. Şimdilik, homojenizasyon yaklaşımlarının çoğu mikroyapının global periyodikliğiyle ilgilenmekte ve tüm makroskobik numunenin uzamsal olarak tekrarlanan birim hücrelerden oluştuğunu varsaymaktadır. RVE'ler, iki geleneksel sınır şartları olan doğrusal yer değiştirme ve sabit traksiyon sınır şartları ile periyodik sınır şartı (periodic boundary condition, PBC) kullanılarak tek eksenli çekme şekil değişimi altında incelenmektedir (Hou, 2016).

Geleneksel sınır şartları

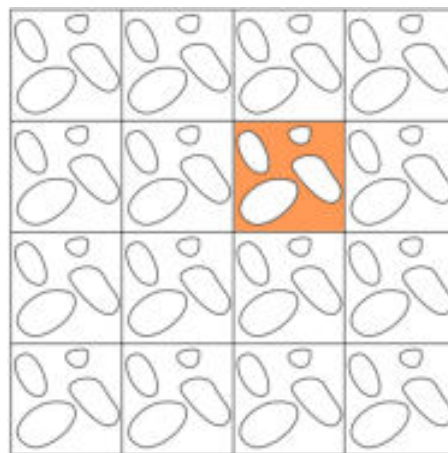
RVE'lerle mikromekanik modellemede yaygın olarak kullanılan iki ana geleneksel sınır şartı vardır: (1) doğrusal yer değiştirme sınır şartı (Dirichlet şartı); (2)

sabit traksiyon sınır şartı (Neumann şartı). Terada ve ark. (2000) tarafından RVE boyutu küçüldükçe homojenleştirilmiş mekanik özelliklerin tahmininin kötüleştiği bildirilmiştir. Bu nedenle, her ne kadar hesaplama süresini önemli ölçüde arttırsa ve verimliliği azaltsa da, nispeten büyük boyutlara sahip RVE'lerin oluşturulması gerekmektedir (Hou, 2016).

Periyodik sınır şartı

Tipik olarak bir malzemede ikinci faz partikülleri boyut olarak eşit değildir ve matris boyunca düzensiz olarak dağılmaktadır. Periyodik sınır şartına sahip bir RVE, problemi düşük hesaplama maliyetiyle çözmeyi ve problemin karmaşıklığını azaltmayı amaçlayan bir basitleştirmedir. İki fazlı bir mikroyapıda, uzaysal olarak periyodik bir RVE'nin tekrarlayan bir şekilde deforme olduğu varsayılmakta ve her RVE, her yönden komşu hücresine benzemektedir (Alabbasi, 2004).

PBC, küçük ve temsili bir parça veya eleman kullanılarak çok büyük, hatta sonsuz bir sistem veya parçaya yaklaşmak için seçilebilen bir dizi sınır şartıdır. Bu tür sınır şartı genellikle sayısal simülasyonlarda ve matematiksel modellerde kullanılmaktadır. PBC ile yaklaştırılan büyük sistemler yalnızca sonsuz sayıda hacim öğelerinden oluşmaktadır ve bu öğeler, büyük sistemlerin genel karakterlerini tanımlama kapasitesine sahip olmalıdır. Örneğin, 2B PBC'nin topolojisi, polikristalin veya çok fazlı çeliklerin global bir haritası olarak kabul edilebilmektedir. Bu hacim elemanlarının geometrisi, iki boyutlu bir döşemeye benzemektedir (Şekil 2.16) ve gerilme veya şekil değişimi gibi bir fiziksel alan elemanının bir kenarından geçtiğinde, karşı tarafında aynı büyüklükte tekrardan ortaya çıkmaktadır (Hou, 2016).



Şekil 2.16. Bir iki boyutlu geniş periyodik sistem (Güngör, 2019)

İki boyutlu PBC genellikle düzlemsel yüzeyleri simüle etmek için uygulanmakta ve bu durumda PBC x ve y Kartezyen koordinatlarına sahip olmaktadır. Katı sistemlerin simülasyonunda, sistemdeki herhangi bir homojensizlikten kaynaklanan şekil değişimi alanı yapay olarak kesilmekte ve periyodik sınır tarafından değiştirilmektedir. Dolayısıyla RVE'nin boyutu, simülasyonun fiziksel olmayan topolojisi nedeniyle periyodik sınır yapaylıklarının oluşmasını önleyecek şekilde büyük olmalıdır (Hou, 2016). Terada ve ark. (2000) ve Sluis ve ark. (2000) tarafından periyodik sınır şartının diğer geleneksel sınır şartlarına göre mikroyapının genel özelliklerini daha iyi tahmin ettiği belirtilmiştir.

Periyodik sınır şartının temelinde mikroyapısal periyodiklik varsayımı yer almaktadır. RVE'nin periyodiklik koşullarını ve periyodik bir deformasyonu temsil eden denklem genel bir formda aşağıda verilmiştir (Amirmaleki, 2014):

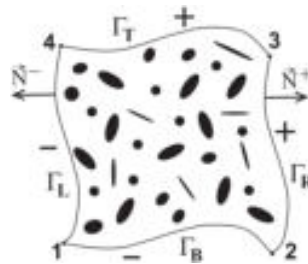
$$\dot{x}^+ - \dot{x}^- = F_M \cdot (\dot{X}^+ - \dot{X}^-) \quad 2.15$$

Denklem 2.15 ve Şekil 2.17'de görüldüğü gibi, RVE sınırları Γ_0^- ve Γ_0^+ , sınırlara karşılık gelen noktalarda $\vec{N}^- = -\vec{N}^+$ olacak şekilde tanımlanmaktadır. Periyodik sınır şartı aşağıdaki gibi tanımlanabilmektedir:

$$\begin{aligned} \bar{x}_T &= \bar{x}_B + \bar{x}_4 - \bar{x}_1 \\ \bar{x}_R &= \bar{x}_L + \bar{x}_2 - \bar{x}_1 \\ \bar{x}_3 &= \bar{x}_2 + \bar{x}_4 - \bar{x}_1 \end{aligned} \quad 2.16$$

Burada \vec{x}_T , \vec{x}_B , \vec{x}_L ve \vec{x}_R sırasıyla RVE'nin üst, alt, sol ve sağ sınırlarının konum vektörleridir. \vec{x}_i ($i=1, 2, 3, 4$) sırasıyla 1, 2, 3, 4 numaralı deforme olmuş köşe noktalarının konum vektörleridir. Bu konum vektörleri aşağıdaki şekilde tanımlanmaktadır:

$$\dot{x}_i = F_M \cdot \dot{X}_i \quad \text{ve } i=1,2,3,4 \quad 2.17$$

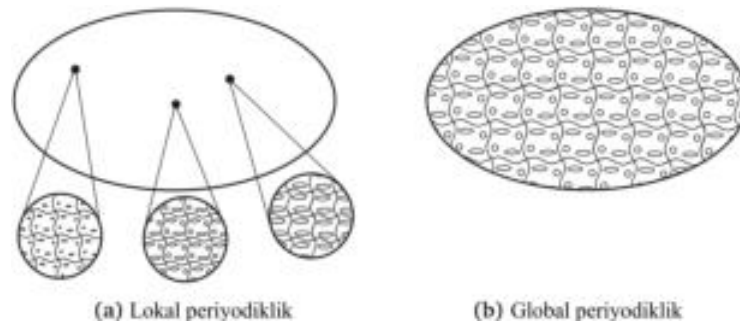


Şekil 2.17. Tipik bir iki boyutlu temsili hacim elemanı (Kouznetsova, 2002)

2.4.4. Homojenizasyon

DP çeliğinin malzeme davranışını tanımlamak için mikro ve makro ölçekte farklı modellerin oluşturulması gerekmektedir. Mikromekanik modeller, RVE modelleri gibi, çok fazlı malzemeleri mikro düzeyde heterojen olarak kabul etmektedir. Makro düzeyde, aynı geometri ve iş parçası boyutuna sahip modeller kolaylıkla oluşturulabilmektedir ve bu modeller, yerel mikro ölçekli simülasyondan elde edilen global homojen malzeme özellikleri ile tanımlanmalıdır. Bu nedenle, RVE'lerin sayısal tahminlerinden makroskobik malzeme davranışını belirlemek için bir homojenizasyon işlemi gereklidir (Hou, 2016).

Bir malzemenin mikro ölçekli davranışını makroskobik davranışıyla ilişkilendiren homojenizasyon tekniğinin doğrusal olmayan mikro-makro ve yapı-özellik ilişkileri kurmak için değerli bir araç olduğu kanıtlanmıştır. Homojenizasyonda, malzemenin makro ölçekte yeterince homojen olduğu, ancak mikro ölçekte inklüzyonların, tanelerin, arayüzlerin, boşlukların vb. varlığından dolayı heterojen olduğu varsayılmaktadır. Heterojen bir mikroyapının periyodikliğini açıklamak için iki yaklaşım önerilmektedir: Şekil 2.18'de şematik olarak gösterilen global periyodiklik ve lokal periyodiklik. Global periyodiklik yaklaşımında, homojen olmayan hücrelerin tüm mikro yapı boyunca kendini tekrarladığı varsayılmaktadır. Lokal periyodiklik yaklaşımında ise bir mikroyapının, tek tek makroskobik noktalarda tekrarlanan farklı morfolojilere sahip çeşitli heterojen hücreleri içerdiği varsayılmaktadır. Bu yaklaşımla üniform olmayan mikroyapı dağılımının makroskobik yanıt üzerindeki etkileri daha gerçekçi modellendiği için daha çok tercih edilmektedir (Amirmaleki, 2014).



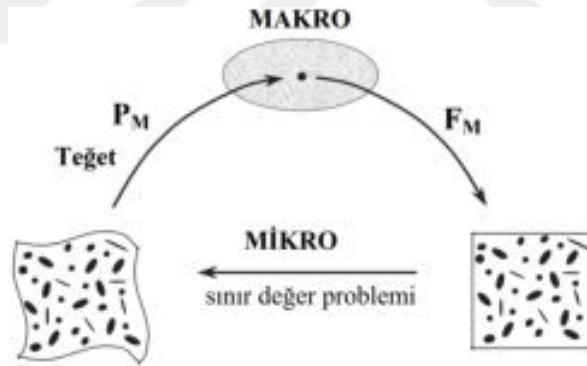
Şekil 2.18. Bir makroyapının: (a) lokal, (b) global periyodik mikroyapı ile şematik gösterimi

(Kouznetsova, 2002)

RVE ile mikromekanik modellemede en yaygın kullanılan homojenizasyon tekniği *birinci dereceden homojenizasyon tekniği*'dir (Ramazani ve ark, 2012; Sirinakorn ve ark., 2014; Phetlam ve Uthaisangasuk, 2015). Bir homojenizasyon işleminde makroskobik ve mikroskobik nicelikler sırasıyla M ve m harfleriyle gösterilmektedir. Şekil 2.19'da gösterilen birinci dereceden homojenizasyon tekniği üç adımda gerçekleştirilmektedir (Amirmaleki, 2014):

- Deformasyon tensörü F_M , her malzeme noktası için, yani bir SE modelindeki makroskobik ağın entegrasyon noktalarında hesaplanır.
- Makroskobik bir noktanın F_M 'si, o noktada bulunan RVE'ye uygulanan sınır şartlarını formüle etmek için kullanılır ve bu, RVE'nin deformasyonu ile sonuçlanır.
- Başlangıç makroskobik noktasının gerilme tensörü P_M , sonuçtaki RVE gerilme alanının RVE hacmi üzerinden ortalaması alınarak elde edilir.

Yukarıdaki adımlar neticesinde makroskobik noktadaki sayısal gerilme-şekil değişimi ilişkisi elde edilmektedir. Ayrıca, mikroyapısal rijitlik ve davranışa bağlı olarak yerel makroskobik tutarlı tanjantı da elde edilmektedir.



Şekil 2.19. Birinci dereceden hesaplamalı homojenizasyon şeması (Kouznetsova, 2002)

Birinci dereceden homojenizasyonda, makroskobik ve mikroskobik deformasyon ve gerilmenin birleştirilmesi, integral ortalama teoremlerinin uygulanmasıyla gerçekleştirilmektedir. İntegral ortalama ifadeleri ilk olarak Hill (1963) tarafından küçük deformasyonlar için önerilmiş ve Hill (1984) ve Nemat-Nasser (1999) tarafından büyük deformasyon için geliştirilmiştir (Amirmaleki, 2014).

2.5. Tez Konusu Kapsamında Yapılan Çalışma Örnekleri

2.5.1. Lazer kaynaklı çift fazlı çelikler ile ilgili yapılan çalışmalar

DP çeliklerin mekanik özellikleriyle ilgili literatürde önemli sayıda çalışma yapılmıştır. Lazer kaynağının dışındaki birleştirme tekniklerinden direnç nokta kaynağı (Pandya ve ark., 2020), gaz metal ark kaynağı (Abbas ve ark., 2020) ve sürtünme karıştırma kaynağı (Mahmoudiniya ve ark., 2020) konularında birçok çalışma gerçekleştirilmiştir. DP çeliklerin lazer kaynağı ile ilgili yapılan bazı çalışmalar mikroyapı değişimi ve mekanik özelliklere etkileri açısından incelenmiş ve sonuçları aşağıda verilmiştir.

DP çelik bağlantılarının lazer kaynağına ilişkin çalışmalar, katılma sırasında çok yüksek soğutma hızına maruz kaldığı için FB'de çoğunlukla martenzitik yapının oluştuğunu ve dolayısıyla bu bölgenin ana metale göre daha yüksek sertlik değerlerine sahip olduğu göstermiştir. Xia ve ark. (2008) tarafından yapılan çalışmada Nd:YAG ve diyot lazer ısı girdisi ile DP çeliklerin FB sertlikleri arasında doğru orantı elde edilmiştir.

Füzyon sınırının hemen dışındaki ITAB, östenitik geçiş sıcaklığının üzerine ısıtıldığından ve FB'ye kıyasla daha düşük soğuma hızları içerdiğinden bu bölgede genellikle martenzit ve beynitin daha düşük dönüşüm ürünlerini içeren bir mikroyapı oluşmaktadır. Füzyon sınırının ötesinde ana malzemeye yakın yumuşamış ITAB'da (softened HAZ) kaynak çevrimi sırasındaki maksimum sıcaklık A_1 sıcaklığının (ısıtma işlemi sırasında yeniden östenizasyon için kritik sıcaklık) altında olduğundan karbon bakımından zengin martenzit fazında östenit fazı oluşmamakta ve sıcaklığın etkisiyle martenzit fazı temperlenerek ayrışmaktadır. Dolayısıyla bu bölgede ana metale kıyasla yumuşak bir mikro yapı ortaya çıkmaktadır. Panda ve ark. (2008) ve Xia ve ark. (2008) tarafından kaynak parametrelerinin ve ana metalin MHO'sunun, bu yumuşama olgusu üzerinde büyük bir etkiye sahip olduğu, kaynak hızının artmasıyla ısı girdisi azaldığından, yumuşamış ITAB genişliğinin de azaldığı belirtilmiştir. Ayrıca Xia ve ark. (2008), azalan ısı girdisinin DP çeliklerde martenziti tam olarak temperleyemeyecek şekilde ısı döngüyü kısalttığını bildirmiştir. Eğer yumuşamış ITAB yeterince geniş ise, bu yumuşak mikroyapı lazer kaynaklı DP çelik bağlantılarının mekanik özelliklerini olumsuz etkilemekte ve hasar bu bölgede meydana gelmektedir (Sreenivasan ve ark., 2008; Li ve ark., 2013). Uchihara ve Fukui (2002)'ye göre hasarın bu bölgede oluşmasını engellemek için kaynak ısı girdisinin azaltılması gerektiği, birleştirilecek malzemelerin de uygun

seçilmesi gerektiği, örneğin çökeltimli sertleştirilebilir (precipitation hardening) çeliğin DP çeliklere göre ITAB yumuşaması açısından daha iyi olduğu belirtilmiştir.

Kang ve ark. (2007) yaptığı çalışmada Nd:YAG lazer kaynaklı DP600 çeliğinin ana metale kıyasla daha yüksek YS ve TS gösterdiğini belirtmişler, fakat kaynaklı numunenin TE'sinin azaldığını ve hasarın ana metalde gerçekleştiğini ve bu durumun yumuşamış ITAB'ın etkisinin kendi çalışmalarında belirgin olmadığı sonucuna vardığını bildirmişlerdir. Benzer bir kırılma eğilimi Uchihara ve Fukui (2002) tarafından da gözlemlenmiştir, ancak çalışmalarında kaynak sonrası TS ana metale göre azalmıştır. Sreenivasan ve ark. (2007) lazer kaynaklı DP980 çeliğinin çekme testlerini yapmış ve kaynak sonrası hem YS hem de TS'nin azaldığını ve kırılmanın her zaman yumuşamış ITAB'ın dış bölümünde meydana geldiğini gözlemlemiştir. Benzer sonuç Xia ve ark. (2008) tarafından da rapor edilmiş, DP çeliğinin daha yüksek mukavemet derecelerinde yumuşamış ITAB'ın etkisinin daha baskın olduğu belirtilmiştir.

Sharma ve Molian (2009) çalışmalarında TRIP780 ve DP980 çeliklerini Yb:YAG lazer kaynağı ile birleştirerek TW sacı üretmişlerdir. Kaynak kesitinin farklı bölgelerinden ölçülen mikro sertlikler karşılaştırılmış ve kesitin en üst bölümündekilerin diğer bölgelere kıyasla daha yüksek değerlere ulaştığını gözlemlemiştir. Bu durumu ise koruyucu gaz akışının neden olduğu konveksiyon akımlarından dolayı üst bölgelerin daha hızlı soğuduğu şeklinde açıklamışlardır. DP980 çeliğinde yumuşamış ITAB tespit etmişler fakat bu durumun çekme testi sonuçlarını etkilemediğini belirtmişlerdir.

Reisgen ve ark. (2010) tarafından koruyucu gazların TW DP/TRIP sacların CO₂ lazerle kaynak edilebilirliğine, çekme mukavemetine ve şekillendirilebilirliğine etkilerini incelemişlerdir. Çalışmalarında helyum (He) ve argon (Ar) koruyucu gazlarını kullanmışlar ve gazların iyonlaşma potansiyeli ve atomik ağırlığının plazma oluşumunu ve kayboluşunu etkilediğini, plazma dumanının kaynak hattından daha çok uzaklaştırılmasıyla kaynak derinliğinin arttığını belirlemişlerdir. He gazının nüfuziyet ve şekillendirilebilirlik açısından daha iyi olduğunu ve koruyucu gaz debisinin artırılmasıyla kaynak derinliğinin arttığını bildirmişlerdir.

Song ve ark. (2012) düşük karbonlu galvanizli DX56D ve DP600 otomotiv çeliklerini Nd:YAG lazer kaynağı yöntemiyle birleştirmişler ve kaynak bölgelerinde homojen olmayan mekanik özellikleri karakterize etmek için yeni bir yaklaşım önermişlerdir. Bu yaklaşımda kaynak kesiti boyunca oluşan plastik davranış farklılıklarından yararlanmışlardır. Sertlik ve akma gerilmesi arasında bir korelasyon geliştirmişler ve karışım kuralını (rule of mixture) kullanarak kaynak malzemelerinin

homojen olmayan özelliklerini tanımlamışlardır. Geliştirdikleri modelin deneysel doğrulamalarını girinti (indentation) testleri yardımıyla gerçekleştirmişlerdir.

Xu ve ark. (2013) yüksek hızlı fiber lazer kaynağı ile birleştirilmiş HSLA ve DP980 çeliklerinin mikroyapılarını ve mekanik özelliklerini incelemişlerdir. 6 kW lazer gücü ve 16 m/dk kaynak hızı kullanarak 0.25 mm ITAB ve 0.45 mm FB genişlikleri elde etmişlerdir. Mikroyapı incelemelerinde FB'nin tamamen martenzitik yapıdan oluştuğu, ana metala yakın alt kritik ITAB (sub-critical HAZ)'da martenzitin kısmi olarak temperlendiği gözlemlenmiştir. HSLA çeliği martenzit içermediğinden bu bölgede mikroyapısal değişikliklerin olmadığı ve dolayısıyla yumuşamış ITAB göstermediği belirlenmiştir.

2.5.2. Mikromekanik modelleme ile ilgili yapılan çalışmalar

Literatürde, kaynaklı parçaların mikromekanik modellemesiyle ilgili Ramazani ve ark. (2014), Zhang ve ark. (2017), Zhang ve ark. (2018) ve Moeini ve ark. (2018) tarafından çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Ana malzemeler için gerçekleştirilen diğer çalışmalarda kullanılan malzemeler genel olarak otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılan ve AHSS'lerin en yeni türleri olan DP ve TRIP çelikleridir. Tez kapsamında TW sac üretiminde kullanılan DP çeliklerin mikromekanik modellemesi üzerine yapılan çeşitli çalışmalar aşağıda açıklanmıştır:

Sun ve ark. (2009a) DP980 çeliğinin sünek hasar davranışını, sert martenzit fazı ve yumuşak ferrit matrisinin farklı deformasyon karakteristiklerinden dolayı ortaya çıkan plastik şekil değişimi lokalizasyonu formunda tahmin etmişlerdir. DP çeliklerin hasar modlarını ve maksimum sünekliğini mikroyapı tabanlı SEA kullanarak farklı yükleme koşulları altında incelemişlerdir. Bu kapsamda malzeme içerisindeki fazların plastik pekleşme özelliklerini Sinkrotron tabanlı yüksek enerjili XRD tekniği ile belirlemişlerdir. Çalışmalarında SEM ile belirledikleri mikroyapı görüntüsünü öncelikle görüntü işleme programları ile ayrıştırmışlardır. Ayrıştırma işlemini, tüm martenzit tanelerinin beyaz ve tüm ferrit tanelerinin siyah olacak şekilde görüntünün kontrastını ve renklerini düzenleyerek gerçekleştirmişlerdir. Oluşturdukları bu görüntüyü daha sonra ArcMap yazılımı aracılığıyla raster formatından vektör formatına dönüştürmüşlerdir. Vektör formatındaki görüntünün ardından Gridgen yazılımı ile 2B üçgen ağ yapısını oluşturmuşlardır ve mikroyapı analizlerini ABAQUS SEA programı ile gerçekleştirmişlerdir. Çalışmalarının sonunda lokal hasar modunun malzemedeki gerilme

durumu ile ilişkili olduğunu gözlemlemişlerdir. Çalışmalarında aynı zamanda MHO'nun farklı sınır yükleme koşulları altında hasar modlarına olan etkisini de incelemişlerdir.

Sun ve ark. (2009b) çalışmalarında DP600, DP780 ve DP980 çeliklerinde sünek hasarı etkileyen kilit faktörleri mikroyapı tabanlı modelleme yaklaşımı ile incelemişlerdir. MHO'nun ve ferrit fazında oluşan boşlukların DP çeliklerinin genel sünekliğine etkisini araştırmışlardır. Çalışma sonucunda %15'ten az MHO'lu mikroyapıya sahip DP çeliklerin sünekliğinin büyük oranda ferrit matrisinin sünekliğine bağlı olduğunu bulmuşlardır ve dolayısıyla mikroyapıda önceden var olan boşlukların çeliğin sünekliğini önemli ölçüde düşürdüğünü belirtmişlerdir. %15'ten daha fazla MHO'lu mikroyapıya sahip DP çeliklerin sünekliğinin ise boşluklardan çok fazla etkilenmediğini, daha çok iki faz arasındaki mekanik özelliklerin farklılığından etkilendiğini saptamışlardır.

Marvi-Mashhadi ve ark. (2012) mikromekanik tabanlı SE metodunu kullanarak %18 ve %44 MHO'lu DP çeliklerinin akma eğrilerini ve hasar modlarını tahmin etmişlerdir. Çeliğin orta düzleminden SEM ile elde ettikleri gerçek mikroyapıları hesaplamalarında RVE'ye dönüştürmüşlerdir. DP çeliğindeki fazların mekanik özelliklerinin ve hacim oranlarının çeliğin makroskobik mekanik özelliklerine etkisini nicel olarak değerlendirmişlerdir. Çalışma sonucunda, kullandıkları hesaplamalı yöntemin DP çeliklerinin hem mukavemet hem de sünekliğini iyi bir şekilde tahmin edebildiğini belirtmişlerdir.

Sodjit ve Uthaisangsuk (2012a) ve Sodjit ve Uthaisangsuk (2012b) yaptıkları çalışmada DP çeliklerinin akma eğrilerini tahmin etmek için SE tabanlı RVE yaklaşımını kullanmışlardır. Farklı sıcaklıklarda arakritik tavlama aracılığıyla elde ettikleri farklı MHO'ya sahip DP çeliklerine ait mikroyapıları kullanarak 2B RVE modellerini oluşturmuşlardır. Isıl işlemde sonra elde edilen yeni martenzit fazı ile ferrit fazı sınırlarında biriken dislokasyonların etkisini de ferrit fazına ait akma eğrisinde ek bir terim olarak kullanmışlardır. Çalışma sonunda MHO'nun artmasıyla akma ve çekme mukavemetlerinin arttığını, uzamanın ise azaldığını belirtmişlerdir. Martenzit için modelledikleri akma eğrilerinin başlangıçta çok yüksek pekleşme gösterdiğini ve deneysel sonuçlardan saptığını gözlemlemişlerdir. Daha yüksek MHO'ya sahip çeliğin ihtiva ettiği karbon oranı daha az olmasına rağmen daha yüksek mukavemet ve daha az süneklik gösterdiğini vurgulamışlardır.

Ramazani ve ark. (2013a) çalışmalarında, ısıl işlem sonucunda elde ettikleri %46 MHO'ya sahip DP çeliğinde hasar başlangıcını incelemişlerdir. Bu amaçla mikroyapıdaki

deformasyonu değerlendirmek için mikroyapı tabanlı RVE yöntemini kullanmışlardır. Çatlak başlangıcı meydana geldiğinde martenzitik yapıda oluşan ortalama eşdeğer şekil değişiminin belirlenmesi için 2B RVE tabanlı mikromekanik modelleme gerçekleştirmişlerdir. Elde edilen bu gerinmeye karşılık gelen gerilme değerini martenzit hasarı için kritik gerilme olarak düşünmüşlerdir. Çeşitli kırılma teorileri ve eğilme testi sonucunda kullanılan SEM ve Geri Yansıyan Elektron Kırınımı (Electron Backscatter Diffraction) ölçümleri ile hasar başlangıcını analiz etmişlerdir. Martenzitte oluşacak kırılmayı simüle etmek için RVE modellemeyle birlikte Genişletilmiş Sonlu Elemanlar Yöntemini (Extended Finite Element Method, XFEM) kullanmışlardır. Çalışma sonucunda martenzitte meydana gelen kırılmanın DP çeliğinde ana hasar başlangıç mekanizması olduğunu saptamışlardır. Ayrıca XFEM modelleme için gerekli parametreleri sayısal olarak belirlemişlerdir ve deneysel çekme testleriyle nümerik modeli doğrulamışlardır.

Huang ve ark. (2014) çalışmalarında DP780 çeliğinin tek eksenli çekme altındaki deformasyon davranışını ABAQUS yazılımında 2B RVE modelini kullanarak incelemişlerdir. Martenzit ve ferrit faz sınırlarını UniGraphics NX kullanarak oluşturmuşlardır. Çalışmaları kapsamında çekme numunesi üzerinde her biri farklı gerilme ve şekil değişimi durumuna sahip üç farklı bölgeyi incelemişlerdir. Sonuç olarak tek eksenli çekmedeki üç farklı gerilme ve şekil değişimi durumlarının RVE modelinin sınır şartlarını etkilemesinden dolayı farklı gerilme dağılımları ve şekil değişimi konsantrasyonlarına sebep olduğunu belirtmişlerdir. Ayrıca DP780 çeliğinde iki mikro hasar modunun görüldüğünü ve bunların düzlem gerilme şartlarında kayma hasarı ve düzlem şekil değişimi şartlarında ayrılma hasarı olduğunu belirtmişlerdir.

Wei ve ark. (2015) yaptıkları çalışmada, günümüzde enerji yutucu (crash box) ve B sütunu gibi otomobil parçaları için yaygın olarak kullanılan DP600 çeliğinin akma davranışını ve plastik şekil değişimini tahmin etmek için 2B RVE aracılığıyla bir mikromekanik modelleme temelli yaklaşım kullanmışlardır. Çekme-etkisinde-eğme (Bending-Under-Tension) testine ait SEA'lar yardımıyla malzemede meydana gelen şekil değişimini elde etmişler ve malzemenin gerçekçi mikroyapı morfolojisini kullanarak mikromekanik modellemeyi gerçekleştirmişlerdir. Çekme-etkisinde-eğme testine ait farklı sınır şartlarını kullanarak şekil değişimi ve gerilme dağılımı gibi makroskobik ve mikroskobik davranışlar arasında karşılaştırmalar yapmışlardır. Çalışma sonucunda, mikroyapısal 2B RVE modellemesiyle kullanılan çekme-etkisinde-eğme testi sayesinde martenzit fazının ferrit matrisi arasındaki malzeme akışını engellediğini

gözlemlemişlerdir. Bu durumun ise çeliğin mukavemetini, sünek kırılmada büyük payı olan yüksek gerilme lokalizasyon bölgeleri sayesinde arttırdığını belirlemişlerdir.

Ramazani ve ark. (2014) tez kapsamında gerçekleştirilen kaynak bölgesinin mikroyapı analizleri üzerine bir çalışma gerçekleştirmişlerdir. Çalışmaları kapsamında MIG kaynağı ile birleştirilen DP600 çeliğinin kaynak bölgesinin mekanik özelliklerini mikroyapı, kimyasal kompozisyon ve faz oranı gibi özelliklerin kaynak bölgesinin makroskobik mekanik özelliklerine etkisini göz önünde bulundurarak incelemişlerdir. Kaynak bölgesinde bulunan ITAB'da mikroyapının beynitten kaba taneli ferrite doğru değiştiğini saptamışlardır. Kaynak bağlantısındaki her bir bölgeye ait her bir fazın kimyasal kompozisyonunu Elektron Prob Mikro Analiz cihazı ile belirlemişlerdir. Kaynaklı çekme numunelerinin mekanik özelliklerini simüle etmek için makromekanik SE modelini kullanmışlardır. Mikroyapı görüntülerini optik mikroskop ile numunenin üst, orta ve alt düzlemi boyunca 14 ayrı noktadan aldıktan sonra Gitter programı ile mikromekanik 2B RVE modelini oluşturmuşlardır. 2B RVE modelinin malzemenin akma modelini hassas bir şekilde tahmin edemediğini vurgulamışlardır. Bundan dolayı Ramazani ve ark. (2013b) tarafından 2B ve 3B RVE modelleri kullanarak ampirik olarak elde edilen 2B'den 3B'ye dönüşüm sağlayan gerilme bağıntılarından faydalanmışlardır. Deneysel ve nümerik olarak elde ettikleri akma eğrilerinin ise birbirleri ile uyumlu olduğunu belirlemişlerdir.

Tez çalışması kapsamında gerçekleştirilen literatür araştırması sonucunda elde edilen çeşitli çalışmalar ve tez çalışmasında yapılan işlemler Çizelge 2.3'te verilmiştir. Tez çalışmasında kullanılan malzemelerin, kaynak parametrelerinin ve değerlerinin belirlenmesinde bu çalışmalardan yararlanılmıştır.

Çizelge 2.3. Tailor-welded sacların mekanik özelliklerinin belirlenmesi konusunda yapılan çalışmalar

Çalışma	Deneysel	Analitik	Nümerik	Malzeme	Kalınlık (mm)	İncelenen Parametreler	Kaynak Metodu	Kaynak Parametreleri		
								Güç (kW)	Debi (lt/dk)	İlerleme Hızı (m/dk)
Sharma ve Molian (2009)	Çekme, mikro sertlik ve yorulma testi	-	-	Düş. karb. çelik TRIP780 DP980	1 1 1.5	Çekme mukavemeti, sertlik, yorulma sınırı	Yb:YAG lazer	2	30	4.2
Reisgen ve ark. (2010)	Çekme, mikro sertlik ve eriksen testi	-	-	DP600 TRIP700	2.5 1.2	Sertlik, kaynak genişliği ve derinliği	CO ₂ lazer	4	20	4.2
Reisgen ve ark. (2012)	Çekme, mikro sertlik ve eriksen testi	-	-	DP600 TRIP700	2.5 1.25	Çekme mukavemeti, sınır kubbe yüksekliği, sertlik, kaynak genişliği ve derinliği	CO ₂ lazer	2.1	20	2.4
Song ve ark. (2012)	Çekme ve mikro sertlik testi	Nano indentasyon	-	DP600 DX56D DX56D	0.75 0.75 1.5	Sertlik, pekleşme üsteli (n), mukavemet sabiti (K)	Nd:YAG lazer	- 150 A	Atmosfer kontrollü	0.36
Li ve ark. (2013)	Çekme, mikro sertlik, iki eksenli gerdirme	-	-	HSLA DP600 DP980	1.14 1.2 1.2	Sertlik, sınır kubbe yüksekliği, majör ve minör şekil değişimi	Diyot lazer	4	-	0.85
Xu ve ark. (2013)	Çekme, mikro sertlik ve yorulma testi	-	-	HSLA DP980	1.2 1.2	Çekme mukavemeti, sertlik, yorulma sınırı	Fiber lazer	6	-	16
Rossini ve ark. (2015)	Çekme ve mikro sertlik testi, dij. gör. korelasyonu (DIC)	-	-	TWIP DP TRIP 22MnB5	1.5 1.5 1.5 1.5	Çekme mukavemeti, sertlik, şekil değişimi	Nd:YAG lazer	1.25 1.50	10	1.5
Gong ve ark. (2016)	Çekme, sertlik, dijital gör. korelasyonu (DIC)	-	-	DP780 DP1180	1.2 1.2	Çekme mukavemeti, mikro sertlik, kaynak genişliği,	Fiber lazer	3.5	10	2
Jia ve ark. (2016)	Çekme, mikro sertlik	-	Sonlu elemanlar analizi	DP600 DP980	1.2 1.2	Çekme mukavemeti, mikro sertlik, kaynak genişliği, sıcaklık, şekil değişimleri	Fiber lazer	4	-	4
Bandyopadhyay ve ark. (2017)	Çekme, mikro sertlik, Erichsen, derin çekme, çift kademeli şekillendirme	Şekillendirme sınır diyagramının oluşturulması	Sonlu elemanlar analizi	DP600 DP980 IF	1.2 1.2 1.2	Sertlik, şekillendirme sınır diyagramı, sınır çekme oranı, inceleme, majör ve minör gerilmeler	CO ₂ lazer	3	-	3
DOKTORA TEZİ	Çekme ve Sertlik Testleri ve Optik-SEM Analizleri	Dislokasyon Yoğunluğu Tabanlı Pekleşme Modeli	Kaynak Termal Nümerik Analizi, Mikromekanik Modelleme ve Sonlu Elemanlar Analizi	DP600 DP800	1.8 0.8 1.5	Çekme ve Akma Mukavemeti, Mikro sertlik, Kaynak Genişlikleri, Mikroyapılar, Pekleşme Üsteli (n), Mukavemet Sabiti (K), Sıcaklık Gradyanı, Mikroyapıların Akma Eğrisi ve Gerilme-Şekil Değişimi Dağılımları	CO₂ Lazer	2 3	10	2 3

3. MATERYAL VE YÖNTEM

3.1. Deneysel Tasarım

3.1.1. Malzeme seçimi

Tailor-welded saclar ile ilgili yapılan literatür araştırmasının ardından kaynaklı birleştirmeler için özellikle otomotiv sektöründe DP ve TRIP çeliklerinin yoğun olarak kullanıldığı belirlenmiştir. Ancak TRIP çeliğinin ülkemizde temin edilebilmesi mevcut şartlarda mümkün olmadığı için tez çalışmasında kullanılmak üzere AHSS sınıfında bulunan DP çelik sacın kullanılmasına karar verilmiştir. Bu kapsamda Ermetal Otomotiv A.Ş. tarafından 1.8 mm kalınlığında DP600 ile mukavemet değerleri daha yüksek olan 0.8 mm ve 1.5 mm kalınlıklarında DP800 çift fazlı ve sıcak daldırma galvaniz kaplı çelik saclar temin edilmiştir. Taşıma esnasında sac malzemeler üzerinde deformasyon ve çizik oluşmaması için üretilen fikstür boyutlarına uygun olarak saclar giyotin makas ile 250x450 mm ebatlarında kestirilmiştir.

3.1.2. Kimyasal bileşim

DP çelikler dünyada sayılı birkaç şirket tarafından üretilmektedir. Bu şirketler: dünyanın en büyük çelik üreticisi olan Lüksemburg merkezli ArcelorMittal, Almanya merkezli ThyssenKrupp ve İsveç merkezli SSAB'dir. Çalışmada kullanılan malzemelere ait kimyasal içerik bilgisi elde edilemediği için 1.8 mm kalınlığındaki DP600 ve 0.8 ile 1.5 mm kalınlıklarındaki DP800 çift fazlı çelik sacların kimyasal bileşimleri Nurdöksan Döküm Otomotiv San. Tic. Ltd. Şti.'de bulunan Hitachi marka Foundry Master Pro model optik emisyon spektrometresi ile belirlenmiştir.

3.1.3. Kaynak yönteminin ve parametrelerinin belirlenmesi

TW sacların üretilmesinde yaygın olarak üç kaynak yöntemi kullanılmaktadır. Bunlar direnç nokta kaynağı (resistance spot welding), ezme dikiş kaynağı (mash seam welding) ve lazer kaynağı yöntemleridir. Gaz altı kaynak yöntemlerinin (MIG, MAG, TIG) TW sacların üretilmesinde kullanılması tavsiye edilmemektedir. Çalışmalardan, gaz altı kaynak yöntemlerinin diğer yöntemler ile kıyaslandığında daha yüksek ısı girdisine

ve dolayısıyla daha büyük ITAB genişliğine neden olduğu bilinmektedir. Kaynak dikişi yakınındaki ITAB'da tane irileşmesi ve aynı zamanda ana metale yakın bölgede yumuşamış ITAB meydana geldiği için hasar genellikle bu bölgelerde oluşmaktadır. Dolayısıyla ITAB genişliğinin minimum seviyede tutulması büyük önem arz etmektedir.

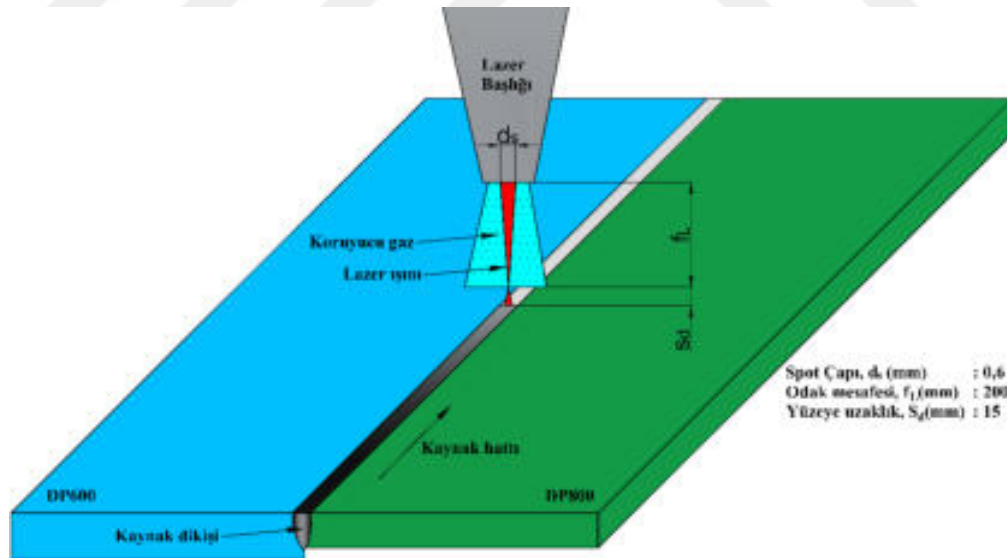
Literatürde, TW sac üretimlerinin %99'unda gaz lazer türünden CO₂ ve katı hal lazer türünden Nd:YAG lazer kaynak yöntemlerinin kullanıldığı belirtilmektedir. DP çelik sacların kaynak yöntemiyle birleştirilmesinde yüksek güçlü lazer kaynağı tezgâhlarına ihtiyaç duyulmaktadır. Çalışmada, Form Lazer Makine San. ve Tic. Ltd. firması tarafından CO₂ lazer tezgâhı ile sac malzemelerin hem kesim hem de kaynak işlemleri gerçekleştirilmiştir. Kaynak tipi olarak ise alın kaynağı kullanılmıştır.

Kaynak işlemlerinde, kaynaklı bağlantının mekanik ve mikroyapısal değişimlerini incelemek için farklı kaynak parametreleri kullanılmıştır. Kaynak işlemlerinin ve maliyetin fazla olmasından dolayı parametre olarak lazer kaynak gücü (P) ve ilerleme hızı (S) seçilmiştir. Çalışmada kullanılan malzemelerin birleştirilmesinde kaynak parametrelerinin doğru seçilmesiyle, uygulama öncesi yapılacak deneme-yanılma sayısının azaltılması ve dolayısıyla maliyetin düşürülmesi planlanmıştır. Kaynak gücü ve ilerleme hızı değerleri literatürdeki çalışmalar dikkate alınarak belirlenmiştir. Örneğin, Kim (1990) çalışmasında, 0.15 mm'lik CO₂ lazer spot çapını, argon koruyucu gazını ve yaklaşık aynı karbon miktarına sahip karbon çeliğini kullanarak 2 kW'lık lazer gücüyle 3, 4 ve 5 m/dk kaynak hızları için kaynak derinliğini sırasıyla yaklaşık 2.25, 2 ve 1.85 mm elde etmiştir. Literatür araştırmasının ardından 1.8 mm'lik DP600 çelik sacı göz önüne alındığında, çalışmada kaynak gücü olarak **2 ve 3 kW**, ilerleme hızı olarak ise **3 ve 4 m/dk** değerleri kullanılmıştır. Bu kaynak parametrelerinde üretilen TW saclar ilerleyen bölümlerde P2S3, P2S4, P3S3 ve P3S4 olarak adlandırılmıştır. Burada örneğin P2S3, TW sacın 2 kW lazer gücü ve 3 m/dk ilerleme hızı kullanılarak üretildiği anlamına gelmektedir. Kaynak esnasında oluşan plazmayı azaltmak ve eriyik metali korozyona karşı korumak için koruyucu gaz olarak saf Argon kullanılmış ve gaz debisi tüm kaynak işlemlerinde 10 L/dk alınmıştır. Belirlenen bu değişken ve sabit parametreler değerleriyle birlikte Çizelge 3.1'de verilmiştir.

Çizelge 3.1. Kaynak işlemlerinde kullanılan kaynak parametreleri

Değişken Parametreler		Sabit Parametre	
Güç, P (kW)	Kaynak Hızı, S (m/dk)	Koruyucu Gaz Tipi	Koruyucu Gaz Debisi (L/dk)
2	3	Ar	10
3	4		

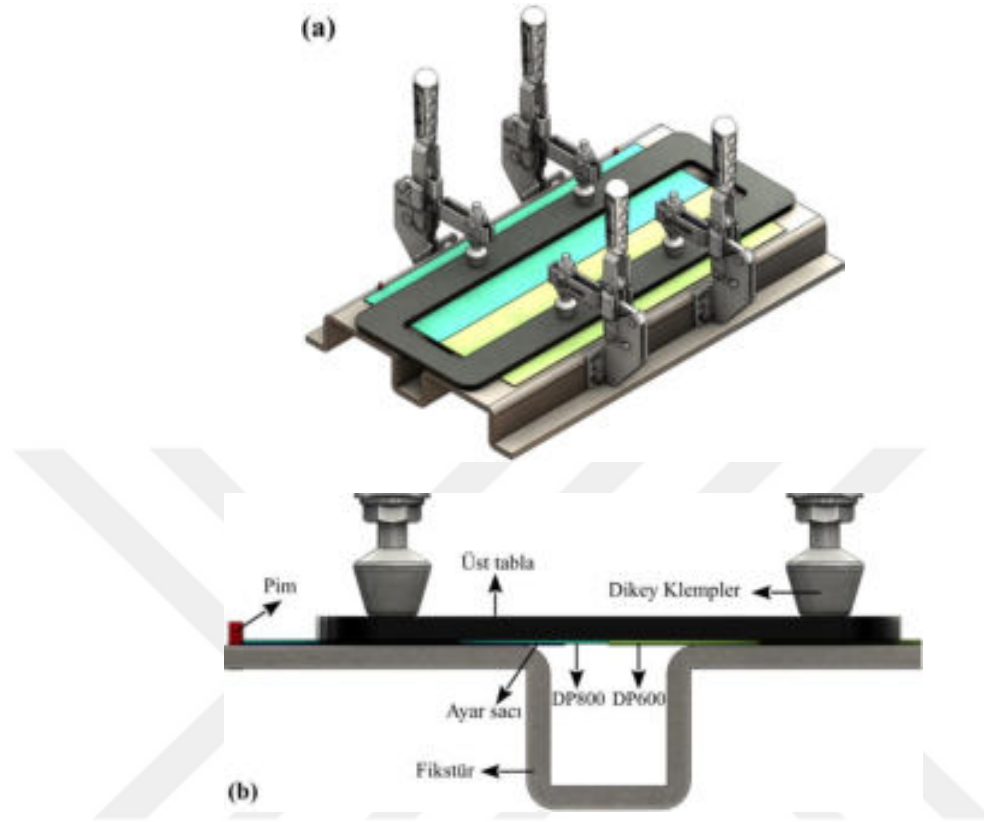
CO₂ lazer yöntemi ile gerçekleştirilen kaynak işlemlerine ait şematik gösterim Şekil 3.1’de verilmiştir. Şekilde belirtilen spot çapı (d_s), sistemde kullanılan odaklama aynasından ayrılan ışının çapını göstermektedir. Odak mesafesi (f_L) ise lazer ışınının aynalardan ayrılıp odaklandığı noktaya olan mesafesidir. Odaklanmamış lazer ışınının yüzeye uzaklığı (S_d) tüm kaynak işlemlerinde 15 mm alınmıştır. Bu değer firma tarafından önerilmiştir. Koruyucu gaz iş parçası yüzeyine lazer başlığı içerisinden eş eksenli olarak iletilmiştir. Çalışmada dört farklı kaynak parametresi ve iki farklı malzeme kombinasyonu olduğundan sekiz farklı kaynak işlemi gerçekleştirilmiştir. Her bir kaynak parametresinde sekiz adet kaynak işlemi yapılmış ve toplamda 64 adet kaynaklı parça elde edilmiştir.

Şekil 3.1. CO₂ lazer kaynak yöntemine ait şematik gösterim

3.1.4. Kaynak işlemleri için fikstür tasarımı ve imalatı

TW sacların CO₂ lazer kaynak yöntemi ile üretilebilmesi için kaynak işlemlerinin gerçekleştirileceği bir kaynak fikstürü tasarlanmıştır. Temin edilen sacların ebatları

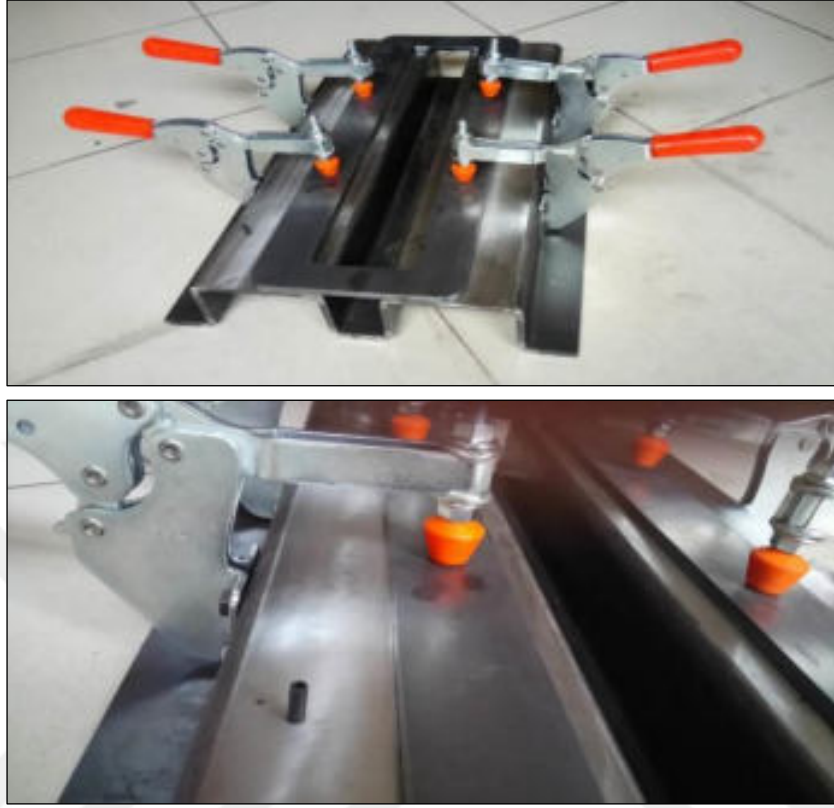
250x450 mm olduğu için kaynatılacak sacların her biri 125x450 mm olacak şekilde fikstür boyutlandırılmıştır.



Şekil 3.2. Kaynak işlemlerinde kullanılmak üzere tasarlanan fikstürün (a) izometrik, (b) ön görünüşü

CO₂ lazer yöntemi ile kaynak işleminde kaynak alevinin oluşması için kaynak hattının altında en az 40x40 mm'lik bir kanal gerekmektedir. Bu kapsamda CNC abkant presi ile büküm işlemi de göz önünde bulundurularak fikstürde 40 mm genişliğe ve 60 mm derinliğe sahip bir kanal kullanılmıştır. Tasarımı yapılan fikstürün izometrik görünümü Şekil 3.2a'da verilmiştir. Fikstür üzerine yerleştirilen sacların daha detaylı görünmesi için Şekil 3.2b'de fikstürün ön görünüşü verilmiştir. Fikstür üzerine yerleştirilecek farklı kalınlıktaki sacların üst yüzeylerinin aynı hizada olması için ince olan sacın (DP800) altına kalınlık farkı kadar 110x450 mm ebadında bir ayar sacı yerleştirilmiştir. Sacların fikstür üzerine merkezlenmesi için ise iki adet merkezleme pimi kullanılmıştır. Ayrıca kaynak esnasında oluşabilecek çarpılmaları önlemek için sacların üzerine bir tabla yerleştirilmiş ve bu tabla Kurşunel Kalıp Ltd. Şti. tarafından temin edilen ve fikstürün yanlarına monte edilen dört adet dikey toggle klemp yardımıyla sabitlenmiştir. Böylece kaynak işleminde sac malzemeler fikstür üzerine kolaylıkla yerleştirilmiş ve sabitlenmiştir. Çalışma kapsamında çok sayıda kaynak işlemi

gerçekleştirileceği için bu konfigürasyon sayesinde zamandan ve maliyetten tasarruf sağlanmıştır.



Şekil 3.3. İmal edilen kaynak fikstürü

Tasarlanan fikstür Ziya Zeki Ünal'dı Metal Makine San. ve Tic. Ltd. Şti.'de imal edilmiştir. Bu ebatlardaki bir fikstürü CNC frezede imal etmenin hem fikstür için kullanılacak çelik plaka hem de imalat işlemi düşünüldüğünde yüksek maliyetlere neden olacağı düşünülmüştür. Dolayısıyla maliyeti azaltmak için 10 mm'lik çelik sacın CNC abkant presinde bükülmesi ile fikstürün imalatı gerçekleştirilmiştir. Abkant presinde büküm ile düzgün ve paralel yüzeyler elde etmek zor olduğu için bükümün ardından CNC dik işleme merkezinde fikstürün yüzeyleri taranmıştır. Taramanın ardından aynı hizada ve parlak yüzeyler elde edilmiştir. İmalatı gerçekleştirilen fikstür Şekil 3.3'te gösterilmiştir.

3.1.5. Tailor-welded sacların üretimi

Çalışmada, dünya literatüründe az kullanılmasından dolayı ve kalınlığın kaynak bölgesinin mekanik özelliklerine etkisini görmek amacıyla DP600 1.8-DP800 1.5 ve

DP600 1.8-DP800 0.8 mm kalınlığındaki sacların alın kaynağı ile birleştirilmesine karar verilmiştir. Tez içerisindeki gelecek bölümlerde kullanım kolaylığı açısından DP600 1.8-DP800 1.5 kaynaklı TW sacı için TW1, DP600 1.8-DP800 0.8 kaynaklı TW sacı için ise TW2 ifadesi kullanılmıştır.

3.1.5.1. Kaynak işlemleri için numune hazırlama

Kaynak işleminden önce 250x450 mm ebatlarındaki saclar fikstüre uygun olacak şekilde Trumpf marka TruLaser Cell 7040 CO₂ lazer tezgâhında 125x450 mm boyutlarında kesilmiştir (Şekil 3.4). Kesim işleminde lazer yönteminin seçilmesinin ana sebebi, kaynak ile birleştirme yapılacak sac yüzeylerinin düzgün ve pürüzsüz olmasına ihtiyaç duyulmasıdır. CO₂ lazer yöntemi ile kaynak işleminde alın kaynağı yapılacak kaynak konturlarının birbirlerine tam temas etmeleri çok önemlidir. Temasın gerçekleşmemesi durumunda lazer ışını boşluklardan sızmakta ve enerjiyi parçaya aktarmadığından, ergime ve nüfuziyet tam olarak gerçekleşmemekte ve dolayısıyla kaynak havuzunda gözenekler oluşmaktadır. Bu amaçla, 125x450 mm ebatlarına kesilmiş sac parçalarının yüzeyleri tek tek kontrol edilmiş, kaynak işlemi gerçekleştirilecek yüzeyleri pürüzlü olan parçalar kaynak işlemine dâhil edilmemiştir.



Şekil 3.4. İş parçası kesim işleminde kullanılan CO₂ lazer kesim tezgâhı ve kesim işlemi

3.1.5.2. Kaynak işlemlerinde kullanılan CO₂ lazer ünitesi ve tezgâhı

Alın kaynağı ile birleştirme işlemi Form Lazer Makine San. ve Tic. Ltd. Şti.'de yapılmıştır. Kaynak işlemlerinde Trumpf marka Truflow CO₂ lazer ünitesi ve TruLaser Cell 1050 CO₂ lazer tezgâhı kullanılmıştır. Sürekli modda çalışan lazer ünitesinin

maksimum çıkış gücü 4 kW'dır. Lazer tezgâhı x, y ve z doğrusal eksenleri ile b ve c açısal eksenlerinde hareket edebilme yeteneğine sahiptir. Firma tarafından sağlanan tezgâhın teknik özellikleri Çizelge 3.2'de verilmiştir.

Çizelge 3.2. Trumpf marka lasercell 1005 lazer tezgâhının teknik özellikleri

Eksen	Eksen Aralığı	Maksimum Hız
x	4000 mm	833 mm/s
y	1500 mm	833 mm/s
z	750 mm	500 mm/s
b	360°	360°/s
c	120°	120°/s

3.1.5.3. Alın kaynağı ile DP600-DP800 sac malzemelerin birleştirilmesi

Kaynak fikstürü lazer tezgâhı üzerine sabitlenmiş ve uygun sac malzemeler kaynak fikstürü üzerine yerleştirilip sabitlendikten sonra kaynak işlemleri gerçekleştirilmiştir (Şekil 3.5). Her bir kaynak işleminde PLC kontrol ünitesinden lazer başlığının eksen mesafeleri ayarlanarak başlığın kaynak işlemi gerçekleştirilecek sac malzemelerin temas yüzeyleri boyunca düzgün bir şekilde ilerlemesi sağlanmıştır.



Şekil 3.5. Kaynak işlemlerinin gerçekleştirildiği CO₂ lazer tezgâhı ve iş parçalarının birleştirilmesi

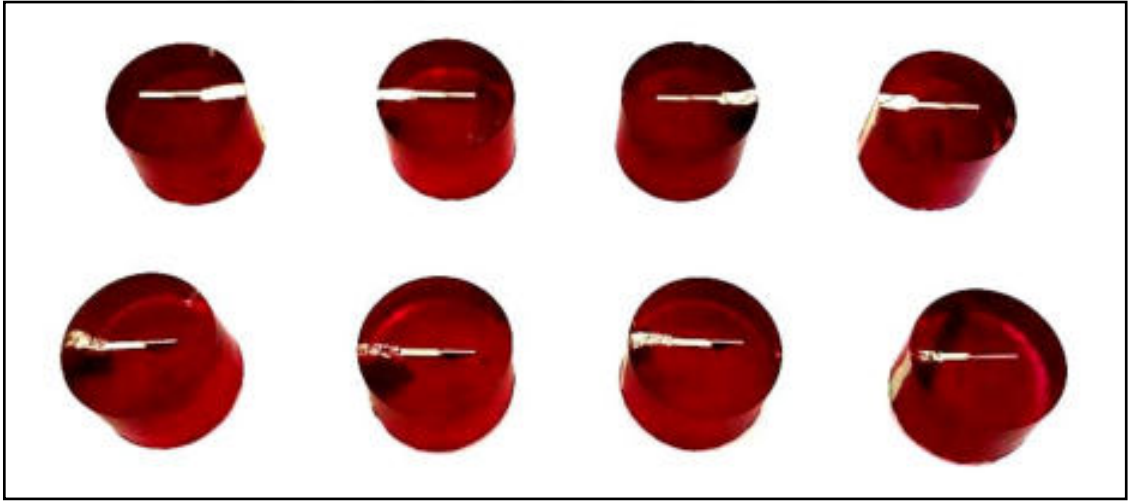
3.1.6. Mikroyapısal Karakterizasyon

Metalografik numune hazırlama

Dört farklı kaynak parametresinde birleştirilmiş toplam sekiz adet TW1 ve TW2 sacları kaynak hattı ortada olacak şekilde Metkon marka Metacut 302 model abrasiv

kesme cihazında soğutma suyu kullanılarak kesilmiştir. Bu numuneler daha sonra soğuk bakalit montaj kalıbına yerleştirilmiş ve üzerine epoksi reçine, sertleştirici ve hızlandırıcı karışımı dökülmüştür. Kalıp içerisindeki karışım katılaştıktan sonra çıkarılmış ve mikroyapı incelemelerinde kullanılmak üzere Şekil 3.6'daki numuneler elde edilmiştir.

Mikroskobik incelemeye uygun hale getirilmesi için numuneler ilk olarak sırasıyla 400, 800 ve 1200 grid'lik SiC esaslı zımpara kâğıtları ile zımparalanmıştır. Numuneler daha sonra sırasıyla 6, 3 ve 1 mikronluk polikristal elmas pasta ve çuha kullanılarak parlatılmıştır. Numune yüzeyleri ayna parlaklığına getirildiğinde alkol ile yıkanmış ve ılık hava ile kurutulmuştur. Parlatılmış yüzeylerde ışık yansımaları eşit olduğundan yapının daha detaylı incelenebilmesi için yüzeylerde dağlama işlemi ile kontrast oluşturulması gerekmektedir. Çalışmada dağlama işlemlerinde %2 nital çözeltisi kullanılmıştır. Bu çözelti 98 mL metanol ve 2 mL nitrik asit kullanılarak hazırlanmıştır. Tüm numune yüzeyleri hazırlanan bu dağlayıcı içerisinde 5 saniye dağlanmıştır. Dağlama işlemlerinden sonra numuneler yine alkol ile yıkanmış ve ılık hava ile kurutulmuştur.



Şekil 3.6. Mikroyapı incelemelerinde kullanılan numuneler

Optik mikroskop ile makroyapı ve mikroyapıların incelenmesi

Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Laboratuvarı'nda bulunan Leica marka DM 4000M model düz optik mikroskop (OM) (Şekil 3.7) ile tüm TW sacların makroyapıları ve mikroyapıları incelenmiştir.



Şekil 3.7. Mikroyapı incelemelerinde kullanılan optik mikroskop

Taramalı elektron mikroskobu ile mikroyapıların incelenmesi

Gazi Üniversitesi Teknoloji Fakültesi Metalürji ve Malzeme Mühendisliği Bölümü Laboratuvarı'nda bulunan JEOL marka JEM-6060LV model SEM cihazı (Şekil 3.8) ile numunelerin mikroyapıları incelenerek OM'de belirlenen fazlar doğrulanmış, varsa belirlenemeyen fazlar ve intermetalik bileşikler tespit edilmeye çalışılmıştır.



Şekil 3.8. Mikroyapı incelemelerinde kullanılan taramalı elektron mikroskobu

Faz hacim oranları ve tane boyutları

OM ile elde edilen ana malzemelere, ITAB ve FB'lere ait mikroyapılardaki MHO'lar *ASTM E562* standardına uygun olarak aşağıdaki işlem sırasına göre *sistemik manuel nokta sayma yöntemi* ile belirlenmiştir:

- Metalografik görüntü üzerinden faz oranı görsel olarak tahmin edilmiştir.
- Standartta yer alan çizelge üzerinden tahmini hesaplanan faz hacim oranına karşılık gelen ızgara (grid) değeri 100 olarak seçilmiştir.
- AutoCAD programı kullanılarak 10x10 boyutunda (100 adet) ızgara oluşturulmuş ve mikroyapı üzerine üst üste yerleştirilmiştir. Izgarada noktalar arası mesafe martenzit fazının ortalama boyutunun yaklaşık iki katı alınmıştır.
- Ölçümlerde istatistiksel kesinliğin bir ölçüsü olan bağıl doğruluk (BD) olarak %20 değeri hedeflenmiş ve seçilmiştir.
- Arzu edilen kesinlik derecesine ulaşabilmek için gerekli ölçüm alanı sayısı, standart çizelgesinde MHO için tahmini beş olarak verilmektedir. İncelenecek mikroyapılara 10x10 ızgaranın sığabileceği ölçüm alanı sayısı altı olarak belirlenmiştir.
- Sistematik (eşit aralıklı) bir dizi oluşturacak şekilde ızgaralar mikroyapı görüntülerine yerleştirilmiştir. Bantlı mikroyapılarda ölçümlerin doğruluğunu arttırmak için ızgaralar 45°'lik açıyla yerleştirilmiştir.
- Sayım yapılırken sapma olmaması için genel mikroyapı görüntüsü incelenmemiştir.
- Merkezi martenzit fazı üzerinde bulunan noktaların değeri bir, tane sınırında bulunan ve şüphe uyandıran noktalar ise yarım alınmıştır.
- Her alanda sayılan noktaların ortalaması, standart sapması (s) ve %95 güven aralığı (GA) değeri hesaplanmış ve sonuçta mikroyapıda yer alan MHO değeri elde edilmiştir.
- Ferrit hacim oranı değerleri ise (100 - % MHO) formülüyle belirlenmiştir.

ITAB ve FB'den elde edilen mikroyapılarda ölçüm alanları ve faz adedi küçük olduğu için veriler, istatistiksel olarak normal dağılım gösteremeyeceğinden %95 GA'nın arzu edilen seviyede düşük çıkması olanaksızdır. Dolayısıyla bu bölgeler için faz oranlarının tayininde *ImageJ* görüntü işleme yazılımı kullanılmıştır.

ITAB'daki ve FB'deki faz hacim oranları görüntü bölütleme (segmentasyon) işlemi ile belirlenmiştir. Öncelikle incelenecek mikroyapı bölgesi seçildikten sonra görüntü *Image-Crop* ile kesilmiştir ve gri tonlama için *Image-Type-8-bit* ile sekiz bite dönüştürülmüştür. Daha sonra mikroyapıda yer alan fazların bölütlenmesi için *Image-Adjust-Threshold* ile eşikleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu noktada martenzit adacıklarının ferrit matrisinden ayırıştırılması için kullanılacak eşik değerleri çok

önemlidir. Eşik değerlerinin az veya çok alınması mikroyapıda yer alan fazların hacim oranlarının gerçek değerlerinden sapmasına neden olmaktadır. Eşikleme işlemi görüntüde bulunan renklere göre yapıldığından, ana ferrit matrisi (beyaz) ve martenzit adacıkları (kahverengi) dışında mikroyapıda yer alan karbür çökeltileri (siyah) de piksellere ayrıştırılmakta ve rengi martenzite yakın olduğundan segmentasyonda martenzite dahil edilmektedir. Bu çökeltiler görüntülerden *Process-Smooth* işlemi ile çıkarılmıştır. Mikroyapıda yer alan kalıntı östenit ise ferrit fazına dahil edilmiştir. Uygun eşik değerlerinin belirlenmesi için *ASTM E562* standardı ile ana malzemeler için manuel olarak hesaplanan faz hacim oranlarından yararlanılmıştır. Hesaplanan faz oranlarına en yakın değeri veren eşik değerleri seçilmiştir.

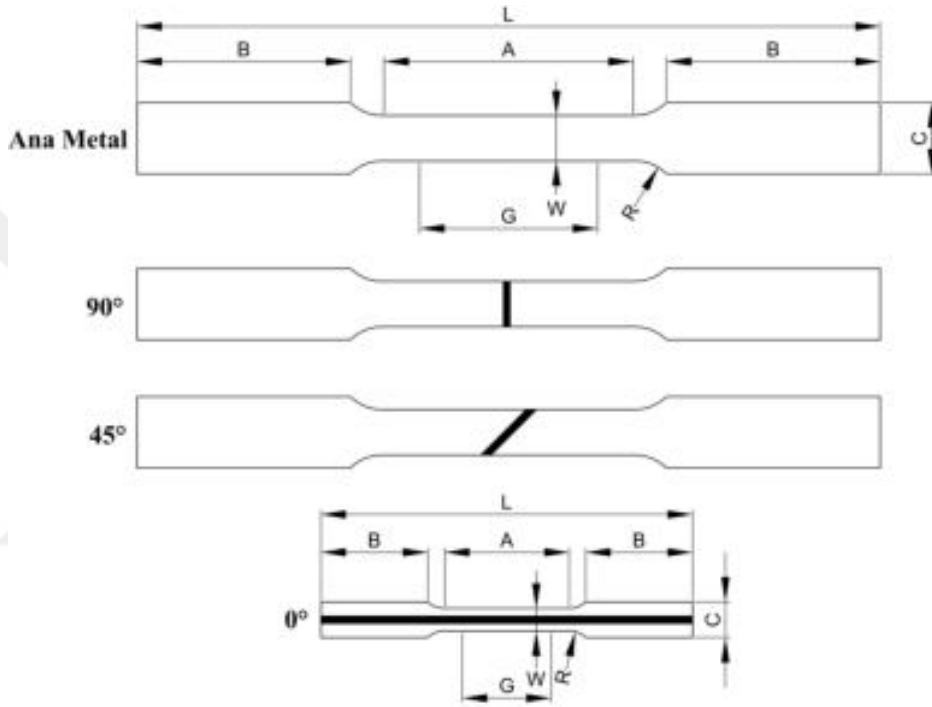
OM ile elde edilen ana malzemelere, TW saclardaki ITAB'lara ve FB'lere ait mikroyapılardaki ferrit tane boyutları ise *ASTM E112* standardına uygun olarak *Heyn çizgisel kesişim (lineal intercept) prosedürü* kullanılarak belirlenmiştir. Bu prosedürde ortalama tane boyutu, mikroyapıya yerleştirilen bir veya daha fazla düz çizgiyle kesişen tanelerin sayılmasıyla elde edilmektedir. Faz hacim oranlarını belirlemede uygulandığı gibi bantlı mikroyapılar göz önünde bulundurularak mikroyapı üzerinde rastgele beş adet ölçüm alanı belirlenmiş ve bu alanlarda dört adet farklı doğrultuda çizgi kullanılmıştır. Genel bir kural olarak, birçok uygulamada BD için %10 kabul edilebilir istatistiksel kesinlik değeri olarak kabul edilmektedir. Dolayısıyla tüm ölçümlerde BD %10'un altında tutulmaya çalışılmıştır.

3.1.7. Çekme testleri

Kaynaklı malzemenin kalitesinden emin olmak ve her doğrultuda kaynaklı parçanın mekanik özelliklerini belirlemek için hadde doğrultusunda (HD), haddeye dik doğrultuda (TD) ve hadde doğrultusu ile 45°'lik açı yapan doğrultuda *ASTM E8/E8M-16a* standardına göre tek eksenli çekme deneyleri gerçekleştirilmiştir. Çekme deneyleri üç başarılı tekrar sayısı ile yapılmıştır. Bu nedenle TW1 ve TW2 saclardan her biri için her doğrultuda beşer adet çekme deney numunesi kesilmiştir.

Kaynaksız ana metal ve CO₂ lazer yöntemi ile birleştirilen kaynaklı sac malzemeler tek eksenli çekme testleri için *ASTM E8/E8M-16a* standardına göre CO₂ lazer tezgâhında kesilmiştir. Kaynak metalinin çarpılmaması ve pürüzsüz bir yüzey elde edilmesi için yine ısı girdisi az olan lazer ile kesim yöntemi tercih edilmiştir. Kullanılan standarda ait çekme testi numuneleri ölçüleri Şekil 3.9'da gösterilmiştir. Kaynaksız sac

malzemeler sacın HD'si çekme yönüne dik (90°), 45° derece açılı (45°) ve çekme yönünde (0°) olacak şekilde kesilmiştir. Kaynaklı numunelerde kesim işlemleri ise kaynak metali merkezde olacak şekilde yapılmıştır. Ana metal ve kaynak hattının çekme yönüne 90° ve 45° olduğu numuneler standart ölçülerde kesilirken, kaynak hattının çekme yönü doğrultusunda olduğu (0°) numuneler ise ilgili standardın alt ölçü (subsize) boyutlarında kesilmiştir. Bu numunenin alt ölçü boyutlarında kesilmesinin nedeni kaynak hattının uzun olması ve dolayısıyla kaynakta bulunacak kusur ihtimalinin en aza indirgenmesidir.



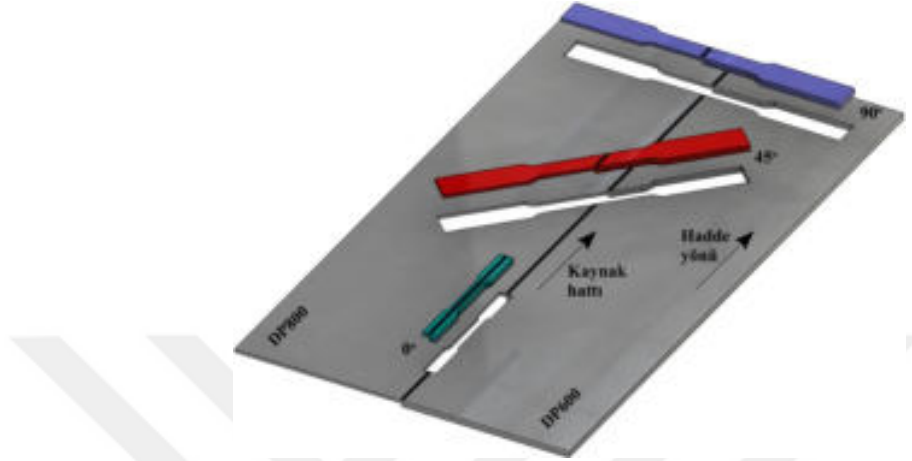
Konum	G	W	R	L	A	B	C
Ana Metal, 45° , 90°	50	12.5	12.5	210	70	60	20
0°	25	6	6	105	32	30	10

Şekil 3.9. ASTM E8 standardına göre hazırlanan çekme testi numuneleri ve ölçüleri

Şekil 3.10'da çekme testi numunelerinin kaynaklı sac malzemelerden kesimi şematik olarak gösterilmiştir. Bu kesim yerleşimiyle, kaynaklı parça üzerinden her üç doğrultuda da birden fazla çekme testi numunesi kesilmiştir. Şekilden de görüldüğü üzere her üç doğrultuda da kaynak hattı yönleri ile sacların HD'leri aynı alınmıştır.

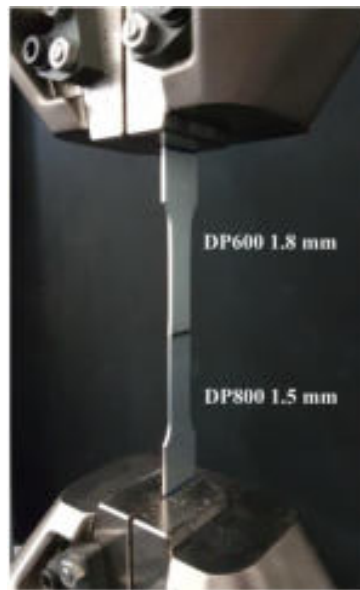
Tek eksenli çekme testindeki çekme yönüne 0° , 45° ve 90° 'lik açılarda kaynaklı ve kaynaklı parçalardan kesilen çekme testi numunelerine Necmettin Erbakan Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Araştırma ve Uygulama Merkezi'nde yer alan 100 kN'lık

maksimum çekme yüküne sahip Shimadzu marka AGS-X model çekme testi cihazında tek eksenli çekme testleri yapılmıştır ve bu testler 2 mm/dk çekme hızında gerçekleştirilmiştir. Bu çekme hızı $6.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ şekil değiştirme hızı meydana getirdiği için testlerin quasi-static hızda yapıldığı söylenebilir.



Şekil 3.10. Tailor-Welded sacdan kesilen çekme testi numunelerinin şematik gösterimi

Her bir numune çekme testi cihazına dikkatli bir şekilde bağlanmış, kaynaklı numunelerde kalınlık farkı olduğu için numuneler üzerinde eğilme oluşturmayacak şekilde bağlantı yapılmasına özen gösterilmiştir. 0°'lik numunelerde testler, çekme testi cihazı çenelerine kalınlık farkı kadar sac yerleştirilerek yapılmıştır. Çekme test cihazına bağlanmış bir 90°'lik TW1 numunesi Şekil 3.11'de gösterilmiştir.



Şekil 3.11. Kalınlık oranı 1.2 olan 90°'lik Tailor-Welded numunesinin çekme test cihazına bağlantısı

3.1.8. Mikro sertlik testleri

Necmettin Erbakan Üniversitesi Bilim ve Teknoloji Araştırma ve Uygulama Merkezi'nde bulunan Emcotest-Durascan G5 marka vickers mikro sertlik ölçüm cihazında (Şekil 3.12) ana malzemelerin, farklı kaynak parametrelerinde birleştirilmiş TW sacların ITAB'larının ve FB'lerinin mikro sertlikleri ölçülmüştür. Tüm ölçümler *ASTM E384* standardına uygun olarak gerçekleştirilmiştir. Ölçümlerin optimum doğrulukta yapılması için numune, yüzeyde herhangi bir hasar oluşmayacak şekilde hazırlanmıştır. Kaynak bölgelerinin ayırt edilebilmesi için dağlanmış numuneler kullanılmıştır. Böylece ilgili standardın gerekliliklerini karşılayacak şekilde düz ve parlak numune yüzeyleri elde edilerek çentik esnasında oluşan köşegenlerin etkilenmemesi sağlanmıştır. Ölçümler esnasında cihaza entegre optik mikroskop ile mikroyapılar incelenmiş ve ölçümün gerçekleştirileceği noktada herhangi bir kusur olmamasına dikkat edilmiştir.



Şekil 3.12. Sertlik ölçümlerinin yapıldığı Emcotest-Durascan G5 vickers mikro sertlik cihazı

3.2. Mikromekanik Modelleme

DP600 (1.8), DP800 (1.5), DP800 (0.8) ana malzemeleri ve bu malzemelerin CO₂ lazer kaynağıyla birleştirilmesiyle üretilen TW1 ve TW2 saclarının tek eksenli çekmede boyun vermeden önceki akma davranışlarının tahmini için 2D mikromekanik modeller geliştirilmiştir.

3.2.1. Fazların akma davranışları

Çalışmada mikromekanik modelleme için gerekli olan fazların akma eğrileri Denklem 2.13'e göre elde edilmiştir. Bu denklemde bulunan ve katı çözültideki elementlerin etkisini dikkate alan σ_0 terimindeki alaşım elementlerinin ferrit ve martenzit fazlarının içerisinde homojen dağıldığı kabul edilmiş ve dolayısıyla her iki faz için ana malzemelerdeki alaşım elementlerinin miktarları kullanılmıştır. Denklemdeki bir diğer terim olan ve çözültideki karbon ile mukavemet artışını temsil eden $\Delta\sigma'$ 'daki ferrit ve martenzit karbon oranlarının ayrı ayrı belirlenmesi gerekmektedir. Bu kapsamda JMatPro yazılımının termodinamik modelleme özelliğinden yararlanılarak faz denge hesaplamaları gerçekleştirilmiştir. Bu yazılım CALPHAD (Calculations of Phase Diagrams) yöntemini kullanarak oda sıcaklığından sıvı faz durumuna kadar malzemelerin termodinamik, kinetik ve termofiziksel özelliklerini, zaman-sıcaklık-dönüşüm ve sürekli soğuma dönüşüm diyagramlarını, gerilme-şekil değiştirme diyagramlarını vb. hesaplamaktadır (Saunders ve ark., 2003). Bu yazılım çelik endüstrisinde, döküm, şekillendirme ve ısıl işlem simülasyonlarında gerekli malzeme özelliklerinin elde edilmesinde yaygın olarak kullanılmaktadır (Diekmann, 2012).

DP çelikler, önceden de belirtildiği gibi düşük karbonlu çeliklerin arakritik tavlama sıcaklıklarına (ferrit + östenit bölgesi) çıkartılmasıyla elde edilmektedir. Çalışmada kullanılan çeliklerin hangi arakritik tavlama sıcaklıklarından üretildikleri bilinmediği için, öncelikle faz denge hesaplamalarında ana malzemelerin mikroyapısındaki martenzit hacim oranlarına eşit, ağırlıkça yüzde östenit miktarlarına karşılık gelen sıcaklık değerleri belirlenmiştir. Ardından belirlenen sıcaklık değerlerinde ferrit içerisinde çözünen karbon miktarları elde edilmiştir. Martenzit içerisindeki karbon miktarı ise aşağıdaki kütle denge denklemine göre hesaplanmıştır (Ramazani ve ark., 2013b):

$$C_{DP} = V_m C_m + V_f C_f \quad 3.1$$

Burada V_m ve V_f sırasıyla martenzit ve ferrit hacim oranları, C_m ve C_f sırasıyla martenzit ve ferritin karbon miktarları, C_{DP} ise DP çeliğinin nominal karbon miktarıdır.

Çizelge 3.3. Denklem 2.13'ün şekil değişimi-bağımlı terimindeki parametrelerin değerleri

Taylor faktörü M	Kayna modülü μ (MPa)	Burgers vektörü b (m)	Sabit α	Faz	Toparlanma hızı k_2	Dislokasyon ortalama serbest yolu L (m)
3	80000	2.5×10^{-10}	0.33	Ferrit	$k_2 = 10^{-5}/d_\alpha$	$L = d_\alpha$
				Martenzit	$k_2 = 41$	$L = 3.8 \times 10^{-8}$

Ramazani ve ark. (2014)'dan alınan, Denklem 2.13'teki şekil değişimi-bağımlı üçüncü terimdeki parametrelerin değerleri Çizelge 3.3'te sunulmuştur. Çizelgedeki d_α terimi tane çapını ifade etmektedir. Ayrıca çalışmada, yumuşamış ITAB bölgelerinde yer alan temperlenmiş martenzitin (TM) akma eğrileri, martenzitin akma eğrilerinin yarısı olacak şekilde elde edilmiştir.

Dislokasyon yoğunluğu tabanlı pekleşme modeli kullanılarak elde edilen ferrit, martenzit ve temperlenmiş martenzit fazlarının akma eğrileri, Ls-Dyna yazılımında elasto-plastik malzeme olan MAT_PIECEWISE_LINEAR_PLASTICITY yardımıyla tanımlanmıştır. Bu malzeme modelinde tüm fazlar için yoğunluk 7.83×10^{-9} ton/mm³, elastisite modülü 2.07×10^5 MPa, poisson oranı ise 0.29 alınmıştır. Düzlem gerilme (plane stress) ve düzlem şekil değişimi (plane strain) için sırasıyla ELFORM=12 ve ELFORM=13 eleman formülasyonları kullanılmış ve akma davranışı sonuçları karşılaştırılmıştır.

3.2.2. Temsili hacim elemanlarının oluşturulması

Temsili hacim elemanları, ABD'de bir standart enstitü olan Ulusal Standartlar ve Teknoloji Enstitüsü (National Institute of Standards and Technology, NIST) tarafından geliştirilen, 2D olarak mikroyapıların lokal davranışlarını ve özelliklerini hesaplayan OOF2 programıyla oluşturulmuştur. SE ağ yapısında 100x100 boyutunda dikdörtgen elemanlar kullanılmıştır. Kaynak bölgelerinden seçilen RVE'lerin martenzit hacim oranları kaynak bölgelerinin martenzit hacim oranlarına yaklaşık şekilde elde edilmiştir. Oluşturulan RVE'ler daha sonra ABAQUS formatında (.inp) dışarı aktarılmıştır.

3.2.3. Sınır şartlarının ve yüklemelerin tanımlanması

Tüm RVE'lerde periyodik sınır şartının uygulanabilmesi için uygun düğüm noktalarına simetrik sınır şartı tanımlanmıştır. Tek eksenli yüklemeler, deneylerde kullanılan çekme hızı sabit alınarak BOUNDARY_PRESCRIBED_MOTION_SET keywordü yardımıyla tanımlanmıştır. 10^{-5} - 10^{-1} şekil değişimi hızı aralığı quasi-static problem kabul edildiğinden ve çalışmada kullanılan şekil değişimi hızı $6.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ olduğundan, ayrıca eleman boyutları mikron seviyesinde olduğu için explicit zaman aralığı çok küçük elde edileceğinden ve bu da analiz çözüm süresinin uzamasına neden olacağından, SE modellerinin çözümü için implicit entegrasyon şeması kullanılmıştır.

3.2.4. Homojenizasyonun tanımlanması

Makroskobik gerilme bileşenleri, aşağıdaki birinci dereceden homojenizasyon denklemleri yardımıyla mikroskobik bileşenlerin hacim ortalaması alınarak hesaplanmıştır:

$$S_{ij} = \frac{1}{V} \int_V \sigma_{ij} dV$$

$$E_{ij} = \frac{1}{V} \int_V \varepsilon_{ij} dV$$
3.2

Burada S_{ij} ve E_{ij} , sırasıyla gerilmelerin ve şekil değişimlerinin mikromekanik modelin mikroskobik hacmi üzerindeki makroskobik ortalama bileşenleridir. Bu yöntemle toplam makromekanik davranış, mikromekanik davranışın hacim ortalamasına yaklaştırılmıştır.

3.3. Çekme Testinin Modellenmesi

Kaynak bölgelerinden mikromekanik olarak elde edilen akma eğrilerinin tanımlanabilmesi için tek eksenli çekme numuneleri 3D olarak modellenmiştir. Bu kapsamda öncelikle ITAB'ların ve FB'lerin boyutları da dikkate alınarak katı modellerin Hypermesh yazılımında ağ yapıları oluşturulmuştur. Modelleme işlemleri ise Ls-Dyna yazılımında gerçekleştirilmiştir. Sekiz düğümlü doğrusal katı elemanlarda eleman formülasyonu olarak ELFORM=1 alınmıştır. Mikromekanik analizlerden elde edilen kaynak bölgelerinin akma eğrileri yine MAT_PIECEWISE_LINEAR_PLASTICITY malzeme modeliyle tanımlanmıştır. Kaynak bölgelerinin fiziksel ve elastik özelliklerinde fazlar için kullanılan değerler alınmıştır.

4. ARAŞTIRMA SONUÇLARI VE TARTIŞMA

4.1. Kimyasal Bileşimlerin Belirlenmesi

Optik emisyon spektrometresiyle kimyasal bileşimlerinin belirlenmesinin ardından çalışmada kullanılan DP çeliklerin yüzey durumları Şekil 4.1’de gösterilmiştir. Ölçümlerin doğru elde edilebilmesi için spektral analiz öncesinde malzemelerin yüzeyindeki galvaniz (çinko) kaplama zımparalanmıştır. Analiz sonucunda belirlenen kimyasal bileşimler Çizelge 4.1’de verilmiştir. Her üç ana malzemenin de düşük karbonlu çelik olduğu görülmektedir.

Çizelge 4.1. Çalışmada kullanılan çift fazlı çeliklerin kimyasal bileşimleri (ağ. %)

Malzeme	C	Mn	Si	Cr	Mo	Al	Cu	Ni	S	N	P
DP600 (1.8)	0.097	1.5	0.361	0.598	0.003	0.049	0.018	0.118	0.011	0.018	0.04
DP800 (1.5)	0.12	2.04	0.31	0.523	0.0028	0.123	0.016	0.089	0.009	0.015	0.022
DP800 (0.8)	0.113	2.38	0.296	0.232	0.016	0.161	0.01	0.063	0.01	0.031	0.023



Şekil 4.1. Optik emisyon spektrometresi ile spektral analizleri gerçekleştirilen çift fazlı çelik numuneleri

4.2. Mikroyapısal Karakterizasyon

4.2.1. Optik mikroskop

4.2.1.1. Tailor-welded sacların makroyapıları

Şekil 4.2 ve Şekil 4.3'te dört farklı kaynak parametresinde üretilen sırasıyla TW1 ve TW2 saclarının OM altında 10X büyütmede elde edilen makroyapı görüntüleri verilmiştir. Önceki bölümlerde yüksek güçlü lazer kaynak işleminde anahtar deliği olgusundan dolayı FB'lerin genellikle konik olduğu belirtilmişti. Her iki şekil incelendiğinde TW saclarında, yüksek ısı girdisine maruz kalan metalin eriyip katılaşması sonucunda ortaya çıkan füzyon bölgelerinin konik biçimde olduğu görülmektedir. Kaynak esnasında iş parçası üzerinde farklı sıcaklık gradyanları oluştuğu ve soğuma hızına bağlı olarak mikroyapı yerel olarak bozulduğu için farklı ısı tesiri altındaki bölgeler oluşmuştur. FB'ye yakın bölgelerde ısı girdisi yüksek olduğu için kaba taneli ITAB oluşmuş ve bu bölgeler KT-ITAB olarak; FB'den uzaklaştıkça ısı girdisi azaldığı için ince taneli ITAB oluşmuş ve bu bölgeler ise İT-ITAB olarak isimlendirilmiştir. Ayrıca kalın ve ince saclarında bulunan ITAB'ları ayırt edebilmek için bu bölgelere sırasıyla "1" ve "2" rakamları eklenmiştir. FB'den uzak bölgelerde ise ısı girdisi olmadığı için ana malzemelerin mikroyapıları değişmemiştir. Kalınlık farkı yüksek olan TW2 sacında kaynak esnasında yüksek yoğunluklu enerjinin bir kısmı lazer tarafından iş parçasına aktarılamadığı için, DP600 ana malzemesinde bulunan İT-ITAB ve KT-ITAB'lar doğrusal formdan (Şekil 4.2) dairesel forma (Şekil 4.3) dönüşmüştür.



Şekil 4.2. TW1 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki makroyapı görüntüleri ve ısı tesiri altındaki bölgeleri

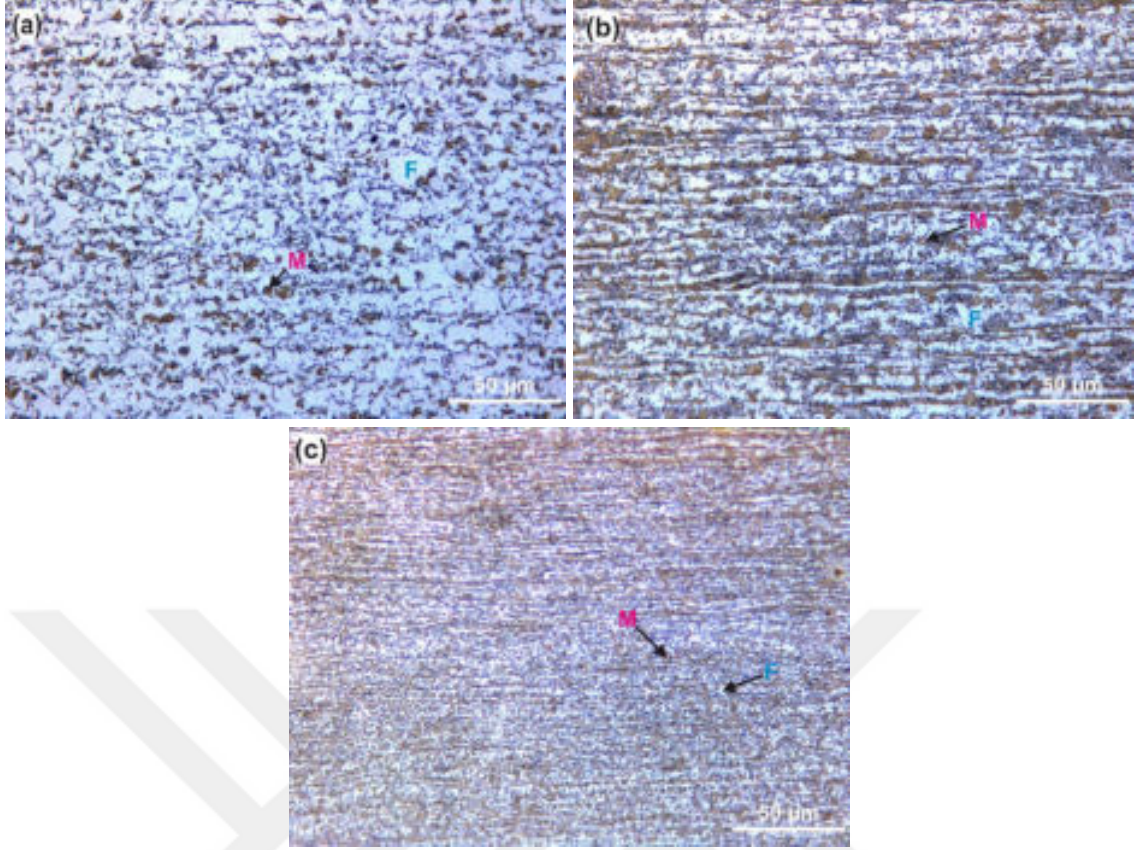


Şekil 4.3. TW2 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki makroyapı görüntüleri ve ısı tesiri altındaki bölgeleri

4.2.1.2. Ana malzemelerin mikroyapıları

TW saclar üzerinden alınan DP ana malzemelerine ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.4'te verilmiştir. DP çeliklerde %2 nital dağılayıcı kullanılarak elde edilen mikroyapılarda farklı fazlara ait beyaz, kahverengi ve siyah renk dağılımı oldukça yaygındır. Şekil 4.4'te verilen mikroyapılarda beyaz renkli bölgeler ferrit (F), kahverengi bölgeler ise martenzit (M) fazlarını göstermektedir.

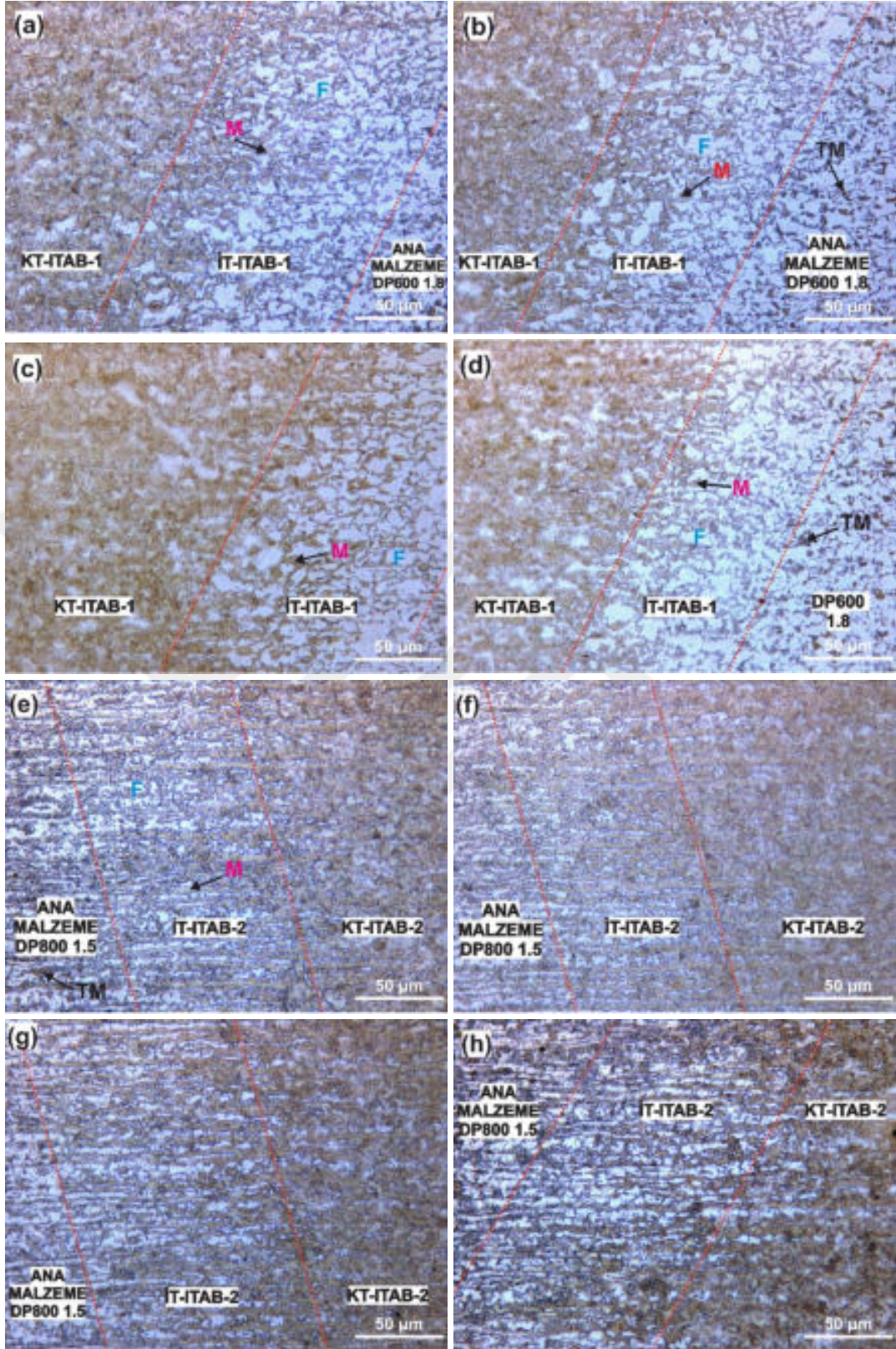
DP çeliklerin üretim aşamasındaki termal çevrimleri (soğutma hızları, arakritik tavlama sıcaklıkları ve bekleme süresi) ve alaşım miktarları (özellikle Mn, Si ve Cr) ferrit ve martenzit fazlarının östenitik yapıdan büyüme oryantasyonlarını ve dolayısıyla nihai formlarını etkilemektedir. Aynı zamanda üretiminden sonra malzemelere uygulanan haddeleme işlemleri de aynı etkiye sahiptir. Tüm bu parametrelerin etkisi göz önünde bulundurulduğunda çalışmada kullanılan malzemelerin mikroyapılarının farklı formlarda olduğu görülmüştür. Mikroyapı incelemeleri sonucunda DP600 mikroyapısının poligonal ferrit ana matrisi içerisinde küçük poligonal martenzit adalarından (Şekil 4.4a), diğer iki DP800 çeliğin mikroyapısının ise hadde yönünde heterojen dağılmış bantlı ferrit matrisi ve martenzit adalarından (Şekil 4.4b ve Şekil 4.4c) oluştuğu belirlenmiştir. Aynı zamanda tüm ana malzemelerde yüksek oranda karbür çökeltilerinin olduğu görülmüştür.



Şekil 4.4. (a) DP600 1.8, (b) DP800 1.5, (c) DP800 0.8 ana malzemelerinin mikroyapıları

4.2.1.3. Tailor-welded sacların mikroyapıları

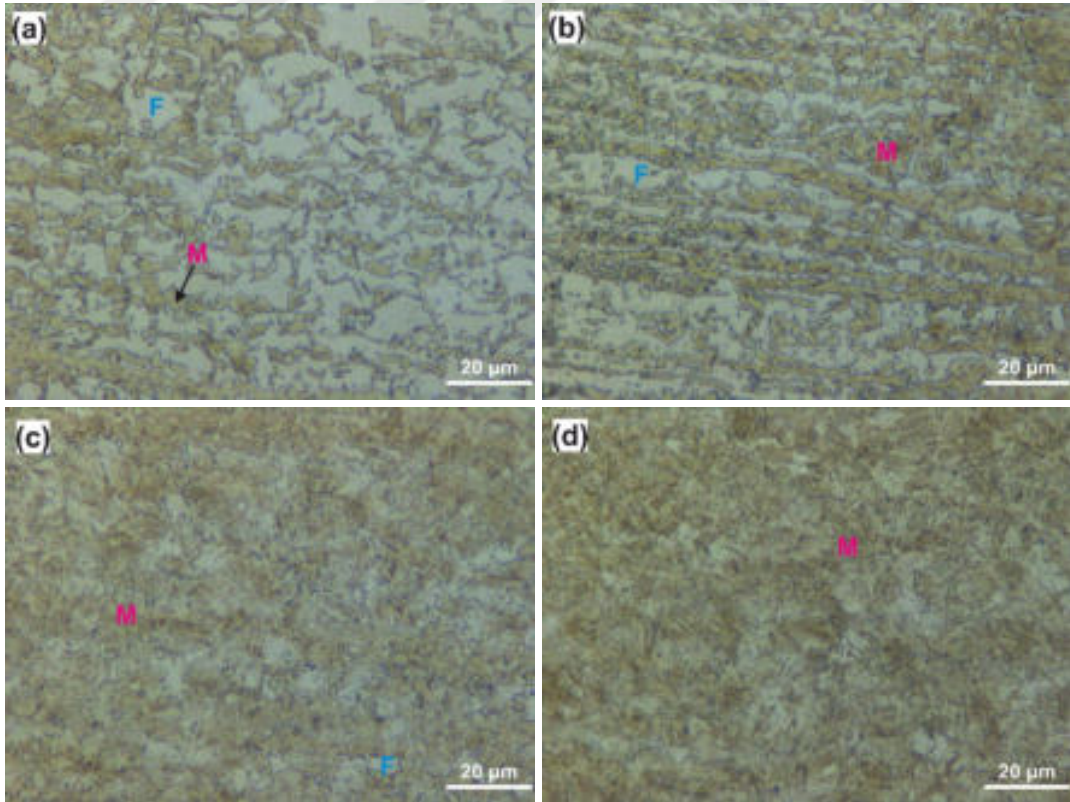
Şekil 4.5'te farklı kaynak parametrelerinde birleştirilmiş TW1 sacının OM ile elde edilen mikroyapıları verilmiştir. Şekil 4.2'de gösterilen makroyapı görüntülerinde bulunan mikroyapı değişimlerinin olduğu ITAB hatları kesikli çizgilerle belirtilmiştir. Şekil 4.5'te görüldüğü üzere tüm KT-ITAB'ların tamamen plaka martenzitten oluştuğu belirlenmiştir. Bu bölgeler kaynak esnasında, tamamen östenit yapının bulunduğu A_3 sıcaklığının üstüne çıkarak hızlı soğumanın da etkisiyle plaka martenzite dönüşmüştür. Tüm İT-ITAB'lar ise ana malzemelerin mikroyapısını oluşturan ferrit + martenzit yapılarını içermektedir. Bu bölgenin sıcaklığı, östenit + ferrit fazlarının yer aldığı A_1 - A_3 sıcaklıkları arasında kalarak, KT-ITAB'a göre nispeten daha düşük soğuma hızına rağmen yapıda bulunan tüm östenit plaka martenzite dönüşmüştür. Çalışmada kullanılan çelikler ötektoidaltı olduğu için, östenitten çekirdeklenen ferrit proötektoid ferrittir. Tüm parametrelerde İT-ITAB'da ferrit tanelerinin yine poligonal formda ve ana malzemelere kıyasla karbür çökelti miktarının daha düşük olduğu belirlenmiştir.



Şekil 4.5. TW1 sacının: (a, e) P2S3, (b, f) P2S4, (c, g) P3S3, (d, h) P3S4 parametrelerindeki ITAB'lara ait 50X büyütmede optik mikroskop görüntüleri, F: ferrit, M: martenzit, TM: temperlenmiş martenzit

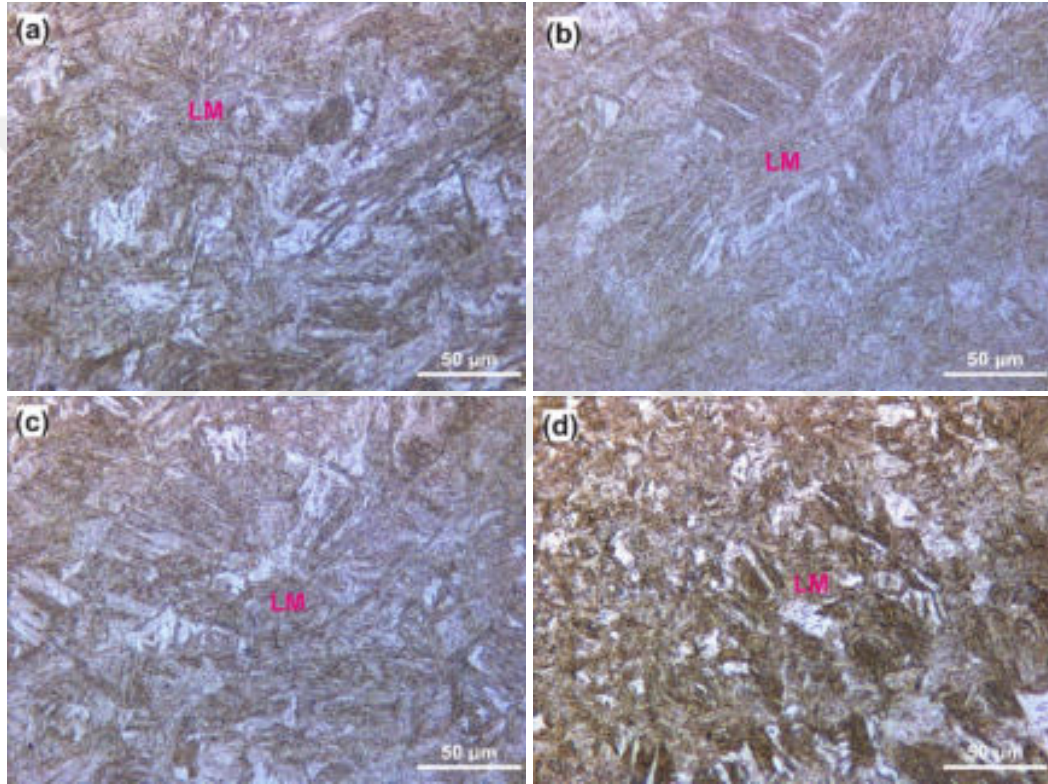
A_1 sıcaklığının altında kalan bölgelerde Şekil 4.5b, Şekil 4.5d ve Şekil 4.5e'deki mikroyapılarda görüldüğü gibi ana malzemede bulunan martenzit temperlenmiştir. Ana malzeme olarak isimlendirilen bölgelerde ise herhangi bir termal çevrim oluşmadığından herhangi bir mikroyapısal değişiklik gerçekleşmemiştir.

Şekil 4.6'da P2S3 kaynak parametresinde birleştirilen TW1 sacının İT-ITAB ve KT-ITAB mikroyapıları 100X büyütmede gösterilmiştir. Şekil 4.6a ve Şekil 4.6b karşılaştırıldığında, DP800 (1.5) ana malzemesi mikroyapısında bulunan bantlı ferrit ve martenzit yapılarının aynı zamanda İT-ITAB2'de mevcut olduğu görülmektedir. Bu durumun, düşük alaşımlı çeliklerde olduğu gibi dendritik katılaşma esnasında özellikle manganın (Mn) segregasyonundan kaynaklandığı düşünülmektedir. Çizelge 4.1'de görüldüğü gibi DP800 ana malzemelerinin Mn miktarı DP600 ana malzemesine göre daha yüksektir. Şekil 4.6c ve Şekil 4.6d'de ise KT-ITAB'larda bantlı yapıların oluşmadığı görülmektedir. Bu duruma ise östenit tane boyutunun ve soğuma hızının neden olduğu düşünülmektedir. Thompson ve Howell (1992) 5 °C/s üzerindeki soğuma hızlarında ve östenit tane boyutunun, segregasyona uğramış bantlar arasındaki boşluğun 2-3 katı ve üzerinde olması durumunda bantlı yapıların oluşmadığını belirtmiştir.



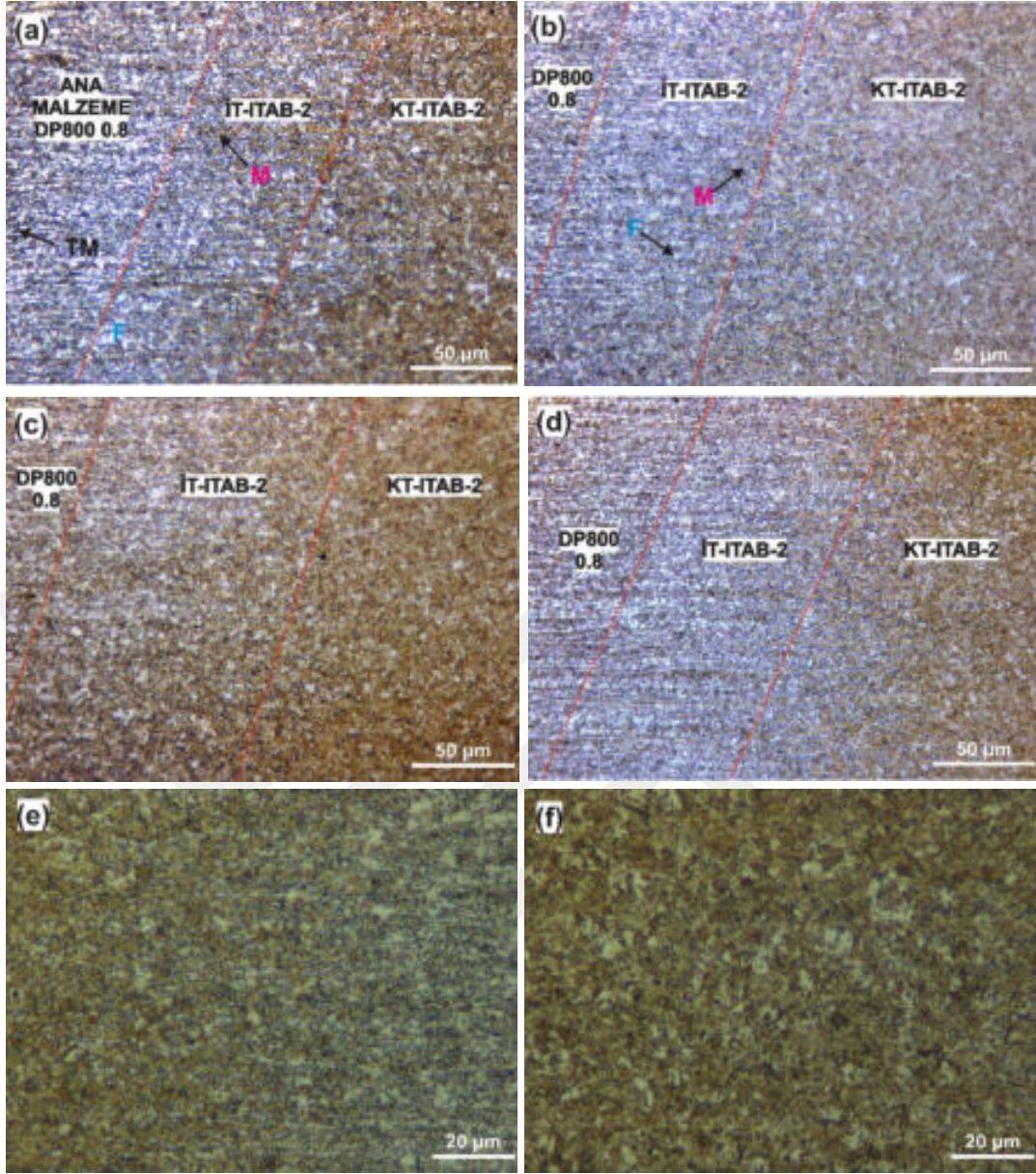
Şekil 4.6. TW1 sacının P2S3 kaynak parametresindeki: (a) İT-ITAB1, (b) İT-ITAB2, (c) KT-ITAB1, (d) KT-ITAB2 bölgelerinin 100X büyütmede optik mikroskop görüntüleri

Şekil 4.7’de TW1 sacının tüm kaynak parametrelerinde füzyon bölgelerinde oluşan mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Mikroyapılar incelendiğinde tüm FB’lerde çita martenzit (lath martensite, LM) oluştuğu görülmektedir. Martenzitin bir formu olan çita (iğnemsiz olarak da isimlendirilmektedir) martenzit, soğuma hızının yüksek olduğu termal çevrimlerde oluşmaktadır. Ayrıca bu iğnemsiz martenzit tipi karbon oranı düşük ($<1\%$) çeliklerin bir karakteristik yapısıdır. Çalışmada kullanılan malzemelerin düşük karbonlu (yaklaşık 0.1%) ve ısı girdisinin FB’de yüksek olması ve neticede bu bölgede yüksek soğuma hızı elde edilmesi tüm parametreler için LM yapının oluşmasına neden olmuştur.



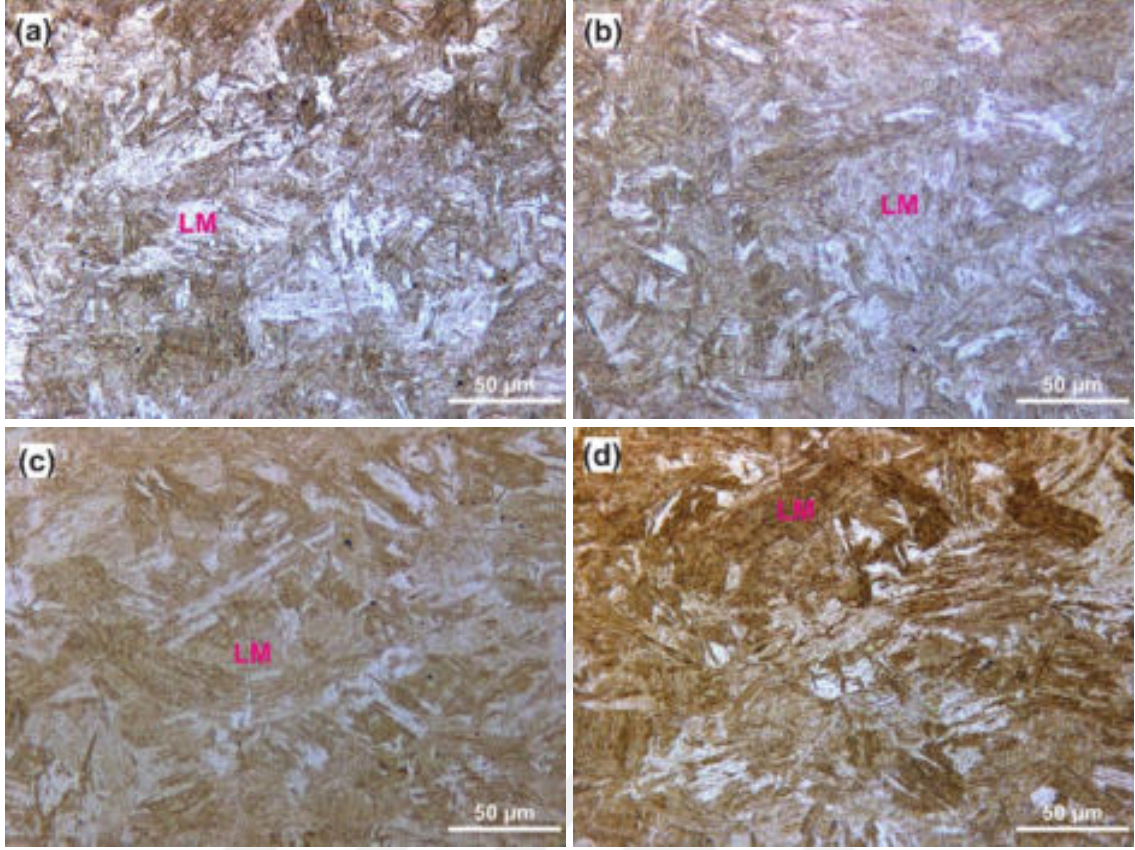
Şekil 4.7. TW1 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki füzyon bölgelerine ait 50X büyütmede optik mikroskop görüntüleri

Şekil 4.8’de farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen TW2 saclarının OM ile elde edilen mikroyapı görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.5’te verildiğinden, DP600 (1.8) ana malzemesine ait ITAB’ların mikroyapıları Şekil 4.8’de gösterilmemiştir. Mikroyapı incelemeleri sonucunda, kalınlık farkı ve malzeme değiştirildiğinde ITAB’ların ve FB’lerin mikroyapılarında farklı bir faz tespit edilmemiş, baskın yapıların ferrit ve martenzit olduğu belirlenmiştir. Şekil 4.8e ve Şekil 4.8f’de ise P2S3 parametresinde ITAB’ların 100X büyütmede mikroyapıları gösterilmiştir. İT-ITAB2’ye yakın KT-ITAB2’den alınan mikroyapıda poligonal ferrit taneleri açıkça görülmektedir (Şekil 4.8f).



Şekil 4.8. TW2 sacındaki DP800 (0.8) çeliğinin: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki ITAB'lara ait 50X büyütmede; P2S3 parametresindeki: (e) İT-ITAB2, (f) KT-ITAB2 bölgelerindeki 100X büyütmede optik mikroskop görüntüleri

Şekil 4.9'da TW2 sacının füzyon bölgelerinde yüksek soğuma hızından dolayı oluşan LM'ler verilmiştir. FB'de bulunan çıta martenzitlerin genişliği ve boyu gibi yapı özellikleri SEM görüntüleri üzerinden bir sonraki bölümde açıklanmıştır.

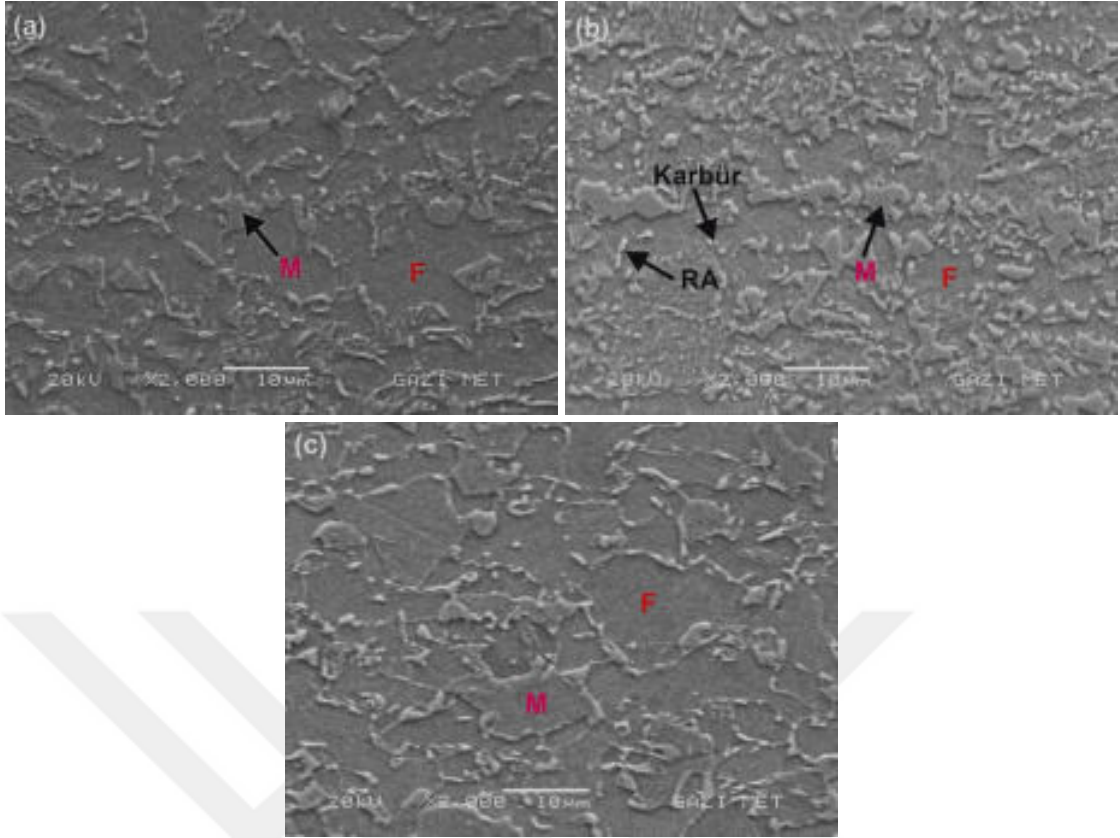


Şekil 4.9. TW2 sacinnin: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki füzyon bölgelere ait 50X büyütmede optik mikroskop görüntüleri

4.2.2. Taramalı elektron mikroskobu

4.2.2.1. Ana malzemelerin mikroyapıları

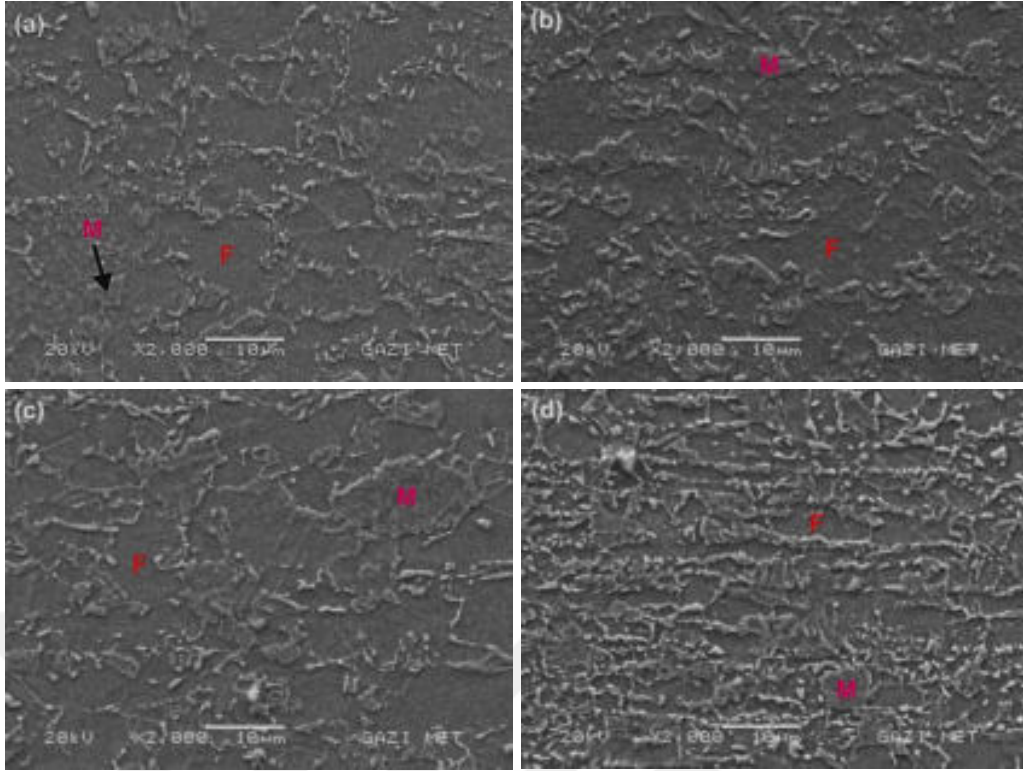
Çalışmada kullanılan ana malzemelerin SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.10'da verilmiştir. OM görüntüleri (Şekil 4.4) ile karşılaştırıldığında SEM görüntülerinde mikroyapılarda farklı bir faz tespit edilmemiştir. Tüm ana malzemelerde kalıntı östenit (RA) ve karbür çökeltileri mevcuttur. Diğer ana malzemeler ile karşılaştırıldığında DP800 (1.5) ana malzemesinde yoğun miktarda RA ve karbür çökeltileri gözlemlenmiştir (Şekil 4.10b). DP600 (1.8) ana malzemesinde yer alan martenzit tanelerinin diğer ana malzemelerdekilere göre daha homojen olduğu görülmektedir (Şekil 4.10a). DP800 (0.8) ana malzemesinin mikroyapısı incelendiğinde martenzit ve ferrit tanelerinin poligonal olduğu görülmektedir. Bu durum Şekil 4.4c'deki bantlı yapıların mikroyapıda homojen dağılmadığını göstermektedir.



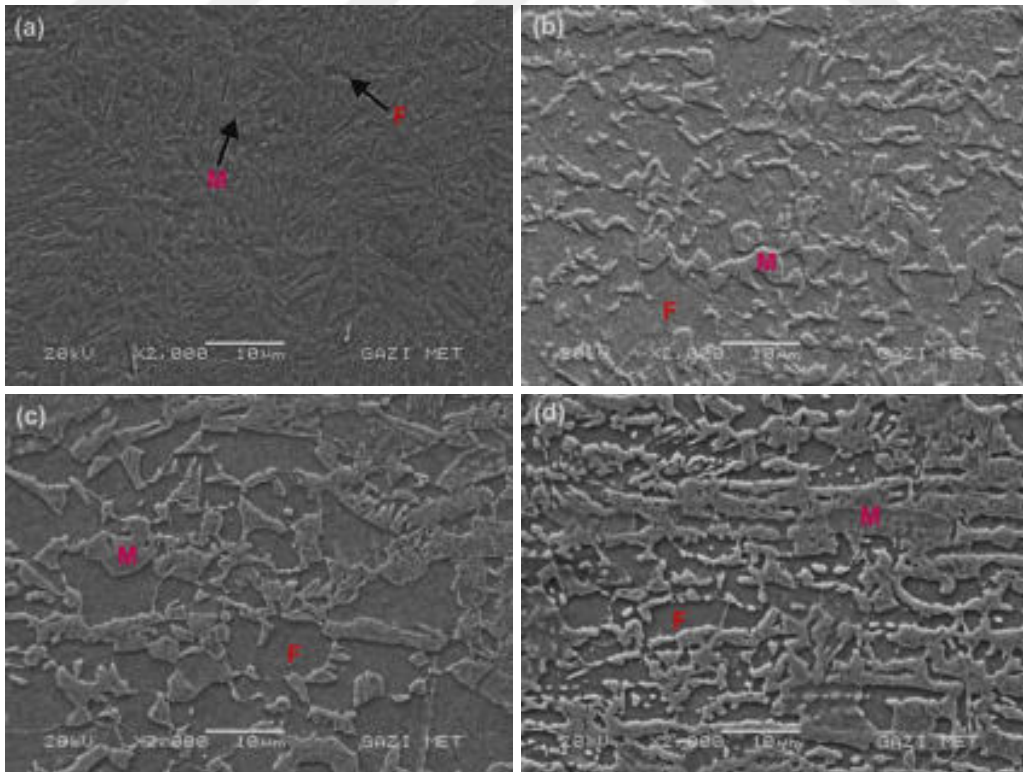
Şekil 4.10. (a) DP600 (1.8), (b) DP800 (1.5), (c) DP800 (0.8) ana malzemelerinin taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

4.2.2.2. Tailor-welded sacların mikroyapıları

Farklı kaynak parametrelerinde birleştirilmiş TW1 saclarının SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.11, Şekil 4.12, Şekil 4.13, Şekil 4.14 ve Şekil 4.15'te verilmiştir. SEM analizleri sonucunda FB'lerden ve ITAB'lardan elde edilen mikroyapılarda OM incelemelerinde ayırt edilmesi zor olan beynit yapısına rastlanmamıştır. ITAB ve FB'lerde beynit yapısının oluşmamasının sebebi, çalışmada kullanılan kaynak parametrelerinin, östenitten beynitik yapı dönüşümüne izin veremeyecek kadar yüksek soğuma hızlarına neden olmasıdır. Şekil 4.11c'de en yüksek ısı girdisine sahip P3S3 kaynak parametresinde martenzit boyutunun diğer parametrelere kıyasla daha iri olduğu görülmektedir. Şekil 4.12a'da verilen KT-ITAB1 mikroyapısının büyük oranda martenzit içermesinin sebebi görüntünün FB'ye yakın bölgeden alınmasıdır. Az miktarda ferrit fazı içermesi bu bölgenin A_1 - A_3 sıcaklıkları arasında yer aldığını göstermektedir.

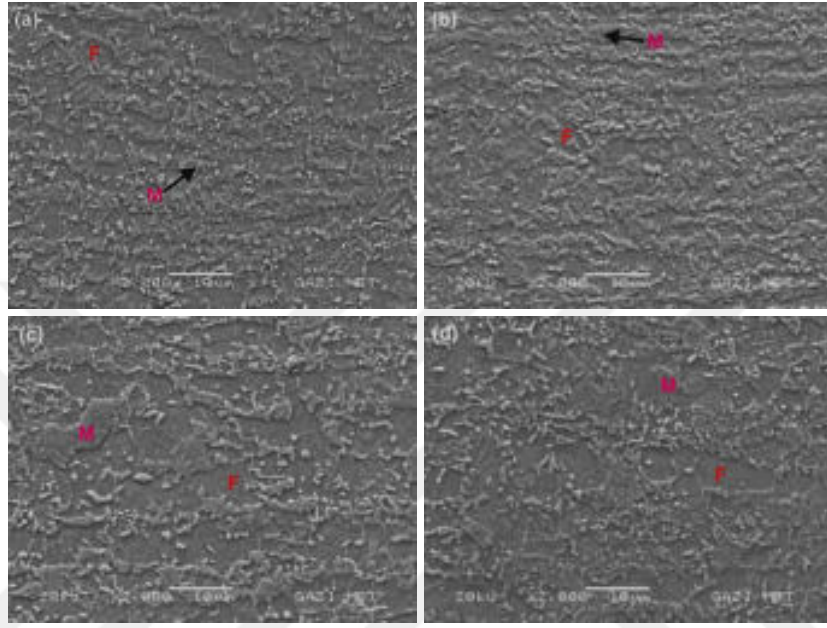


Şekil 4.11. TW1 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki İT-İTAB1'lere ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

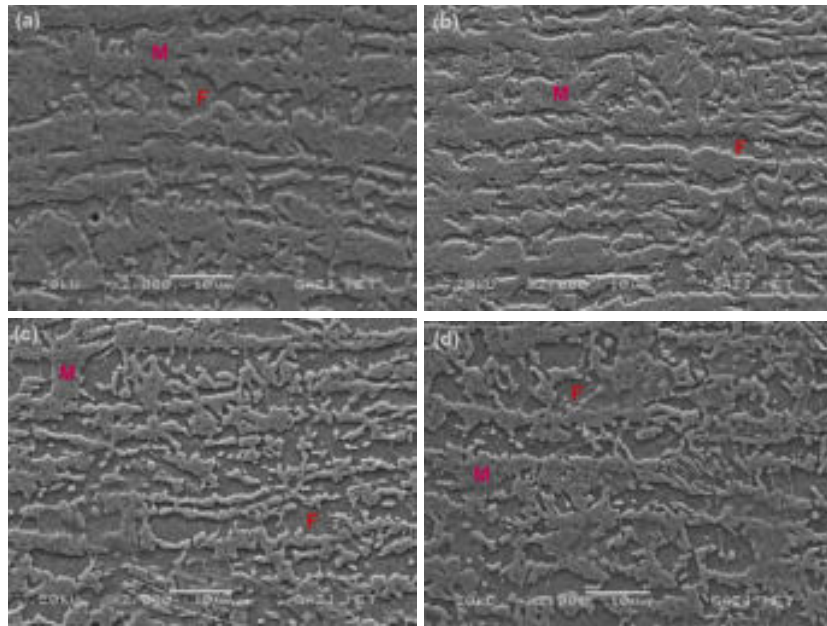


Şekil 4.12. TW1 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki KT-İTAB1'lere ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

TW1 sacının İT-ITAB (Şekil 4.11 ve Şekil 4.13) ve KT-ITAB (Şekil 4.12 ve Şekil 4.14) bölgelerindeki mikroyapılar karşılaştırıldığında, İT-ITAB'larda RA ve karbür çökeltilerinin daha yoğun olduğu görülmektedir. KT-ITAB'ın yüksek soğuma hızına sahip olması karbür ve RA oluşumunu engellemiştir. Şekil 4.14'te KT-ITAB2'de oluşan bantlı yapılar açıkça görülmektedir.

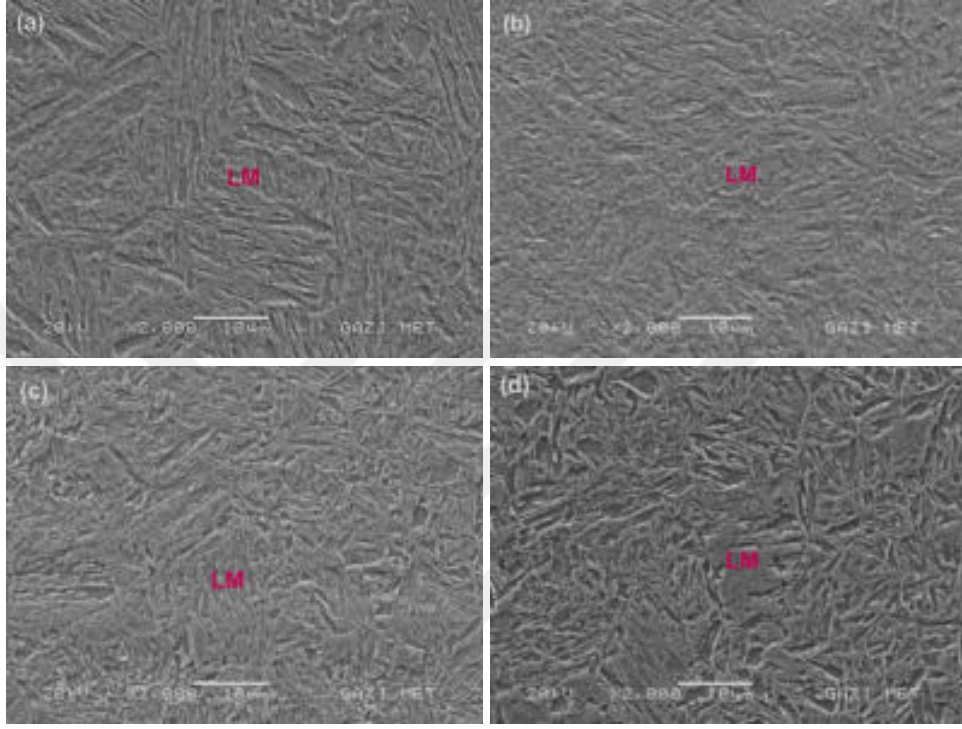


Şekil 4.13. TW1 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki İT-ITAB2'lere ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri



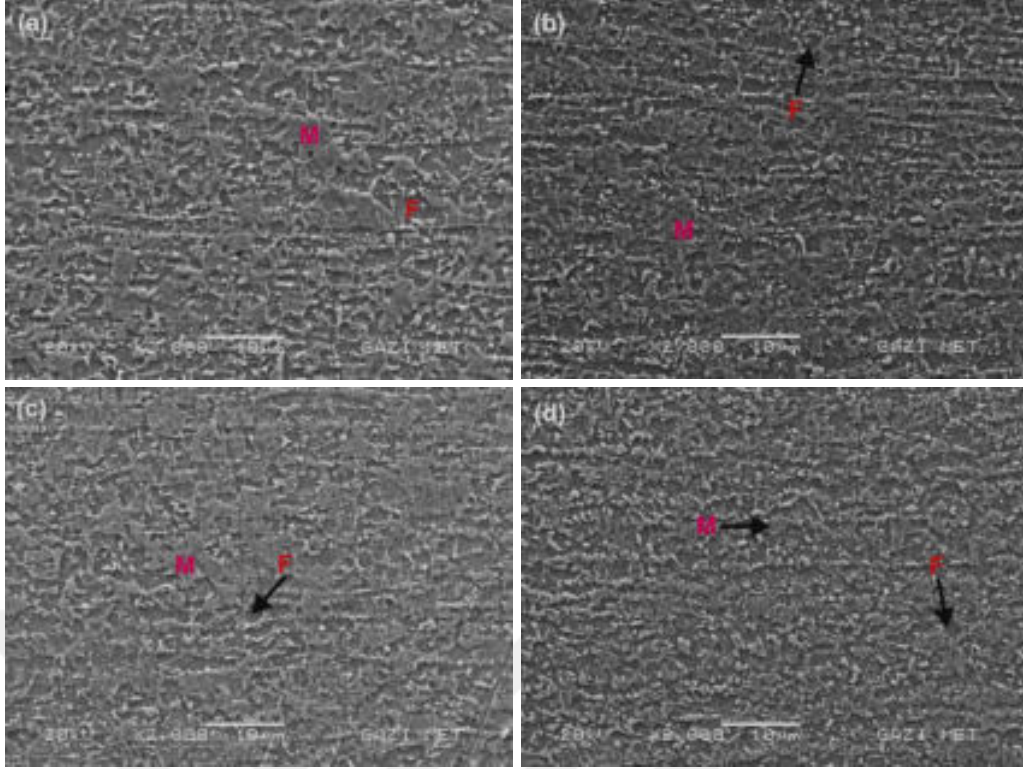
Şekil 4.14. TW1 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki KT-ITAB2'lere ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

Şekil 4.15'te verilen FB'lere ait mikroyapılarda görüldüğü gibi, ısı girdisinin yükselmesiyle (azalandan artana doğru sırasıyla P2S4, P2S3, P3S4, P3S3) blok martenzit sayısı artmakta ve LM lamelleri kalınlaşmaktadır. Ayrıca İT-ITAB'dan FB'ye doğru RA ve karbür çökeltileri azalmakta, yüksek soğuma hızından dolayı FB'de bu yapılara rastlanılmamaktadır.

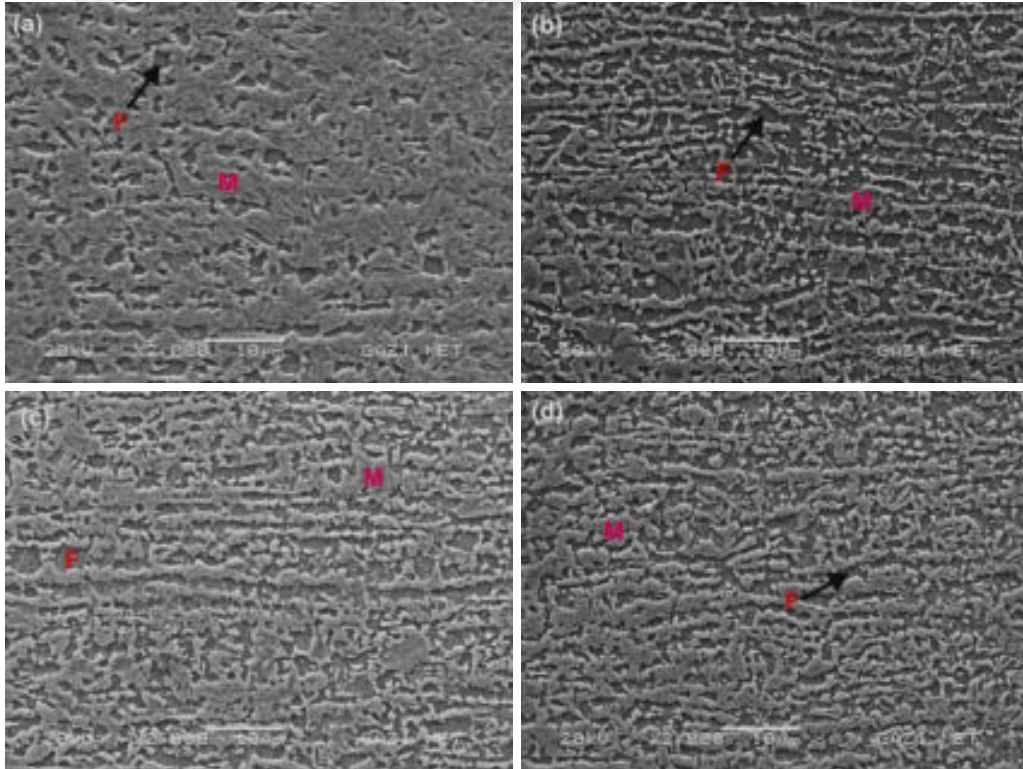


Şekil 4.15. TW1 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki füzyon bölgelere ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

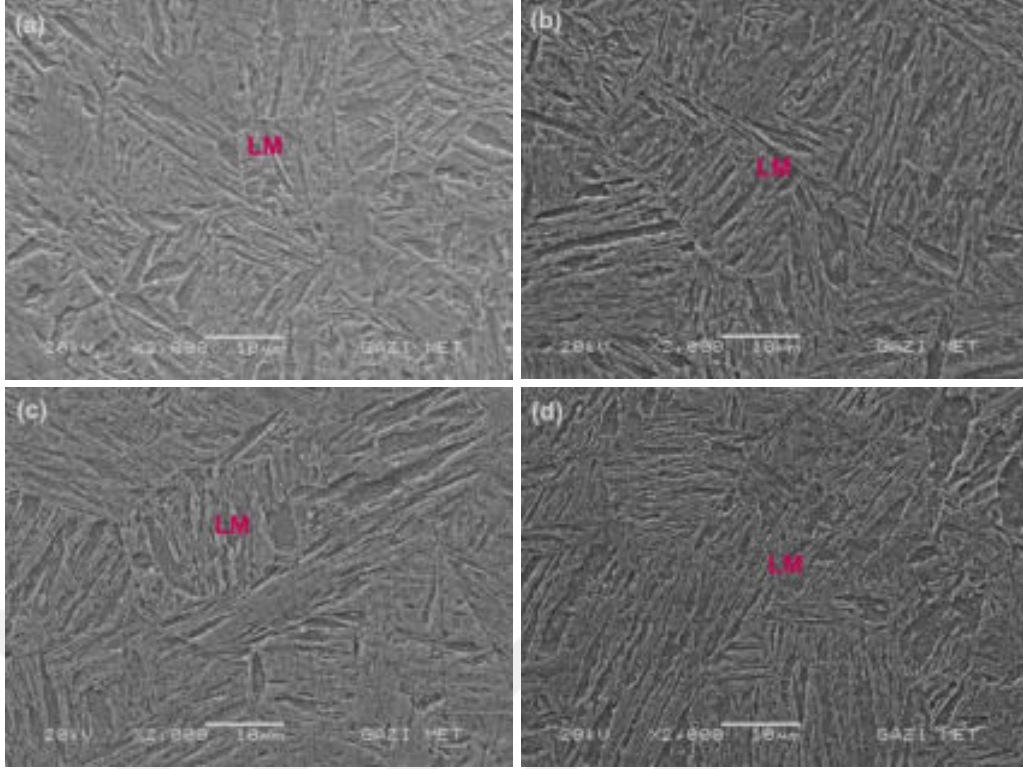
Farklı kaynak parametrelerinde birleştirilmiş TW2 sacların SEM mikroyapı görüntüleri Şekil 4.16, Şekil 4.17 ve Şekil 4.18'de verilmiştir. Şekil 4.16 ve Şekil 4.17'de görüldüğü üzere İT-ITAB ve KT-ITAB'larda TW1 sacına kıyasla RA ve karbür miktarı daha yüksektir. Şekil 4.18c'de P3S3 kaynak parametresinde yüksek ısı girdisinden dolayı FB'de martenzit iğnelerinin kalınlaştığı görülmektedir.



Şekil 4.16. TW2 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki İT-ITAB2'lere ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri



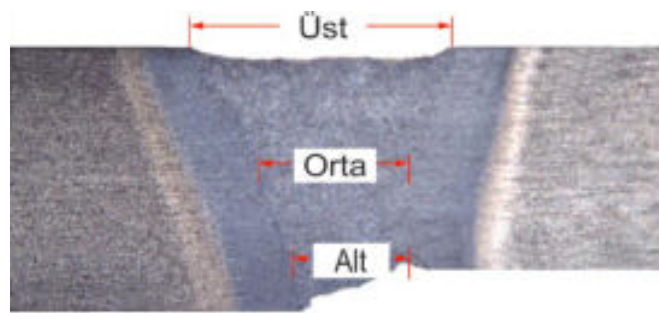
Şekil 4.17. TW2 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki KT-ITAB2'lere ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri



Şekil 4.18. TW2 sacının: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerindeki füzyon bölgelere ait taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

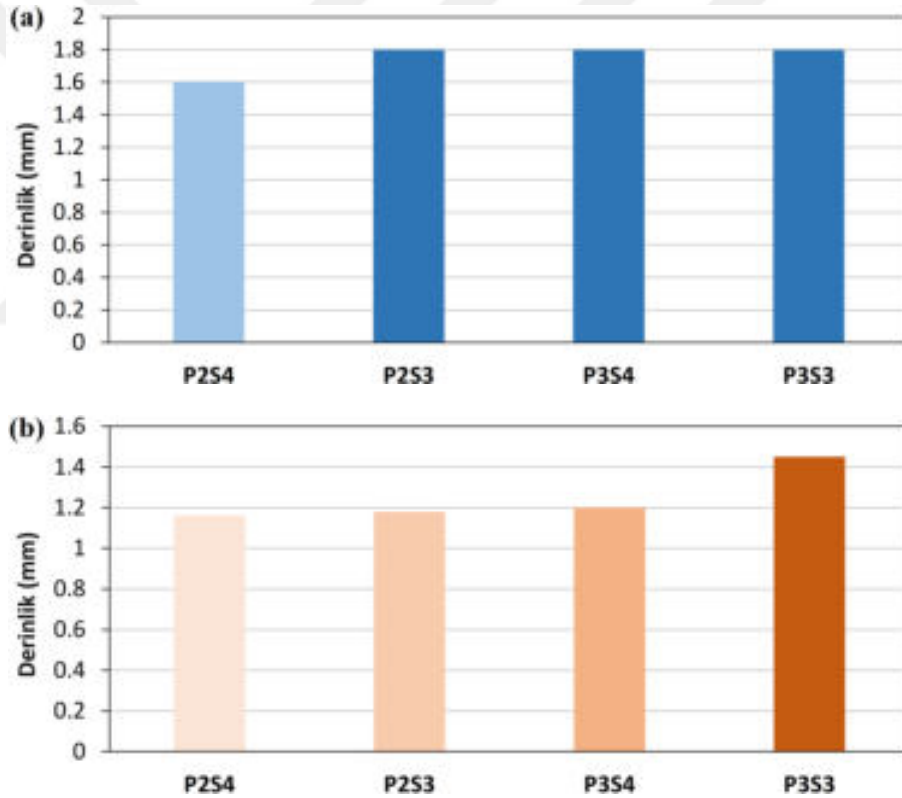
4.2.3. Kaynak derinlikleri ve FB-ITAB genişliklerinin belirlenmesi

FB ve ITAB genişlikleri ve kaynak derinliklerinin ölçümünde Şekil 4.2’de verilen tüm kaynak parametreleri için elde edilen makroyapılardan yararlanılmıştır. Ölçümler *ImageJ* yazılımı kullanılarak, her iki TW sacda kalınlığı az olan ana malzemenin üst, orta ve alt hattı boyunca yapılmıştır. Şekil 4.19’da FB genişliği için kullanılan ölçüm hatları ve noktaları verilmiştir. ITAB genişlikleri için de aynı yöntem kullanılmıştır. Derinlik ölçümlerinde ise kaynak yüzeyinden kalın malzemede ergimenin sonlandığı noktaya olan mesafe dikkate alınmıştır.



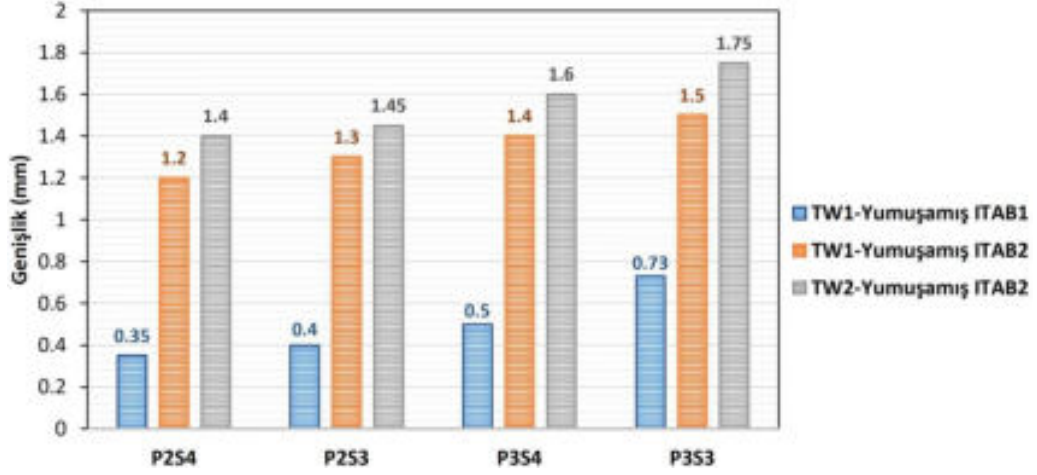
Şekil 4.19. FB genişliğinin makroyapı üzerinden ölçümü

Her bir kaynak parametresi için ölçülen kaynak derinlikleri Şekil 4.20’de gösterilmiştir. Şekil 4.20a’da görüldüğü gibi, TW1 sacında ısı girdisi en düşük olan P2S4 parametresinde kaynak derinliği 1.6 mm, diğer parametrelerde ise DP600 (1.8) ana malzemesinin kalınlığı olan 1.8 mm elde edilmiştir. Şekil 4.20b’de ise TW2 sacında ısı girdisinin artmasıyla kaynak derinliğinin de yükseldiği, soğuma hızının en yüksek olduğu P2S4 parametresinde bile nüfuziyetin yeterli olduğu belirlenmiştir. Şekil 4.20a ve Şekil 4.20b’deki değerler karşılaştırıldığında, aynı parametrelerde TW2 sacında kaynak derinliklerinin daha düşük olduğu görülmektedir. Nüfuziyetdeki bu azalmanın, aynı kalınlıkta DP600 (1.8) ana malzemesi kullanılmasına karşın TW2 sacında birleştirilen DP800 (0.8) ana malzemenin kalınlığının daha düşük olmasından kaynaklandığı, düşük sac kalınlığının yüksek güç yoğunluklu lazer ışınının etkinliğini azalttığı belirlenmiştir.



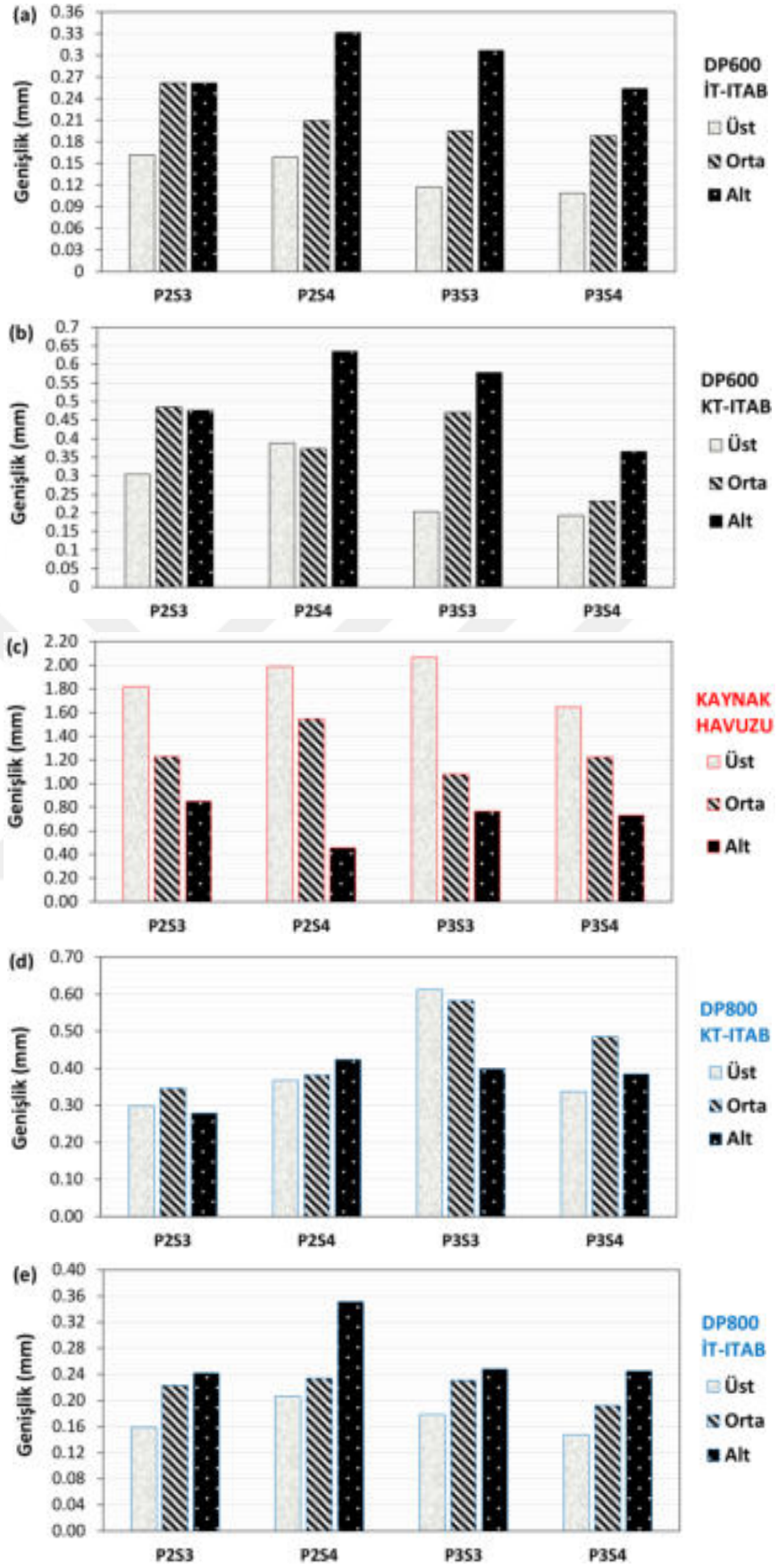
Şekil 4.20. Farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen: (a) TW1, (b) TW2 sacında kaynak derinlikleri

Şekil 4.21’de farklı kaynak parametrelerinin TW saclarında mikroyapı değişiminin meydana gelmediği bölge olan yumuşamış ITAB’larının genişliklerine etkisi gösterilmiştir. Şekilden görüleceği üzere ısı girdisinin artmasıyla yumuşamış ITAB genişliklerinin de arttığı belirlenmiştir.

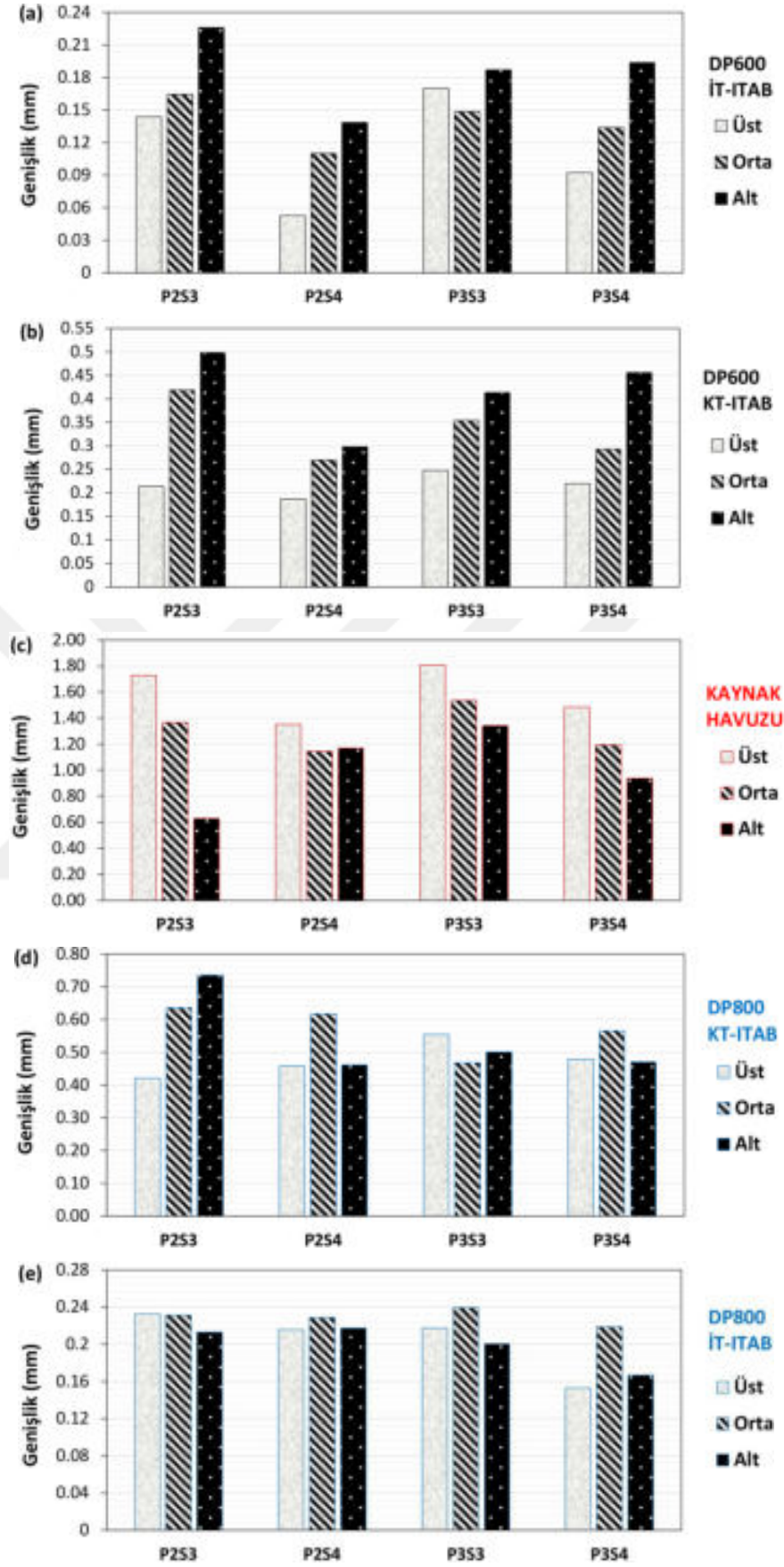


Şekil 4.21. Kaynak parametrelerinin yumuşamış ITAB'ların genişliklerine etkisi

Şekil 4.22 ve Şekil 4.23'te, farklı kaynak parametrelerinin TW1 ve TW2 sacların FB ve ITAB genişliklerine etkileri sütun grafiği şeklinde verilmiştir. Şekiller incelendiğinde, kaynak bölgesi genişlikleriyle kaynak parametreleri arasında bir korelasyon olmadığı belirlenmiştir. Fakat en yüksek ısı girdisine sahip P3S3 parametresinin üst hattında genişliklerin diğer parametrelere göre yüksek olduğu görülmektedir (Şekil 4.22c ve Şekil 4.23c).



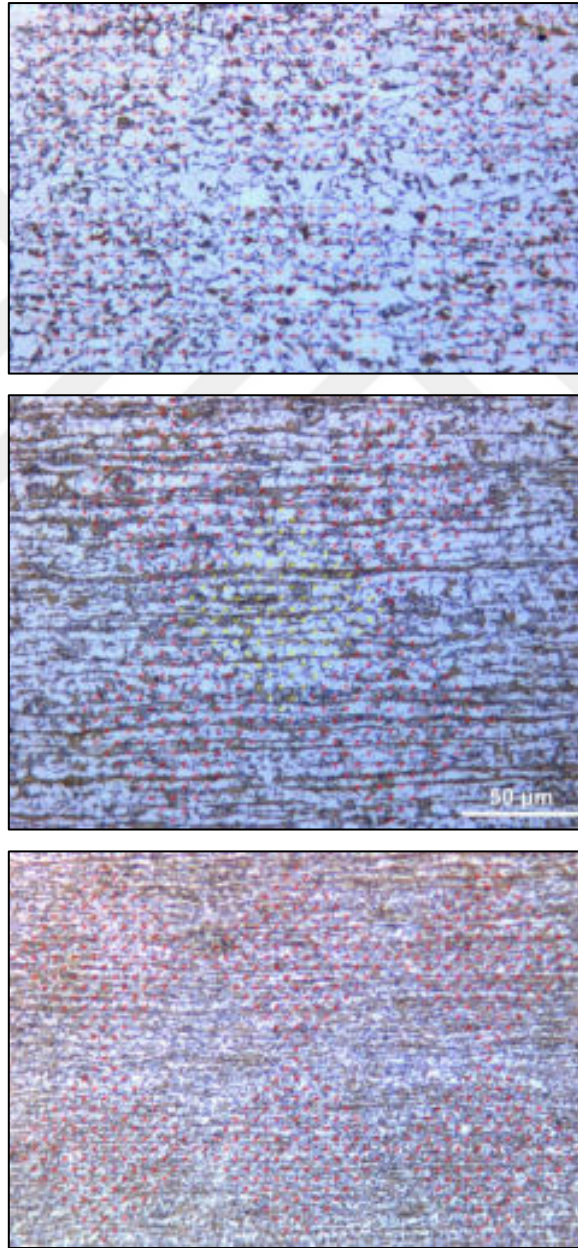
Şekil 4.22. Farklı parametrelerde birleştirilmiş TW1 sacındaki: (a) İT-ITAB1, (b) KT-ITAB1, (c) FB, (d) KT-ITAB2, (e) İT-ITAB2 bölgelerinin genişlikleri



Şekil 4.23. Farklı parametrelerde birleştirilmiş TW2 sacındaki: (a) İT-ITAB1, (b) KT-ITAB1, (c) FB, (d) KT-ITAB2, (e) İT-ITAB2 bölgelerinin genişlikleri


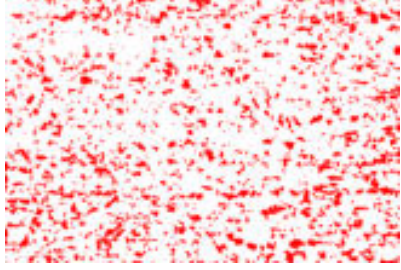
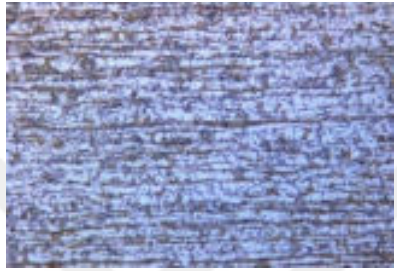
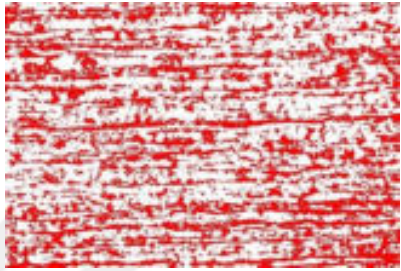

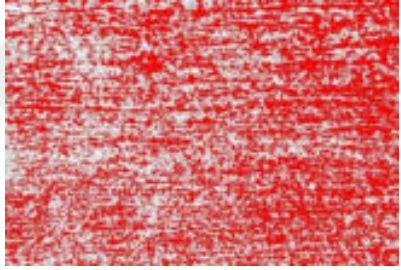
4.2.4. Fazların hacim oranlarının belirlenmesi

OM'den elde edilen ana malzemelerin mikroyapılarına *ASTM E562* standardı yardımıyla uygulanan altışar adet ızgaralama işlemi Şekil 4.24'te verilmiştir. Ana malzemeler için *ImageJ* yazılımında gerçekleştirilen segmentasyon işlemleri neticesinde elde edilen görüntüler mikroyapılarla birlikte Çizelge 4.2'de, TW1 ve TW2 için segmentasyon sonuçları ise sırasıyla Çizelge E1.1 ve Çizelge E1.2'de (Bkz. EK-1) verilmiştir.



Şekil 4.24. Ana malzemelere uygulanan ve altı ölçüm alanından oluşan ızgaralama işlemi; yukarıdan aşağıya DP600 (1.8), DP800 (1.5), DP800 (0.8)

Çizelge 4.2. Ana malzemelerin normal ve segmente edilmiş mikroyapıları

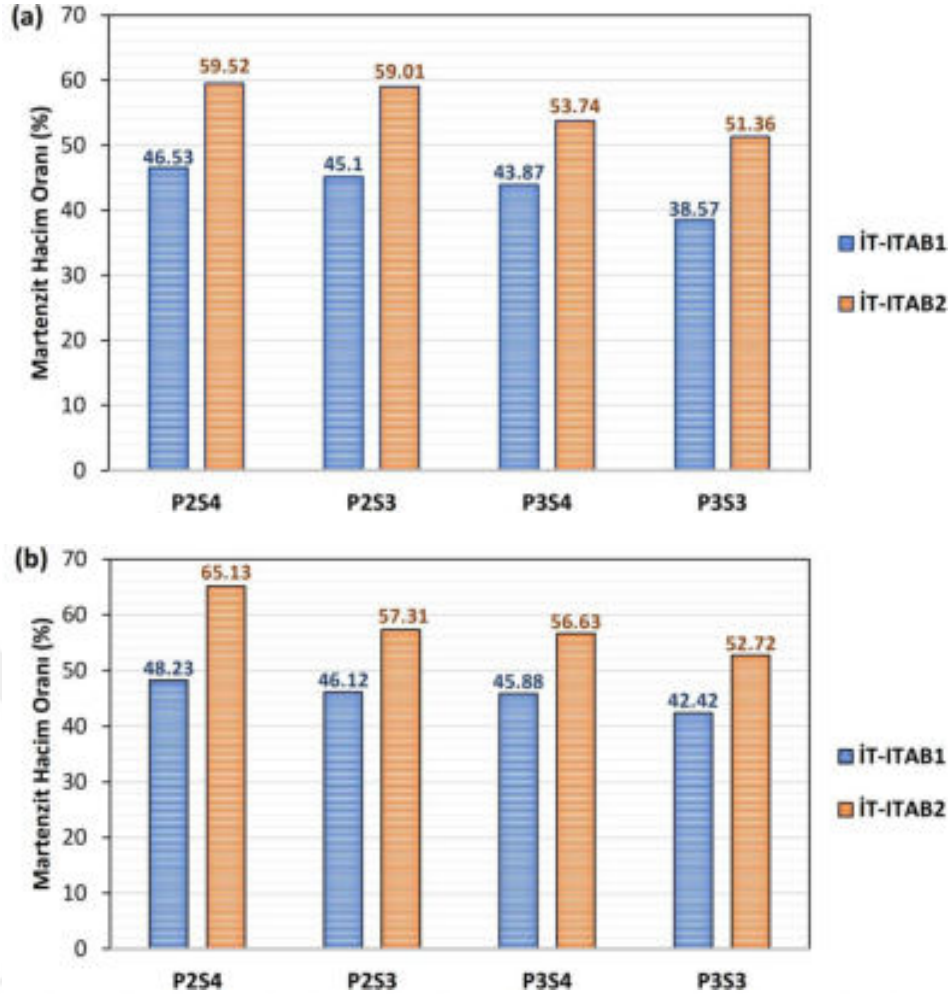
Malzeme	Mikroyapı	Segmentasyon
DP600 (1.8)		
DP800 (1.5)		
DP800 (0.8)		

Ana malzemeler için *ASTM E562* standardına uygun manuel olarak hesaplanan martenzit ve ferrit hacim oranları ve *ImageJ* yazılımıyla elde edilen MHO'lar Çizelge 4.3'te, TW1 ve TW2 için hesaplanan hacim oranları ise Çizelge E2.1'de (Bkz. EK-2) verilmiştir. *ImageJ* yazılımıyla elde edilen MHO'lar *ASTM E562* standardıyla hesaplananlara oldukça yakındır. Çizelge 4.3 incelendiğinde, ortalama martenzit hacim oranlarının DP600 (1.8), DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) ana malzemeleri için sırasıyla %16.92, %37.70 ve %45.67 olduğu görülmektedir. Hedeflenen %20'lik BD değeri, altı adet ölçüm alanı sayısının standartta önerilen değerden büyük olduğundan ve fazlar mikroyapı içerisinde homojen dağıldığından DP600 için yaklaşık %10, her iki DP800 için ise %10'dan düşük elde edilmiştir. Bağlı doğruluğun düşük olması yapılan ölçümlerin, yani ortalama faz hacim oranlarının birbirlerine yakın ve tekrarlanabilirliğin iyi olduğunu göstermektedir.

Çizelge 4.3. ASTM E562'ye ve ImageJ yazılımına göre elde edilen ana malzemelerin faz hacim oranları

Malzeme	Hacim oranı (%)				BD (%)
	ASTM E562		ImageJ	%95 GA (%)	
	Martenzit	Ferrit	Martenzit		
DP600 (1.8)	16.92 ± 1.83	83.08	16.95	1.83	10.82
DP800 (1.5)	37.70 ± 2.49	62.30	37.7	2.49	6.61
DP800 (0.8)	45.67 ± 3.18	54.33	45.61	3.18	6.96

Lazer ısı girdisinin, kaynak sonrasında İTAB'daki MHO'ya etkisini incelemek için Çizelge E2.1'de verilen değerler Şekil 4.25'te sütun grafik şeklinde karşılaştırılmıştır. Denklem 2.4 yardımıyla, P ve S kaynak parametrelerinin etkisiyle ortaya çıkan lazer ısı girdisi P2S4, P2S3, P3S4 ve P3S3 için sırasıyla 30, 40, 45 ve 60 J/mm olarak hesaplanmıştır. Görüldüğü üzere en düşük ısı girdisi, lazer gücünün en düşük ve ilerleme hızının en yüksek olduğu P2S4 kaynak parametresinde elde edilmiştir. Şekil 4.25'te lazer ısı girdisinin artmasıyla her iki İT-İTAB'da MHO'nun azaldığı görülmektedir. Yüksek ısı girdisi soğuma hızını azaltarak östenitten martenzite dönüşüm hızını da azaltmış ve sonuçta dönüşüm sonrası oluşan MHO düşük çıkmıştır. DP600 (1.8) ana malzemesinde bulunan İT-İTAB1'de P3S3 numunesinde bile MHO (%38.57), DP800 (1.5) ana malzemesinin MHO'sundan (%37.7) yüksek elde edilmiştir (Şekil 4.25a). Şekil 4.25b'de P2S4 numunesinin İT-İTAB2'sinde MHO'nun %65.13 ile en yüksek olduğu görülmektedir. Bu durum lazer kaynak yönteminin düşük ısı girdisi karakteristiğinden dolayı yüksek soğuma hızına sahip olduğunu açıklamaktadır. Ayrıca Şekil 4.25a ve Şekil 4.25b'de İT-İTAB1 bölgelerindeki MHO'ların, aynı ana malzemeler olmasından dolayı aynı kaynak parametreleri için birbirine yakın olduğu görülmektedir.



Şekil 4.25. Lazer kaynak parametrelerinin (a) TW1, (b) TW2 saclarının İT-ITAB'larındaki martenzit hacim oranlarına etkisi

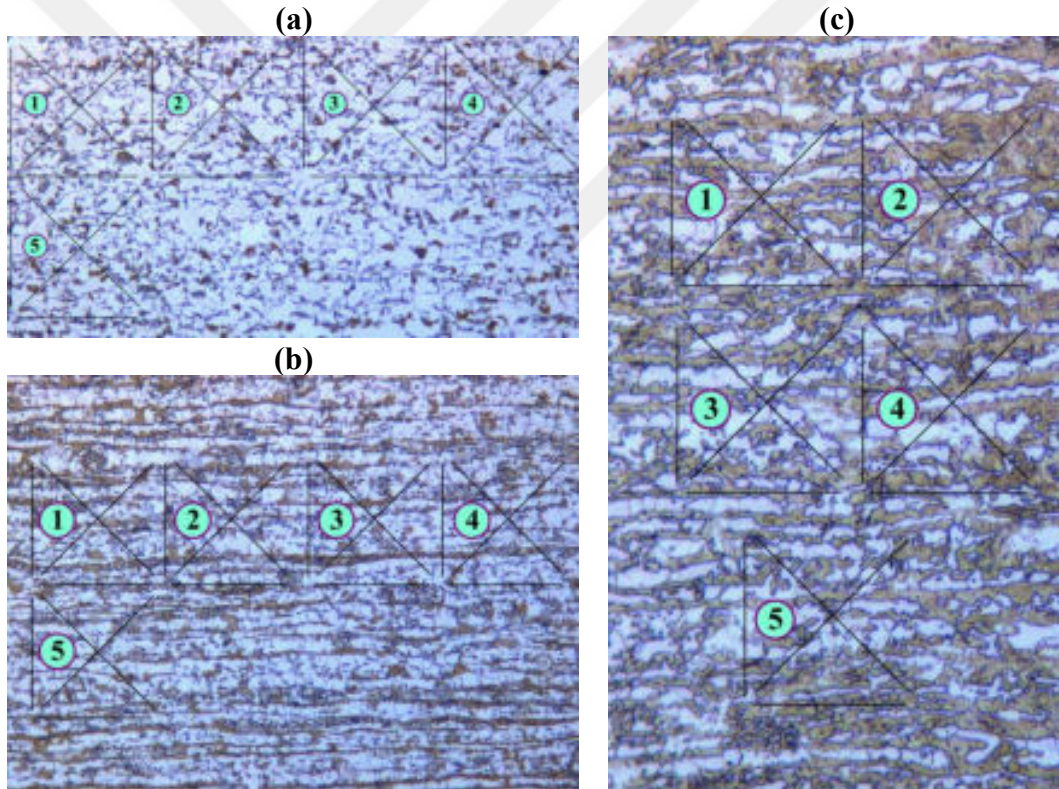
4.2.5. Tane boyutlarının belirlenmesi

Şekil 4.26, ASTM E112 standardına uygun tane boyutu belirleme işleminde örnek olarak verilen mikroyapılardaki rastgele seçilen beş ölçüm alanını göstermektedir. Ana malzemeler için elde edilen ferrit tane boyutları Çizelge 4.4'te verilmiştir. Çizelge incelendiğinde, ortalama ferrit tane boyutlarının DP600 (1.8), DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) ana malzemeleri için sırasıyla 4.42 μm , 2.62 μm ve 1.60 μm olduğu görülmektedir. Ferrit tane boyutu değerleri, çalışmada kullanılan DP çeliklerin ince taneli olduğunu göstermektedir. Hatta DP800 (0.8) çeliğinin 1-2 μm arasında tane boyutları içeren çelikler için kullanılan *ultra-ince taneli (ultra-fine grained)* çelik olduğu söylenebilir. Bu çeliğin DP800 (1.5) çeliğine göre daha ince tane içermesinin sebebinin, kalınlıklar göz önünde bulundurulduğunda üretim aşamasında uygulanan soğuk haddeleme derecesinden kaynaklandığı düşünülmektedir. DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) çelikleri bantlı mikroyapı

içerdiği ve tane boyutları daha küçük olduğu için BD değerleri DP600 (1.8) çeliğine göre daha yüksek elde edilmiştir. Fakat istatistiksel analiz sonucunda elde edilen BD değerleri hedeflenen %10 değerini geçmemektedir.

Çizelge 4.4. ASTM E112 standardına göre elde edilen ana malzemelerdeki ferrit tane boyutları

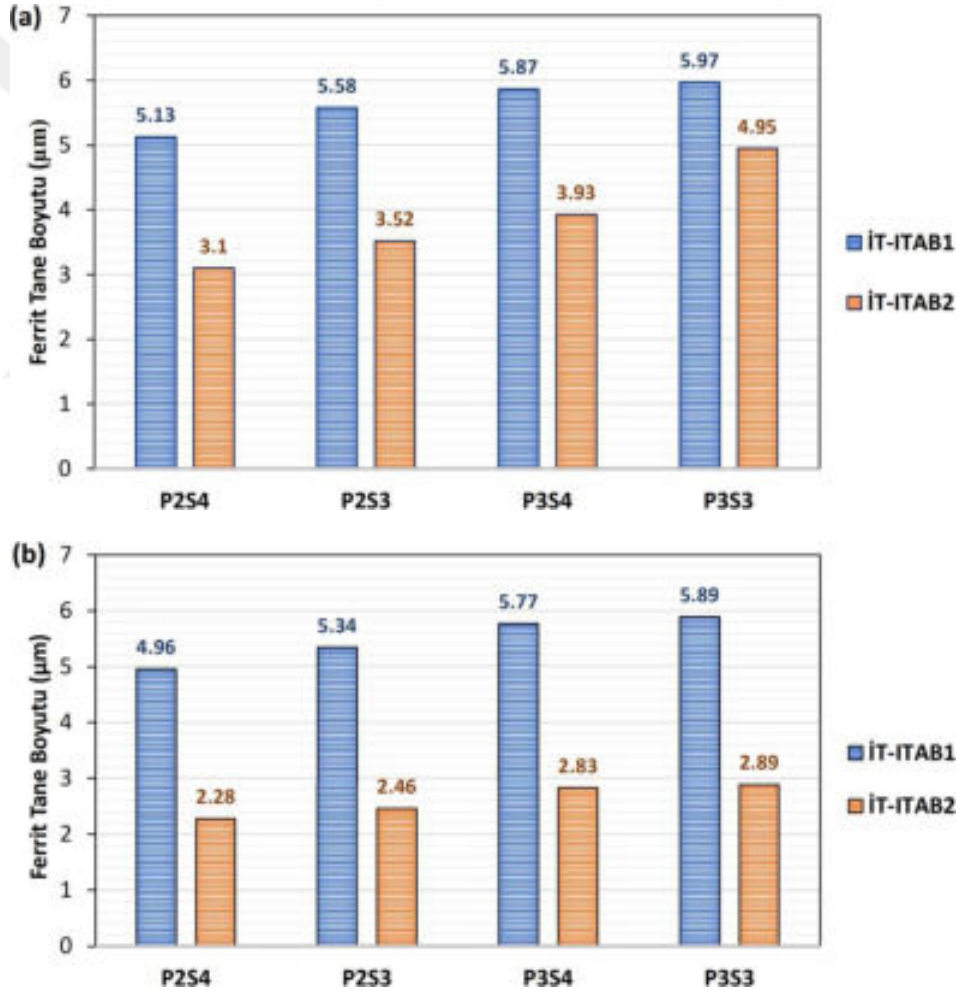
Ana Malzeme	Ferrit (μm)	%95 GA (%)	BD (%)
DP600 (1.8)	4.42 ± 2.19	2.19	2.63
DP800 (1.5)	2.62 ± 3.23	3.23	5.20
DP800 (0.8)	1.60 ± 5.21	5.21	9.60



Şekil 4.26. Ferrit tane boyutlarının belirlenmesi için seçilen örnek beş ölçüm alanı: (a) DP600 (1.8), (b) DP800 (1.5), (c) TW1-P3S3-ITAB2

ITAB'lardaki ferrit tane boyutlarına Çizelge E2.2'den erişilebilir (Bkz. EK-2). Bu bölgelerdeki tane boyutlarının da tekrarlanabilirliğinin iyi olduğu görülmektedir ($BD < \%10$). Çizelge E2.2'deki tane boyutları sütun grafik şeklinde Şekil 4.27'de gösterilmiştir. Şekil incelendiğinde ITAB1 ve ITAB2'de ferrit tane boyutlarının lazer ısı

girdisiyle arttığı fakat çok değişmediği görülmektedir. En yüksek tane boyutu TW1 sacın İT-ITAB1 ve İT-ITAB2’inde en yüksek ısı girdisine sahip P3S3 parametresinde sırasıyla 5.97 μm ve 4.95 μm olarak belirlenmiştir. Şekil 4.27a ve Şekil 4.27b’de aynı kaynak parametresi için İT-ITAB2’deki tane boyutları kıyaslandığında, DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) çeliklerinin ferrit tane boyutları arasında fark olduğu, dolayısıyla kaynak öncesi ana malzemenin sahip olduğu tane boyutunun kaynak sonrasında İT-ITAB’da oluşan tane boyutunu etkilediği belirlenmiştir. Ayrıca ısı girdisinin tane boyutları arasındaki bu farkı açtığı gözlemlenmiştir. Düşük ısı girdisine rağmen lazer kaynağı, Şekil 4.27a ve Şekil 4.27b’de görüldüğü gibi İT-ITAB’lardaki ferrit tane boyutlarının ana malzemelerin tane boyutlarının üzerinde elde edilmesine neden olmuştur.



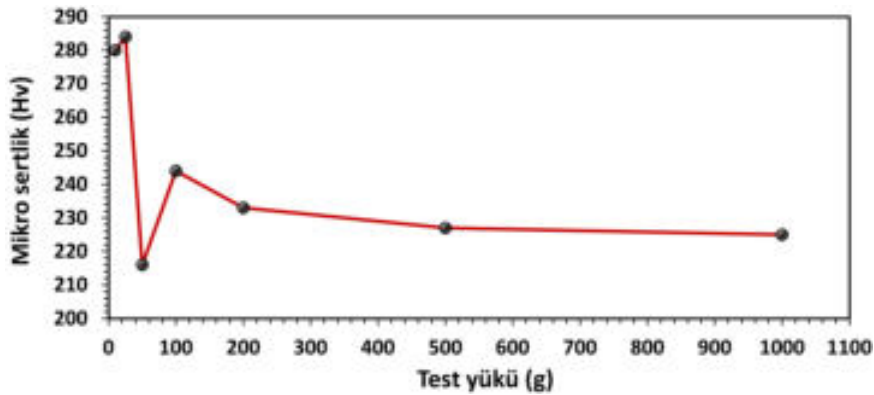
Şekil 4.27. Lazer kaynak parametrelerinin: (a) TW1, (b) TW2 saclarının İT-ITAB’larındaki ferrit tanelerinin boyutlarına etkisi

4.3. Mekanik Karakterizasyon

4.3.1. Mikro sertlik ölçümleri

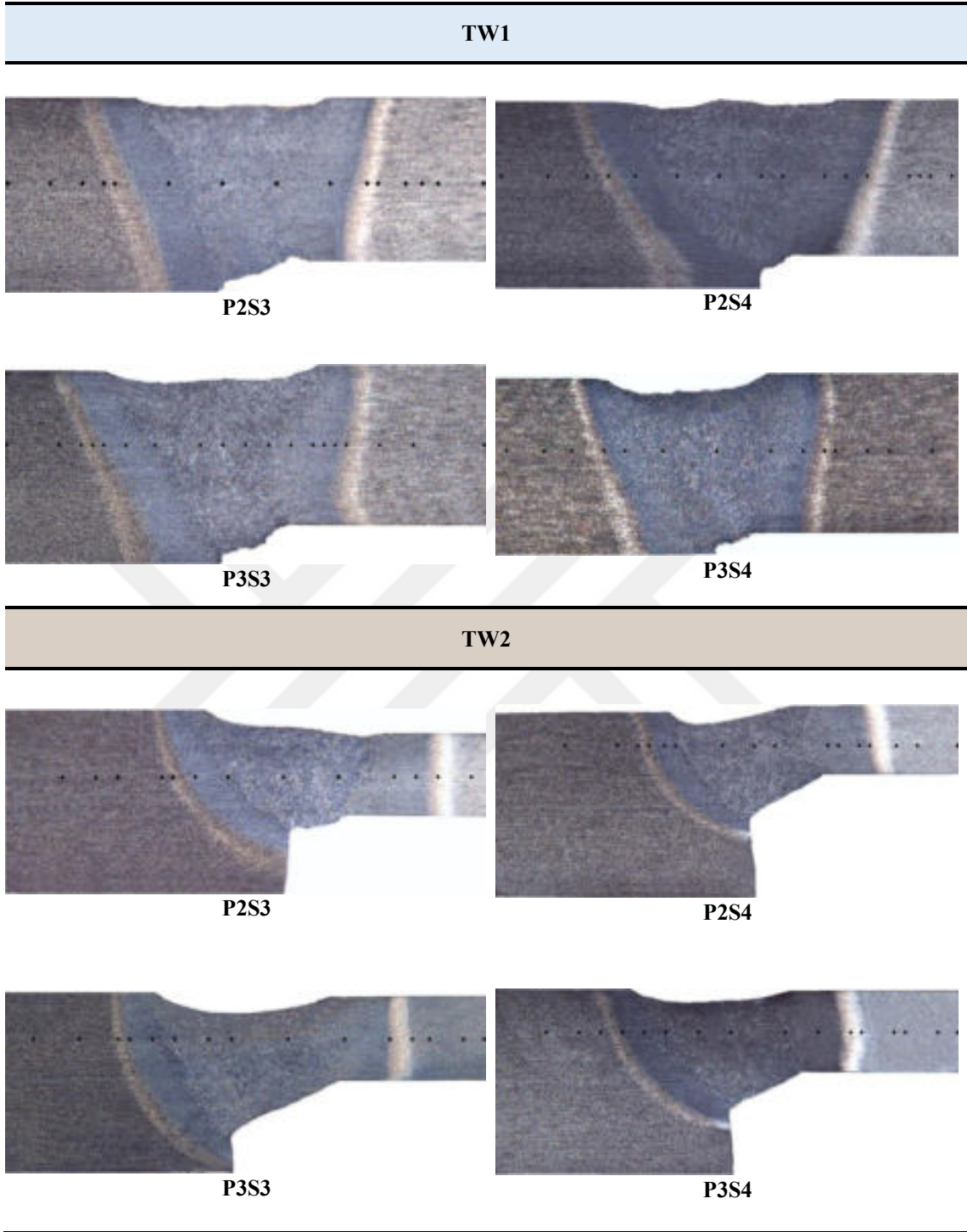
ASTM E384 standardına göre mikro sertlik ölçümlerinin hangi yük değerinde gerçekleştirileceğini belirlemek için DP600 ana malzemesine sırasıyla 10, 25, 50, 100, 200, 500 ve 1000 g'lık yükler uygulanarak sertlikler ölçülmüş ve Şekil 4.28'de verilmiştir. Şekilden de görüldüğü üzere düşük yüklerde elde edilen sertlikler arasında sapmalar meydana gelmiştir. 10 g ve 25 g yüklerde vickers sertlikleri yaklaşık 280 kgf/mm² elde edilmiş ve 50 g'da aniden azalarak 216 kgf/mm²'ye düşmüştür. Sertlikler 100 g ve 200 g yüklerde de aynı eğilim göstermiştir. Düşük yüklerdeki bu sapma ölçüm yapılan noktada bulunan ferrit veya martenzit fazı ile ilişkilidir. Örneğin 10 ve 25 g yüklerde elmas piramit uç martenzit, 50 g yükte ise ferrit fazında çentik oluşturmuştur. 500 g ve 1000 g yüklerde ise sertlikler birbirine oldukça yakın, sırasıyla 227 ve 225 kgf/mm² elde edilmiştir. Çalışmada kullanılan DP çeliklere uygulanacak test yükünün, sertlikte değişimin oluşmadığı 200 g ile maksimum yük değeri olan 1000 g arasında alınabileceği belirlenmiş ve testlerde 500 g uygulanmasına karar verilmiştir. Ayrıca ölçümün başlangıcı ve bitişi arasındaki sürenin standarda uygun olarak 15s olduğu belirlenmiştir.

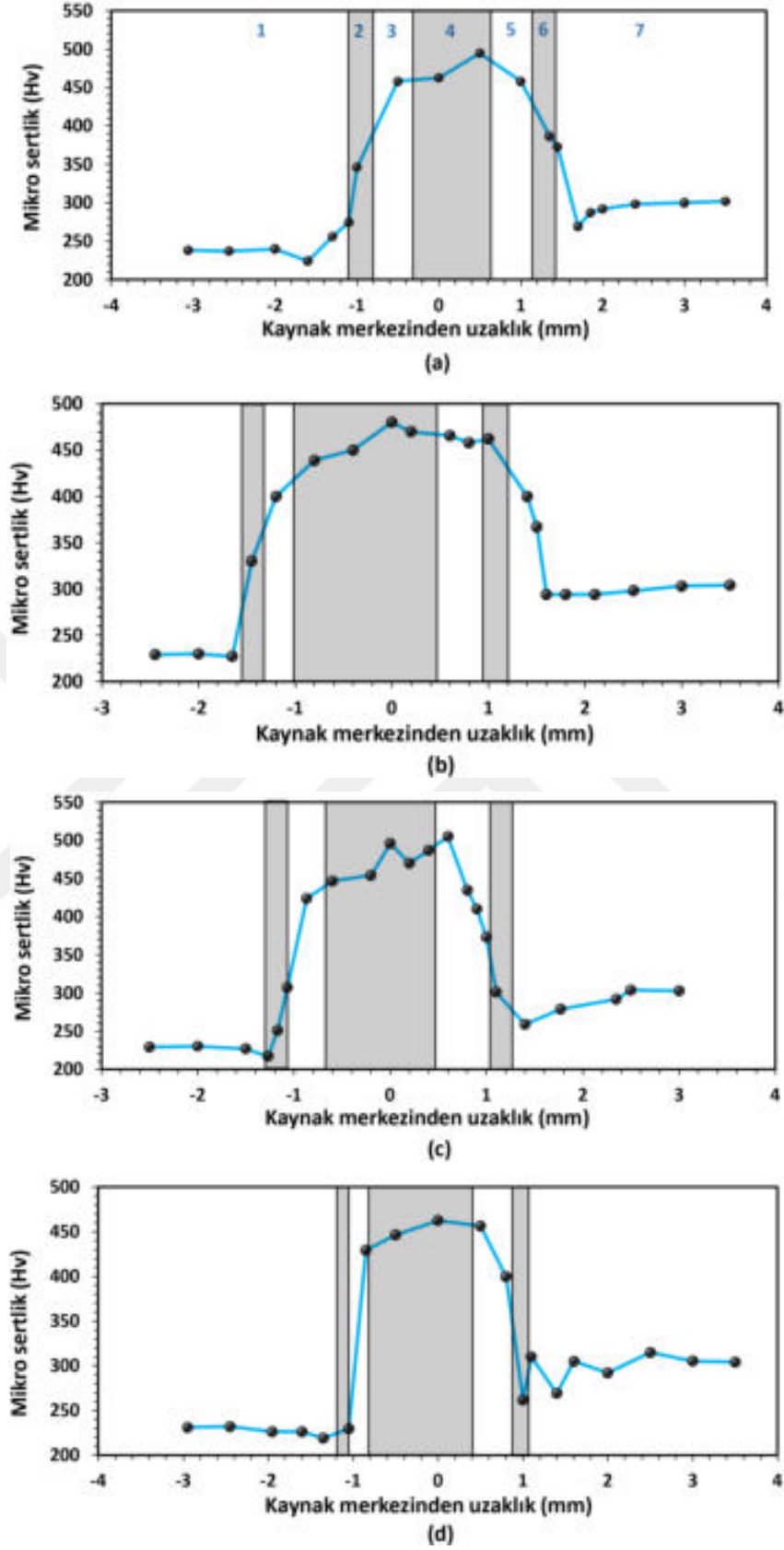
TW sacların makroyapıları kullanılarak gerçekleştirilen mikro sertlik ölçümlerinin konumları Çizelge 4.5'te gösterilmiştir. Ölçümler, ince sacın merkez hattından ve ana malzemeleri, İT-ITAB, KT-ITAB ve FB'leri içerecek şekilde yapılmış ve her iki DP çelik sacın birleştiği nokta sıfır noktası kabul edilmiştir.



Şekil 4.28. Farklı yükler uygulanarak DP600 ana malzemesi için elde edilen mikro sertlik profili

Çizelge 4.5. TW sacları üzerinden gerçekleştirilen mikro sertlik ölçüm noktaları

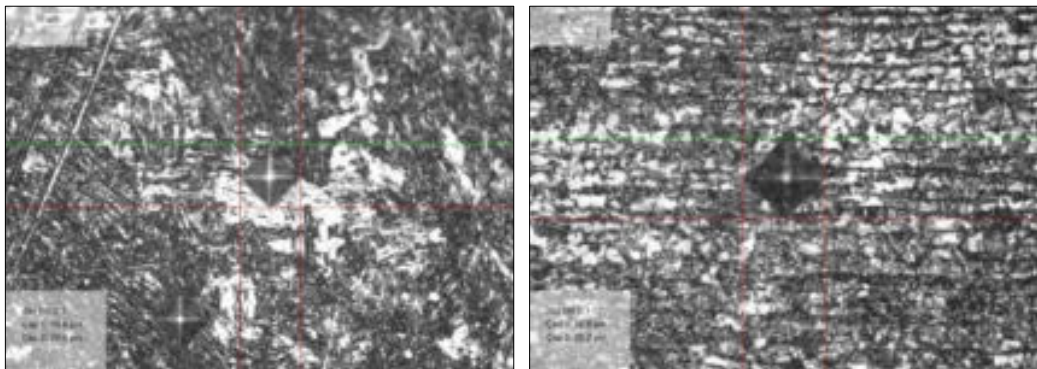




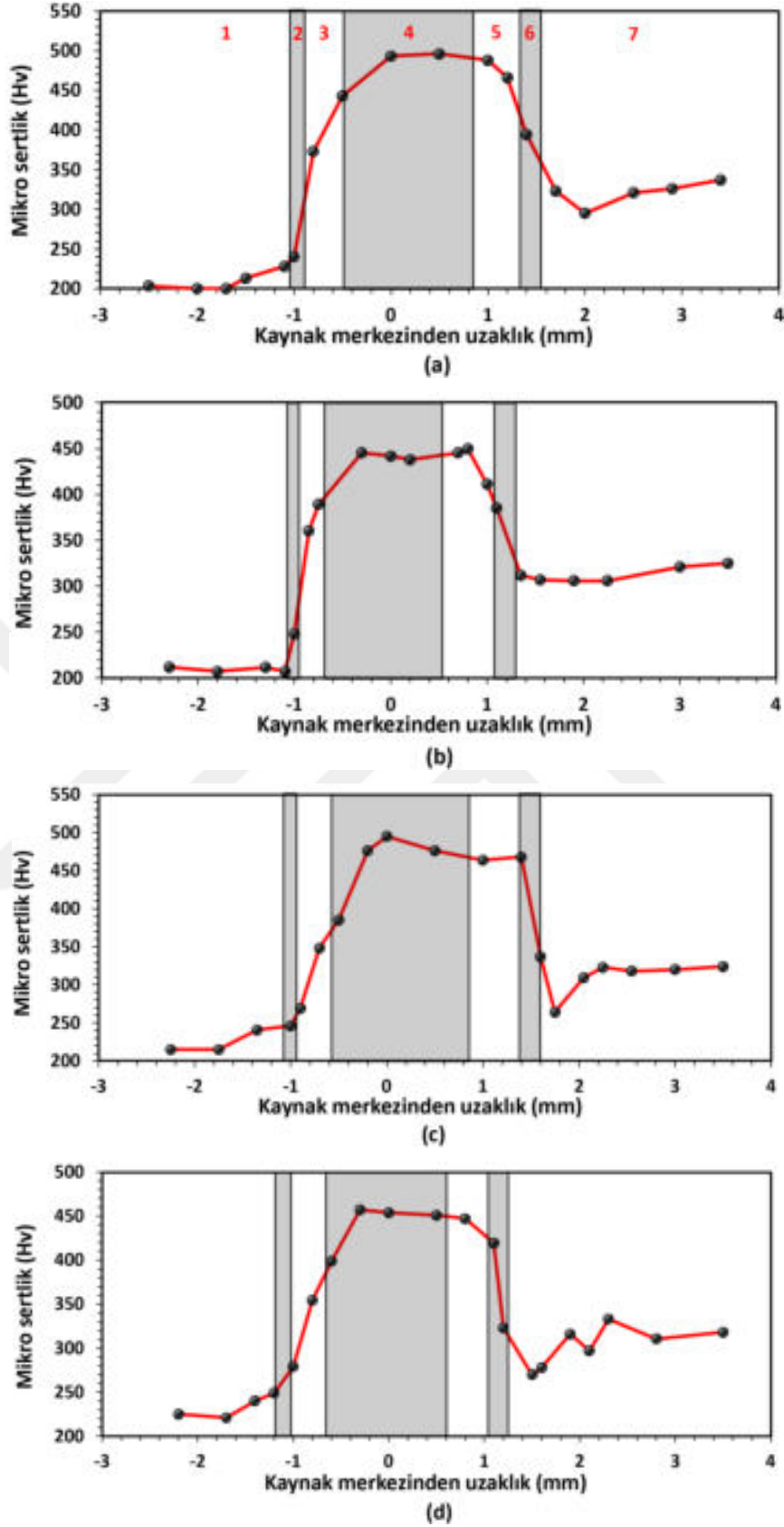
Şekil 4.29. TW1 sacın: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerinde mikro sertlik profilleri
 1: DP600 (1.8), 2: İT-ITAB1, 3: KT-ITAB1, 4: FB, 5: KT-ITAB2, 6: İT-ITAB2, 7: DP800 (1.5)

Şekil 4.29’da TW1 sacı için farklı kaynak parametrelerinde tüm bölgelerden elde edilen mikro sertlik değerleri verilmiştir. FB tamamen martenzitik yapı içerdiğinden tüm parametrelerde bu bölgede mikro sertliğin 450-500 kgf/mm² arasında değiştiği ve aynı parametrede FB’nin farklı noktalarında sertlik değerlerinin değiştiği belirlenmiştir. Her parametredeki son ölçüm noktalarının ortalamaları alınarak DP600 (1.8) ve DP800 (1.5) ana malzemelerinin sertlik değerleri sırasıyla 232 ve 303 kgf/mm² elde edilmiştir. DP800 (1.5) çeliğinin daha yüksek sertliğe sahip olması içerdiği martenzit hacim oranı miktarıyla ilişkilendirilmiştir. Aynı şekilde tüm parametrelerde İT-ITAB2 ve KT-ITAB2 sertliklerinin İT-ITAB1 ve KT-ITAB1 sertliklerinden yüksek olduğu görülmüştür. Ana malzeme ve İT-ITAB arasında kalan ve yumuşamış ITAB olarak adlandırılan bölgenin sertliklerinin, ana malzemelerin sertliklerinden daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Bu bölge A₁ sıcaklığının altında kaldığı için ana malzemenin mikroyapısında bulunan martenzit temperlenmekte ve içerisinde hapsolmuş karbon yapı dışına çıkarak sementit olarak çökmekte ve sonuçta temperlenmiş martenzit oluşmaktadır. Martenzitin temperlenme derecesi maruz kaldığı sıcaklığa ve süreye bağlı olarak değişmektedir. Yüksek ısı girdilerine sahip P3S4 ve P3S3 parametrelerinde martenzitin İT-ITAB’ın içinde veya bu bölgeye çok yakın noktada temperlendiği görülmektedir (Şekil 4.29c ve Şekil 4.29d).

P3S4 parametresinde üretilen TW1 sacının FB’sinde ve DP800 (1.5) ana malzemesinin yumuşamış ITAB’ında sırasıyla 454 ve 262 vickers sertliklerinin elde edildiği testlere ait mikroyapı görüntüleri Şekil 4.30’da gösterilmiştir. Mikroyapılarda oluşan çentiklerin boyutları karşılaştırıldığında sertlik ile çentik boyutu arasında ters ilişki olduğu ve aynı zamanda yumuşamış ITAB’ın çentiğinin ferrit ve temperlenmiş martenziti yeterince kapsadığı görülmektedir.



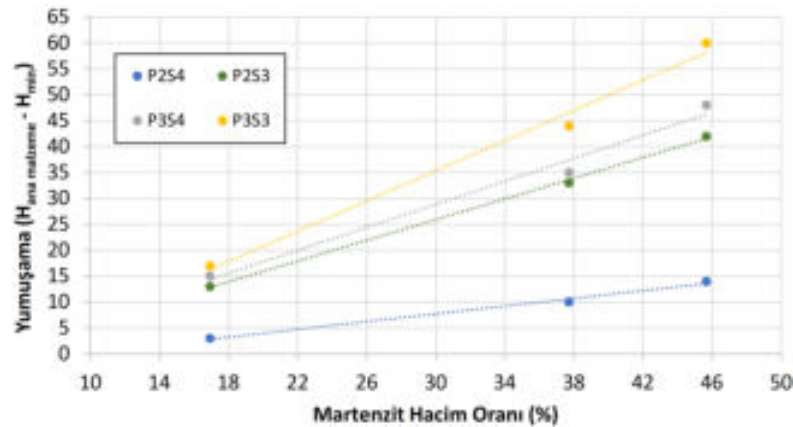
Şekil 4.30. P3S4 parametresinde TW1 sacındaki: (sol) füzyon bölgesinden, (sağ) DP800 (1.5) ana malzemesinin yumuşamış ITAB’ından yapılan mikro sertlik ölçümleri sonucu oluşan çentik izleri



Şekil 4.31. TW2 sacın: (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerinde mikro sertlik profilleri
1: DP600 (1.8), 2: İT-ITAB1, 3: KT-ITAB1, 4: FB, 5: KT-ITAB2, 6: İT-ITAB2, 7: DP800 (0.8)

TW2 sacı için farklı kaynak parametrelerinde tüm bölgelerden elde edilen mikro sertlik değerleri ise Şekil 4.31'de verilmiştir. Şekil incelendiğinde sertlik grafiklerinin TW1 sacından elde edilenlerle benzer olduğu görülmektedir. Her parametredeki son ölçüm noktalarının ortalamaları alınarak DP800 (0.8) ana malzemesinin sertlik değeri 326 kgf/mm² olarak hesaplanmıştır. Ana malzemeler içerisinde en yüksek martenzit hacim oranına sahip olan DP800 (0.8) çeliğinin aynı zamanda sertlik değerinin de en yüksek olduğu belirlenmiştir. Şekil 4.29d ve Şekil 4.31d'de görüldüğü üzere DP800 ana malzemesinin altı ve yedinci bölgeleri arasında sertlik değerlerinde sapmalar mevcuttur. Bu dalgalanmalar lazer kaynak işleminin düşük ısı girdisiyle karakterize edildiğini ve martenzitin kısmi olarak temperlendiğini göstermektedir. Şekil 4.29 ve Şekil 4.31'den KT-ITAB ve FB'de bulunan sırasıyla plaka ve çıta martenzit sertlikleri arasında da farkın olduğu görülmektedir. Aynı MHO'ya rağmen FB'nin daha yüksek sertliğe sahip olması, yüksek soğuma hızı sonrası kristal kafeste oluşan çarpılma ve kalıntı gerilmelerin neticesinde dislokasyon yoğunluğunun artmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca farklı kaynak parametrelerinin FB'nin ve ITAB'ların mikro sertliklerine çok fazla etkisinin olmadığı belirlenmiştir.

Ana malzemelerin yumuşamış ITAB bölgelerindeki MHO ve kaynak parametrelerine bağlı olarak ısı girdisinin ve temperlenmiş martenzitin etkisiyle oluşan yumuşama dereceleri Şekil 4.32'de verilmiştir. Yumuşama miktarları, ana malzemenin ve yumuşamış ITAB'ın sertlikleri arasındaki fark alınarak elde edilmiştir. Karşılaştırma sonucunda ısı girdisinin artmasıyla yumuşama miktarlarının da arttığı belirlenmiştir. Ayrıca MHO ile yumuşama miktarı arasında doğrusal bir ilişki elde edilmiştir. Abbas ve ark. (2020) ve Xia ve ark. (2008) tarafından da MHO'nun artmasıyla yumuşamanın arttığı belirlenmiştir.

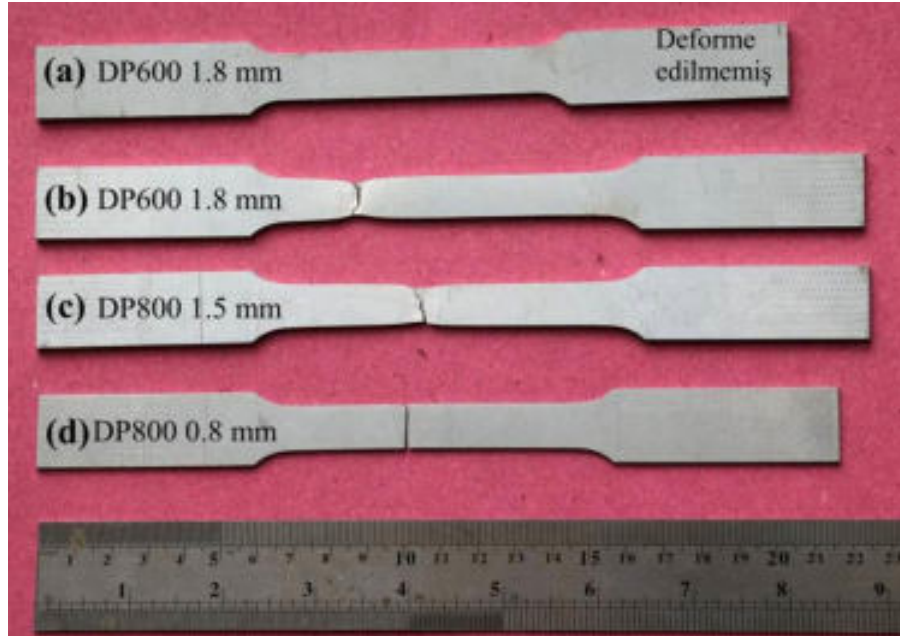


Şekil 4.32. Martenzit hacim oranı ve kaynak parametrelerinin ITAB yumuşamasına etkileri

4.3.2. Çekme testleri

4.3.2.1. Ana malzemelerin çekme testleri

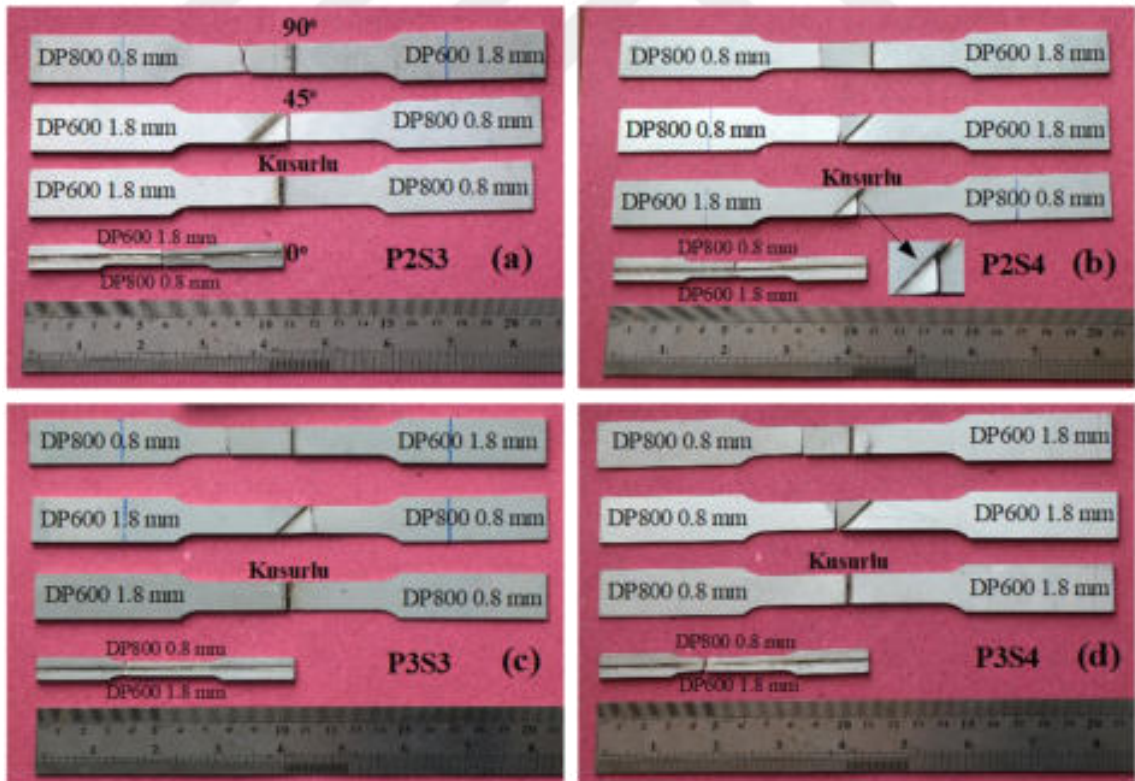
Çalışmada ana malzemelere HD, 45° ve TD doğrultularında çekme testleri uygulanmıştır. Şekil 4.33'te sadece 90°'lik numunelerin test sonrası elde edilen kırılma görüntüleri verilmiştir. Şekil 4.33b'de görüldüğü gibi DP600 (1.8) ana malzemesinin kopma bölgesinde kayma dudaklarının oluştuğu ve bu malzemede sünek kırılmanın gerçekleştiği görülmüştür. Şekil 4.33c'de ise DP800 (1.5) ana malzemesinin kırılma hattının çekme yönü ile yaklaşık 72° açı yaptığı görülmüştür. Bu şekilde sünek kırılmanın aksine çekme yönüne belirli bir açıda gerçekleşen kırılma türüne kayma kırılması denilmektedir. Bu kırılma şeklinde kayma gerilmesi, malzemenin kritik kayma gerilmesi değerini aşmakta ve kaymaya karşı direnci az olan atom düzlemlerinin kayması, boyun vermeden sonra oluşan mikro boşlukların malzeme içerisinde büyümesi ve ardından çatlakları oluşturması sonucunda kırılma oluşmaktadır. Aynı malzemenin kalınlığı azaltıldığında ise Şekil 4.33d'de görüldüğü gibi çekme yönü ile dik açıda gevrek kırılma meydana gelmiştir. Bu kırılma türünde malzemede oluşan çatlaklar çok hızlı bir şekilde ilerlemekte ve malzemeyi hasara uğratmaktadır.



Şekil 4.33. (a) deforme olmamış DP600 (1.8) ve çekme testi yapılmış: (b) DP600 (1.8), (c) DP800 (1.5), (d) DP800 (0.8) ana malzemelerinin görüntüleri

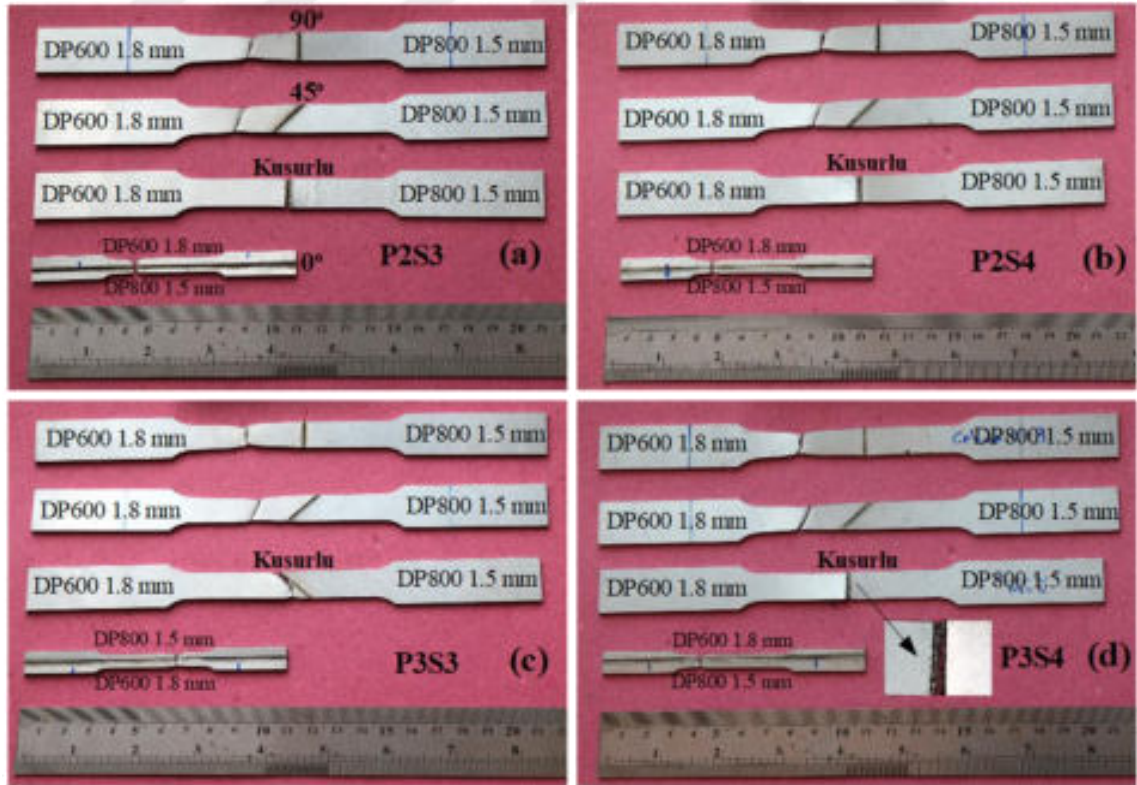
4.3.2.2. Tailor-welded sacların çekme testleri

Farklı kaynak parametrelerinde birleştirilmiş, kaynak hatlarının çekme yönüne dik (90°), 45° ve çekme yönünde (0°) olduğu TW2 saclarına uygulanan çekme testleri sonrası elde edilen kırılma görüntüleri Şekil 4.34'te verilmiştir. Çalışmada farklı kaynak doğrultularında testlerin gerçekleştirilmesinin ana sebebi numunelerin her doğrultuda kaynak performanslarını ve mekanik özelliklerini belirlemektir. Şekil 4.34'te görüldüğü gibi, örnek olarak verilen kusurlu numuneler dışındaki hiçbir numunede kırılma kaynak bölgesinde oluşmamıştır. Kırılma tüm numunelerde daha mukavemetli, fakat kalınlığı daha az olan DP800 (0.8) sacında meydana gelmiştir. Literatürde, DP çeliklerin farklı kalınlık oranlarındaki kaynaklı numunelerinde hasarın ITAB'da oluştuğu durumlar da mevcuttur. Bu çalışmada, tüm kaynak parametrelerinde yumuşamış ITAB genişliklerinin düşük olması ve yumuşama miktarlarının ana malzemeye göre çok düşük olmaması hasarın ana malzemede oluşmasına neden olmuştur. Çekme testleriyle yumuşamış ITAB'ların TW sacların mukavemetini olumsuz etkilemediği görülmüştür.



Şekil 4.34. (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 kaynak parametresinde birleştirilen TW2 saclarının çekme testleri sonrası görüntüleri

Şekil 4.34'te görüldüğü gibi dört kaynak parametresinde de 45° 'lik numunelerde hasar eğimli kaynak hattının numune köşesi ile birleştiği bölgede başlamış, ITAB boyunca devam etmiş ancak ardından çekme yönüne dik bir şekilde DP800 (0.8) ana malzemesinde ilerlemiştir. Hasarın bu şekilde başlamasının sebebi, 90° 'lik numunenin aksine eğimli kaynak hattı civarında gerilme durumunun çok eksenli olması ve gerilmenin kaynak hattının numune köşesi ile kesiştiği noktada yoğunlaşmasıdır. Kaynak işlemi ile birleştirilen yüzeylerin tam olarak temas etmemesinden ve dolayısıyla lazer ışın sızması nedeniyle oluşan ve örnek olarak verilen kusurlu numunelerde ise kaynak bölgesindeki gözeneklerden dolayı farklı doğrultularda kırılmalar meydana gelmiştir. Şekil 4.34a, Şekil 4.34c ve Şekil 4.34d'de kırılma kaynak hattı boyunca olurken, Şekil 4.34b'de numune köşesinde bulunan gözeneklerden dolayı kaynak hattı boyunca ilerleyip kaynak hattının ortalarında çekme yönüne dik açıda ilerlemiştir. 0° 'lik numunelerde her iki malzemede aynı kuvvete maruz kalmasına rağmen farklı kesitlere sahip oldukları için malzemelerde farklı gerilmeler meydana gelmiştir. Bu numunelerde hasar ilk olarak DP600 (1.8)'de çekme yönüne açılı bir şekilde meydana gelmiş ve ardından DP800 (0.8)'de çekme yönüne dik bir şekilde ilerleyip numune kopmuştur.



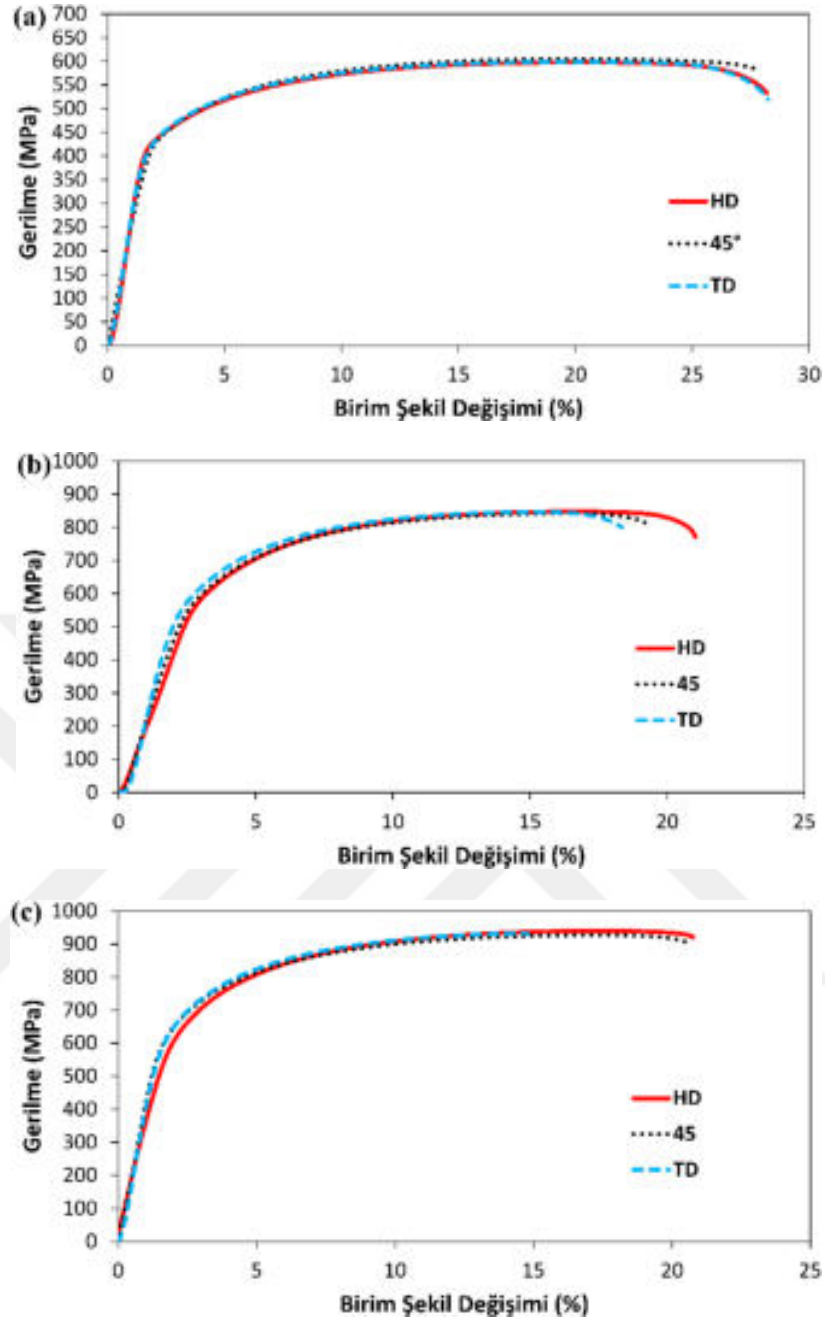
Şekil 4.35. (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 kaynak parametresinde birleştirilen TW1 saclarının çekme testleri sonrası görüntüleri

Şekil 4.35'te farklı kaynak parametrelerinde birleştirilmiş TW1 saclarına uygulanan çekme testleri sonrası elde edilen kırılma görüntüleri gösterilmiştir. Bu TW sacında kırılma, TW2 sacının aksine mukavemeti düşük fakat kalınlığı fazla olan DP600 (1.8) ana malzemesinde oluşmuştur. Kusurlu numuneler dışında TW1 sacında da hasar ana malzemede meydana gelmiştir. 45°'lik numunelerde hasarın çekme yönüne yaklaşık 45° açıda oluştuğu görülmüştür.

4.3.2.3. Ana malzemelerin mekanik özellikleri

Tüm çekme testleri üç başarılı sonuç elde edecek şekilde gerçekleştirilmiştir. Eğriler yapılan bu üç tekrarın ortalaması alınarak çizilmiştir. Kaynaksız ana malzemelerin tek eksenli çekme testleri sonucunda elde edilen mühendislik gerilmesi-birim şekil değişimi eğrileri Şekil 4.36'da verilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi, eğriler üzerindeki akma noktaları belirgin olmadığı için her üç malzemenin de sürekli akma gösterdiği belirlenmiştir. DP çeliklerin sürekli akma göstermelerinin sebebi martenzit sınırındaki ferrit fazında bulunan yüksek yoğunluklu mobil dislokasyonlardır (Movahed ve ark., 2009). TE'lerin farklı doğrultularda en çok değiştiği ana malzemelerin DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) olduğu tespit edilmiştir. Şekil 4.36b'de DP800 (1.5) ana malzemesinin TE'sinin HD'de en büyük, TD'de ise en düşük olduğu, Şekil 4.36c'de ise DP800 (0.8) ana malzemesinin TE'sinin TD'de diğer iki doğrultuya göre düşük çıktığı görülmektedir. DP600 (1.8) malzemesinin TE'lerinin her üç doğrultuda yakın çıkmasının sebebi, Şekil 4.4a'dan görüleceği üzere mikroyapısındaki fazların eş eksenli olmasından kaynaklanmaktadır. Ayrıca tüm ana malzemelerin YS ve TS değerlerinin her üç doğrultuda yakın olduğu belirlenmiştir. Buradan, mikroyapıdaki fazların morfolojisinin TE üzerinde daha etkili olduğu söylenebilir.

Çalışmada kullanılan tüm ana malzemeler sürekli akma gösterdiği için, akma mukavemeti değerleri belirlenirken %0.2'lik kriter dikkate alınmıştır. Burada birim şekil değişiminin %0.2 olduğu noktadan elastik bölgedeki eğriye paralel eğri çizilip, bu doğrusal eğrinin malzemenin mühendislik gerilmesi-birim şekil değişimi eğriyle kesiştiği noktadaki gerilme değeri akma mukavemeti olarak belirlenmiştir. Çekme mukavemeti, malzemede boyun vermenin başladığı, yani gerilmenin maksimum olduğu değer olup, üniform uzama (UE) ise bu gerilme değerine karşılık gelen şekil değişimi değeridir.



Şekil 4.36. Tek eksenli çekme testi ile elde edilen (a) DP600 (1.8), (b) DP800 (1.5), (c) DP800 (0.8) ana malzemelerinin mühendislik gerilmesi-birim şekil değişimi eğrileri

Çalışmada kullanılan tüm malzemelerin plastik şekil değişiminin *Hollomon* pekleşme denkleminde uyduğu varsayılmıştır. Hollomon eşitliği aşağıdaki şekilde ifade edilmektedir:

$$\sigma = K \cdot \varepsilon^n$$

Burada n ve K sırasıyla pekleşme üsteli ve mukavemet sabiti, ε ise gerçek şekil değişimidir. Malzemenin gerçek gerilme-şekil değişimi eğrisindeki homojen plastik şekil değişimi bölgesi bu denklem ile karakterize edilmiştir. Bu kapsamda tüm malzemelerin gerçek gerilme-şekil değişimi eğrileri çizilmiş ve basit doğrusal en küçük kareler regresyon analizi kullanılarak n ve K değerleri elde edilmiştir. Yapılan tüm regresyon analizlerinde determinasyon katsayısı (R^2) en düşük 0.975 elde edilmiştir.

Çizelge 4.6. Ana malzemelerin çekme testi ile belirlenen hadde doğrultusundaki mekanik özellikleri

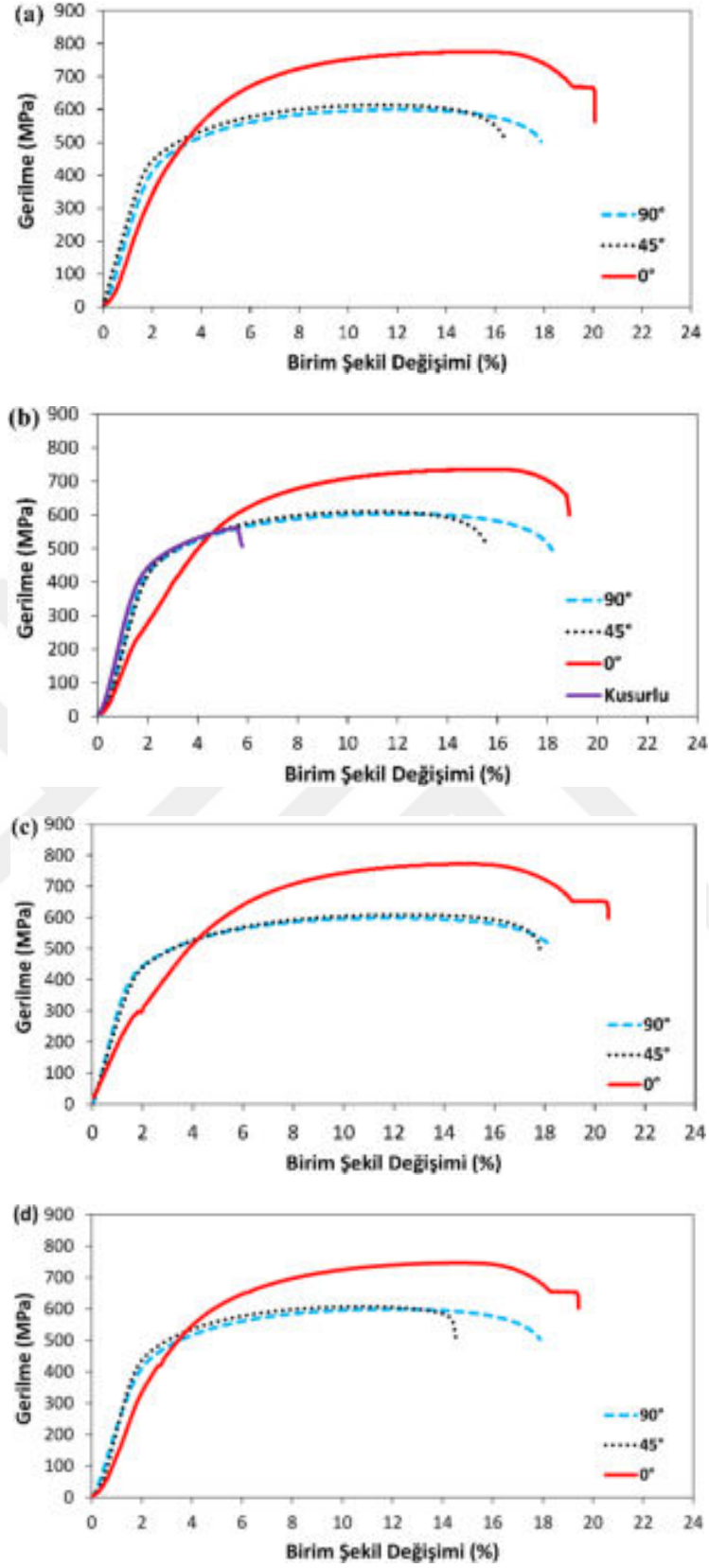
Malzeme	Akma Mukavemeti, YS (MPa)	Çekme Mukavemeti, TS (MPa)	Üniform Uzama, UE (%)	Toplam Uzama, TE (%)	Pekleşme Üsteli, n (-)	Mukavemet Sabiti, K (MPa)
DP600 (1.8)	418	598	20.52	28.75	0.224	1047
DP800 (1.5)	562	846	16.92	21.32	0.276	1687
DP800 (0.8)	580	940	17.38	20.98	0.260	1820

Ana malzemelerin mekanik özelliklerinin detaylı karşılaştırması Çizelge 4.6'da verilmiştir. Çizelgeden de görüldüğü gibi, DP600 (1.8) ana malzemesinin TE'sinin en yüksek olduğu (%28.75) ve dolayısıyla bu malzemenin en sünek olduğu, en yüksek YS ve TS'ye sahip olan ana malzemenin ise DP800 (0.8) olduğu belirlenmiştir. TE ve UE arasındaki farkın en az olduğu numunenin yine DP800 (0.8) olduğu saptanmıştır. Şekil 4.36c'de ana malzemenin TS'ye eriştikten kısa bir süre sonra hasara uğradığı açıkça görülmektedir. DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) malzemelerinin YS değerleri sırasıyla 562 MPa ve 580 MPa elde edilmiştir. YS değerleri arasındaki farkın düşük olması ana malzemelerin tane boyutlarının da yakın olmasından kaynaklanmaktadır. İki ana malzemenin TS değerleri ise sırasıyla 846 MPa ve 940 MPa elde edilmiştir. TS değerleri arasındaki farkın yüksek olması, ana malzemeler arasındaki martenzit hacim oranlarıyla ilişkilendirilmiştir. Dolayısıyla DP çeliklerinin TS değerlerinin martenzit hacim oranı tarafından önemli ölçüde etkilendiği tespit edilmiştir. DP800 (0.8) malzemesinin DP800 (1.5) malzemesine göre daha düşük n değerine sahip olması ilk malzemenin martenzit hacim oranının daha yüksek olmasından ve bunun da mikroyapıdaki ferrit matrisini azaltmasından kaynaklanmaktadır. Bu durum Zhang ve ark. (2015) tarafından da bildirilmiştir.

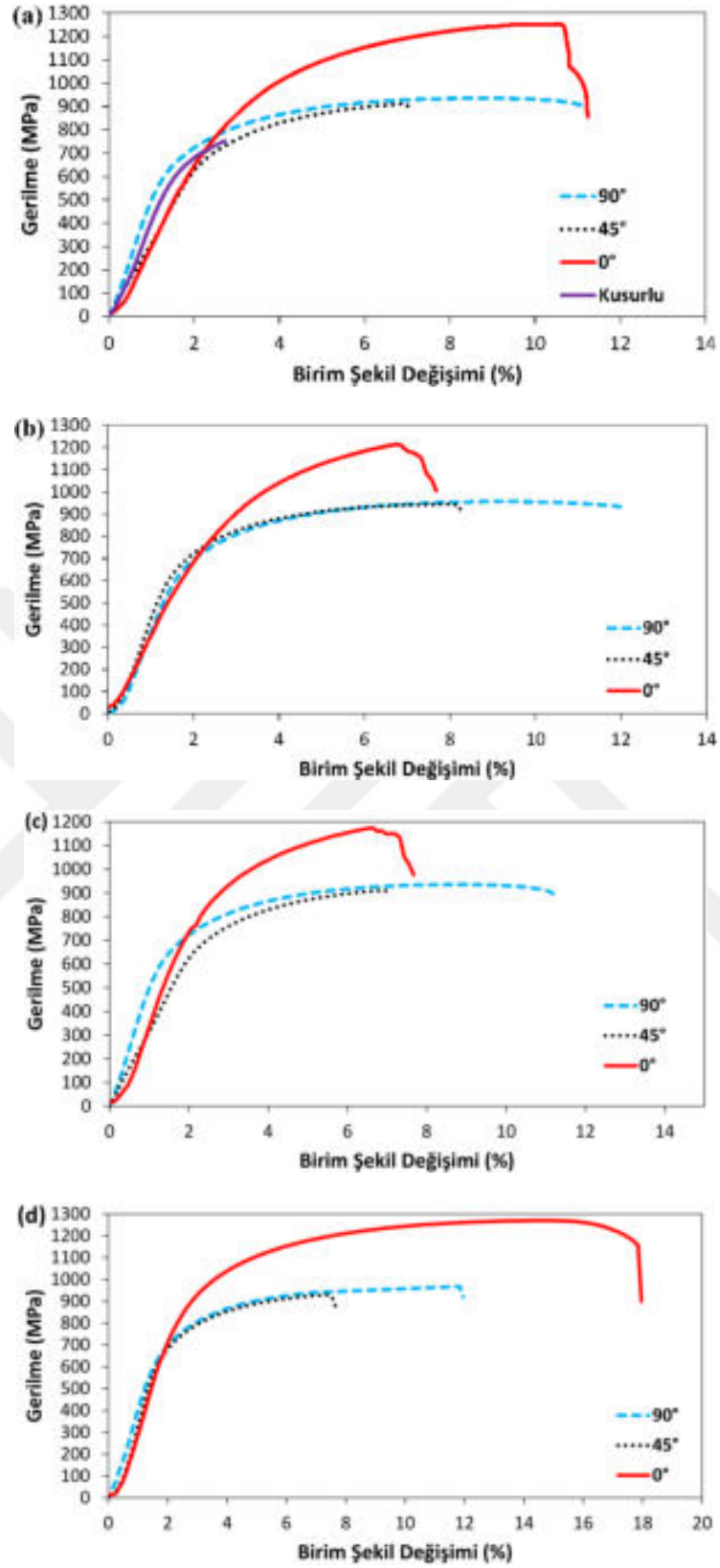
4.3.2.4. Tailor-welded sacların mekanik özellikleri

TW1 sacların tek eksenli çekme testleriyle elde edilen mühendislik gerilmesi-birim şekil değişimi eğrileri Şekil 4.37'de verilmiştir. Daha önceden de belirtildiği gibi TW1 saclarında hasar, kaynak parametrelerinden bağımsız olarak DP600 (1.8) ana malzemesinde meydana gelmiştir. TW saclarda her iki ana malzemede aynı yükü taşımakta fakat kalınlık farkından dolayı eksenel yönde aynı gerilme oluşmamaktadır. Şekil 4.37 incelendiğinde 45°'lik numunelerde genel olarak uzamanın azaldığı, P3S3 parametresinde ise 45° ve 90°'lik numunelerin uzamalarının yakın olduğu görülmektedir. Şekil 4.37b'deki 90°'lik kusurlu numuneye ait eğri incelendiğinde, numunenin akmaya başladığı ve maksimum çekme gerilmesine erişmeden kusurlu kaynak bölgesinden yaklaşık %5 şekil değişimi değerinde koptuğu görülmektedir.

Kaynak hattının çekme yönünde olduğu (0°) numunelerde önceden de bahsedildiği gibi hasar ilk olarak DP600'de meydana geldikten sonra DP800 kopmuştur. Şekil 4.37a, c ve d'de görüldüğü gibi 0°'lik numunelerde gerilme kaynaklı DP600 malzemenin gerilme-şekil değişimi eğrisine benzer şekilde maksimum noktaya eriştikten sonra azalmış ve DP600 hasara uğradıktan sonra kaynak bölgesinde bir miktar sabit ilerlemiş ve yükü sadece DP800 taşıdığı için numune ani bir şekilde kopmuştur. 0°'lik numunelerin eğrileri incelendiğinde mukavemetlerinin diğer doğrultulardaki eğrilerin üzerinde olduğu belirlenmiştir. Bu numunelerde yüksek mukavemet elde edilmesinin sebebi, çekme doğrultusunda plastik şekil değişimine uğrayan baskın bölgenin kaynak bölgelerinin olmasıdır. Ayrıca 0°'lik numunelerin toplam uzamalarının diğer doğrultulardaki numunelerinkinden yüksek olduğu tespit edilmiştir.



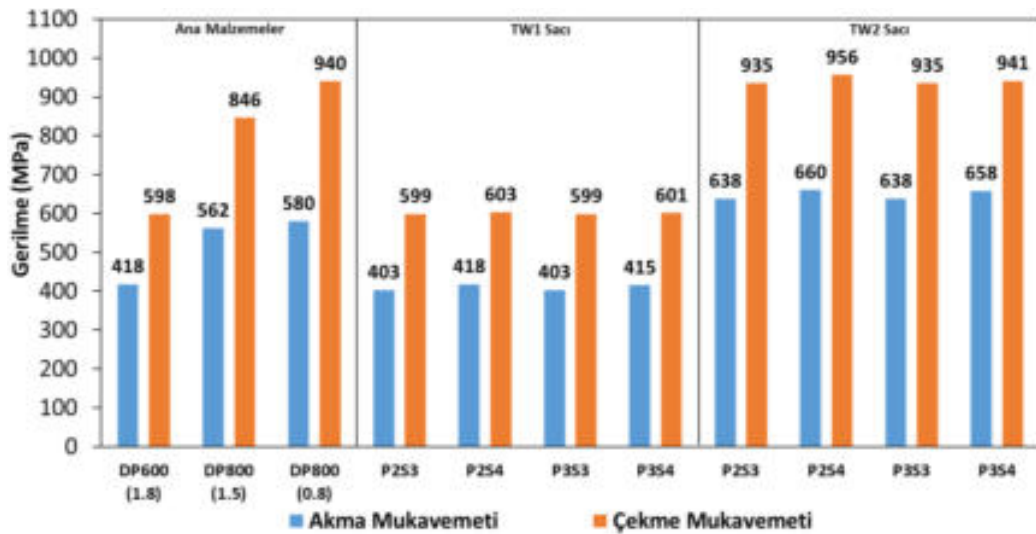
Şekil 4.37. (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerinde birleştirilen TW1 sacların çekme testiyle elde edilen mühendislik gerilmesi-birim şekil değişimi eğrileri



Şekil 4.38. (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerinde birleştirilen TW2 sacların çekme testiyle elde edilen mühendislik gerilmesi-birim şekil değişimi eğrileri

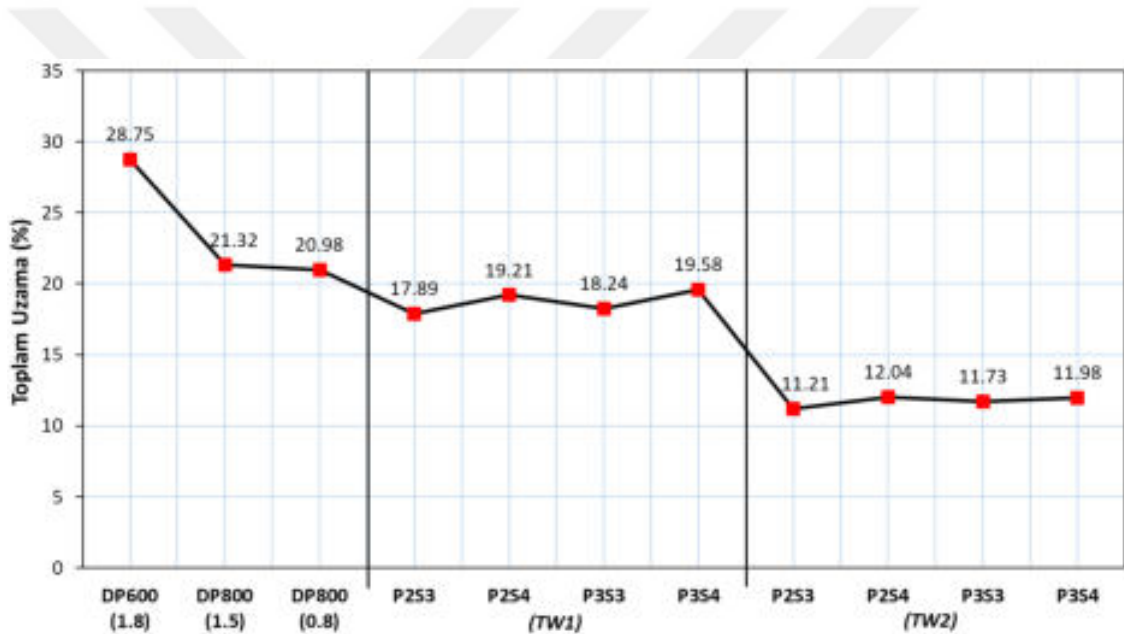
TW2 sacların tek eksenli çekme testleri ile elde edilen mühendislik gerilmesi-birim şekil değişimi eğrileri Şekil 4.38’de gösterilmiştir. Önceden belirtildiği gibi TW2 saclarda hasar tüm kaynak parametrelerinde DP800 (0.8) ana malzemesinde meydana gelmiştir. Şekil 4.38 incelendiğinde 90° ve 45°’lik numunelerin toplam uzamaları arasındaki farkın TW1 saclardakilere göre daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu farklılığın nedeni, TW2 sacların kalınlık oranlarının yüksek olması nedeniyle kaynak bölgesinde oluşan gerilme yığılmasıdır. 45°’lik numunelerde toplam uzamalar %7-8 arasında değişmektedir. 0°’lik numunelerde ilk olarak DP800 malzeme hasara uğradıktan sonra şekil değişimi artarken gerilmenin bir miktar azaldığı ve DP600 ana malzemesinin koştığı Şekil 4.38a, b ve c’de görülmektedir.

Ana malzemelerin ve TW sacların tek eksenli çekme testleri sonucunda elde edilen akma ve çekme mukavemeti değerleri Şekil 4.39’da sütun grafikleri şeklinde verilmiştir. Grafikler incelendiğinde, her ne kadar tüm kaynak parametrelerinde hasar ana malzemelerde meydana gelse de özellikle TW sacların mukavemet değerlerinde ana malzemelerin değerleriyle kıyaslandığında değişimlerin olduğu görülmektedir. TW1 sacın akma mukavemeti hasarın meydana geldiği DP600 (1.8) ana malzemesinin akma mukavemetinin bir miktar altında kaldığı görülmüştür. TW1 ve TW2 sacın en yüksek akma ve çekme mukavemetleri P2S4 kaynak parametresinde elde edilmiştir. Her iki TW sacın akma ve çekme mukavemetlerinin P2S3 ve P3S3 parametrelerinde aynı olduğu belirlenmiştir. TW2 sacın akma mukavemet değerleri hasarın oluştuğu DP800 (0.8) ana malzemenin değerlerinin üstünde olduğu tespit edilmiştir.



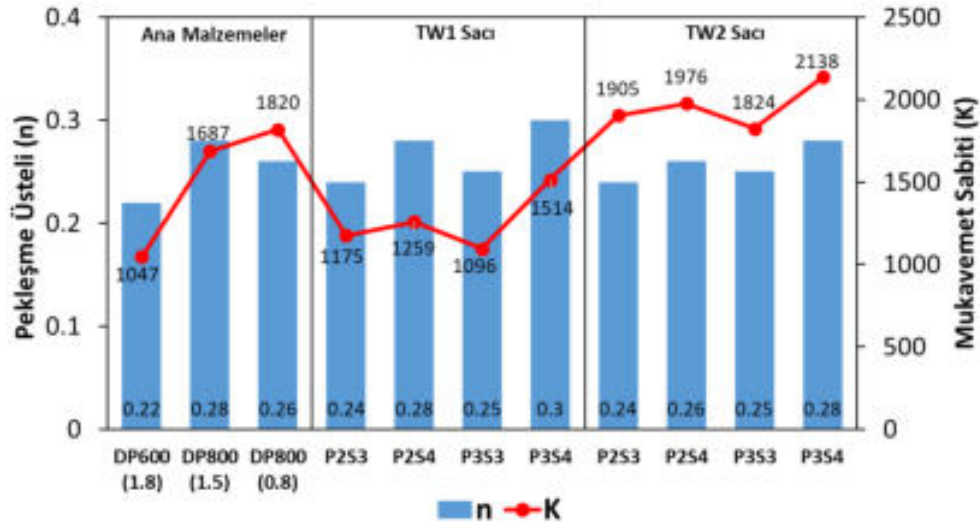
Şekil 4.39. Tailor-welded sacların akma ve maksimum çekme mukavemetlerinin karşılaştırılması

Ana malzemelerin ve TW sacların tek eksenli çekme testleri sonucunda elde edilen toplam uzama değerleri Şekil 4.40'da karşılaştırılmıştır. Tüm kaynak parametreleri için toplam uzama değerlerinin ana malzemenin değerlerinden düşük olduğu, kaynak parametrelerinin toplam uzamaya etkisinin çok olmadığı belirlenmiştir. TW1 sacında toplam uzamanın en yüksek olduğu (%19.58) kaynak parametresinin P3S4, TW2 sacında toplam uzamanın en yüksek olduğu (%12.04) kaynak parametresinin ise P2S4 olduğu belirlenmiştir. TW1 ve TW2 sacları kıyaslandığında, çekme testi esnasında aynı yüke maruz kalmalarına rağmen kesit alanı daha düşük olan DP800 (0.8) sacında oluşan gerilme daha yüksektir. Dolayısıyla lazer kaynak işleminin kalınlık oranı yüksek olan TW sacların sünekliğini daha çok olumsuz etkilediği, dolayısıyla genel kaynak performansını düşürdüğü belirlenmiştir.



Şekil 4.40. Tailor-welded sacların toplam uzamalarının karşılaştırılması

Ana malzemelerin ve TW sacların tek eksenli çekme testleri sonucunda elde edilen pekleşme üsteli (n) ve mukavemet sabiti (K) değerleri Şekil 4.41'de verilmiştir. Sütun grafiklerinin altında yer alan değerler pekleşme üsteli değerlerini göstermektedir. TW1 ve TW2 sacları için n ve K değerlerinin en yüksek olduğu kaynak parametrelerinin P2S4 ve P3S4 olduğu belirlenmiştir. Dolayısıyla kaynak hızının TW sacın deformasyon sertleşmesi kabiliyetini daha çok arttırdığı belirlenmiştir.



Şekil 4.41. Taylor-welded sacların n ve K değerlerinin karşılaştırılması

4.4. Temsili Hacim Elemanı Tabanlı Mikromekanik Modelleme

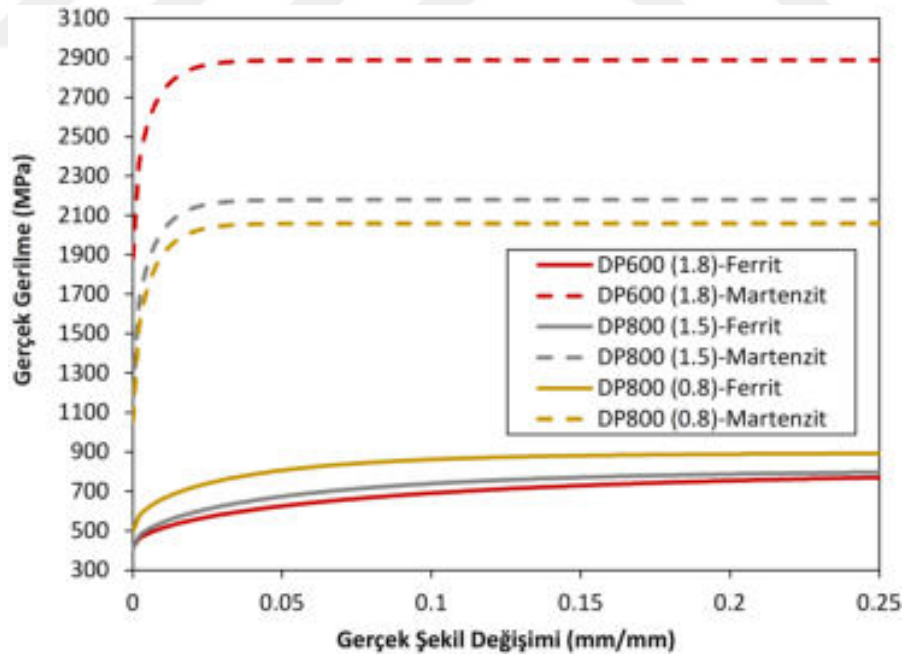
4.4.1. Fazların akma davranışlarının belirlenmesi

Çalışmada kullanılan ana malzemelerin karbon miktarları düşük olduğundan enerji dağılımlı X-ışını spektroskopisi (EDS) ile ferrit ve martenzit içerisindeki karbon miktarları belirlenememiştir. Bu amaçla JMatPro yazılımı kullanılmasına karar verilmiş ve gerçekleştirilen faz denge hesaplamalarından ana malzemeler için elde edilen tavlama sıcaklıkları, ferrit taneleri içerisinde çözünen karbon miktarları (C_f) ve Denklem 3.1'e göre hesaplanan martenzit içerisindeki karbon miktarları (C_m) Çizelge 4.7'de verilmiştir. Çizelgeden görüleceği üzere MHO arttıkça kütle denge denkleminde göre martenzit içerisindeki karbon miktarı daha düşük elde edilmiştir.

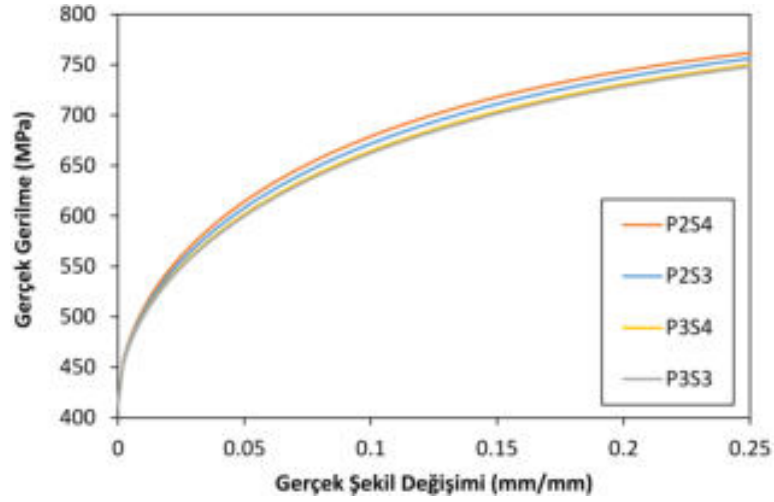
Çizelge 4.7. Çift fazlı çelikler için elde edilen tavlama sıcaklıkları ve ferrit ve martenzit içerisindeki karbon miktarları

Malzeme	T_{tavlama} (°C)	C_f (%)	C_m (%)
DP600 (1.8)	708	0.0061	0.543
DP800 (1.5)	738	0.0049	0.310
DP800 (0.8)	748	0.0043	0.242

Ana malzemelerin ve kaynak bölgelerinin mikroyapılarında yer alan ferrit ve martenzit fazlarının akma eğrileri Çizelge 3.3'teki parametreler kullanılarak Denklem 2.13'e göre elde edilmiştir. Ana malzemeler için yapılan hesaplamalar EK-3'te verilmiştir. Dislokasyon yoğunluğu tabanlı pekleşme modeline göre ana malzemelerin mikroyapılarında bulunan ferrit ve martenzit fazlarına ait akma eğrileri Şekil 4.42'de gösterilmiştir. Akma eğrilerinin sonlandığı şekil değişimi değerinde ana malzemelerin UE değerleri dikkate alınmıştır. Dolayısıyla akma eğrileri 0.25 şekil değişimine kadar çizilmiştir. DP600 (1.8) ana malzemesindeki MHO en düşük ve bu sebeple martenzit içerisindeki karbon miktarı yüksek olduğundan martenzit fazının YS'sinin ve akma davranışının diğer ana malzemelere göre oldukça yüksek olduğu görülmüştür. DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) ana malzemelerindeki martenzit fazlarının akma davranışları karbon miktarlarından dolayı yakın elde edilmiştir. Ferrit tane boyutunun daha küçük olmasından dolayı DP800 (0.8) ana malzemesindeki ferrit fazının akma davranışı diğerlerine göre daha yüksek elde edilmiştir. Diğer iki ana malzemedeki ferritlerin akma davranışlarının yakın olması, bu malzemelerdeki katı çözültideki alaşım elementlerin etkisini dikkate alan σ_0 değerlerinin yakınlığından kaynaklanmaktadır (Bkz. EK-3).

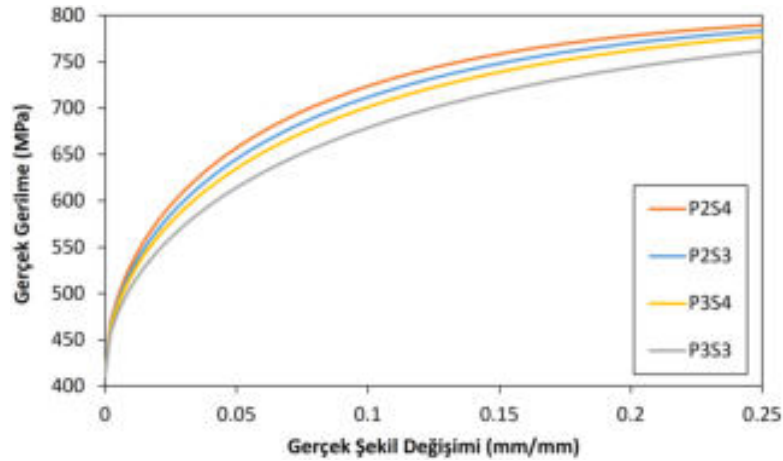


Şekil 4.42. Ana malzemelerdeki ferrit ve martenzit fazlarının analitik akma eğrileri



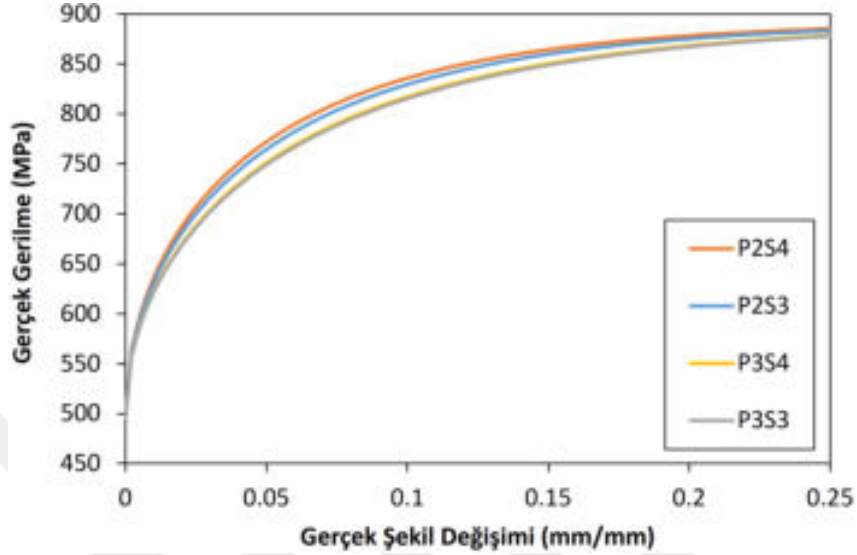
Şekil 4.43. Kaynak parametrelerinin TW1 sacının ITAB1'indeki ferrit fazlarının akma eğrilerine etkisi

Kaynak bölgeleri için elde edilen akma eğrilerinde kullanılan alaşım elementlerin miktarlarının, ana malzemelerin alaşım element miktarlarıyla aynı olduğu kabul edilmiştir. Şekil 4.43'te analitik olarak elde edilen ve farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen TW1 sacının ITAB1'indeki ferrit fazlarının akma eğrileri verilmiştir. Ferrit içerisinde çözünen karbon miktarları düşük olduğundan, Denklem 2.13'ten görüleceği gibi, ferritin akma davranışı tane boyutu tarafından büyük oranda etkilenmektedir. Bu bölgede kaynak parametrelerinin ferrit tane boyutları üzerine etkisi düşük olduğundan (Bkz. EK-2), akma eğrileri birbirine oldukça yakın elde edilmiştir. Farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen TW1 sacının ITAB2'sindeki ferrit fazlarının akma eğrileri Şekil 4.44'te gösterilmiştir. DP800 (1.5) ana malzemesinin yer aldığı ITAB2'de kaynak parametreleri ferrit tane boyutlarını daha çok etkilediğinden, farklı parametreler için elde edilen akma eğrilerinde ITAB1'e göre fark daha fazla elde edilmiştir.



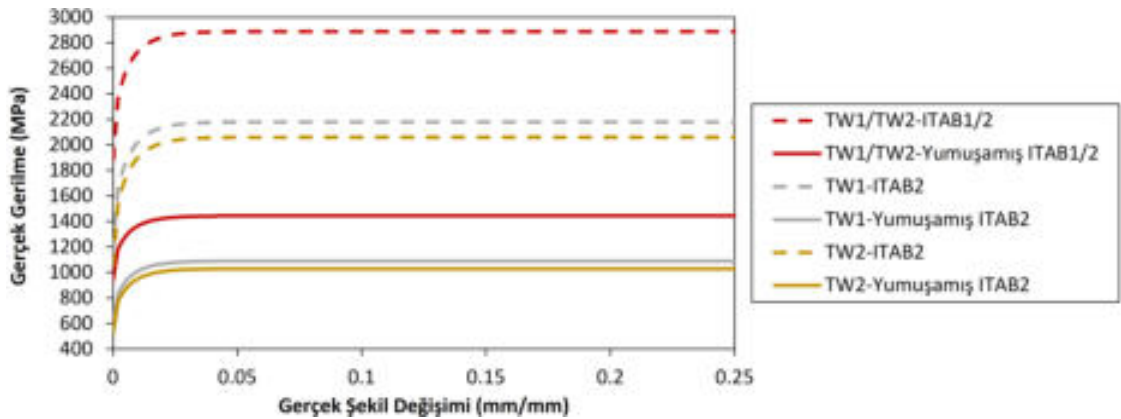
Şekil 4.44. Kaynak parametrelerinin TW1 sacının ITAB2'sindeki ferrit fazlarının akma eğrilerine etkisi

Şekil 4.45'te farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen TW2 sacının ITAB2'sindeki ferrit fazlarının akma eğrileri verilmiştir. Bu bölgede farklı parametrelerdeki akma eğrilerinin Şekil 4.43'teki akma eğrileriyle aynı eğilim gösterdiği görülmektedir.



Şekil 4.45. Kaynak parametrelerinin TW2 sacının ITAB2'sindeki ferrit fazlarının akma eğrilerine etkisi

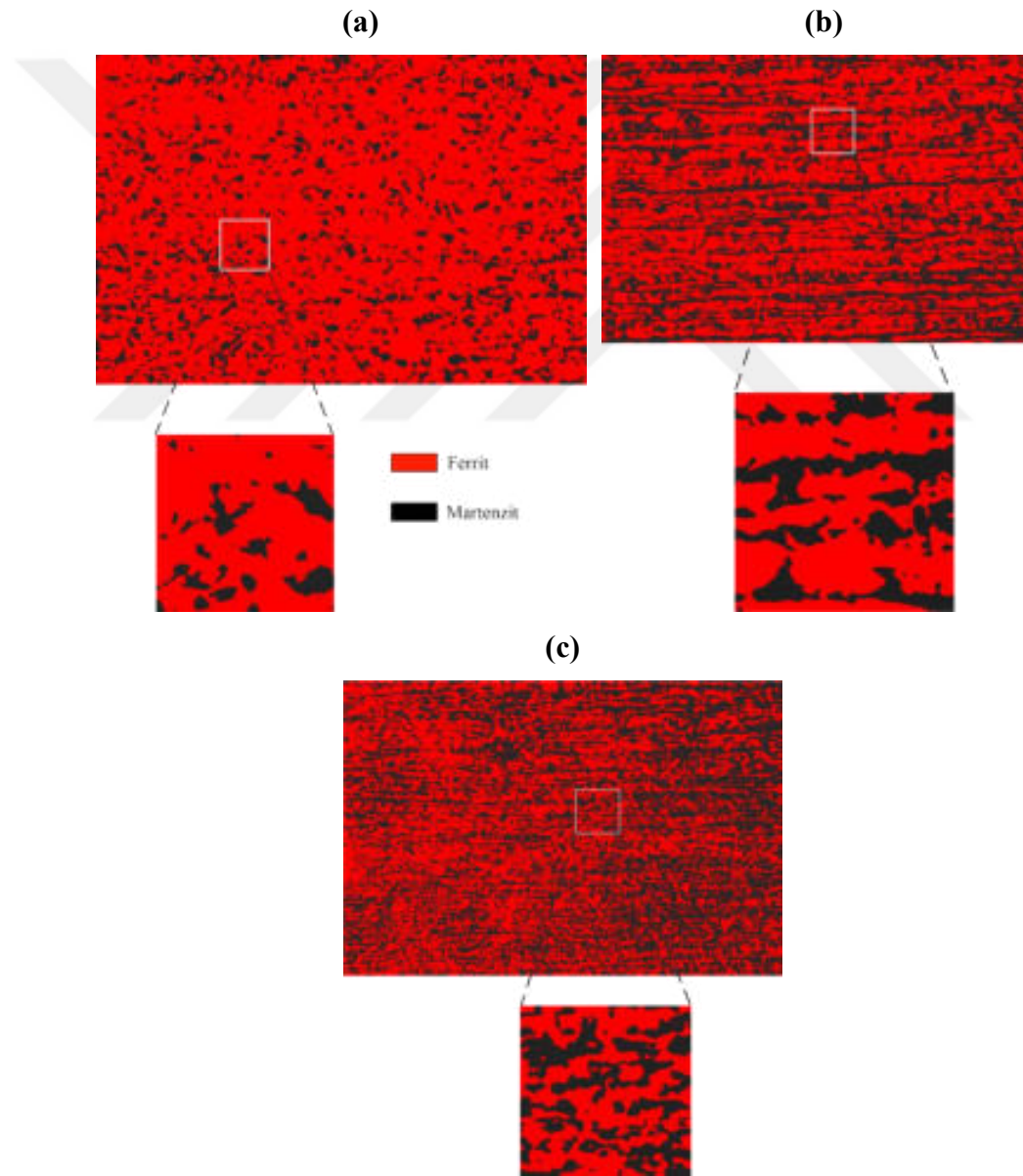
Şekil 4.46'da TW1 ve TW2 sacındaki martenzit ve temperlenmiş martenzit fazlarının analitik akma eğrileri verilmiştir. Şekilde gösterilen ITAB1 ve ITAB2'ler hem İT-ITAB hem de KT-ITAB bölgelerini temsil etmektedir. Yumuşamış ITAB'lardaki temperlenmiş martenzitlerin akma davranışları, ilgili martenzit fazlarının akma davranışlarının yarısı olacak şekilde elde edilmiştir.



Şekil 4.46. TW1 ve TW2 sacındaki martenzit ve temperlenmiş martenzit fazlarının analitik akma eğrileri

4.4.2. Temsili hacim elemanlarının seçimi ve ağ yapılarının oluşturulması

Mikromekanik analiz için gerekli olan RVE bölgelerinin seçimi, makro düzeyde elde edilecek akma eğrilerinin tahmininde büyük öneme sahiptir. Seçilecek bölge, malzemenin içerdiği fazların hacim oranlarına eşit olmalı ve malzemeyi temsil edebilecek büyüklükte olmalıdır. RVE boyutları için 25 μm 'nin yeterli olduğu Ramazani ve ark. (2013b) tarafından bildirilmiştir. Dolayısıyla çalışmada RVE boyutları kare şeklinde 30 μm alınmıştır. Ana malzemeler için rastgele seçilen RVE bölgeleri Şekil 4.47'de verilmiştir. Burada kırmızı alanlar ferrit, siyah alanlar ise martenzit fazını göstermektedir.



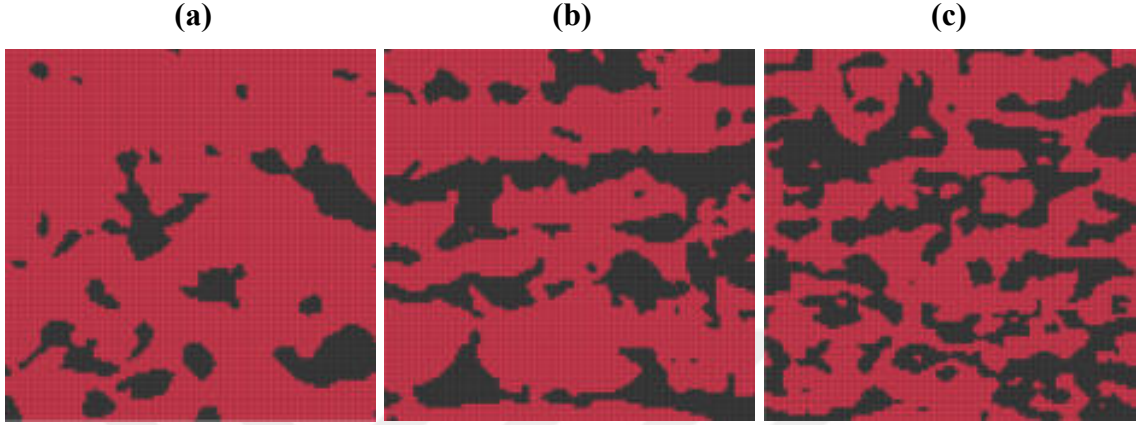
Şekil 4.47. (a) DP600 (1.8), (b) DP800 (1.5), (c) DP800 (0.8) ana malzemelerinin mikroyapılarından seçilen RVE bölgeleri

Çizelge 4.8, ana malzemelerin ve TW sacların mikroyapılarından seçilen RVE bölgelerinin MHO'larını göstermektedir. Çizelge incelendiğinde, seçilen RVE bölgelerin MHO'ları ile genel mikroyapıdaki MHO'lar arasındaki farkın oldukça düşük olduğu ve hatanın maksimum %4.7 elde edildiği görülmektedir.

Çizelge 4.8. Temsili hacim elemanları için seçilen bölgelerin martenzit hacim oranları

Ana Malzemeler			Temsili hacim elemanı martenzit hacim oranı (%)	Mikroyapı martenzit hacim oranı (%)	Hata (%)	
DP600 (1.8)			16.24	16.95	4.2	
DP800 (1.5)			36.55	37.7	3.1	
DP800 (0.8)			43.63	45.61	4.3	
Tailor-Welded Sac	Kaynak Parametreleri	Isı Tesiri Altındaki Bölge	Temsili hacim elemanı martenzit hacim oranı (%)	Mikroyapı martenzit hacim oranı (%)	Hata (%)	
TW1	P2S4	ITAB1	46.92	46.47	1.0	
		ITAB2	59.14	59.81	1.1	
	P2S3	ITAB1	43.14	45.29	4.7	
		ITAB2	60.73	59.27	2.5	
	P3S4	ITAB1	44.01	43.8	0.5	
		ITAB2	54.68	53.68	1.9	
	P3S3	ITAB1	37.20	38.9	4.4	
		ITAB2	53.02	51.19	3.6	
	TW2	P2S4	ITAB2	64.50	64.82	0.5
		P2S3	ITAB2	59.25	57.45	3.1
		P3S4	ITAB2	56.61	56.42	0.3
		P3S3	ITAB2	52.44	52.38	0.1

Ana malzemelerin mikroyapılarından seçilen RVE bölgelerinin OOF2 yazılımı kullanılarak 100x100 boyutunda oluşturulan dikdörtgen ağ yapıları Şekil 4.48'de gösterilmiştir. RVE boyutlarının 30 μm olduğu göz önüne alındığında tüm bölgeler için eleman boyutları 0.3 μm 'dir.



Şekil 4.48. (a) DP600 (1.8), (b) DP800 (1.5), (c) DP800 (0.8) ana malzemelerinin mikroyapılarından seçilen RVE bölgelerinin OOF2 yazılımında oluşturulan ağ yapıları

Ana malzemelerin ve TW sacların mikroyapılarından seçilen RVE bölgelerinin ağ yapıları oluşturulurken OOF2 yazılımı tarafından verilen homojenlik indeksi (homogeneity index) değerleri dikkate alınmıştır. Homojenlik indeksi, bir elemanın, tek faz içeren bir bölgeyi çevrelemeye ne kadar yakın olduğunun bir ölçüsü olarak ifade edilmektedir ve maksimum 1.0 değerini almaktadır (Coffman ve ark., 2012). Çizelge 4.9, ağ yapıları oluşturulan tüm bölgelerden elde edilen homojenlik indekslerini sunmaktadır. Değerler incelendiğinde homojenlik indekslerinin minimum 0.924 elde edildiği görülmektedir. Bu değer, RVE içerisindeki elemanların hedef fazların içerisinde yeterince düzenli dağıldığını göstermektedir.

Çizelge 4.9. OOF2 yazılımında oluşturulan ağ yapılarına ait homojenlik indeksi

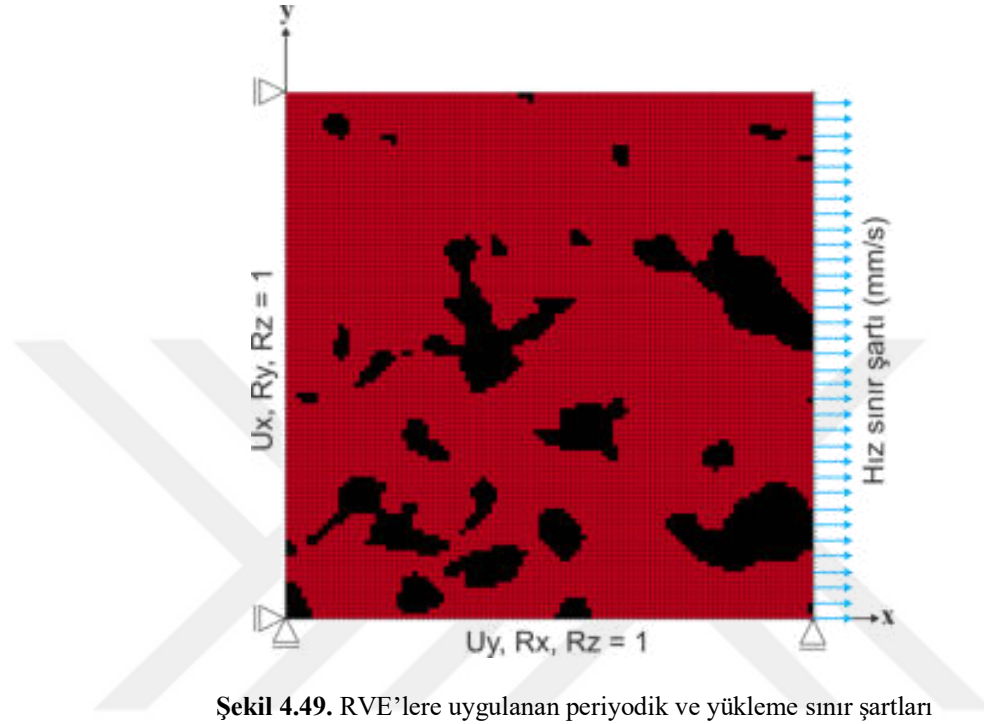
Ana Malzemeler		Homojenlik indeksi
DP600 (1.8)		0.972
DP800 (1.5)		0.966
DP800 (0.8)		0.950

Tailor-Welded Sac	Kaynak Parametreleri	Isı Tesiri Altındaki Bölge	Homojenlik indeksi	
TW1	P2S4	ITAB1	0.954	
		ITAB2	0.942	
	P2S3	ITAB1	0.962	
		ITAB2	9.956	
	P3S4	ITAB1	0.958	
		ITAB2	0.951	
	P3S3	ITAB1	0.963	
		ITAB2	0.946	
	TW2	P2S4	ITAB2	0.940
		P2S3	ITAB2	0.932
P3S4		ITAB2	0.924	
P3S3		ITAB2	0.939	

4.4.3. Sınır şartları ve yüklemeler

RVE'lerin mikroyapı içerisinde periyodik olarak dağıldığı kabul edilmiş ve periyodik sınır şartı uygulanmıştır. Şekil 4.49'da RVE'lere uygulanan sınır şartları

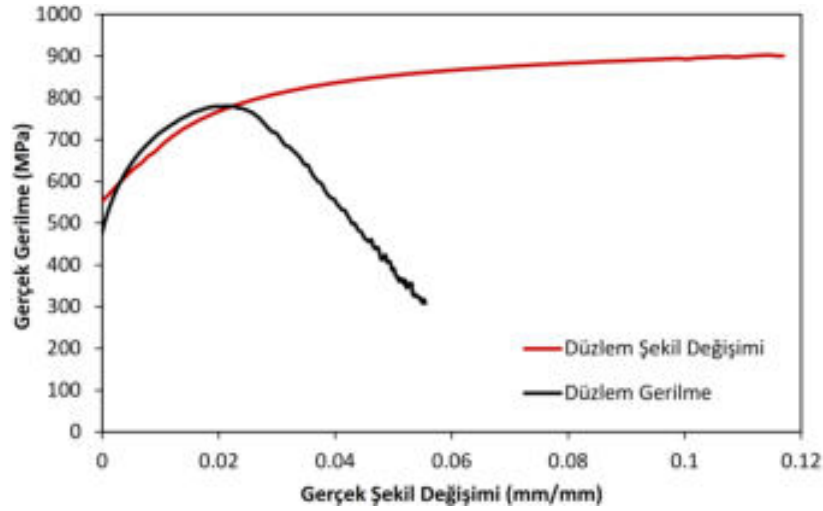
verilmiştir. Her bir RVE'nin sol düğüm noktalarına x ekseninde ve alt düğüm noktalarına y ekseninde simetrik sınır şartı, sağ düğüm noktalarına ise sabit hız şeklinde yükleme sınır şartı tanımlanmıştır. RVE'nin üst düğüm noktalarının mikroyapı sınırında bulunduğu kabul edilmiş ve bu noktalara herhangi bir sınır şartı uygulanmamıştır.



Şekil 4.49. RVE'lere uygulanan periyodik ve yükleme sınır şartları

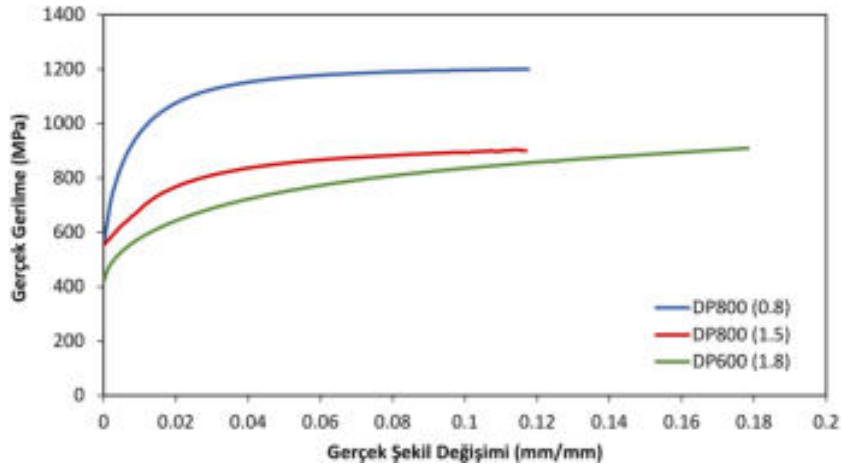
4.4.4. Temsili hacim elemanların akma eğrilerinin elde edilmesi

Çalışmada kullanılan RVE'lerin makroskobik akma eğrileri Denklem 3.2'deki birinci dereceden homojenizasyon formülasyonu yardımıyla hacimsel ortalama kullanılarak elde edilmiştir. Mikromekanik analizlerde öncelikle elemanlar için düzlem gerilme ve düzlem şekil değişimi kabulleri yapılmıştır. Bu kapsamda DP800 (1.5) ana malzemesi için mikromekanik analiz gerçekleştirilmiş ve homojenizasyon sonucu elde edilen akma eğrileri Şekil 4.50'de gösterilmiştir. Düzlem gerilmeye sahip RVE'den elde edilen akma eğrisinde çok küçük plastik şekil değişiminde plastik kararsızlığın başladığı ve gerilmenin düştüğü görülmüş, dolayısıyla bu kabulün DP çeliklerin 2D mikromekanik analizi için yetersiz olduğu belirlenmiştir.

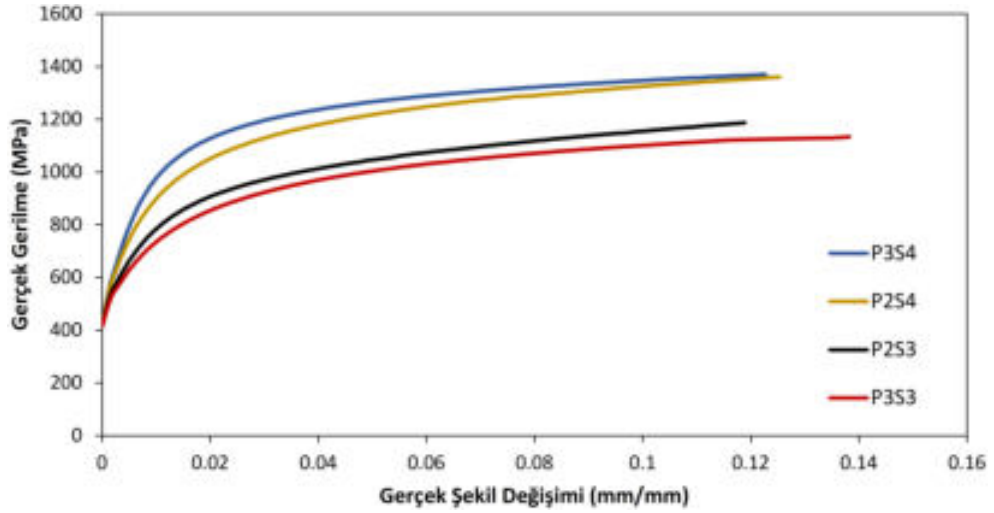


Şekil 4.50. Düzlem gerilme ve düzlem şekil değişimi yaklaşımlarıyla DP800 (1.5) ana malzemesinin RVE'sinden elde edilen akma eğrileri

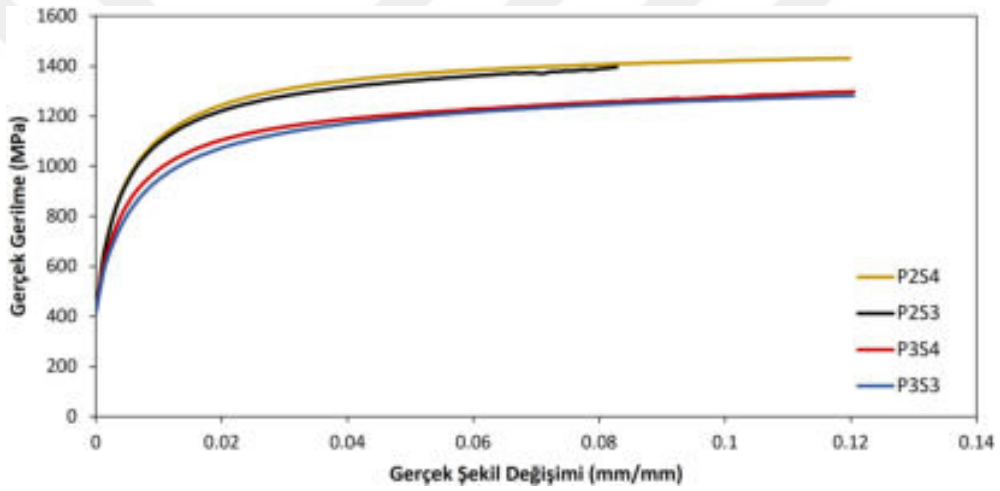
DP600 (1.8) ve DP800 (0.8) ana malzemelerinin RVE'lerinden homojenizasyonla elde edilen akma eğrileri Şekil 4.51'de verilmiştir. DP800 (0.8) ana malzemesinin akma davranışı DP600 (1.8) ana malzemesininkinin üzerinde elde edilmiştir. Şekil incelendiğinde iki malzemenin farklı MHO'ya sahip olması nedeniyle pekleşme bölgelerindeki fark açıkça görülmektedir. Farklı kaynak parametrelerinde birleştirilen TW1 sacın İT-ITAB1 ve İT-ITAB2'lerinin RVE bölgelerinden elde edilen akma eğrileri sırasıyla Şekil 4.52 ve Şekil 4.53'te, TW2 sacın İT-ITAB2'sinin RVE bölgelerinden elde edilen akma eğrileri ise Şekil 4.54'te verilmiştir. Şekillerden görüleceği üzere akma mukavemeti açısından kaynak parametrelerinin ve İT-ITAB'ların etkilerinin az olduğu, ancak RVE'lerin akma eğrilerinde elde edilen maksimum çekme gerilmelerinin MHO ile arttığı belirlenmiştir.



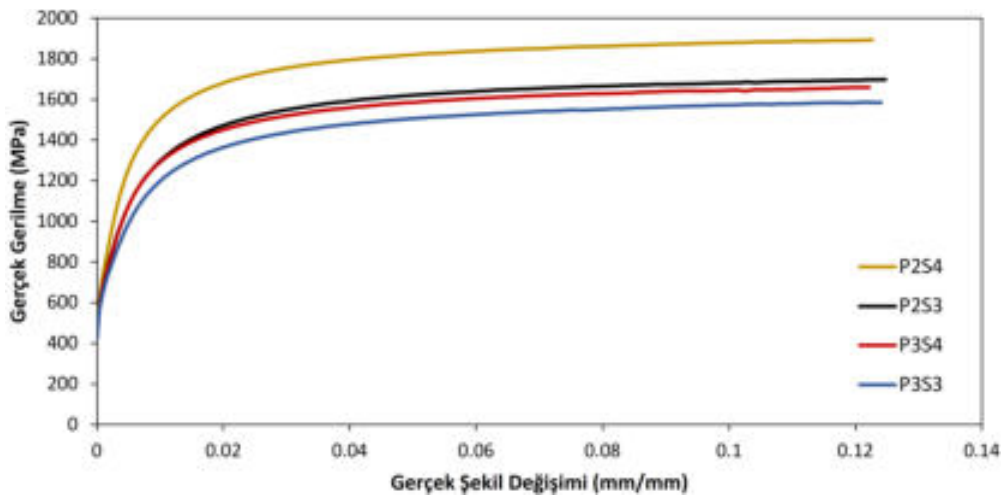
Şekil 4.51. DP600 (1.8) ve DP800 (0.8) ana malzemelerinin RVE'lerinden elde edilen akma eğrileri



Şekil 4.52. Farklı parametrelerde TW1 sacın İT-ITAB1'inin RVE'lerinden elde edilen akma eğrileri



Şekil 4.53. Farklı parametrelerde TW1 sacın İT-ITAB2'sinin RVE'lerinden elde edilen akma eğrileri



Şekil 4.54. Farklı parametrelerde TW2 sacın İT-ITAB2'sinin RVE'lerinden elde edilen akma eğrileri

4.4.5. Mikroyapılarda gerilme ve şekil değişimi dağılımları

Çalışmada DP600 (1.8), DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) ana malzemeleri için gerçekleştirilen 2D RVE mikromekanik analizlerden elde edilen eşdeğer şekil değişimi ve eşdeğer gerilme dağılımları dört farklı deformasyon seviyesinde sırasıyla Çizelge 4.11, Çizelge 4.12 ve Çizelge 4.13'te verilmiştir. Tüm ana malzemeler için 0.1 μm 'lik düşük deformasyon değerinde bile ferrit fazlarında şekil değişimi meydana gelmiştir. Bu aşamada martenzit fazlarındaki şekil değişimlerinin çok düşük kaldığı görülmüştür. Deformasyon seviyesi 0.5 μm 'ye ulaştığında ise martenzitteki plastik şekil değişimiyle birlikte ferrit fazlarında yaklaşık 45°'lik kayma bantları oluşmuştur. DP çeliklerinin kayma hasarı moduna sahip oldukları (Liao ve ark., 2017) ve tek eksenli çekme testleri esnasında martenzit fazında plastik şekil değişiminin meydana geldiği (Calcagnotto ve ark., 2010; Azuma ve ark., 2012) bildirilmektedir. 1 μm ve 3 μm 'lik deformasyon seviyelerinde ise şekil değişiminin artarak ferrit matrisinde lokalize olduğu görülmüştür.

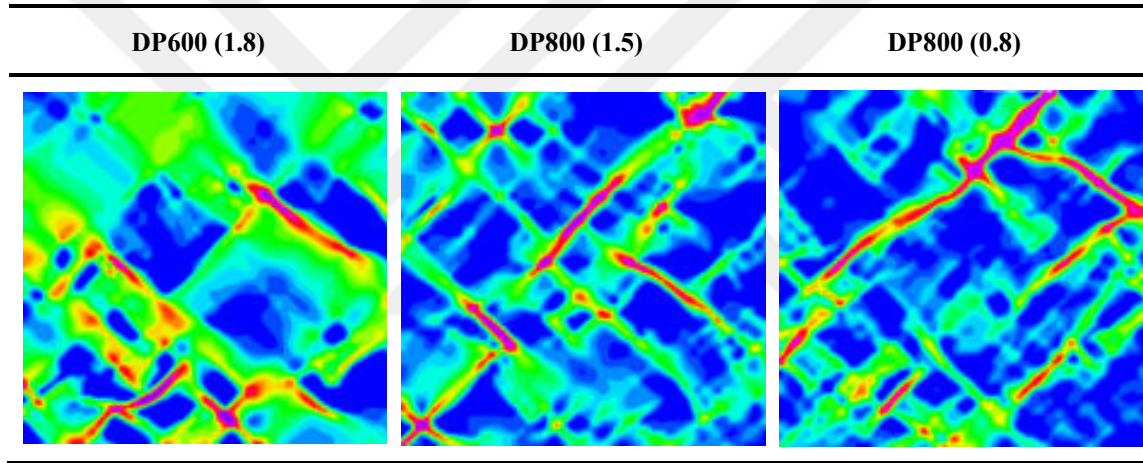
En geniş kayma bantlarının, en büyük ferrit tanelerinin bulunduğu DP600 (1.8) çeliğinde meydana geldiği gözlemlenmiştir (Çizelge 4.11). Daha küçük ferrit tanelerinin bulunduğu DP800 çeliklerinde kayma bantlarının küçüldüğü görülmüştür (Çizelge 4.12 ve Çizelge 4.13). En dar kayma bantları en küçük ferrit tanelerine sahip olan DP800 (0.8) çeliğinde tespit edilmiştir. Bu sonuç, kaba ferrit tanelerinin daha kolay plastik şekil değişimine uğradığını göstermektedir. Ayrıca kayma bantlarının çoğalması da malzemede artan plastik deformasyonun bir başka göstergesi olarak kabul edilmektedir.

Farklı deformasyon seviyelerindeki gerilme dağılımları incelendiğinde, düşük deformasyon seviyesinde (0.1 μm) martenzit fazlarında oluşan gerilmenin ferrit fazlarında oluşan gerilmeden yüksek olduğu belirlenmiştir. Ancak martenzit fazlarında oluşan maksimum gerilmenin (652 MPa) martenzit akma mukavemetinin altında kaldığı, ferrit fazlarında oluşan maksimum gerilmenin ise ferrit akma mukavemetini aştığı tespit edilmiştir. Deformasyon seviyesi 0.5 μm olduğunda martenzit fazlarında oluşan maksimum gerilmenin akma mukavemetini aştığı ve bir önceki deformasyon seviyesine göre gerilme artışının ferrit fazlarındaki artıştan fazla olduğu görülmüştür. Ferrit fazlarındaki gerilme artışının düşük olması ferrit fazlarının düşük pekleşme kabiliyetine sahip olmasından kaynaklanmaktadır (Şekil 4.42). Martenzit fazlarındaki gerilme artışı, 1 μm deformasyon seviyesinde önemli ölçüde artmaya devam etmiş ve 3 μm 'de maksimum seviyeye ulaşmıştır. Ana malzemelerdeki gerilme dağılımları karşılaştırıldığında, DP600 (1.8) çeliğinin en büyük martenzit tane boyutuna ve en düşük

MHO'ya sahip olması nedeniyle gerilmelerin belirli alanlarda yoğunlaştığı belirlenmiştir (Çizelge 4.11). DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) çeliklerinin MHO'larının yüksek ve martenzit tane boyutlarının düşük olmasından dolayı yüksek deformasyon seviyelerinde martenzit fazlarında oluşan gerilmelerin daha homojen olduğu görülmüştür.

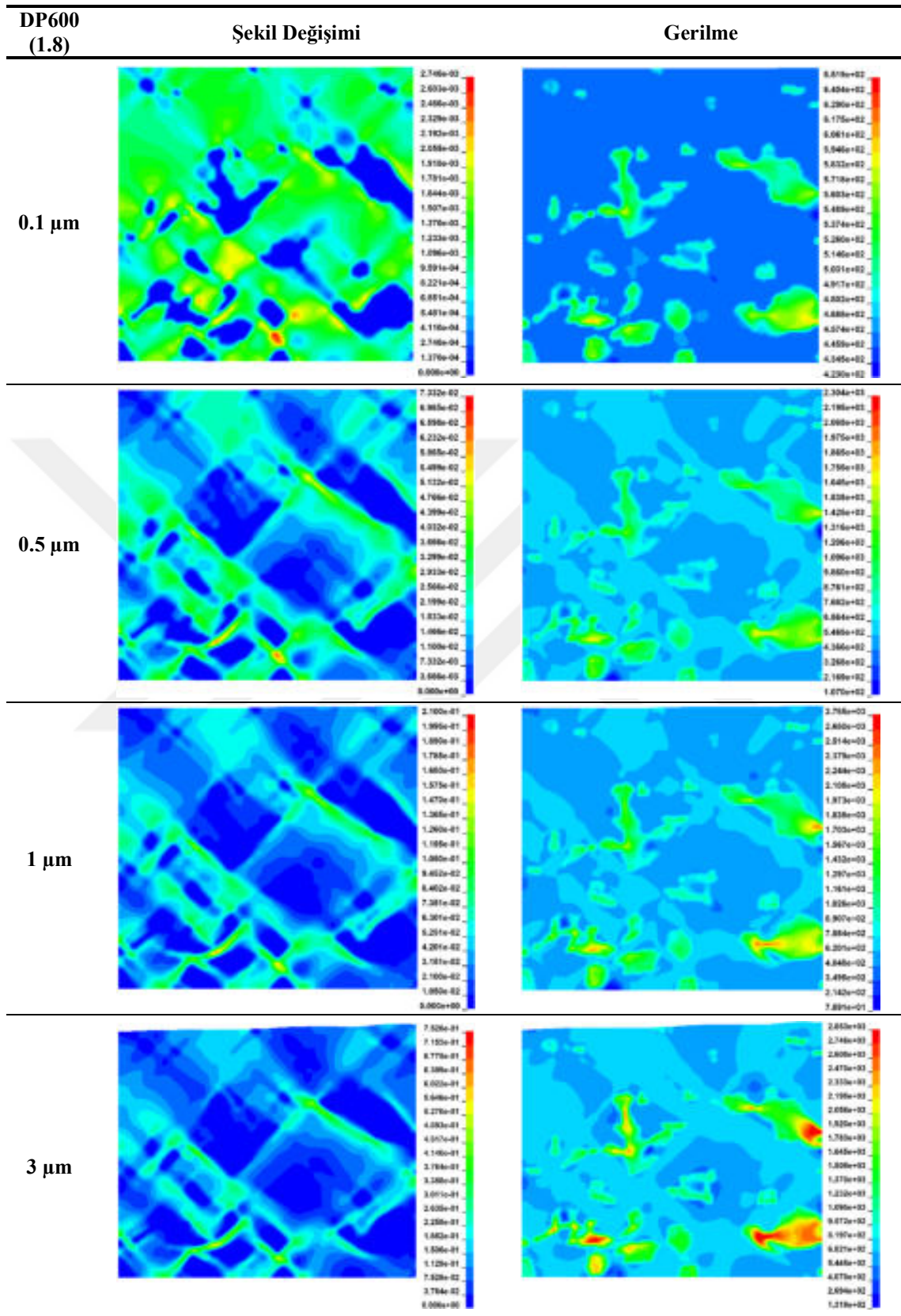
Çizelge 4.10'da martenzit ve ferrit fazları arasında 0.5 şekil değişiminde çatlak yayılımı verilmiştir. Ferrit fazındaki deformasyon martenzit tane sınırına ulaştığında sınırlandırılmakta ve çatlak başlangıcı gelişmektedir (Paul, 2013). Çizelge incelendiğinde, tüm ana malzemelerde ferrit/martenzit tane sınırlarında oluşan kayma bantlarının artan deformasyon miktarıyla biriktiği ve çatlakların çekme yönüne yaklaşık 45° açıyla ilerlediği gözlemlenmiştir.

Çizelge 4.10. Ana malzemelerde 0.5 şekil değişiminde oluşan çatlak ilerlemeleri

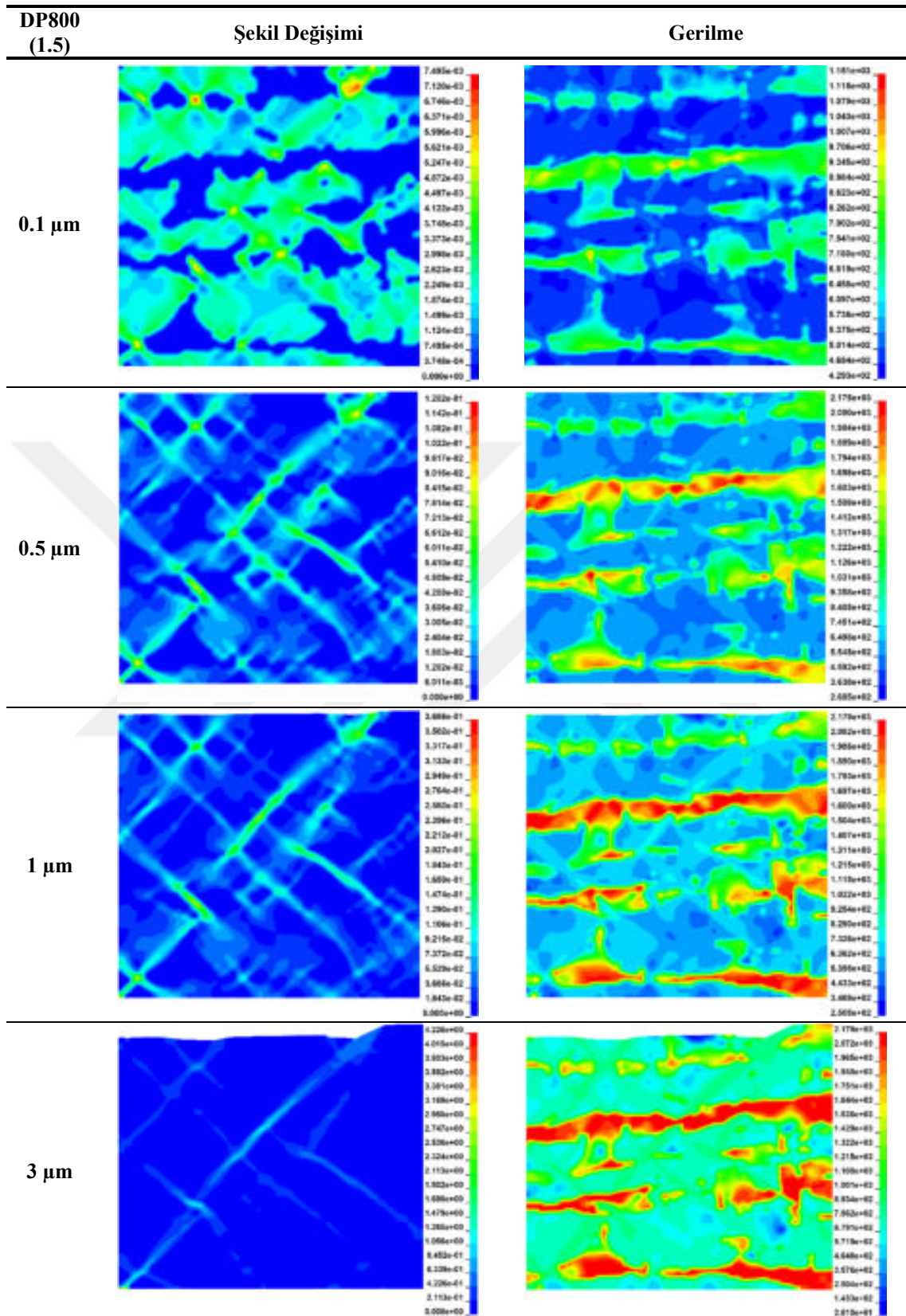


P2S3 parametresinde birleştirilen TW1 ve TW2 sacın kaynak bölgelerinde çekme testlerinde meydana gelen hasara karşılık gelen şekil değişimi değerlerinde oluşan şekil değişimi ve gerilme dağılımları sırasıyla Çizelge 4.14 ve Çizelge 4.15'te verilmiştir. Yumuşamış ITAB bölgeleri ve ana malzemelerin şekil değişimleri karşılaştırıldığında, yumuşamış ITAB'da kayma bantlarının daha geniş olduğu fakat ferrit fazlarında oluşan şekil değişim miktarlarının daha düşük olduğu tespit edilmiştir. Aynı karşılaştırma gerilmeler için yapıldığında ise yumuşamış ITAB'da temperlenmiş martenzit fazlarında daha homojen gerilme dağılımlarının olduğu görülmüştür. Benzer dağılımların İT-ITAB1'e göre daha yüksek MHO içermesi sebebiyle İT-ITAB2'lerde de meydana geldiği belirlenmiştir.

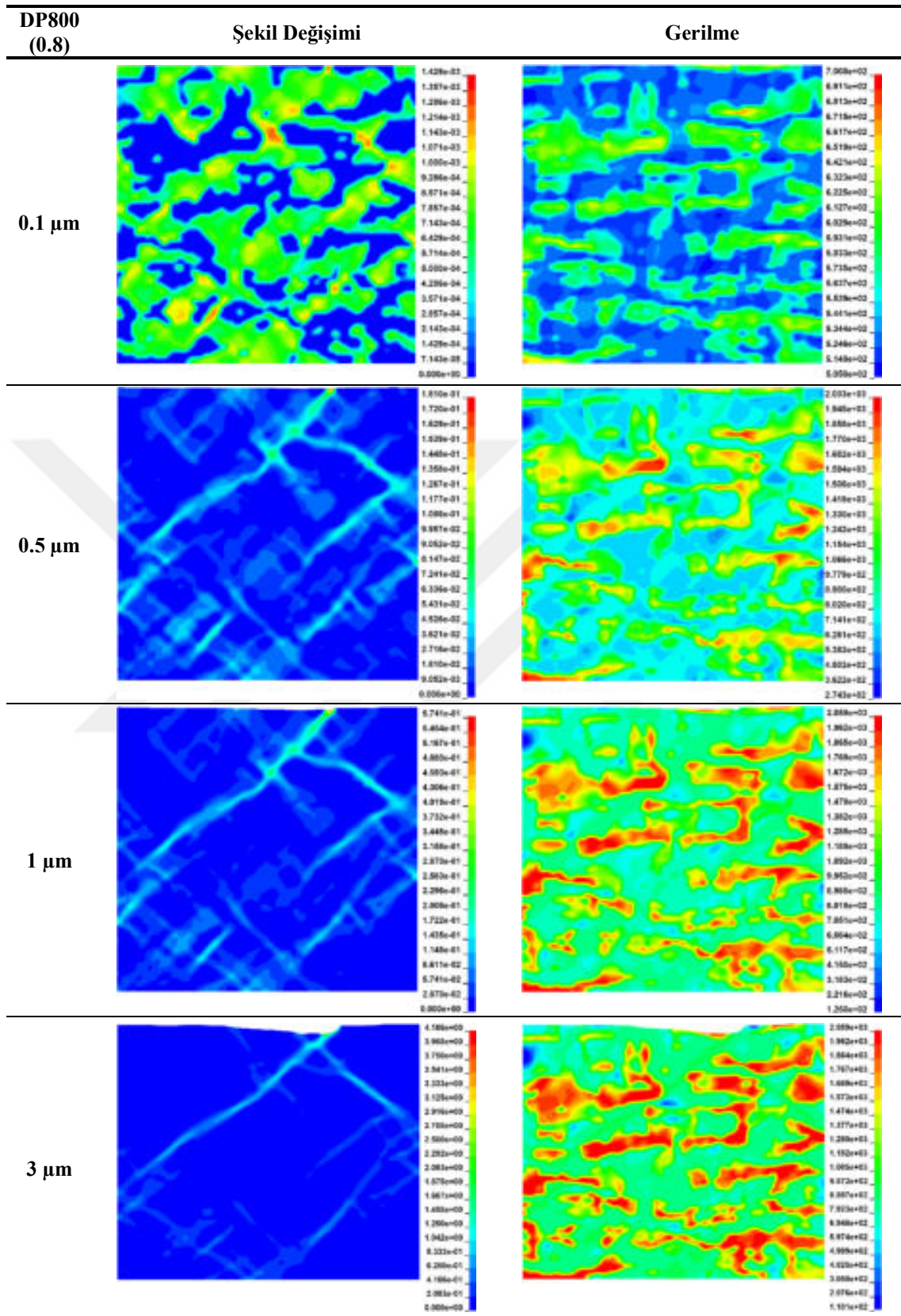
Çizelge 4.11. DP600 (1.8)'in dört farklı deformasyon seviyesindeki şekil değişimi ve gerilme dağılımları



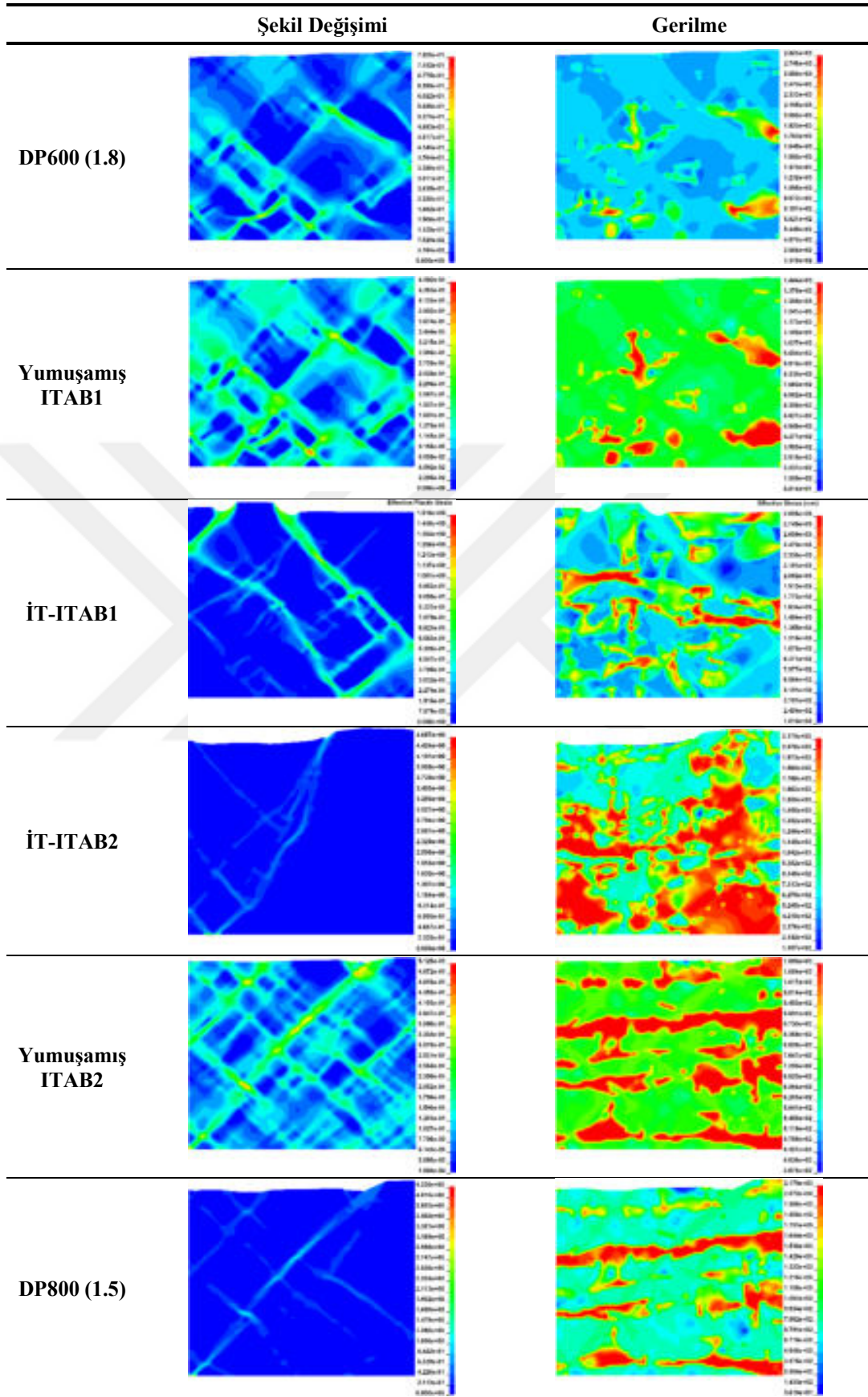
Çizelge 4.12. DP800 (1.5)'in dört farklı deformasyon seviyesindeki şekil değişimi ve gerilme dağılımları



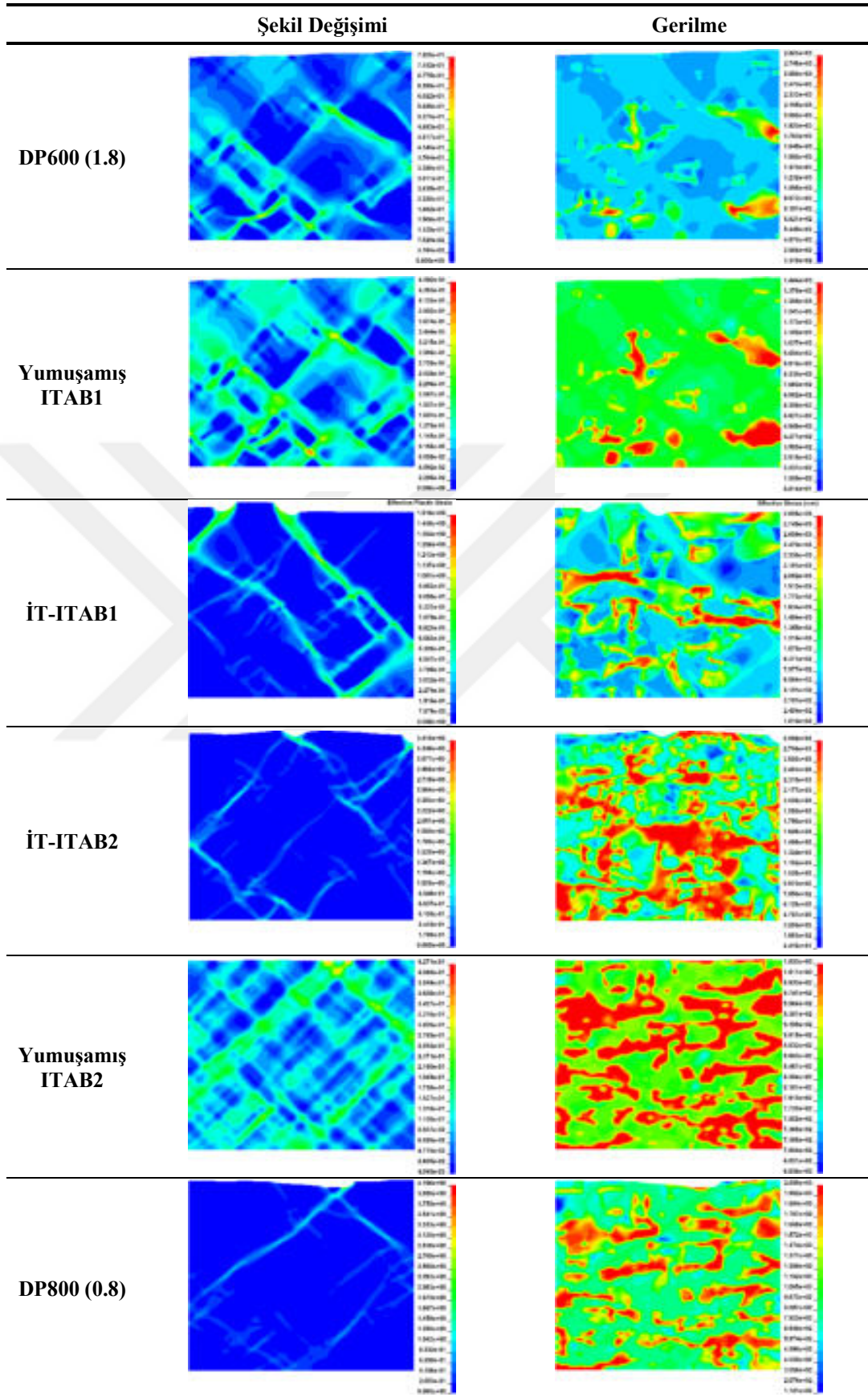
Çizelge 4.13. DP800 (0.8)'in dört farklı deformasyon seviyesindeki şekil değişimi ve gerilme dağılımları



Çizelge 4.14. P2S3 parametresinde TW1 sacın kaynak bölgelerinin şekil değişimi ve gerilme dağılımları



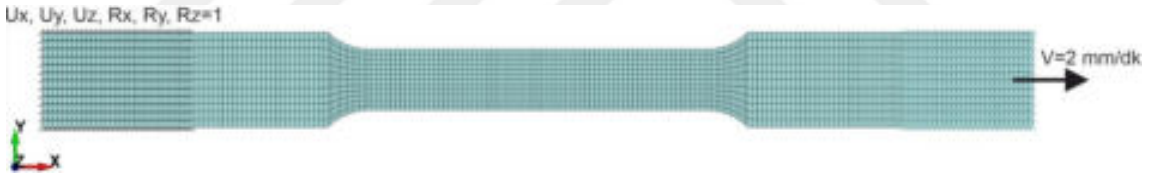
Çizelge 4.15. P2S3 parametresinde TW2 sacın kaynak bölgelerinin şekil değişimi ve gerilme dağılımları



4.5. Çift Fazlı Çeliklerin Akma Davranışlarının Tahmini

4.5.1. Ana malzemelerin akma davranışları

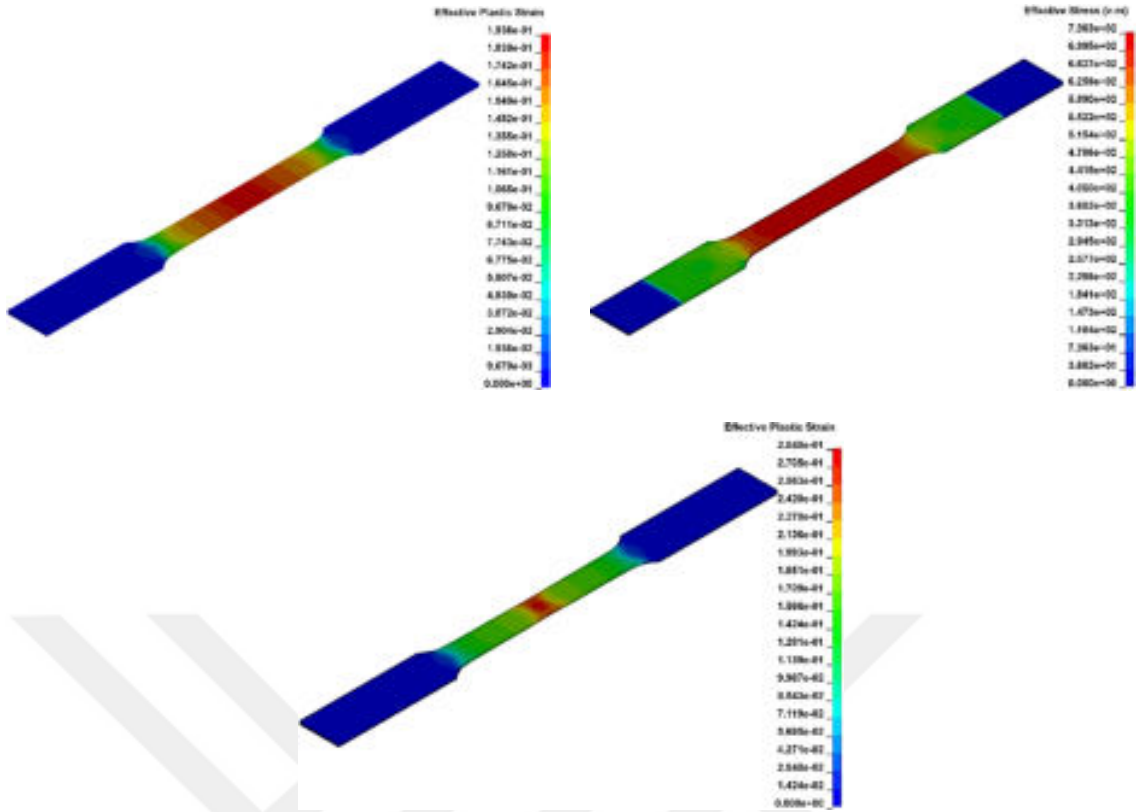
Ana malzemelerin makroskobik akma eğrilerinin tahmin edilmesi için çekme numuneleri Ls-Dyna yazılımında 3D katı elemanlarla modellenmiştir. Bu kapsamda öncelikle Hypermesh yazılımında çekme numunelerinin 1 mm'lik ağ yapıları oluşturulmuştur. Tüm ana malzemelerde kalınlık doğrultusunda dört adet eleman kullanılmıştır. SEA'da kullanılan ana malzemelere ait model sınır şartlarıyla birlikte Şekil 4.55'te gösterilmiştir. Modelde tüm katı elemanlara ana malzemelerin RVE'lerinden elde edilen akma eğrileri tanımlanmıştır. Implicit entegrasyon şemasında gerçekleştirilen tek eksenli çekme analizlerinden ana malzemelerin genel akma davranışlarının elde edilmesi için numune kesitinin daraldığı bölgede yer alan düğüm noktalarındaki kuvvetler DATABASE_CROSS_SECTION_PLANE keywordü yardımıyla ölçülmüş, ardından numune kesit alanına bölünerek mühendislik gerilmesi-plastik şekil değişimi eğrileri elde edilmiştir.



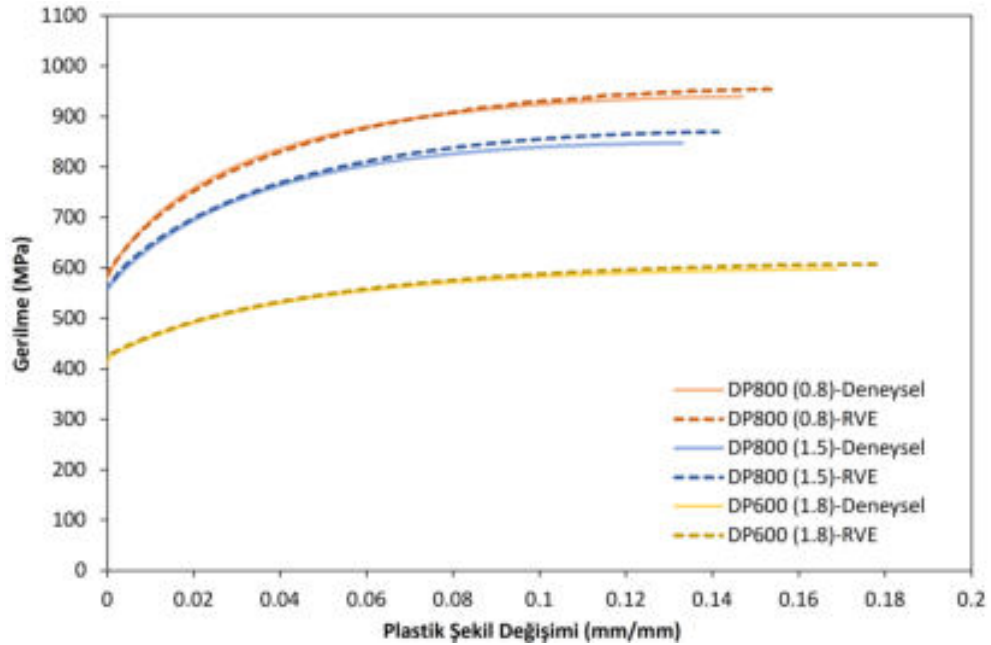
Şekil 4.55. Ana malzemelerin çekme testi modeli ve sınır şartları

DP600 (1.8) ana malzemesinin çekme analizinde boyun verme ve kırılma esnasında oluşan eşdeğer plastik şekil değişimi ve eşdeğer gerilme dağılımları Şekil 4.56'da verilmiştir. Şekilden görüldüğü gibi boyun verme esnasında maksimum plastik şekil değişimi (0.193) ölçüm bölgesinin merkezinde meydana gelmiş ve von-mises gerilmesi (736 MPa) ana malzemenin çekme mukavemetine erişmiştir. Ardından plastik şekil değişimi (0.285) numune merkezinde lokalize olmuş ve kırılma gerçekleşmiştir.

Mikromekanik analizle RVE'lerden alınan akma eğrileri kullanılarak gerçekleştirilen ana malzemelerin çekme analizleri sonucunda elde edilen mühendislik gerilmesi-plastik şekil değişimi eğrileri deneysel eğrilerle birlikte Şekil 4.57'de gösterilmiştir. Şekil incelendiğinde RVE yöntemiyle elde edilen eğrilerin deneysel eğrilerle uyumlu olduğu görülmüştür.



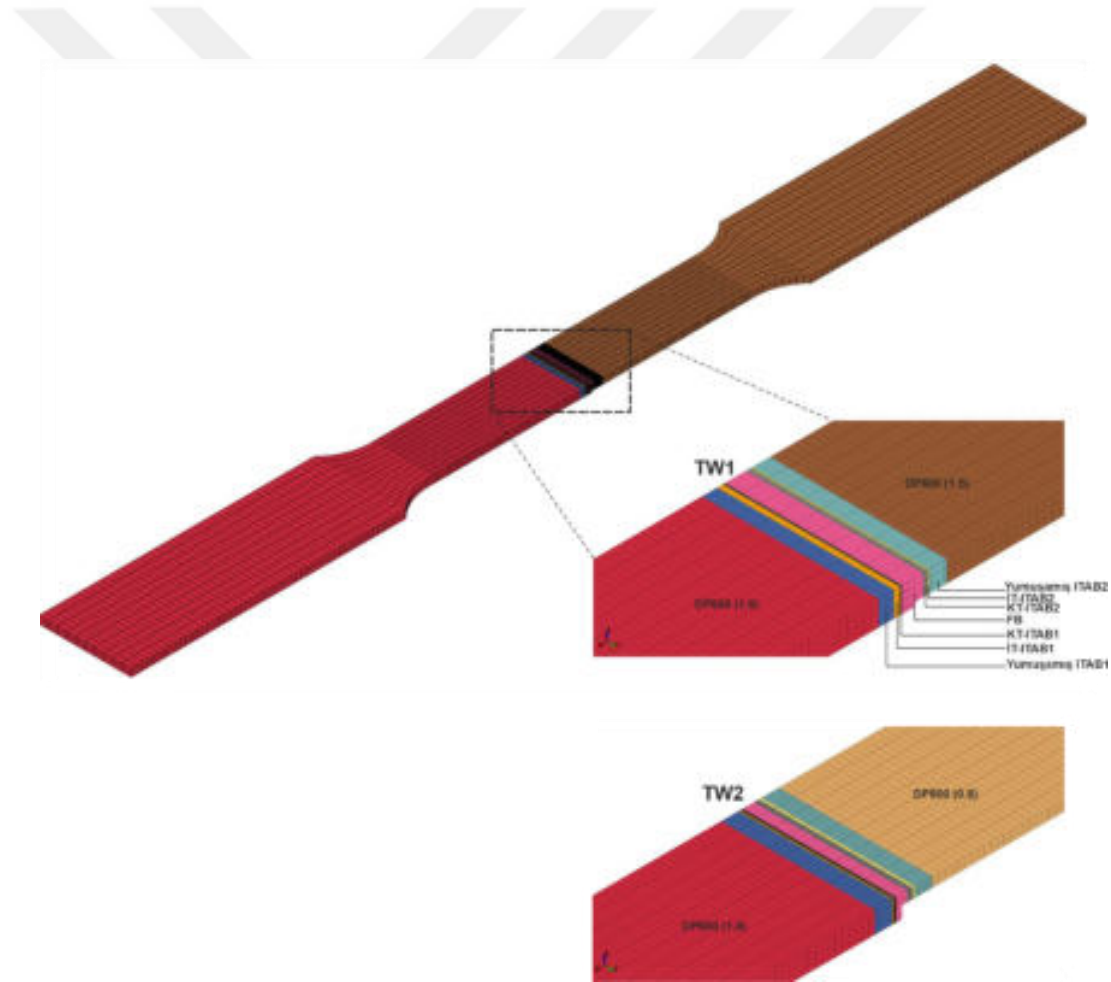
Şekil 4.56. DP600 (1.8) ana malzemesinin çekme analizinde boyun verme esnasında oluşan eşdeğer plastik şekil değişimi (sol) ve eşdeğer gerilme (sağ) dağılımları, kırılma esnasında oluşan eşdeğer plastik şekil değişimi (alt) dağılımı



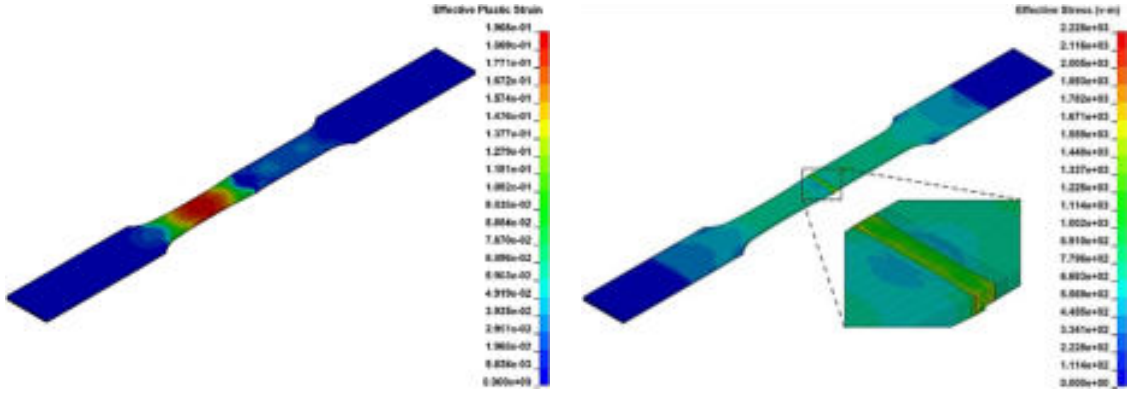
Şekil 4.57. Ana malzemelerin deneysel ve RVE yöntemiyle elde edilen mühendislik gerilmesi-şekil değişimi eğrileri

4.5.2. Tailor-welded sacların akma davranışları

Hypermesh yazılımında oluşturulan TW1 ve TW2 saclarının ağ yapıları Şekil 4.58’de gösterilmiştir. Şekilden görüleceği gibi ITAB’larda ve FB’lerde farklı boyutlarda dikdörtgen elemanlar kullanılmıştır. En düşük genişliğe sahip kaynak bölgelerinde kullanılan eleman boyutları 0.03 mm’dir. Modelde yer alan ana malzemelere ve kaynak bölgelerine ilgili bölgelerin RVE’lerinden elde edilen akma eğrileri tanımlanmıştır. Tek eksenli çekme analizlerinden TW sacların genel akma davranışlarının elde edilmesi için hasarın meydana geldiği sacda (TW1 sacı için DP600 (1.8), TW2 sacı için DP800 (0.8)) yer alan düğüm noktalarındaki kuvvetler ölçülmüş ve ilgili sacın numune kesit alanına bölünerek mühendislik gerilmesi-plastik şekil değişimi eğrileri elde edilmiştir.

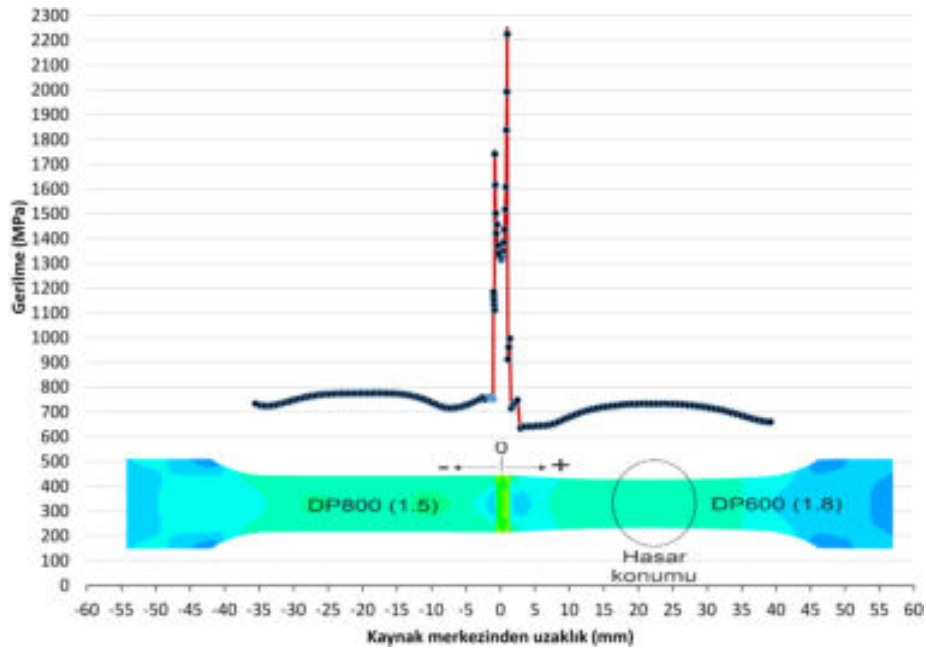


Şekil 4.58. TW1 ve TW2 saclarının çekme testi modelleri



Şekil 4.59. TW1 sacının çekme analizinde boyun verme esnasında oluşan eşdeğer plastik şekil değişimi (sol) ve eşdeğer gerilme (sağ) dağılımları

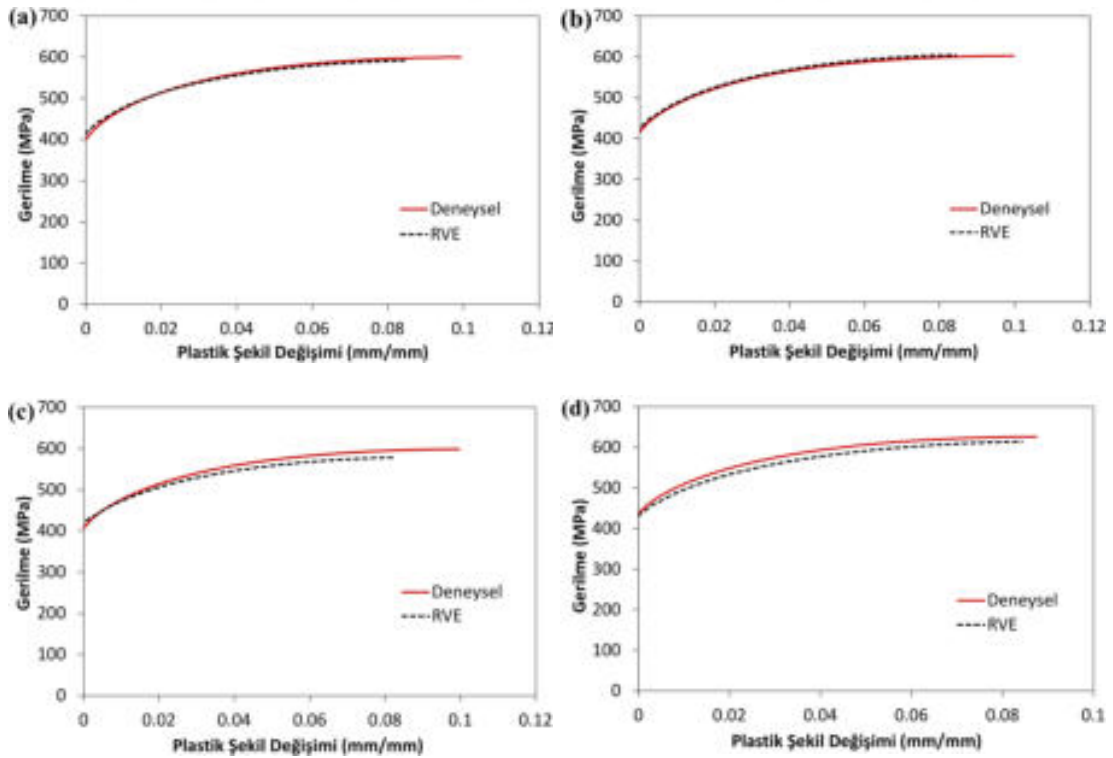
TW1 sacının çekme analizinde boyun verme esnasında oluşan eşdeğer plastik şekil değişimi ve eşdeğer gerilme dağılımları Şekil 4.59’da verilmiştir. Şekilden görüleceği üzere, boyun verme esnasında maksimum plastik şekil değişimi (0.197) DP600 (1.8) ana malzemesinin merkezinde meydana gelmiştir ve deneysel olarak elde edildiği gibi (Bkz. Şekil 4.35) numune bu bölgeden hasara uğramıştır. Eşdeğer gerilme dağılımı incelendiğinde, maksimum gerilmenin KT-ITAB1’in numune köşesiyle birleştiği bölgede olduğu görülmüştür. TW1-KT-ITAB1’in TW1-KT-ITAB2’ye göre daha yüksek gerilme taşıdığı aynı zamanda Şekil 4.42’deki martenzit akma eğrilerinden görülmektedir.



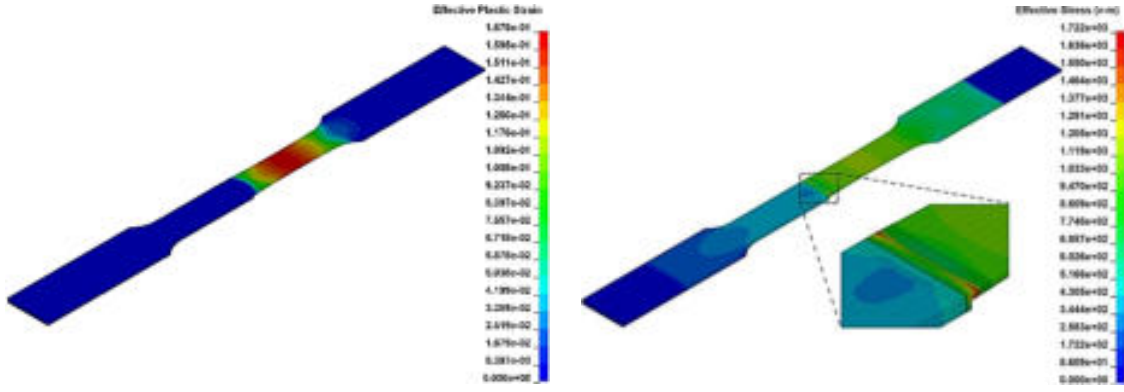
Şekil 4.60. Çekme analizinde boyun verme esnasında TW1 sacının kenar hattı boyunca oluşan eşdeğer gerilmeler

Mikromekanik analizle RVE'lerden elde edilen akma eğrileri kullanılarak gerçekleştirilen TW1 sacın çekme analizleri sonucunda boyun verme esnasında numune köşe hattından alınan gerilmeler Şekil 4.60'ta verilmiştir. Grafik incelendiğinde maksimum gerilmelerin ITAB ve FB'lerde meydana geldiği tespit edilmiştir. Ayrıca iki ana malzemenin dar kesitlerinde gerilmelerin akma mukavemetlerini geçtiği belirlenmiştir. DP800 (1.5) ve DP600 (1.8) ana malzemelerindeki maksimum gerilmelerin numune merkezlerinde sırasıyla 780 MPa ve 740 MPa olduğu tespit edilmiştir. Gerilme değerleri karşılaştırıldığında, DP800 (1.5) ana malzemesinin homojen plastik şekil değişimine uğradığı ve henüz boyun vermediği görülmektedir. DP600 (1.8) ana malzemesinin ise yüksek ferrit faz oranından kaynaklı mikroyapısında oluşan geniş kayma bantları (Bkz. Çizelge 4.11) nedeniyle boyun verdiği ve hasara uğradığı görülmektedir.

Şekil 4.61'de mikromekanik analizle RVE'lerden alınan akma eğrileri kullanılarak gerçekleştirilen TW1 sacın farklı kaynak parametrelerindeki çekme analizleri sonucunda elde edilen mühendislik gerilmesi-plastik şekil değişimi eğrileri verilmiştir. Şekilden de görüleceği üzere tüm kaynak parametrelerinde RVE yöntemiyle elde edilen eğrilerin deneysel eğrilere oldukça yakın olduğu görülmüştür.



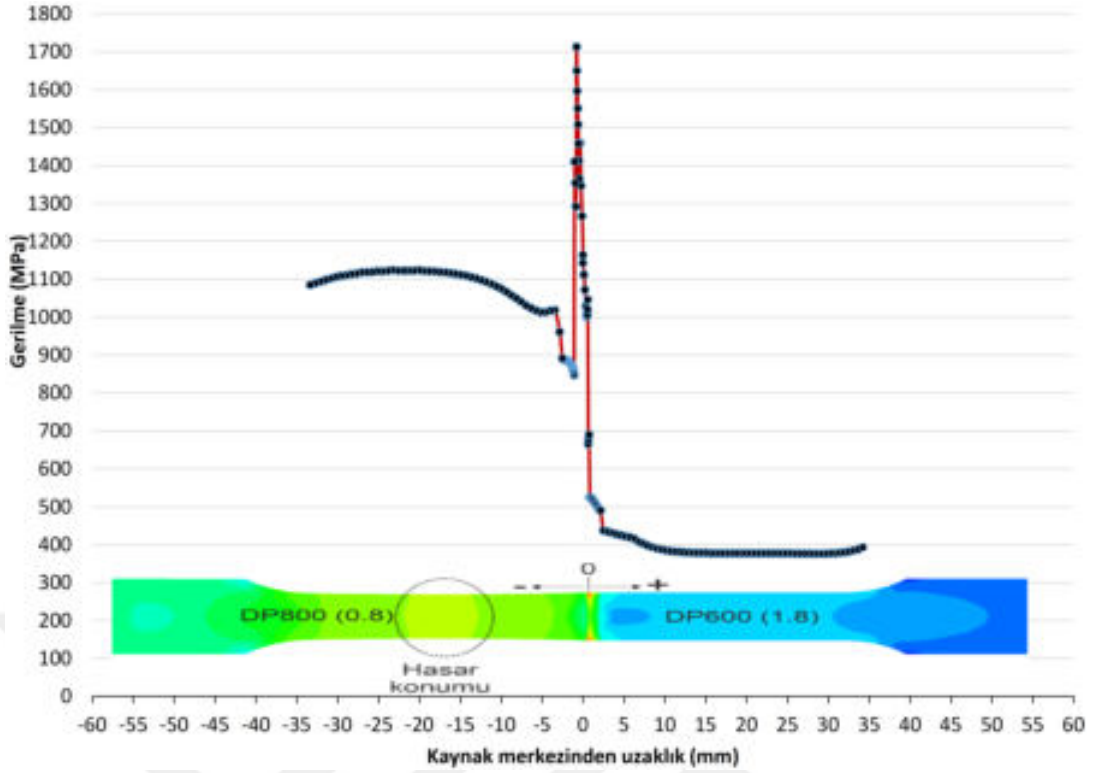
Şekil 4.61. (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerinde birleştirilen TW1 sacların RVE yöntemiyle elde edilen mühendislik gerilmesi-birim şekil değişimi eğrileri



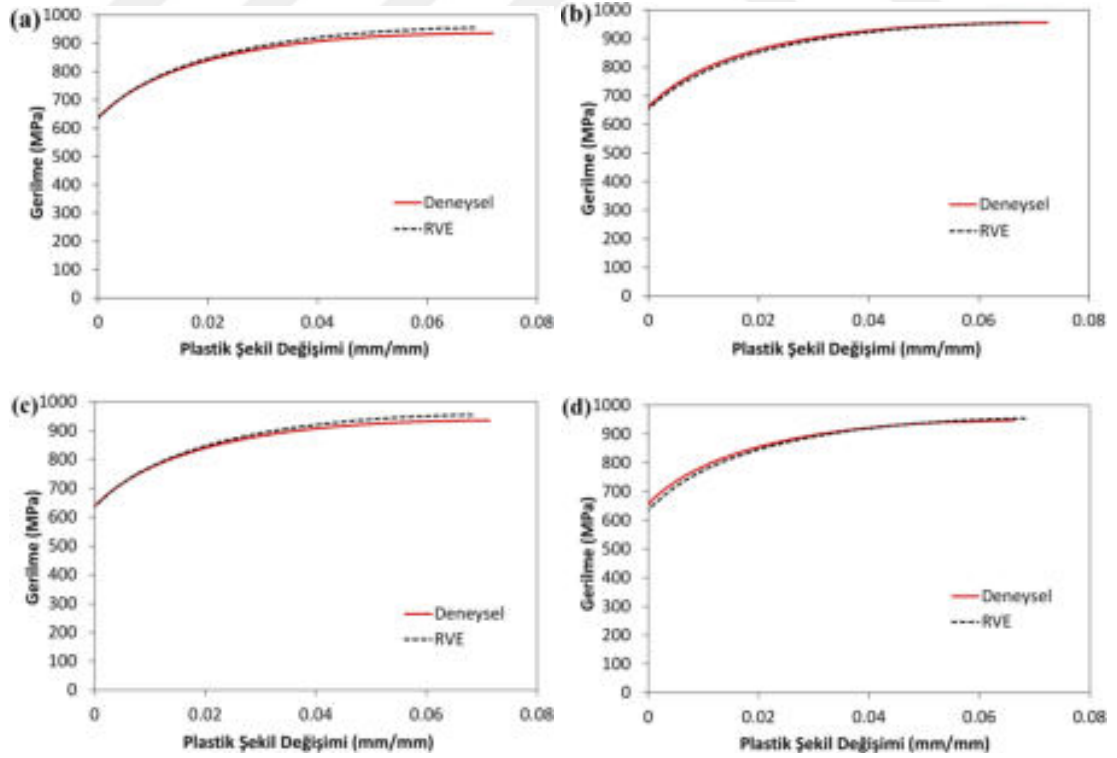
Şekil 4.62. TW2 sacının çekme analizinde boyun verme esnasında oluşan eşdeğer plastik şekil değişimi (sol) ve eşdeğer gerilme (sağ) dağılımları

TW2 sacının çekme analizinde boyun verme esnasında oluşan eşdeğer plastik şekil değişimi ve eşdeğer gerilme dağılımları Şekil 4.62’de gösterilmiştir. Şekilden görüleceği üzere, boyun verme esnasında maksimum plastik şekil değişimi (0.168) DP800 (0.8) ana malzemesinin merkezinde meydana gelmiştir ve deneysel olarak elde edildiği gibi (Bkz. Şekil 4.34) numune bu bölgeden hasara uğramıştır. Eşdeğer gerilme dağılımı incelendiğinde, DP800 (0.8) ana malzeme kesitinin düşük olmasından dolayı maksimum gerilme İT-ITAB2’nin numune köşesiyle birleştiği bölgede oluşmuştur.

Mikromekanik analizle RVE’lerden elde edilen akma eğrileri kullanılarak gerçekleştirilen TW2 sacın çekme analizleri sonucunda boyun verme esnasında numune köşe hattından alınan gerilmeler Şekil 4.63’te verilmiştir. Grafik incelendiğinde, maksimum gerilmelerin TW1 sacında olduğu gibi ITAB ve FB’lerde meydana geldiği, fakat aynı yükü taşımalarına rağmen ana malzeme kesitlerindeki farktan dolayı gerilmenin iki ana malzemede farklı olduğu görülmektedir. Kesit alanının düşük olmasından dolayı gerilme DP800 (0.8) ana malzemesinde yüksek seviyelere çıkmıştır. Maksimum gerilmenin DP800 (0.8) ana malzemesinde numune merkezinde 1120 MPa, DP600 (1.8) ana malzemesinde ise İT-ITAB1’e yakın bölgede 425 MPa olduğu tespit edilmiştir. Gerilme değerleri karşılaştırıldığında, DP800 (0.8) ana malzemesi homojen olmayan plastik şekil değişimine uğradığı anda gerilme akma mukavemetini geçtiğinden dolayı DP600 (1.8) ana malzemesinin homojen plastik şekil değişimine uğradığı görülmektedir.



Şekil 4.63. Çekme analizinde boyun verme esnasında TW2 sacının kenar hattı boyunca oluşan eşdeğer gerilmeler



Şekil 4.64. (a) P2S3, (b) P2S4, (c) P3S3, (d) P3S4 parametrelerinde birleştirilen TW2 sacların RVE yöntemiyle elde edilen mühendislik gerilmesi-birim şekil değişimi eğrileri

Şekil 4.64’te mikromekanik analizle RVE’lerden alınan akma eğrileri kullanılarak gerçekleştirilen TW2 sacın farklı kaynak parametrelerindeki çekme analizleri sonucunda elde edilen mühendislik gerilmesi-plastik şekil değişimi eğrileri verilmiştir. Şekilden de görüleceği üzere tüm kaynak parametrelerinde RVE yöntemiyle elde edilen eğrilerin deneysel eğrilere oldukça yakın olduğu görülmüştür.

Çizelge 4.16’da ana malzemelerin ve TW sacların deneysel ve RVE yöntemiyle elde edilen mühendislik gerilmesi-şekil değişimi eğrilerinden belirlenen mukavemet ve uzama değerleri karşılaştırılmıştır. Çizelgede kırmızı renk ile belirtilen değerler maksimum hata paylarını göstermektedir. Akma ve çekme mukavemeti hataları karşılaştırıldığında değerlerin düşük orana sahip olduğu görülmektedir.

Çizelge 4.16. Ana malzemelerin ve TW sacların deneysel ve RVE yöntemiyle elde edilen mühendislik gerilmesi-şekil değişimi eğrilerinden belirlenen mukavemet ve uzama değerlerinin karşılaştırması

Malzeme		Akma Mukavemeti (MPa)			Çekme Mukavemeti (MPa)		
		Deney	RVE	Hata (%)	Deney	RVE	Hata (%)
Tailor-Welded Sac	DP600 (1.8)	418	422	1.0	598	607	1.5
	DP800 (1.5)	562	565	0.5	846	869	2.7
	DP800 (0.8)	580	583	0.5	940	954	1.5
TW1	P2S3	403	413	2.5	599	591	1.3
	P2S4	418	424	1.4	603	605	0.3
	P3S3	403	418	3.7	599	578	3.5
	P3S4	415	430	1.6	601	613	2.1
TW2	P2S3	638	636	0.3	935	955	2.1
	P2S4	660	661	0.2	956	955	0.1
	P3S3	638	636	0.3	935	954	2.1
	P3S4	658	661	0.5	941	954	1.4

5. SONUÇLAR VE ÖNERİLER

5.1. Sonuçlar

Bu tez çalışmasında otomotiv endüstrisinde yaygın olarak kullanılan 1.8 mm kalınlığındaki DP600 ile mukavemet değerleri daha yüksek olan 0.8 mm ve 1.5 mm kalınlıklarındaki DP800 çift fazlı ve sıcak daldırma galvaniz kaplı çelik sacların farklı parametrelerdeki CO₂ lazer kaynağı ile birleştirilmesiyle elde edilen tailor-welded sacların mekanik özellikleri mikro ve makro ölçekte incelenmiştir. Mikro ölçekte, ana malzemelerin ve kaynak bölgelerinin mikroyapıları ve çok ölçekli simülasyon yöntemi olan mikromekanik modellemeyle bu mikroyapılardaki şekil değişimi ve gerilme dağılımları incelenmiştir. Makro ölçekte ise tek eksenli çekme ve mikrosertlik testleriyle lazer kaynağının tailor-welded sacların mekanik özelliklerine etkisi araştırılmıştır. Mikroyapılardan elde edilen gerilme-şekil değişimi dağılımlarından mikromekanik analizler yardımıyla tailor-welded sacların akma davranışları tahmin edilmiştir. Çalışmada aşağıdaki sonuçlar elde edilmiştir.

Mikroyapısal Karakterizasyon:

- Spektral analizle çalışmada kullanılan DP600 (1.8), DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) ana malzemelerinin düşük karbonlu (yaklaşık %0.1) olduğu belirlenmiştir.
- Ana malzemelerin OM ile incelenen mikroyapılarında, kullanılan %2'lik nital dağılayıcısına bağlı olarak beyaz renkli ferrit matrisi ve kahverengi renkli martenzit fazları ortaya çıkmıştır. DP600 (1.8) ana malzemesinin mikroyapısında poligonal ferrit ana matrisi içerisinde küçük poligonal martenzit adaları, her iki DP800 ana malzemesinin mikroyapılarında ise hadde doğrultusunda heterojen şekilde dağılmış bantlı ferrit ve martenzit fazları tespit edilmiştir. Tüm ana malzemelerde ferrit matrisi içerisinde ve ferrit/martenzit tane sınırlarında yüksek oranda karbür çökeltileri görülmüştür.
- TW1 ve TW2 sacların makroyapı incelemelerinde anahtar deliği moduna sahip yüksek güçte lazer kaynağı füzyon bölgelerin konik şeklinde oluşmasına neden olmuştur. Kalınlık oranı azaldığında ise kaynak esnasında lazer ışın enerjisinin bir kısmı kaybolduğundan dolayı TW2'deki kalın sacın kaynak bölgesinin dairesel forma dönüştüğü görülmüştür.

- Lazer kaynağı TW saclarda meydana gelen sıcaklık gradyanlarını ve dolayısıyla soğuma hızını etkilediğinden kaynak bölgelerinde farklı ITAB bölgeleri oluşmuştur. FB'den ana malzemeye doğru soğuma hızı azaldığından ve neticede oluşan mikroyapılardaki tane farklılıklarından dolayı sırasıyla KT-ITAB, İT-ITAB ve yumuşamış ITAB bölgeleri ortaya çıkmıştır.
- OM ile ortaya çıkarılan TW1 ve TW2'nin mikroyapılarında, yüksek ısı girdisi ve yüksek soğuma hızı karakteristiği nedeniyle FB'lerin tamamen çita martenzitten oluştuğu görülmüştür. FB'nin komşu bölgesi olan KT-ITAB'ların ise tamamen plaka martenzit içerdiği belirlenmiştir. Bu bölgede sıcaklığın A_3 'ün üzerine çıktığı ve östenitin tamamen martenzite dönüşmesini sağlayacak soğuma hızının elde edildiği saptanmıştır. İT-ITAB'ların ana malzemenin mikroyapısını oluşturan ferrit ve martenzit fazlarını içerdiği tespit edilmiştir. Bu bölgenin sıcaklığı ise östenit + ferrit fazlarının yer aldığı A_1 - A_3 sıcaklıkları arasına erişmiş ve KT-ITAB'a kıyasla daha düşük soğuma hızına rağmen mikroyapıda bulunan tüm östenit plaka martenzite dönüşmüştür. Ferrit taneleri bu bölgede yine poligonal formda elde edilmiş ve karbür çökelti miktarı ana malzemelere kıyasla azalmıştır. Yumuşamış ITAB'ın sıcaklığı A_1 'in altında kalmış, dolayısıyla ana malzemedeki bulunan fazlar dönüşüme uğramamış fakat mevcut martenzit fazları temperlenmiştir.
- TW1 ve TW2 saclarının sırasıyla DP800 (1.5) ve DP800 (0.8) malzemelerindeki İT-ITAB'larında ana malzemelerde olduğu gibi bantlı ferrit ve martenzit fazları oluşmuştur. Benzer oluşum DP600 (1.8) malzemesinde görülmemiştir. Dolayısıyla kaynak sonrası oluşan bu bantlı yapıların, katılaşma esnasında manganın segregasyonundan kaynaklandığı sonucuna varılmıştır.
- Ortaya çıkardıkları ısı girdisi değerleri ve soğuma hızları nedeniyle lazer gücü ve ilerleme hızı parametreleri FB ve ITAB bölgelerinin mikroyapılarındaki fazları değiştirmemiş, baskın fazların yine ferrit ve martenzit olduğu belirlenmiştir.
- Ana malzemelerin mikroyapılarından elde edilen SEM görüntülerinde OM ile ayırt edilebilen fazların dışında herhangi bir faz elde edilmemiştir. Fakat mikroyapılarda karbür çökeltileri daha net bir şekilde ortaya çıkmış ve ayrıca martenzite dönüşmemiş kalıntı östenitlerin olduğu belirlenmiştir. TW sacların kaynak bölgelerinden alınan SEM görüntülerinde ise ferrit ve martenzit fazları

belirgin bir şekilde ortaya çıkmış ve OM ile ayırt edilemeyen herhangi bir beynitik yapı tespit edilememiştir. KT-ITAB ile kıyaslandığında İT-ITAB'larda kalıntı östenit ve karbür çökeltilerinin daha fazla yer aldığı belirlenmiştir. Bu durum KT-ITAB'ın karbür ve kalıntı östenit oluşumuna müsaade etmeyecek derecede yüksek soğuma hızına sahip olmasından kaynaklanmıştır. FB'lerde oluşan çita martenzitteki lamellerin artan ısı girdisiyle kalınlaştığı görülmüştür.

- Isı girdisi en düşük olan P2S4 parametresiyle üretilen TW1 ve TW2 saclarında kaynak derinlikleri ana malzemelerin kalınlıkları arasında elde edilmiştir. Düşük lazer gücünde ve yüksek ilerleme hızında bile ısı girdisinin TW sacların birleştirilmesi için yeterli olduğu belirlenmiştir.
- Lazer kaynak parametrelerine bağlı olarak artan ısı girdisiyle mikroyapıdaki daha çok martenzitin temperlenmesi sonucunda TW sacların yumuşamış ITAB genişlikleri de artmıştır. Ancak kaynak parametreleriyle İT-ITAB ve KT-ITAB genişlikleri arasında herhangi bir korelasyon elde edilememiştir.
- ASTM E562 standardıyla DP600 (1.8) ana malzemesinin en düşük, DP800 (0.8) ana malzemesinin ise en yüksek MHO'ya sahip olduğu tespit edilmiştir. İT-ITAB'lardaki MHO'lar ise artan ısı girdisiyle azalmıştır. Tüm kaynak parametrelerinde İT-ITAB'ların MHO'ları ana malzemelerinkinden yüksek elde edilmiştir.
- ASTM E112 standardına göre en yüksek (4.42 μm) ve en düşük (1.60 μm) ferrit tane boyutuna sahip ana malzemelerin sırasıyla DP600 (1.8) ve DP800 (0.8) olduğu belirlenmiştir. Bu değerler ile çalışmada kullanılan DP çeliklerin ince taneli yapıya sahip oldukları, hatta DP800 (0.8) çeliğinin ultra-ince taneli çelik sınıfında yer aldığı söylenebilir. TW sacların İT-ITAB'larında ise ısı girdisiyle ferrit tane boyutlarının arttığı tespit edilmiştir. Düşük ısı girdisinde bile lazer kaynağı, İT-ITAB'lardaki ferrit tane boyutlarının ana malzemenin ferrit tane boyutlarından yüksek çıkmasına neden olmuştur.

Mekanik Karakterizasyon:

- DP çeliklerin mikrovickers sertlik ölçümleri için minimum 200g yükün kullanılması gerektiği tespit edilmiştir. Ana malzemeler içerisinde en yüksek mikro sertliğin (326 kgf/mm²), en yüksek MHO içermesinden dolayı DP800

(0.8) çeliğinde olduğu görülmüştür. TW sacların FB'leri tamamen çıta martenzitten oluştuğu için tüm kaynak parametrelerinde en yüksek mikro sertlik bu bölgede ölçülmüş ve sertliklerin 450-500 kgf/mm² arasında değiştiği belirlenmiştir. Yüksek MHO'dan dolayı İT-ITAB2 ve KT-ITAB2 sertlikleri İT-ITAB1 ve KT-ITAB1 sertliklerinden yüksek elde edilmiştir.

- MHO'ları aynı olmasına karşın KT-ITAB ve FB'de yer alan sırasıyla plaka martenzit ve çıta martenzitlerin sertliklerinin farklı olduğu, yüksek soğuma hızı neticesinde kristal kafeste oluşan çarpılma ve kalıntı gerilmelerin dislokasyon yoğunluğunu arttırmasından dolayı çıta martenzitin sertliğinin daha yüksek çıktığı tespit edilmiştir.
- Yumuşamış ITAB bölgesindeki martenzitin temperlenme derecesinin artan ısı girdisiyle yükseldiği belirlenmiş, MHO ile temperlenmiş martenzitin yumuşama derecesi arasında doğrusal bir ilişki elde edilmiştir.
- Tek eksenli çekme testleriyle elde edilen akma eğrilerinden ana malzemelerin sürekli akma sergiledikleri belirlenmiştir. Her iki DP800 çeliğin TE'sinin DP600 (1.8) çeliğinkine göre hadde doğrultusundan daha çok etkilendiği ve TD'de daha düşük olduğu belirlenmiştir. Dolayısıyla, DP600'ün izotropik, DP800'lerin az da olsa anizotropik davranış gösterdiği söylenebilir. DP600 (1.8) malzemesinin TE'leri, mikroyapısındaki fazlar eş eksenli olduğundan dolayı her üç doğrultuda yakın elde edilmiştir. DP800 (0.8) çeliğinin en yüksek akma ve çekme mukavemetine sahip olduğu fakat TE'sinin en düşük olduğu tespit edilmiştir. Mikroyapılarındaki tane boyutları yakın olduğu için DP800 çeliklerinin YS değerleri arasındaki fark düşük, MHO'larla ilişkili olarak TS değerleri arasındaki fark ise yüksek elde edilmiştir.
- TW1 ve TW2 saclarında çekme testi esnasında hasar sırasıyla DP600 (1.8) ve DP800 (0.8) ana malzemelerinde meydana gelmiştir. Dolayısıyla birleştirilen malzemelerin kalınlık oranlarına ve çekme mukavemetlerine bağlı olarak hasarın oluştuğu ana malzemelerin değiştiği saptanmıştır. Tüm doğrultularda TW sacların sünekliklerinin ana malzemelere göre azaldığı belirlenmiştir. 90°'lik numunelerde hasarın meydana geldiği ana malzemelerin değerleriyle karşılaştırıldığında TW1 ve TW2 saclarındaki toplam uzama değerlerinin sırasıyla %32 ve %43 azaldığı tespit edilmiştir. Çekme yükünün kaynak hattına 45° açılı olduğu numunelerde genel olarak TE'nin diğer doğrultulara kıyasla

daha çok azaldığı belirlenmiştir. Bu azalma, kalınlık farkının çok olması ve dolayısıyla kaynak köşesinde oluşan gerilme yığılması nedeniyle TW2 sacında daha yüksek çıkmıştır.

- TW1 sacın akma ve çekme mukavemeti değerleri P2S4 parametresinde hasarın olduğu ana malzemenin mukavemet değerlerine benzer, diğer parametrelerde ise bir miktar altında elde edilmiştir. TW2 sacında tüm parametrelerde akma mukavemetleri ana malzemeninkinden yüksek çıkmıştır. TW1 ve TW2 saclarında, kaynak bölgelerinde en yüksek MHO'nun elde edildiği P2S4 ve P3S4 parametrelerinde en yüksek mukavemet değerlerine sahip olduğu belirlenmiştir. P2S3 ve P3S3 kaynak parametrelerinde ise akma ve çekme mukavemetleri aynı elde edilmiştir. Dolayısıyla lazer gücünün kaynak hızına göre TW sacların mukavemet değerleri üzerine etkisinin düşük olduğu belirlenmiştir.

Mikromekanik Modelleme:

- Ana malzemelerden ve kaynak bölgelerinden rastgele seçilen RVE'lerin ve genel bölgelerin MHO'ları arasındaki hata maksimum %4.7 elde edilmiş, RVE'lerden oluşturulan ağ yapılarından hesaplanan homojenlik indekslerinin ise oldukça yüksek olduğu tespit edilmiştir.
- Dislokasyon yoğunluğu tabanlı pekleşme modeliyle elde edilen martenzit fazlarının akma eğrileri karşılaştırıldığında, DP600 (1.8) ana malzemesinin martenzit fazının en yüksek, DP800 (0.8) ana malzemesinin en düşük akma davranışına sahip olduğu, bu değişimin ise martenzit fazlarındaki karbon miktarına bağlı olduğu tespit edilmiştir. Ferrit fazlarının akma davranışlarında ise ferrit tane boyutlarına bağlı olarak ana malzemeler açısından tam tersi bir ilişki söz konusudur.
- DP800 (1.5) ana malzemesi için düzlem gerilme ve düzlem şekil değişimi yaklaşımları kullanılarak gerçekleştirilen mikromekanik analizlerin sonucunda düzlem gerilmeye sahip RVE'den elde edilen akma eğrisinde çok küçük plastik şekil değişiminde plastik kararsızlığın başladığı ve gerilmenin düştüğü saptanmış, dolayısıyla bu kabulün DP çeliklerin 2D mikromekanik analizi için yetersiz olduğu belirlenmiştir.

- TW sacların İT-ITAB'larından homojenizasyonla elde edilen akma mukavemetlerinin kaynak parametrelerinden etkilenmediği, bölgelerin içerdiği MHO'lara bağlı olarak çekme mukavemetlerinin ise değiştiği görülmüştür.
- Tüm ana malzemeler için mikromekanik analizlerde 0.1 μm 'lik düşük deformasyon değerinde bile ferrit fazlarında şekil değişimi meydana geldiği, martenzit fazlarındaki şekil değişimlerinin ise çok düşük kaldığı belirlenmiştir. Deformasyon seviyesi 0.5 μm 'ye ulaştığında martenzitteki plastik şekil değişimi ve ferrit fazlarında yaklaşık 45°'lik kayma bantları oluşmuştur. Deformasyon seviyesi arttırıldığında şekil değişiminin artarak ferrit matrisinde lokalize olduğu görülmüştür. En geniş kayma bantlarının, en büyük ferrit tanelerinin bulunduğu DP600 (1.8) çeliğinde meydana geldiği tespit edilmiştir. Daha küçük ferrit tanelerinin bulunduğu DP800 çeliklerinde kayma bantlarının küçüldüğü görülmüştür. Dolayısıyla, kaba ferrit tanelerinin daha kolay plastik şekil değişimine uğradığı belirlenmiştir. Düşük deformasyon seviyesinde martenzit fazlarında oluşan gerilme ferrit fazlarında oluşan gerilmeden yüksek elde edilmiş, martenzit fazlarında akmanın başlamadığı fakat ferrit fazlarında akmanın gerçekleştiği görülmüştür. DP800 çeliklerinin yüksek MHO içermesi ve martenzit tane boyutlarının düşük olması, yüksek deformasyon seviyelerinde martenzit fazlarında oluşan gerilmelerin daha homojen dağılmasını sağlamıştır. Tüm ana malzemelerde ferrit/martenzit tane sınırlarında oluşan kayma bantlarının artan deformasyon miktarıyla yığıldığı ve çatlakların çekme yönüne yaklaşık 45° açıyla ilerlediği gözlemlenmiştir.
- Ana malzemeler için gerçekleştirilen çekme analizlerinde eşdeğer plastik şekil değişimi ve gerilme değerleri deneysel verilere yakın elde edilmiş, akma eğrilerinin ise deneysel akma eğrileriyle uyumlu olduğu görülmüştür. TW sacların çekme analizlerinde ve çekme testlerinde hasarın meydana geldiği malzemelerin aynı olduğu belirlenmiştir. Çekme analizlerinde TW1 sacında her iki ana malzemenin de büyük miktarda plastik şekil değişimine uğradığı, TW2 sacında ise boyun verme esnasında DP600 (1.8) çeliğinde akmanın yeni başladığı saptanmıştır. Tüm kaynak parametreleri için TW sacların çekme analizlerinden elde edilen akma eğrilerinin deneysel eğrilerle uyumlu olduğu görülmüştür.

- Tez çalışmasıyla, dislokasyon yoğunluğu tabanlı pekleşme modelindeki parametrelerin doğru bir şekilde belirlenmesiyle 2D RVE yönteminin çift fazlı çeliklerin ve tailor-welded sacların lokal ve genel davranışlarını değerlendirmek için etkili bir yöntem olduğu belirlenmiştir.

5.2. Öneriler

Mikromekanik modellemeyle ve deneysel sonuçlarla elde edilen akma eğrileri arasındaki farkların, mikroyapının hem kaynak derinliği yönünde hem de kesit hattı boyunca homojen dağılmadığından kaynaklandığı düşünülmektedir. Dolayısıyla çalışmanın sonraki aşamalarında homojen dağılım göstermeyen mikroyapılar için daha kapsamlı bir model geliştirilebilir. Mikroyapılardaki homojensizlik dikkate alınarak ve dolayısıyla kaynak bölgeleri daha küçük parçalara bölünerek ve/veya 3D mikromekanik modeller geliştirilerek tailor-welded sacların RVE yöntemiyle elde edilen gerilme-şekil değişimi eğrileri deneysel eğrilere daha çok yaklaştırılabilir. Mikroyapıların mikro ölçekte akma davranışlarının elde edilmesi için iz testleri gerçekleştirilebilir ve RVE yöntemiyle elde edilen akma davranışlarıyla karşılaştırılabilir. Ayrıca dislokasyon yoğunluğu tabanlı pekleşme modeli için şekil değiştirme hızının yüksek olduğu metal şekillendirme işlemlerinde kullanılmak üzere şekil değişim hızına bağlı denklemler geliştirilebilir.

KAYNAKLAR

- Abbas, M., Hamdy, A. S., and Ahmed, E., 2020, The comparison of gas tungsten arc welding and flux cored arc welding effects on dual phase steel, *Materials Research Express*, 7(3), 036523.
- Ahmed, E. A. A., 2011, Laser welding of advanced high strength steels, Ph.D., *Rheinisch-Westfaelische Technische Hochschule Aachen*, Ann Arbor, Germany.
- Alabbasi, F., 2004, Micromechanical Modeling of Dual Phase Steels, Ph.D., *McGill University*, Montreal, Canada.
- Amirmaleki, M., 2014, Microstructural Analysis and Micromechanical Modeling of Flow Behaviour of Dual Phase Steels Using a Representative Volume Element Method, M.S. Thesis, *University of Windsor*, Ontario, Canada.
- ArcelorMittal, 2008, Multi-Thickness Laser Welded Blanks: Tailored Blanks, Report.
- Assuncao, E., & Williams, S., 2014, Effect of material properties on the laser welding mode limits, *Journal of Laser Applications*, 26(1), 012008.
- Azuma, M., Goutianos, S., Hansen, N., Winther, G., & Huang, X., 2012, Effect of hardness of martensite and ferrite on void formation in dual phase steel, *Materials Science and Technology*, 28(9-10), 1092-1100.
- Balasubramanian, K.R., Siva Shanmugam, N., Buvanashakaran, G., and Sankaranarayanan, K., 2008, Numerical and Experimental Investigation of Laser Beam Welding of AISI 304 Stainless Steel Sheet, *Advances in Production Engineering & Management Journal*, 3(2):93-105.
- Bandyopadhyay, K., Lee, M. G., Panda, S. K., Saha, P., and Lee, J., 2017, Formability assessment and failure prediction of laser welded dual phase steel blanks using anisotropic plastic properties, *Int. Journal of Mechanical Sciences*, 126, 203-221.
- Bergstrom, Y., 1970, A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline α -Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations, *Mater. Sci. and Eng.*, 5(4), pp. 193-200.
- Birgani, E. N., and Pouranvari, M., 2008, Effect of martensite volume fraction on the work hardening behavior of dual phase steels, *Metal 2009*, 19-21.
- Biro, E., 2013, Haz Softening Kinetics in Dual-Phase and Martensitic Steels, Ph.D. Thesis, *McMaster University*, Hamilton, Ontario, Canada.
- Bobade, S. A., and Badgujar, T. Y., 2017, Tailor Welded Blanks (Tubs) For a Sheet Metal Industry an Overview, *Ijarite*, Vol 3, Issue 3.
- Bourell, D. L., and Rizk, A., 1983, Influence of martensite transformation strain on the ductility of dual-phase steels, *Acta Metall.*, 31(4), pp. 609-617.

- Brückner-Foit, A., and Huang, X., 2006, Numerical simulation of micro-crack initiation of martensitic steel under fatigue loading, *Int. J. Fatigue*, 28, 963-971.
- Buessler, P., 1999, ECSC Steel RTD Programme, First half report, CECA7210-PR-044.
- Calcagnotto, M., Ponge, D., Demir, E., & Raabe, D., 2010, Orientation gradients and geometrically necessary dislocations in ultrafine grained dual-phase steels studied by 2D and 3D EBSD, *Materials Science and Engineering: A*, 527(10-11), 2738-2746.
- Coffman, V. R., Reid, A. C., Langer, S. A., & Dogan, G., 2012, OOF3D: An image-based finite element solver for materials science, *Mathematics and Computers in Simulation*, 82(12), 2951-2961.
- Das, D., & Chattopadhyay, P. P., 2009, Influence of martensite morphology on the work-hardening behavior of high strength ferrite-martensite dual-phase steel, *Journal of Materials Science*, 44(11), 2957-2965.
- De la Concepción, V. L., Lorusso, H. N., & Svoboda, H. G., 2015, Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels, *Procedia Materials Science*, 8, 1047-1056.
- Diekmann, U., 2012, Calculation of steel data using JMatPro, *COMAT 2012*, 21(22), 11.
- El-Sesy, I.A., and El-Baradie, Z.M., 2002, Influence carbon and/or iron carbide on the structure and properties of dual-phase steels, *Mater. Lett.*, 57, 580-585.
- Farabi, N., 2010, Mechanical Properties of Laser Welded Dual-Phase Steel Joints, M.S. Thesis, *Ryerson University*, Toronto, Ontario, Canada.
- Fonstein, N., 2015, Advanced High Strength Sheet Steels Physical Metallurgy, Design, Processing and Properties, *Springer*, East Chicago, IN, USA.
- Gil-Sevillano, J., 1993, Material Science and Technology: A Comprehensive Treatment, Cahn R.W. (ed.), *VCH*, Weinheim, 1993, vol. 6, pp. 19-88.
- Gladman, T., 1997, The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, The Institute of Materials, *The University Press*, Cambridge, London.
- Glode, S., Šori, M., and Kramberger, J., 2013, Prediction of micro-crack initiation in high strength steels using Weibull distribution, *Eng. Fract. Mech.*, 108, 263-274.
- Gong, H., Wang, S., Knysh, P., & Korkolis, Y. P., 2016, Experimental investigation of the mechanical response of laser-welded dissimilar blanks from advanced-and ultra-high-strength steels, *Materials & Design*, 90, 1115-1123.
- Granbom, Y., 2010, Structure and mechanical properties of dual phase steels - An experimental and theoretical analysis, Ph.D., *Pohang University*, Sydkorea.

- Gutierrez, I., 2005, AME modeling the mechanical behavior of steels with mixed microstructures, *Metalurgija-Journal of Metallurgy*, 11, 201-14.
- Gündüz, S., 2009, Effect of chemical composition, martensite volume fraction and tempering on tensile behaviour of dual phase steels, *Mater. Lett.*, 63(27), pp. 2381-2383.
- Güngör, G. Ö., 2019, Microstructural Modelling of Dual-Phase Steels Through Polycrystalline Plasticity at Rve Level, M.S. Thesis, *Middle East Technical University, Ankara, Turkey*.
- Hall, E. O., 1951, The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results, *Proc. Phys. Soc. Sect. B*, 64(9), pp. 747-753.
- Hansen, S.S., and Pradhan, R.R., 1981, Structure/property relationships and continuous yielding behaviour in Dual-Phase steels, *Fundamentals of Dual-phase steels, Conference and proceedings*, Chicago, February, pp. 113-141.
- He, S., 2001, Formability enhancement for tailor-welded blanks, Ph.D. Thesis, *University of Michigan, Ann Arbor, Michigan, USA*.
- Hill, R., 1963, Elastic properties of reinforced solids: some theoretical principles, *J. Mech. Phys. Solids*, 11, pp. 357-372.
- Hill, R., 1984, On macroscopic effects of heterogeneity in elastoplastic media at finite strain, *Math. Proc. Cambridge Philos. Soc.*, 95, pp. 481-494.
- Hou, Y., 2016, Modelling of plasticity and fracture behaviors of dual-phase steel, Ph.D. Thesis, *Sorbonne Universites, Paris, France*.
- Hu, Y., Zuo, X., Li, R., & Zhang, Z., 2012, Effect of initial microstructures on the properties of Ferrite-Martensite Dual-Phase pipeline steels with Strain-Based design, *Materials Research*, 15(2), 317-322.
- Huang, S., He, C., Zhao, Y., Li, S., Yu, Z., & Dong, L., 2014, Uniaxial tension simulation using real microstructure-based representative volume elements model of dual phase steel plate, *Procedia Engineering*, 81, 1384-1389.
- Hwang, B. C., Cao, T. Y., Shin, S. Y., Kim, S. H., Lee, S. H., and Kim, S. J., 2005, Effects of ferrite grain size and martensite volume fraction on dynamic deformation behaviour of 0.15C-2.0Mn-0.2Si dual phase steels, *Mater. Sci. Technol.*, 21(8), pp. 967-975.
- Ishikawa N., Parks D. M., Socrate S. and Kurihara M., 2000, Micromechanical Modeling of Ferrite-Pearlite Using Finite Element Unit Cell Models, *Iron and Steel Institute of Japan International*, Vol. 40 (11), pp. 1170-1179.
- Jacques, P., et al., 2007, Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing, *Acta Mat.*, v55, pp. 3681-3693.

- Jia, Q., Guo, W., Li, W., Zhu, Y., Peng, P., & Zou, G., 2016, Microstructure and tensile behavior of fiber laser-welded blanks of DP600 and DP980 steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 236, 73-83.
- Jiang, Z., Guan, Z., and Lian, J., 1995, Effects of microstructural variables on the deformation behaviour of dual-phase steel, *Mater. Sci. Eng. A*, 190, 55-64.
- Kadkhodapour, J., Butz, A., Ziaei-Rad, S., and Schmauder, S., 2011, A micro mechanical study on failure initiation of dual phase steels under tension using single crystal plasticity model, *International Journal of Plasticity*, 27(7), 1103-1125.
- Kang, C. Y., Han, T. K., Lee, B. K., and Kim, J. Kil., 2007, Characteristics of Nd:YAG laser welded 600 MPa grade TRIP and DP steels, *Material Science Forum*, 396772.
- Katani, S., Ziaei-Rad, S., Nouri, N., Saeidi, N., Kadkhodapour, J., Torabian, N., and Schmauder, S., 2013, Microstructure modelling of dual-phase steel using SEM micrographs and Voronoi polycrystal models, *Metall. Microstruct. Anal.* 2, 156-169.
- Katz, R., Zak, A., & Shirizly, A., 2018, Effect of laser welding parameters on weld bead geometry, *Research Journal of Applied Sciences, Engineering and Technology*, 15(3), 118-123.
- Kim, S., and Lee, S., 2000, Effects of martensite morphology and volume fraction on quasi-static and dynamic deformation behavior of dual-phase steels, *Metall. Mater. Trans. A*, 31(7), pp. 1753-1760.
- Kouznetsova, V. G., 2002, Computational homogenization for the multi-scale analysis of multi-phase materials, Ph.D, *Eindhoven University of Technology*, Eindhoven, Netherlands.
- Lai, Q., Bouaziz, O., Gouné, M., Brassart, L., Verdier, M., Parry, G., Perlade, A., Brechet, Y., & Pardoën, T., 2015, Damage and fracture of dual-phase steels: Influence of martensite volume fraction, *Materials Science and Engineering: A*, 646, 322-331.
- Li, H. B., Chen, M. S., Tian, Y. Q., Chen, L. S., and Chen, L. Q., 2020, Ultra-fine-Grained Ferrite Prepared from Dynamic Reversal Austenite During Warm Deformation, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 33(2):290-298, <https://doi.org/10.1007/s40195-019-00973-5>.
- Li, J., 2010, The Effect of Weld Design on the Formability of Laser Tailor Welded Blanks, M.S. Thesis, *University of Waterloo*, Ontario, Canada.
- Li, J., Nayak, S. S., Biro, E., Panda, S. K., Goodwin, F., & Zhou, Y., 2013, Effects of weld line position and geometry on the formability of laser welded high strength low alloy and dual-phase steel blanks, *Materials & Design*, 52, 757-766.
- Liao, J., Sousa, J. A., Lopes, A. B., Xue, X., Barlat, F., & Pereira, A. B., 2017, Mechanical, microstructural behaviour and modelling of dual phase steels under complex deformation paths, *International Journal of Plasticity*, 93, 269-290.

- Ma, J., 2013, Experimental and Numerical Studies On The Issues in Laser Welding of Galvanized High-Strength Dual-Phase Steels in a Zero-Gap Lap Joint Configuration, Ph.D, *Southern Methodist University*, USA.
- Madej, L., Wang, J., Perzynski, K., & Hodgson, P. D., 2014, Numerical modeling of dual phase microstructure behavior under deformation conditions on the basis of digital material representation, *Computational materials science*, 95, 651-662.
- Mahmoudiniya, M., Kokabi, A. H., Goodarzi, M., and Kestens, L. A. I., 2020, Friction stir welding of advanced high strength dual phase steel: Microstructure, mechanical properties and fracture behavior, *Mat. Sci. and Eng.: A*, Volume 769, 138490, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138490>.
- Martinsen, V., 2012, Micromechanical Modelling of Strain Localization and Fracture in Aluminium, M.S. Thesis, *Norwegian University of Science and Technology*, Trondheim, Norway.
- Marvi-Mashhadi, M., Mazinani, M., and Rezaee-Bazzaz, A., 2012, FEM modeling of the flow curves and failure modes of dual phase steels with different martensite volume fractions using actual microstructure as the representative volume, *Computational Materials Science*, 65, 197-202.
- Merklein, M., Johannes, M., Lechner, M., & Kuppert, A., 2014, A review on tailored blanks-Production, applications and evaluation, *Journal of Materials Processing Technology*, 214, 151-164.
- Mesplont, C., 2002, Phase transformations and microstructure-mechanical properties relations in Complex Phase high strength steels, Ph.D, *Gent University*, Ghent, Belgium.
- Moeini, G., Ramazani, A., Hildebrand, J., Roessler, C., & Koenke, C., 2018, Study of the effect of microstructural variation on the low cycle fatigue behavior of laser welded DP600 steel: Simulation and experimental validation, *Materials Science and Engineering: A*, 730, 232-243.
- Mori, T., and Tanaka, K., 1973, Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions, *Acta Metall.*, 21, pp. 571-574.
- Morrison W. B., 1966, The Effect of Grain Size on the Stress-Strain Relationship in Low-Carbon Steel, *Transactions of the ASM*, Vol. 59, pp. 824-846.
- Movahed, P., Kolahgar, S., Marashi, S. P. H., Pouranvari, M., & Parvin, N., 2009, The effect of intercritical heat treatment temperature on the tensile properties and work hardening behavior of ferrite-martensite dual phase steel sheets, *Materials Science and Engineering: A*, 518(1-2), 1-6.
- Nayak, B., & Sahu, R. K., 2019, Experimental and Digimat-FE based representative volume element analysis of exceptional graphene flakes/aluminium alloy nanocomposite characteristics, *Materials Research Express*, 6, 116593.

- Nemat-Nasser, S., 1999, Averaging theorems in finite deformation plasticity, *Mech. Mater.*, 31, pp. 493-523.
- Panda, S. K., Sreenivasan, N., Kuntz, M. L., & Zhou, Y., 2008, Numerical simulations and experimental results of tensile test behavior of laser butt welded DP980 steels, *Journal of engineering materials and technology*, Vol.130.
- Pandya, K. S., Grolleau, V., Roth, C. C., and Mohr, D., 2020, Fracture response of resistance spot welded dual phase steel sheets: Experiments and modeling, *International Journal of Mechanical Sciences*, Volume 187, 105869, <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2020.105869>.
- Pankaj, P., Tiwari, A., & Biswas, P., 2019, Influence of Operating Parameters on CO₂ Laser Welded Butt Joints of AISI 304 Stainless Steel Thin Sheets, *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, 6, 205-227.
- Paul, S. K., 2013, Real microstructure based micromechanical model to simulate microstructural level deformation behavior and failure initiation in DP 590 steel, *Materials & Design*, 44, 397-406.
- Petch, N. J., 1953, The cleavage strength of polycrystals, *J. Iron Steel Inst.*, 174, 25-28.
- Phetlam, P., & Uthaisangsuk, V., 2015, Microstructure based flow stress modeling for quenched and tempered low alloy steel, *Materials & Design*, 82, 189-199.
- Pickering, F. B., 1978, Physical Metallurgy and the Design of Steels, *Applied Science Publishers LTD*, London.
- Pushkareva, I., 2009, Microstructural evolution of Dual Phase steel: Improvement of damage resistance, Ph.D. Thesis, *University of Lorraine*, Nancy, France.
- Ramazani, A., Mukherjee, K., Prah, U., & Bleck, W., 2012, Modelling the effect of microstructural banding on the flow curve behaviour of dual-phase (DP) steels, *Computational Materials Science*, 52(1), 46-54.
- Ramazani, A., Schwedt, A., Aretz, A., Prah, U., and Bleck, W., 2013a, Characterization and modelling of failure initiation in DP steel, *Computational Materials Science*, 75, 35-44.
- Ramazani, A., Mukherjee, K., Quade, H., Prah, U., and Bleck, W., 2013b, Correlation between 2D and 3D flow curve modelling of DP steels using a microstructure-based RVE approach, *Materials Science & Engineering A*, 560, 129-139.
- Ramazani, A., Mukherjee, K., Abdurakhmanov, A., Prah, U., Schleser, M., Reisgen, U., and Bleck, W., 2014, Micro-macro-characterisation and modelling of mechanical properties of gas metal arc welded (GMAW) DP600 steel, *Materials Science & Engineering A*, 589, 1-14.


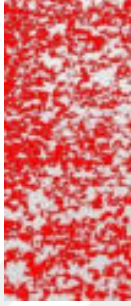
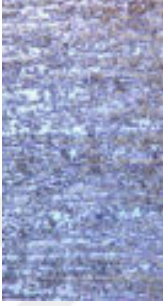
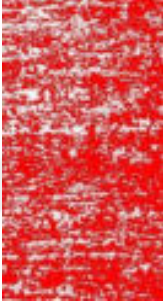
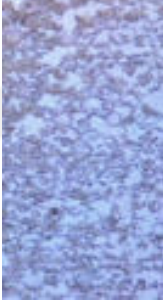
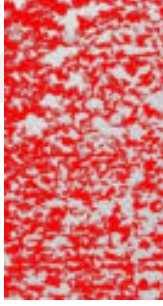

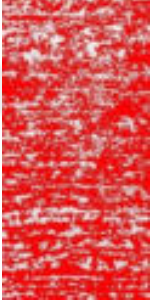
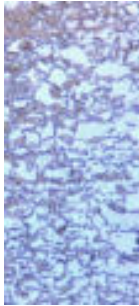


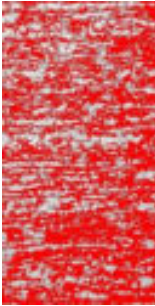

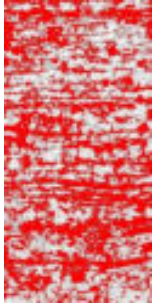
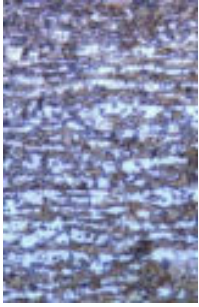
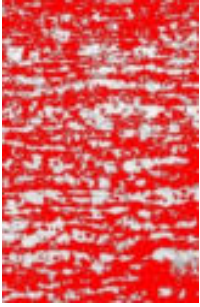
- Reisgen, U., Schleser, M., Mokrov, O., & Ahmed, E., 2010, Shielding gas influences on laser weldability of tailored blanks of advanced automotive steels, *Applied Surface Science*, 257, 1401-1406.
- Reisgen, U., Schleser, M., Mokrov, O., & Ahmed, E., 2012, Statistical modeling of laser welding of DP/TRIP steel sheets, *Optics & Laser Technology*, 44(1), 92-101.
- Rigsbee, J.M, and VanderArend, P.J., 1977, Laboratory studies of microstructures and structure-property relationships in dual-phase HSLA steels, Formable HSLA and dual-phase steels, pp. 56-86.
- Rodriguez, R., and Gutierrez, I., 2003, Unified formulation to predict the tensile curves of steels with different microstructures, *Mater. Sci. Forum*, 426-432(5), pp. 4525-4530.
- Rossini, M., Spena, P. R., Cortese, L., Matteis, P., & Firrao, D., 2015, Investigation on dissimilar laser welding of advanced high strength steel sheets for the automotive industry, *Materials Science and Engineering: A*, 628, 288-296.
- Saai, A., Hopperstad, O. S., Granbom, Y., and Lademo, O. G., 2014, Influence of volume fraction and distribution of martensite phase on the strain localization in dual phase steels, *Procedia Materials Science*, 3, 900-905.
- Saunders, N., Guo, Z., Li, X., Miodownik, A. P., & Schillé, J. -Ph., 2003, Using JMatPro to model materials properties and behavior, *Jom*, 55(12), 60-65.
- Sharma, R. S., & Molian, P., 2009, Yb: YAG laser welding of TRIP780 steel with dual phase and mild steels for use in tailor welded blanks, *Materials & Design*, 30(10), 4146-4155.
- Sirinakorn, T., Wongwiset, S., and Uthaisangskul, V., 2014, A study of local deformation and damage of dual phase steel, *Materials and Design*, 64, 729-742.
- Sluis, O. Van Der, Schreurs, P. J. G., Brekelmans, W. A. M., and Meijer, H. E. H., 2000, Overall behaviour of heterogeneous elastoviscoplastic materials: effect of microstructural modelling, *Mechanics of Materials*, 32, pp. 449-462.
- Smith, H., 2015, Microstructure and Mechanical Properties of the Fusion and Heat-Affected Zones of a Laser Welded Dp780 Steel, M.S. Thesis, *McMaster University*, Hamilton, Ontario, Canada.
- Sodjit, S., and Uthaisangskul, V., 2012a, A Micromechanical Flow Curve Model for Dual Phase Steels, *Journal of Metals, Materials and Minerals*, Vol.22 No.1 pp., 87-97.
- Sodjit, S., and Uthaisangskul, V., 2012b, Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels, *Materials and Design*, 41, 370-379.
- Song, R., Ponge, D., Raabe, D., Speer, J. G., & Matlock, D. K., 2006, Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels, *Materials Science and Engineering: A*, 441(1-2), 1-17.

- Song, Y., Hua, L., Chu, D., & Lan, J., 2012, Characterization of the inhomogeneous constitutive properties of laser welding beams by the micro-Vickers hardness test and the rule of mixture, *Materials & Design*, 37, 19-27.
- Sreenivasan, N., 2008, Effects of Laser Welding on Formability Aspects of Advanced High Strength Steel, M.S. Thesis, *University of Waterloo*, Waterloo, Ontario, Canada.
- Sreenivasan, N., Kuntz, M., and Zhou, Y., 2007, Influence of laser welding on the formability of AHSS steels, *Proceedings of Materials Science and Technology Conference and Exhibition*, 5, 3141-3152.
- Sreenivasan, N., Xia, M., Lawson, S., and Zhou, Y., 2008, Effect of laser welding on formability of DP980 steel, *Journal of Engineering Materials and Technology*, 130/041004, 1-9.
- Sun, X., Choi, K. S., Liu, W. N., and Khaleel, M. A., 2009a, Predicting failure modes and ductility of dual phase steels using plastic strain localization, *International Journal of Plasticity*, 25, 1888-1909.
- Sun, X., Choi, K. S., Soulami, A., Liu, W. N., and Khaleel, M. A., 2009b, On key factors influencing ductile fractures of dual phase (DP) steels, *Materials Science and Engineering A*, 526, 140-149.
- Svenungsson, J., Choquet, I., & Kaplan, A. F. H., 2015, Laser welding process-a review of keyhole welding modelling, *Physics procedia*, 78, 182-191.
- Terada, K., Hori, M., Kyoya, T., and Kikuchi, N., 2000, Simulation of the multi-scale convergence in computational homogenization approaches, *Int. J. Solids Struct.*, 37(16), pp. 2285-2311.
- Thompson, S. W. and Howell, P. R., 1992, Factors influencing ferrite/pearlite banding and origin of large pearlite nodules in a hypoeutectoid plate steel, *Materials Science and Technology*, 8:9, 777-784, doi: 10.1179/mst.1992.8.9.777.
- Tomota, Y., Umamoto, M., Komatsubara, N., Hiramatsu, A., Nakajima, N., Moriya, A., Watanabe, T., Nanba, S., Anan, G., Kunishige, K., Higo, Y., and Miyahara, M., 1992, Prediction of mechanical properties of multi-phase steels based on stress-strain curves, *ISIJ International*, 32(3), 343-349.
- Uchihara, M., and Fukui, K., 2002, Tailored blanks of high strength steels Comparison of welding processes, *Welding in the World*, 46, 41-48.
- Uthaisangskuk, V., Prah, U., & Bleck, W., 2011, Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels, *Engineering Fracture Mechanics*, 78(3), 469-486.
- Wei, X., Asgari, S. A., Wang, J. T., Rolfe, B. F., Zhu, H. C., and Hodgson, P. D., 2015, Micromechanical modelling of bending under tension forming behaviour of dual phase steel 600, *Computational Materials Science*, 108, 72-79.

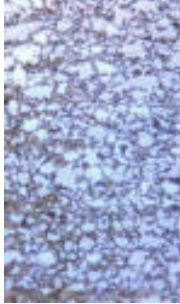
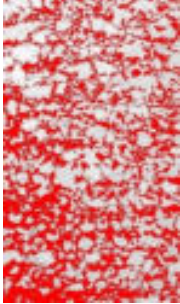

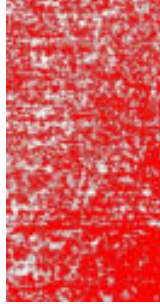

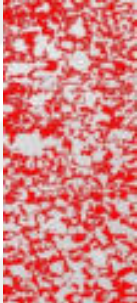
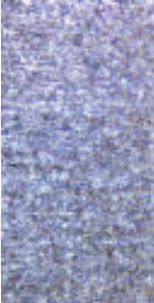
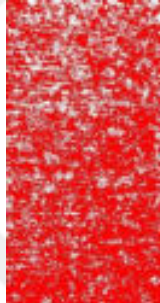

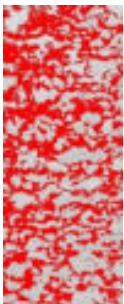

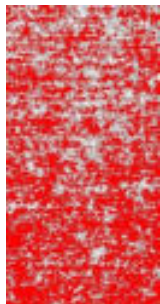

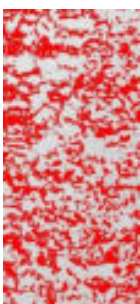

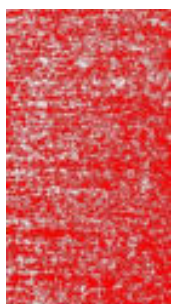
- Xia, M., Biro, E., Tian, Z., and Zhou, Y. N., 2008, Effects of heat input and martensite on HAZ softening in laser welding of dual phase steels, *ISIJ Int*, 48, 809814.
- Xu, W., 2012, Microstructure and Mechanical Properties of Welded Advanced Materials for Automotive Applications, M.S. Thesis, *Ryerson University*, Toronto, Ontario, Canada.
- Xu, W., Westerbaan, D., Nayak, S. S., Chen, D. L., Goodwin, F., & Zhou, Y., 2013, Tensile and fatigue properties of fiber laser welded high strength low alloy and DP980 dual-phase steel joints, *Materials & Design*, 43, 373-383.
- Zhang, C., Gong, B., Deng, C., & Wang, D., 2017, Computational prediction of mechanical properties of a C-Mn weld metal based on the microstructures and micromechanical properties, *Materials Science and Engineering: A*, 685, 310-316.
- Zhang, C., Gong, B., Deng, C., & Wang, D., 2018, Effect of microstructure heterogeneity on microscopic stress triaxiality of a C-Mn weld metal, *Journal of Manufacturing Processes*, 32, 372-379.
- Zhang, J., Di, H., Deng, Y., & Misra, R. D. K., 2015, Effect of martensite morphology and volume fraction on strain hardening and fracture behavior of martensite-ferrite dual phase steel, *Materials Science and Engineering: A*, 627, 230-240.

EKLER**EK-1 Isı Tesiri Altındaki Bölgelerdeki Mikroyapıların Segmentasyonu**

Çizelge E1.1. TW1 sacındaki ince taneli ısı tesiri altındaki bölgelerin farklı kaynak parametrelerindeki normal ve segmente edilmiş mikroyapıları

		Mikroyapı/Segmentasyon			
		Isı Tesiri Altındaki Bölgeler			
Kaynak Parametresi		ITAB1		ITAB2	
P2S3					
P2S4					
P3S3					
P3S4					

Çizelge E1.2. TW2 sacındaki ince taneli ısı tesiri altındaki bölgelerin farklı kaynak parametrelerindeki normal ve segmente edilmiş mikroyapıları

Mikroyapı/Segmentasyon				
Isı Tesiri Altındaki Bölgeler				
Kaynak Parametresi	ITAB1		ITAB2	
P2S3				
P2S4				
P3S3				
P3S4				

EK-2 Isı Tesiri Altındaki Bölgelerdeki Fazların Hacim Oranları ve Ferrit Tane Boyutları

Çizelge E2.1. ASTM E562 standardına ve ImageJ yazılımına göre elde edilen ince ısı tesiri altındaki bölgelerdeki fazların hacim oranları

Tailor-Welded Sac	Kaynak Parametreleri	Isı Tesiri Altındaki Bölge	Hacim oranı (%)			%95 GA (%)	BD (%)	
			ASTM E562		ImageJ			
			Martenzit	Ferrit	Martenzit			
TW1	P2S4	ITAB1	46.53	53.47	46.47	3.76	8.08	
		ITAB2	59.52	40.48	59.81	9.57	16.08	
	P2S3	ITAB1	45.10	54.90	45.29	5.48	12.15	
		ITAB2	59.01	40.99	59.27	11.01	18.66	
	P3S4	ITAB1	43.87	56.13	43.8	10.14	23.11	
		ITAB2	53.74	46.26	53.68	7.53	14.02	
	P3S3	ITAB1	38.57	61.43	38.9	9.75	25.27	
		ITAB2	51.36	48.64	51.19	6.38	12.42	
	TW2	P2S4	ITAB1	48.23	61.77	38.14	11.46	17.54
			ITAB2	65.13	34.87	64.82	12.55	19.27
		P2S3	ITAB1	46.12	63.88	36.36	8.04	22.26
			ITAB2	57.31	42.69	57.45	7.71	13.45
P3S4		ITAB1	45.88	64.12	35.51	9.89	19.45	
		ITAB2	56.63	43.37	56.42	10.27	18.13	
P3S3		ITAB1	42.42	58.44	42.17	8.05	14.98	
		ITAB2	52.72	47.28	52.38	9.64	18.29	

Çizelge E2.2. ASTM E112 standardına göre elde edilen ısı tesiri altındaki bölgelerdeki ferrit tanelerinin boyutları

Tailor-Welded Sac	Kaynak Parametreleri	Isı Tesiri Altındaki Bölge	Ferrit (μm)	%95 GA (%)	BD (%)	
TW1	P2S4	ITAB1	5.13	2.22	4.15	
		ITAB2	3.10	1.89	4.66	
	P2S3	ITAB1	5.58	2.75	5.01	
		ITAB2	3.52	2.70	6.58	
	P3S4	ITAB1	5.87	2.38	4.24	
		ITAB2	3.93	1.37	2.97	
		P3S3	ITAB1	5.97	2.21	3.60
			ITAB2	4.95	2.61	5.37
	TW2	P2S4	ITAB1	4.96	2.33	5.69
			ITAB2	2.28	2.52	7.23
		P2S3	ITAB1	5.34	3.21	6.54
			ITAB2	2.46	3.55	8.31
P3S4		ITAB1	5.77	2.34	4.21	
		ITAB2	2.83	3.43	7.91	
P3S3		ITAB1	5.89	3.56	5.06	
		ITAB2	2.89	4.30	9.10	

EK-3 Ferrit ve Martenzit Fazlarının Akma Gerilmelerinin Hesaplanması

DP600 (1.8) Ana Malzemesindeki Ferritin Akma Davranışı

$$\begin{aligned}\sigma_0(\text{MPa}) &= 77 + 750(0.04) + 60(0.361) + 80(0.018) + 45(0.118) \\ &\quad + 60(0.598) + 80(1.5) + 11(0.003) + 5000(0.018) = 381.32\end{aligned}$$

$$\Delta\sigma(\text{MPa}) = 5000(0.0061) = 30.50$$

$$\begin{aligned}\sigma(\text{MPa}) &= 381.32 + 30.50 + 0.33 \times 3 \times 80000 \sqrt{2.5 \times 10^{-10}} \sqrt{\frac{1 - \exp\left(-3x \frac{10^{-5}}{4.42 \times 10^{-6}} x \varepsilon\right)}{\frac{10^{-5}}{4.42 \times 10^{-6}} x (4.42 \times 10^{-6})}} \\ &= 411.82 + 1.25 \sqrt{\frac{1 - \exp(-6.79\varepsilon)}{10^{-5}}}\end{aligned}$$

DP600 (1.8) Ana Malzemesindeki Martenzitin Akma Davranışı

$$\begin{aligned}\sigma_0(\text{MPa}) &= 77 + 750(0.04) + 60(0.361) + 80(0.018) + 45(0.118) \\ &\quad + 60(0.598) + 80(1.5) + 11(0.003) + 5000(0.018) = 381.32\end{aligned}$$

$$\Delta\sigma(\text{MPa}) = 3065(0.543) - 161 = 1503.30$$

$$\begin{aligned}\sigma(\text{MPa}) &= 381.32 + 1503.30 + 0.33 \times 3 \times 80000 \sqrt{2.5 \times 10^{-10}} \sqrt{\frac{1 - \exp(-3x41x\varepsilon)}{41x(3.8 \times 10^{-8})}} \\ &= 1884.62 + 1.25 \sqrt{\frac{1 - \exp(-123\varepsilon)}{155.8 \times 10^{-8}}}\end{aligned}$$

DP800 (1.5) Ana Malzemesindeki Ferritin Akma Davranışı

$$\begin{aligned}\sigma_0(\text{MPa}) &= 77 + 750(0.022) + 60(0.31) + 80(0.016) + 45(0.089) \\ &\quad + 60(0.523) + 80(2.04) + 11(0.0028) + 5000(0.015) = 387\end{aligned}$$

$$\Delta\sigma(\text{MPa}) = 5000(0.0049) = 24.50$$

$$\begin{aligned}\sigma(\text{MPa}) &= 387 + 24.50 + 0.33 \times 3 \times 80000 \sqrt{2.5 \times 10^{-10}} \sqrt{\frac{1 - \exp\left(-3x \frac{10^{-5}}{2.62 \times 10^{-6}} x \varepsilon\right)}{\frac{10^{-5}}{2.62 \times 10^{-6}} x (2.62 \times 10^{-6})}} \\ &= 411.50 + 1.25 \sqrt{\frac{1 - \exp(-11.45\varepsilon)}{10^{-5}}}\end{aligned}$$

DP800 (1.5) Ana Malzemesindeki Martenzitin Akma Davranışı

$$\begin{aligned}\sigma_0(\text{MPa}) &= 77 + 750(0.022) + 60(0.31) + 80(0.016) + 45(0.089) \\ &\quad + 60(0.523) + 80(2.04) + 11(0.0028) + 5000(0.015) = 387\end{aligned}$$

$$\Delta\sigma(\text{MPa}) = 3065(0.31) - 161 = 789.15$$

$$\begin{aligned}\sigma(\text{MPa}) &= 387 + 789.15 + 0.33 \times 3 \times 80000 \sqrt{2.5 \times 10^{-10}} \sqrt{\frac{1 - \exp(-3 \times 41 \times \varepsilon)}{41 \times (3.8 \times 10^{-8})}} \\ &= 1176.15 + 1.25 \sqrt{\frac{1 - \exp(-123\varepsilon)}{155.8 \times 10^{-8}}}\end{aligned}$$

DP800 (0.8) Ana Malzemesindeki Ferritin Akma Davranışı

$$\begin{aligned}\sigma_0(\text{MPa}) &= 77 + 750(0.023) + 60(0.296) + 80(0.01) + 45(0.063) \\ &\quad + 60(0.232) + 80(2.38) + 11(0.016) + 5000(0.031) = 475.14\end{aligned}$$

$$\Delta\sigma(\text{MPa}) = 5000(0.0043) = 21.50$$

$$\begin{aligned}\sigma(\text{MPa}) &= 475.14 + 21.50 + 0.33 \times 3 \times 80000 \sqrt{2.5 \times 10^{-10}} \sqrt{\frac{1 - \exp\left(-3 \times \frac{10^{-5}}{1.60 \times 10^{-6}} \times \varepsilon\right)}{\frac{10^{-5}}{1.60 \times 10^{-6}} \times (1.60 \times 10^{-6})}} \\ &= 496.64 + 1.25 \sqrt{\frac{1 - \exp(-18.75\varepsilon)}{10^{-5}}}\end{aligned}$$

DP800 (0.8) Ana Malzemesindeki Martenzitin Akma Davranışı

$$\begin{aligned}\sigma_0(\text{MPa}) &= 77 + 750(0.023) + 60(0.296) + 80(0.01) + 45(0.063) \\ &\quad + 60(0.232) + 80(2.38) + 11(0.016) + 5000(0.031) = 475.14\end{aligned}$$

$$\Delta\sigma(\text{MPa}) = 3065(0.242) - 161 = 580.73$$

$$\begin{aligned}\sigma(\text{MPa}) &= 475.14 + 580.73 + 0.33 \times 3 \times 80000 \sqrt{2.5 \times 10^{-10}} \sqrt{\frac{1 - \exp(-3 \times 41 \times \varepsilon)}{41 \times (3.8 \times 10^{-8})}} \\ &= 1055.87 + 1.25 \sqrt{\frac{1 - \exp(-123\varepsilon)}{155.8 \times 10^{-8}}}\end{aligned}$$