
GAZİ ÜNİVERSİTESİ
Gazi
1926

DP1000 ÇELİK SAC MALZEMENİN SICAKLIK VE DEFORMASYON HIZINA BAĞLI ŞEKİLLENDİRME DAVRANIŞI VE MİKROYAPISININ MEKANİK MODELLENMESİ

Onur ÇAVUŞOĞLU

DOKTORA TEZİ
İMALAT MÜHENDİSLİĞİ ANABİLİM DALI

GAZİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

ŞUBAT 2018

Onur ÇAVUŞOĞLU tarafından hazırlanan "DP1000 ÇELİK SAC MALZEMENİN SICAKLIK VE DEFORMASYON HIZINA BAĞLI ŞEKİLLENDİRME DAVRANIŞI VE MİKROYAPISININ MEKANİK MODELLENMESİ" adlı tez çalışması aşağıdaki jüri tarafından OY BİRLİĞİ ile Gazi Üniversitesi İmalat Mühendisliği Anabilim Dalında DOKTORA TEZİ olarak kabul edilmiştir.

Danışman: Yrd. Doç. Dr. Hakan GÜRÜN

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum. ……..

İkinci Danışman: Doç. Dr. Serkan TOROS

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum. ...……

Başkan: Prof. Dr. İhsan KORKUT

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum. ...……

Üye: Prof. Dr. Ahmet GÜRAL

Metalurji ve Malzeme Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum. ...……

Üye: Doç. Dr. Ahmet TAŞKESEN

Endüstriyel Tasarım Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum. ...……

Üye: Doç. Dr. Fırat KAFKAS

İmalat Mühendisliği Anabilim Dalı, Gazi Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum. .....……

Üye: Doç. Dr. Ulaş ÇAYDAŞ

Makine Mühendisliği Anabilim Dalı, Fırat Üniversitesi

Bu tezin, kapsam ve kalite olarak Doktora Tezi olduğunu onaylıyorum. ...……

Tez Savunma Tarihi: 05/02/2018

Jüri tarafından kabul edilen bu tezin Doktora Tezi olması için gerekli şartları yerine getirdiğini onaylıyorum.

……..……

Prof. Dr. Sena YAŞYERLİ

Fen Bilimleri Enstitüsü Müdürü

ETİK BEYAN

Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Tez Yazım Kurallarına uygun olarak hazırladığım bu tez çalışmasında;

- Tez içinde sunduğum verileri, bilgileri ve dokümanları akademik ve etik kurallar çerçevesinde elde ettiğimi,
- Tüm bilgi, belge, değerlendirme ve sonuçları bilimsel etik ve ahlak kurallarına uygun olarak sunduğumu,
- Tez çalışmasında yararlandığım eserlerin tümüne uygun atıfta bulunarak kaynak gösterdiğimi,
- Kullanılan verilerde herhangi bir değişiklik yapmadığımı,
- Bu tezde sunduğum çalışmanın özgün olduğunu,

bildirir, aksi bir durumda aleyhime doğabilecek tüm hak kayıplarını kabullendiğimi beyan ederim.

Onur ÇAVUŞOĞLU

05/02/2018

DP1000 ÇELİK SAC MALZEMENİN SICAKLIK VE DEFORMASYON HIZINA BAĞLI ŞEKİLLENDİRME DAVRANIŞI VE MİKROYAPISININ MEKANİK MODELLENMESİ

(Doktora Tezi)

Onur ÇAVUŞOĞLU

GAZİ ÜNİVERSİTESİ

FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ

Şubat 2018

ÖZET

Bu tez çalışması kapsamında otomotiv endüstrisindeki kullanımı büyük önem kazanmış olan geliştirilmiş yüksek mukavemetli DP1000 çeliğinin deformasyon davranışı detaylı olarak incelenmiştir. Tez çalışmasının ilk bölümünde, 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C sıcaklıklarında ve 0,0083 s^{-1}, 0,16 s^{-1} deformasyon oranlarında tek eksenli çekme deneyleri gerçekleştirilerek malzemenin mekanik özellikleri belirlenmiştir. Çekme testlerinden elde edilen veriler kullanarak Hill-48 ve Barlat-89 akma kriterine göre akma yüzeyleri oluşturulmuş, sıcaklık ve hıza bağlı akma davranışı incelenmiştir. Marciniak-Kuczynski modeli ile şekillendirme sınır eğrileri elde edilerek malzemenin şekillendirilme kabiliyeti tespit edilmiştir. Tez çalışmasının ikinci bölümünde ise çeliğin mikroyapısındaki değişimleri gözlemlemek amacıyla iki ve üç boyutlu olarak mikroyapısı modellenmiş ve sonlu elemanlar yöntemi kullanılarak deformasyon analizleri gerçekleştirilmiştir. Şekillendirme işleminin düşük sıcaklıklarda ve yavaş deformasyon hızlarında yapılmasının uygun olacağı sonucuna ulaşılmıştır.

Bilim Kodu	:	91421
Anahtar Kelimeler	:	DP1000, sıcaklık, deformasyon oranı, şekillendirilebilirlik, akma yüzeyi, mikro yapı sonlu elemanlar analizi
Sayfa Adedi	:	118
Danışman	:	Yrd. Doç. Dr. Hakan GÜRÜN
İkinci Danışman	:	Doç. Dr. Serkan TOROS

MECHANICAL MODELLING OF TEMPERATURE AND DEFORMATION SPEED DEPENDENT FORMABILITY BEHAVIOUR AND MICROSTRUCTURE OF DP1000 DUAL PHASE STEEL SHEET

(Ph. D. Thesis)

Onur ÇAVUŞOĞLU

GAZİ UNIVERSITY

GRADUATE SCHOOL OF NATURAL AND APPLIED SCIENCES

February 2018

ABSTRACT

In this thesis, the deformation behaviors of DP1000 steel, an improved high strength steel type, which has gained great importance in the automotive industry, have been examined in detail. In the first part of the thesis study, the mechanical properties of the material were determined by performing uniaxial tensile tests at temperatures of 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C and 0,0083 s^{-1}, 0,16 s^{-1}. By using the data obtained from the tensile tests, yield loci were formed according to the Hill-48 and Barlat-89 yield criterion and the flow behavior was investigated due to temperature and deformation speed. Formability behaviour of the material was determined by obtaining forming limit curves by using Marciniak–Kuczynski model. In the second part of the thesis study, two and three dimensional microstructure modeling were used to observe the changes in the microstructure of the material and deformation analyzes were performed using the finite element method. It has been achieved that it is appropriate to perform the forming process at low temperatures and slow deformation rates.

Science Code : 91421
Key Words : DP1000, temperature, strain rate, formability, yield surface, microstructure finite element analysis
Page Number : 118
Supervisor : Assist. Prof. Dr. Hakan GÜRÜN
Co-Supervisor : Assoc. Prof. Dr. Serkan TOROS

TEŞEKKÜR

Tez çalışmam kapsamında desteklerini esirgemeyen danışmanlarım Yrd. Doç. Dr. Hakan GÜRÜN ve Doç. Dr. Serkan TOROS'a teşekkürlerimi sunarım. Tez hazırlama sürecindeki değerli yorumları ve yapıcı önerilerinden dolayı tez izleme komitesi üyeleri Doç. Dr. Fırat KAFKAS ve Doç. Dr. Ahmet TAŞKESEN'e ve malzeme karakterizasyon çalışmalarımda kıymetli bilgilerinden faydalandığım Prof. Dr. Ahmet GÜRAL'a teşekkür ederim.

İÇİNDEKİLER

Sayfa

ÖZET iv

ABSTRACT v

TEŞEKKÜR vi

İÇİNDEKİLER vii

ÇİZELGELERİN LİSTESİ ix

ŞEKİLLERİN LİSTESİ x

RESİMLERİN LİSTESİ xiv

SİMGELER VE KISALTMALAR xv

1. GİRİŞ 1

2. LİTERATÜR İNCELEMESİ 5

2.1. Literatür Değerlendirmesi 19

3. TEZİN AMACI 21

4. GENEL BİLGİLER 23

4.1. Sac Metal Parçaların Şekillendirilmesi 23

4.2. Sac Metal Şekillendirme Sürecini Etkileyen Faktörler 24

4.2.1. İşlem özelliklerinin etkisi 24

4.2.2. Malzeme özelliklerinin etkisi 26

4.3. Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi 27

4.4. Şekillendirme Sınır Diyagramları 32

4.5. Akma Yüzeyleri 34

4.6. Çift Fazlı Çelikler 35

4.6.1. Çift fazlı çeliklerde bulunan alaşım elementleri etkileri 37

4.6.2. Çift fazlı çeliklerin mikroyapısı 38

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR 39

Sayfa

5.1. Malzeme Karakterizasyonu 39
5.1.1. Malzeme 39
5.1.2. Metalografik işlemler 39
5.2. Çekme Testleri 44
5.2.1. Deney sonuçlarının işlenmesi 47
5.3. Çekme Testi Sonuçları 47
5.4. Anizotropi Kabiliyetinin İncelenmesi 55
5.5. Kırılma Davranışının İncelenmesi 58
5.6. Geri Esneme Davranışının Belirlenmesi 62
6. ŞEKİLLENDİRME DAVRANIŞININ İNCELENMESİ 67
6.1. Akma Yüzeyleri 67
6.2. DP1000 Çeliğinin Şekillendirme Sınır Diyagramlarının Modellenmesi 72
6.3. 60º V Bükme Analizleri 74
6.4. Gerdirerek Şekillendirme Analizleri 75
7. MİKRO YAPI MODELLEME VE ANALİZ İŞLEMLERİ 83
7.1. Mikroyapının Modellenmesi ve Deformasyon Anazlizleri 84
8. SONUÇ VE ÖNERİLER 105
KAYNAKLAR 107
ÖZGEÇMİŞ 117

ÇİZELGELERİN LİSTESİ

Çizelge **Sayfa**

Çizelge 4.1. Ticari olarak kullanılan çift fazlı çelikler 36

Çizelge 5.1. DP1000 çift fazlı çelik malzemenin kimyasal analiz sonuçları..... 39

Çizelge 6.1. Malzeme karakterizasyon sonuçları 68

Çizelge 7.1. DP600, DP800 ve DP1000 çelikleri gerilme dağılımları (0,05, 0,5, 1 μm) 89

Çizelge 7.2. DP600, DP800 ve DP1000 çelikleri deformasyon dağılımları (0,05, 0,5, 1 μm) 90

ŞEKİLLERİN LİSTESİ

Şekil **Sayfa**

Şekil 1.1. Yüksek mukavemetli sacların kullanım karşılaştırması 2

Şekil 1.2. Yüksek mukavemetli sacların sınıflandırılması 2

Şekil 2.1. Çift fazlı çelik mikroyapısının modellenmesi 14

Şekil 2.2. TRIP çeliğin mikroyapısının üç boyutlu modelinin oluşturulması 14

Şekil 2.3. Farklı martenzit hacim oranlarına sahip çift fazlı çelik malzemenin üç boyutlu mikroyapı modelleri a) % 20 b) % 37 c) % 46..... 15

Şekil 2.4. Farklı martenzit hacim oranlarına sahip çift fazlı çelik malzemenin üç boyutlu mikroyapı modelleri a) DP600, b) DP800 16

Şekil 2.5. Çift fazlı çelik mikroyapısının modellenmesi 16

Şekil 2.6. Ferrit ve martenzit fazlarına ait akma eğrileri 17

Şekil 2.7. Farklı martanezit hacim oranlarına sahip çift fazlı çelik malzemenin iki boyutlu mikroyapı modelleri a) %40 b) %20 17

Şekil 2.8. DP590 çift fazlı çeliğin deformasyon analizi 19

Şekil 4.1. Sac metal bir parçanın kalıpta şekillendirilmesi..... 23

Şekil 4.2. Sac metal bir parçanın kalıpta bükme işlemi..... 24

Şekil 4.3. Şekillenebilirlik kabiliyetini etkileyen faktörler..... 25

Şekil 4.4. Şekillenebilirlik kabiliyetini etkileyen malzeme özellikleri..... 27

Şekil 4.5. Çekme testi numune deformasyon süreci ve gerilme deformasyon eğrisi ... 28

Şekil 4.6. Plastik deformasyon süreci..... 29

Şekil 4.7. Akma noktası belirlenmesi..... 30

Şekil 4.8. Deformasyon hızı hassasiyetinin belirlenmesi 31

Şekil 4.9. Şekillendirme sınır diyagramı deformasyon bölgeleri 33

Şekil 4.10. Sac şekillendirme işleminde gerilme durumları 34

Şekil 4.11. Örnek bir akma yüzeyi 35

Şekil 4.12. Çift fazlı çeliklerin otomotiv gövde imalatında kullanımı 36

Şekil 4.13. Ticari çift fazlı çeliklerin gerilme deformasyon ilişkisi 37

Şekil **Sayfa**

Şekil 4.14. Çift fazlı çelik üretim süreci soğuma diyagramı 38

Şekil 5.1. Faz hacim oranı hesaplanması için fazların renklendirilmesi 43

Şekil 5.2. Ferrit tane boyu dağılımı 44

Şekil 5.3. Martenzit tane boyutu dağılımı 44

Şekil 5.4. ASTM E8 çekme numunesi standard ölçüleri 45

Şekil 5.5. Deformasyon ölçümü şematik gösterimi 46

Şekil 5.6. DP1000 çeliği çekme testi sonuçları 48

Şekil 5.7. Akma dayanımı, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi 49

Şekil 5.8. Çekme dayanımı, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi 50

Şekil 5.9. Uniform uzama, sıcaklık ve deformasyon oranı ilişkisi 51

Şekil 5.10. Pekleşme katsayısı, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi 51

Şekil 5.11. Mukavemet katsayısı, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi 52

Şekil 5.12. Deformasyon hızı hassasiyeti sıcaklık ilişkisi 53

Şekil 5.13. Pekleşme oranı, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi 54

Şekil 5.14. Boyun verme sürecinde yük taşıma kapasitesi, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi 55

Şekil 5.15. DP1000 çeliğin farklı hadde yönlerinde çekme eğrileri 56

Şekil 5.16. Anizotropi, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi 57

Şekil 5.17. Düzlemsel ve normal anizotropi, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi 57

Şekil 5.18. 60° V bükme kalıbı ölçüleri 62

Şekil 5.19. Bükme deneyi numune ölçüleri 63

Şekil 5.20. Geri Esneme, sıcaklık ve hız ilişkisi 64

Şekil 5.21. 25 mm/dak deformasyon hızında geri esneme, sıcaklık ilişkisi 65

Şekil 5.22. 500 mm/dak deformasyon hızında geri esneme, sıcaklık ilişkisi 65

Şekil 5.23. Deformasyon hızı bükme kuvveti ilişkisi 66

Şekil 6.1. Deneysel ve tahmin edilen anizotropi değerlerinin karşılaştırılması 69

Şekil **Sayfa**

Şekil 6.2. Deneysel olarak elde edilen ve tahmin edilen akma gerilmelerinin karşılaştırılması 70

Şekil 6.3. 0.0083 s^{-1} deformasyon oranında oluşturulan akma yüzeyleri 71

Şekil 6.4. 0.16 s^{-1} deformasyon oranında oluşturulan akma yüzeyleri 72

Şekil 6.5. Sıcaklık ve deformasyon oranına bağlı oluşturulan şekillendirme sınır diyagramları 73

Şekil 6.6. 60˚ V bükme kalıp modeli 74

Şekil 6.7. Geri esneme analiz ve deney sonuçlarının karşılaştırılması 75

Şekil 6.8. Gerdirerek şekillendirme kalıp modeli 76

Şekil 6.9. 25 mm/dak deformasyon hızında kuvvet oluşumu 77

Şekil 6.10. 500 mm/dak deformasyon hızında kuvvet oluşumu 78

Şekil 6.11. Sac kalınlığı ölçüm bölgesi 79

Şekil 6.12. 25 mm/dak deformasyon hızında sıcaklık incelme miktarı grafiği 80

Şekil 6.13. 500 mm/dak deformasyon hızında sıcaklık incelme miktarı grafiği 81

Şekil 6.14. Deformasyon hızı incelme ilişkisi 82

Şekil 7.1. DP1000 çeliği mikro yapısını ve deformasyon analizleri için oluşturulan model 85

Şekil 7.2. DP600, DP800 ve DP1000 çift fazlı çeliklerinde bulunan fazların akma eğrileri 86

Şekil 7.3. Şematik deformasyon gösterimi 87

Şekil 7.4. İki boyutlu analiz akma eğrisi deformasyon ve deneysel sonuçlarının karşılaştırılması 87

Şekil 7.5. Muhtemel çatlak oluşum bölgesi ait bir görüntü 91

Şekil 7.6. Gerilme - deformasyon miktarı ilişkisi 92

Şekil 7.7. 0,5 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı 92

Şekil 7.8. 0,9 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı 93

Şekil 7.9. 1,28 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı 93

Şekil 7.10. 1,8 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı 94

Şekil **Sayfa**

Şekil 7.11. 2,56 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı 94

Şekil 7.12. Plastik deformasyon – deformasyon miktarı ilişkisi 95

Şekil 7.13. 0,5 µm deformasyon miktarında plastik deformasyon dağılımı..... 95

Şekil 7.14. 0,9 µm deformasyon miktarında plastik deformasyon dağılımı..... 96

Şekil 7.15. 1,28 µm deformasyon miktarında plastik deformasyon dağılımı..... 96

Şekil 7.16. 1,8 µm deformasyon miktarında plastik deformasyon dağılımı..... 97

Şekil 7.17. 2,56 µm deformasyon miktarında plastik deformasyon dağılımı..... 97

Şekil 7.18. Çift fazlı çelik üç boyutlu mikroyapı görüntüsü..... 98

Şekil 7.19. Ferrit fazı (% 52,97) 98

Şekil 7.20. Martenzit fazı (% 47.03)..... 99

Şekil 7.21. Üç boyutlu analiz deformasyon yönü..... 99

Şekil 7.22. 0,11 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı..... 100

Şekil 7.23. 0,3 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı 101

Şekil 7.24. 0,6 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı 101

Şekil 7.25. 0,11 µm deformasyon miktarında deformasyon dağılımı 102

Şekil 7.26. 0,3 µm deformasyon miktarında deformasyon dağılımı 103

Şekil 7.27. 0,6 µm deformasyon miktarında deformasyon dağılımı 103

Şekil 7.28. Üç boyutlu analiz akma eğrisi deformasyon ve deneysel sonuçlarının karşılaştırılması..... 104

RESİMLERİN LİSTESİ

Resim **Sayfa**

Resim 5.1. Bakalite alınan metalografi numunesi 40

Resim 5.2. Otomatik zımparalama ve parlatma cihazı 41

Resim 5.3. Görüntülemede kullanılan mikroskoplar a) optik mikroskop b) taramalı elektron mikroskobu 41

Resim 5.4. DP1000 çeliği optik mikroskop görüntüler 42

Resim 5.5. DP1000 çeliği taramalı elektron mikroskobu görüntüleri 42

Resim 5.6. Shimadzu Autograph 100 kN çekme test cihazı 46

Resim 5.7. Kırılma bölgeleri 59

Resim 5.8. 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında farklı sıcaklıklarda çekme testi yapılmış numunelerin kırılma yüzeyleri 60

Resim 5.9. 0,16 s^{-1} deformasyon oranında farklı sıcaklıklarda çekme testi yapılmış numunelerin kırılma yüzeyleri 61

Resim 5.10. 60° V bükme deney setine ait bir görüntü 63

SİMGELER VE KISALTMALAR

Bu çalışmada kullanılmış simgeler ve kısaltmalar, açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	**Açıklamalar**
K	mukavemet katsayısı
ε	birim şekil değiştirme oranı
m	deformasyon hızına duyarlılık katsaıyısı
r	anizotropi
ε_w	genişlikteki şekil değişimi
ε_t	kalınlıktaki şekil değişimi
$\sigma_{müh}$	mühendislik gerilmesi
$\sigma_{gerçek}$	gerçek gerilme
$\varepsilon_{müh}$	mühendislik şekil değişimi
$\varepsilon_{gerçek}$	gerçek şekil değişimi
n	pekleşme katsayısı
m	deformasyon hızı hassasiyeti

Kısaltmalar	**Açıklamalar**
AHSS	Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikleri
FLD	Şekillendirme sınır diyagramı
RVE	Temsili hacim eleman

1. GİRİŞ

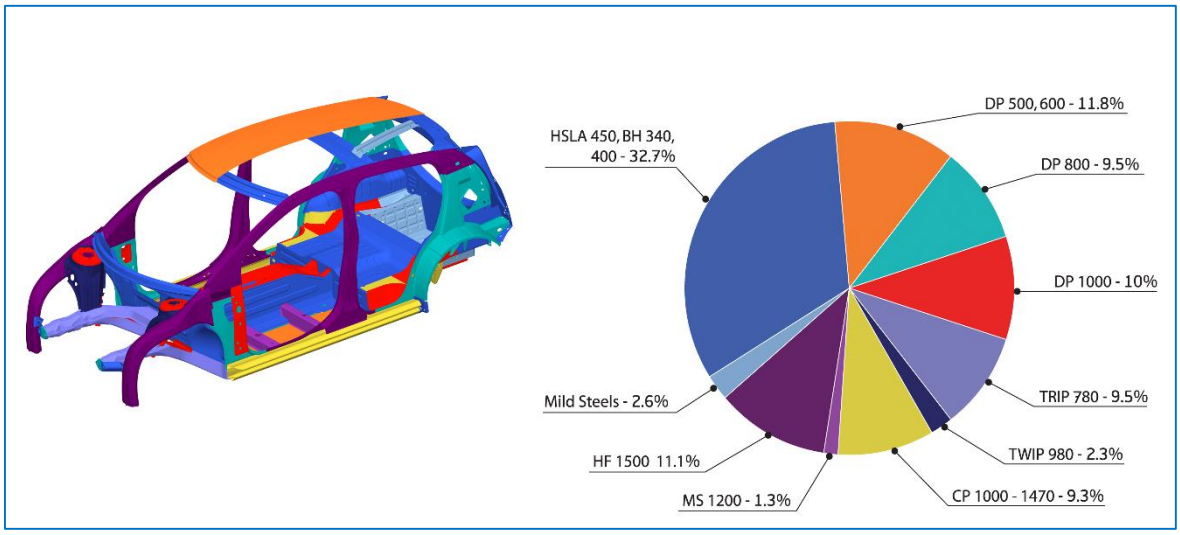
Gününüzde otomotiv sektörüne yönelik Ar-Ge çalışmaları incelendiğinde, araç ağırlıklarını azaltarak yakıt sarfiyatını ve karbon salınımının en az seviyeye indirgenmesi için yapılan çalışmalarının büyük öneme sahip olduğu görülmektedir [1-3]. Bu çalışmalarda, araç iskeletinde kullanılan malzemelerde daha hafif ve yüksek mukavemetli yeni nesil çelik türlerinin tercih edilmesiyle, yolcu güvenliği arttırılırken aracın hafifletilmesi hedeflenmektedir.

Otomotiv endüstrisinde kullanılan malzemeler değerlendirildiğinde ULSAB-AVC Çelik Konsorsiyumu tarafından geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikler (AHSS) olarak sınıflandırılan çelik malzemelerin otomotiv sektöründe önemli bir konuma geldiği görülmektedir. Bu kapsamda geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikler diğer çelik türlerine göre üstün mekanik özelliklerinden dolayı önemli bir çelik grubudur. Daha ince kesitli malzeme kullanılarak hafiflik sağlaması sırasında mukavemet kaybı olmadan enerji emme kapasitesinin artması bu çeliğin trafik kazalarında oluşabilecek hasarlar açısından önemli avantajlar sağlamaktadır [4-8].

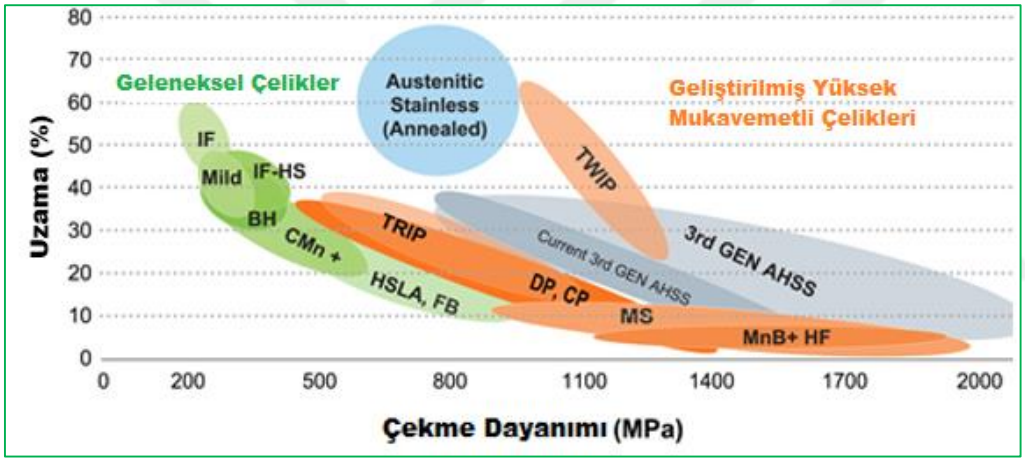
Otomotiv sektörü için, ULSAB-AVC Çelik Konsorsiyumu, geliştirilen çelikleri kullanım alanları ve özelliklerine göre Yüksek Mukavemetli Çelikler (HSS), Geliştirilmiş Yüksek Mukavemetli Çelikler (AHSS) ve Yüksek Mangan İçerikli Çelikler (HMS) olarak sınıflandırılmıştır. Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikler, genel olarak 550 MPa'dan daha yüksek akma dayanımına sahiptirler [8].

Günümüzde kullanılan Çift Fazlı (Dual Phase, DP), Karmaşık Fazlı (Complex Phase, CP), Ferritik-Baynitik (FB), Martenzitik (Martensitic, MART), Dönüşümle Plastiste Takviyeli Çelikler (TRansformation Induced Plasticity, TRIP), Sıcak-Şekillendirilmiş (Hot-Formed, HF) ve İkizlenme Mekanizmalı (Twinning-Induced Plasticity, TWIP) çelik türleri geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelikl türlerindendir [9].

Bu çelik türleri otomobil parçasında istenilen özelliğe ve çeliğin mekanik özelliklerine göre tercih edilmektirler. Şekil 1.1'de otomotiv sektörü için geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelik türlerinin kullanım oranları verilmiş, Şekil 1.2'de ise bu çeliklerin akma ve çekme mukavemetleri karşılaştırılmıştır [10].



Şekil 1.1. Yüksek mukavemetli sacların kullanım karşılaştırması [10]



Şekil 1.2. Yüksek mukavemetli sacların sınıflandırılması [9]

Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelik sac malzemeler incelendiğinde, çift fazlı çeliklerin yüksek oranda kullanıldığı görülmektedir. Otomotiv sektörü üzerinde yapılan bir araştırmada 2020 yılına kadar araçlarda 500 ile 1000 MPa aralığındaki çekme dayanımına sahip çift fazlı çeliklerin % 30'un üzerinde kullanılmasının beklenmesi de, geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerden çift fazlı (DP) çeliklerin öneminin bir başka göstergesidir [11].

Birçok araç parçası sac malzemelerin istenilen geometride şekillendirilmesiyle üretilmektedir. Sac parçadan nihai ürün elde edilmesi amacıyla kesme, bükme ve çekme işlemleri gerçekleştirilmektedir. Günümüzde sac malzemelerin şekillendirme işlemleri sırasında nasıl bir davranış sergileyeceği benzetim yazılımları kullanılarak

öngörülebilmektedir. Bu sayede şekillendirme işlemi sırasında sac malzemede oluşan kırışma, yırtılma bölgeleri belirlenebilmekte ve şekillendirme sonrası oluşabilecek geri esneme miktarları tespit edilebilmektedir. Böylelikle kalıp imalatı gerçekleştirmeden gerekli güncelleme işlemleriyle doğru bir üretim yapılması sağlanmaktadır.

Malzemelerin şekillendirilebilme kabiliyeti, deformasyon sırasındaki şartlara göre farklılık gösterebilmektedir. Bu nedenle, işlem şartlarına göre malzemelerin mekanik davranışlarının belirlenmesi gerekmektedir. Ayrıca, şekillendirme analizlerinde de işlem şartlarının dikkate alınabilmesi için işlem şartlarına göre elde edilen mekanik özellik değerlerinin benzetim yazılımlarına girilmesi gerekmektedir. Bu nedenle, malzemelerin deformasyon şartlarına göre değişen mekanik özelliklerinin belirlenmesi büyük önem arz etmektedir.

Hazırlanan bu tez çalışmasında DP1000 geliştirilmiş yüksek mukavemetli çift fazlı çelik sac malzemenin farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarındaki mekanik özellikleri incelenmiş, akma yüzeyleri oluşturulmuş, şekillendirme davranışı ve geri esneme miktarı belirlenmiştir. Ayrıca, DP1000 çeliğinin mikroyapısının deformasyona bağlı davranışının incelenmesi için mikro seviyede analizler gerçekleştirilmiştir.

2. LİTERATÜR İNCELEMESİ

Tez çalışması kapsamında incelenen sıcaklık ve deformasyon oranının malzemenin mikroyapısı, mekanik özellikleri ve şekillendirme kabiliyetini etkilediği bilinmektedir. Bu nedenle literatürde daha önce yapılan benzer çalışmalar incelenmiş ve aşağıda özetlenmiştir.

Rahman ve diğerleri deformasyon oranına bağlı olarak DP600, TRIP780 yüksek mukavemetli çelikler ve AA5182-O alüminyum alaşımın akma gerilmesi ve anizotropi üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. 0°, 45° ve 90° hadde yönlerinde, yarı statik ve yüksek deformasyon (0,001 s^{-1}, 1 s^{-1}, 100 s^{-1}) oranlarında çekme testleri gerçekleştirmişlerdir. DP600 ve TRIP780 çelik malzemelerin artan deformasyon hızına bağlı olarak pozitif deformasyon hızı hassasiyeti gösterdiği ve çekme dayanımda artış meydana geldiğini belirlemişlerdir. AA5182-O alüminyum alaşımında 1 s^{-1} deformasyon oranına kadar Portevin - Le Châtelier (PLC) etkisi oluşmasından dolayı negatif deformasyon oranı hassasiyeti görüldüğünü bildirmişlerdir [12].

Kim ve diğerlerinin yaptıkları çalışmada 0,1 s^{-1} ve 500 s^{-1} deformasyon oranı aralığında çekme testleri gerçekleştirerek DP780, DP980 ve TRIP780 yüksek mukavemetli çelik malzemelerin mekanik özelliklerini incelemişlerdir. DP780 ve TRIP780 çeliklerinin benzer çekme dayanımlarına sahip oldukları ancak deformasyon mekanizmalarının farklı olduğunu belirtmişlerdir. Deformasyon oranı artışıyla akma ve çekme dayanımında artış meydana gelmiş, yarı statik deformasyon hızlarında uniform uzama deformasyon oranı artışıyla artmış ancak yüksek deformasyon oranlarında azalma göstermiştir. Benzer çekme dayanımına sahip olan DP780 ve TRIP780 çelikleri karşılaştırıldığında ise TRIP780 çeliğinin uzama kabiliyetinin daha yüksek olduğu ve DP780 çeliğine göre daha az miktarda kesit daralması gösterdiğini belirlemişlerdir [13].

Yu ve diğerleri yarı statik (10^{-4} s^{-1}, 10^{-3} s^{-1}, 10^{-2} s^{-1}) ve yüksek deformasyon oranlarında (500 s^{-1}, 1100 s^{-1}, 1600 s^{-1}) DP600 çeliğinin mekanik davranışını incelemişler ve Jonhson-Cook pekleşme modelini deformasyon oranı etkisini ekleyerek geliştirmişlerdir. Deneysel sonuçlar incelendiğinde, deformasyon oranı artışıyla malzemenin akma ve çekme dayanımlarının da arttırdığı görülmüştür [14].

Wang ve diğerlerinin yaptıkları çalışmada DP600, DP800, DP1000 çift fazlı çelikleri ve M1200 martenzitik çeliğinin yüksek deformasyon oranlarında (750 s^{-1}, 1250 s^{-1}) mekanik ve kırılma davranışını incelemişlerdir. Çift fazlı çeliklerde martenzit oranı artışının akma ve çekme dayanımını arttırdığı görülmüştür. Ayrıca, deformasyon oranı artışına bağlı olarak çekme dayanımı çift fazlı çeliklerde artış göstermektedir Ancak, M1200 martenzit çeliğinin çekme dayanımı yüksek deformasyon oranında azalma göstermiştir. Bu durumun yüksek deformasyon oranlarında oluşan yumuşama etkisine bağlı olarak oluşabileceği belirtilmiştir. Çeliklerin enerji emme kabiliyetleri karşılaştırıldığında çift fazlı çelikler benzer davranış göstermiş, en iyi sonuç ise tamamen martenzit yapıya sahip olan M1200 çeliğinde elde edilmiştir. İncelenen çift fazlı çeliklerin kırılma davranışına bakıldığında, kaba martenzit tanelerine sahip olan DP600 ve DP800 çeliklerinde ferrit tanelerinin kolay bir şekilde kırıldığı, daha ince taneli bir mikro yapıya sahip olan DP1000 çeliğinde ise martenzitin az bir miktarda uzama gösterdiği görülmüştür [15].

Qin ve diğerlerinin yapmış oldukları çalışmada, DP500 ve DP700 çelik malzemelerin yüksek deformasyon oranlarındaki davranışını belirlemişlerdir. 1100 s^{-1}, 1800 s^{-1} ve 3200 s^{-1} deformasyon oranlarında gerçekleştirilen testlerde çelikler statik deformasyon oranlarına göre çok daha yüksek gerilme yüklenmişlerdir. DP700 çeliğinin, DP500 çeliğine göre bütün deformasyon oranlarında içeriğindeki martenzit oranın fazlalığından dolayı daha yüksek mukavemet değerine ulaştığı tespit edilirken daha az süneklik gösterdiği belirlenmiştir [16].

Curtze ve diğerleri TRIP700 ve DP600 yüksek mukavemetli çeliklerinin farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarında mekanik özelliklerini incelemişlerdir. 10^{-3} - 1250 s^{-1} deformasyon oranı ve -100ºC - 235 °C sıcaklık aralığında gerçekleştirilen testler sonucunda, DP600 çeliğinin TRIP700 çeliğine göre daha yüksek deformasyon oranı hassasiyetine sahip olduğu, TRIP700 çeliğinin ise sıcaklığa karşı DP600 çeliğinden daha duyarlı olduğunu belirlemişlerdir. Sıcaklık artışıyla akma ve çekme dayanımları azalma göstermiştir. DP600 çeliği tipik deformasyon davranışı gösterirken, TRIP700 çeliğinin mikroyapısında deformasyona bağlı faz dönüşümleri oluştuğu için karmaşık bir davranış gösterdiği rapor edilmiştir [17].

Song ve Dai çalışmasında, DP1000 yüksek mukavemetli çeliğin 10^{-4} - 2000 s^{-1} deformasyon oranı aralığında dinamik deformasyon davranışını araştırmışlar, Jonhson-Cook ve Zerill-Armstrong modellerini bu çeliğe uyarlamışlardır. Deformasyon oranı artışının akma ve

çekme dayanımlarını artırdığı, pekleşme oranında belirgin bir değişime neden olmadığı gözlemlenmiştir. Zerill-Armstrong modelinin DP1000 çeliği için daha uygun olduğunu belirtmişlerdir [18].

Öztürk ve diğerleri HSLA-340, DP800 ve TRIP800 yüksek mukavemetli çeliklerin deformasyon hızı hassasiyetlerini ve pekleşme kabiliyetlerini incelemişlerdir. 0,0017 s^{-1}, 0,0083 s^{-1}, 0,083 s^{-1} ve 0,017 s^{-1} olmak üzere dört farklı deformasyon oranında çekme ve sıçrama testleri gerçekleştirmişlerdir. Bütün malzemeler pozitif deformasyon hassasiyeti göstermiştir. TRIP800 çeliğinin akma dayanımı DP800 çeliğine göre düşük ancak çekme dayanımı yüksektir. Bu durum TRIP çeliklerinde meydana gelen martenzit dönüşüme bağlı olarak gerçekleşmektedir. Bu nedenle DP800 çeliğinin deformasyon hızı hassasiyeti sabit kalırken TRIP800 çeliğinde deformasyon miktarı artışına bağlı olarak deformasyon hızı hassasiyetinin de artış gösterdiğini bildirmişlerdir [19].

Oliver ve diğerleri çalışmalarında DP ve TRIP çeliklerinin deformasyonunda mikroyapıda meydana gelen değişimleri araştırmışlardır. Bu amaçla, DP600, DP800, TRIP600 ve TRIP800 olmak üzere dört ticari çeliğe 0,001 s^{-1} ve 200 s^{-1} deformasyon oranlarında çekme testleri uygulamışlardır. Her iki DP çelik kalitesi de TRIP600 çeliğine göre daha düşük dayanım göstermiştir. TRIP çeliklerde yüksek deformasyon oranında, DP çeliklerde ise düşük deformasyon oranında ferrit tanelerinde meydana gelen uzama miktarının arttığı görülmüştür. Martenzit miktarının daha yüksek olduğu DP800 ve TRIP800 çeliklerinde ferrit tanelerinde meydana gelen uzamanın daha az olduğu görülmüştür [20].

Oliver ve diğerleri yaptığı bir başka çalışmada ise, TRIP600, TRIP800, TRIP950, TRIP1000 ile DP600 ve DP800 çeliklerin çarpışma anında enerji emme kapasitelerini karşılaştırmışlardır. % 10 uzama miktarına kadar DP çeliklerinin daha fazla enerji emebildiğini belirlemişlerdir. Ayrıca, deformasyon oranı artışıyla DP600 çeliğin DP800 çeliğine göre enerji emme kapasitesinin daha yüksek oranda arttığını rapor etmişlerdir [21].

Zhang ve diğerleri çalışmalarında martenzit morfolojisi ve martenzit hacim oranının çift fazlı çelik malzemenin deformasyon ve kırılma davranışı üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Çeşitli ısıl işlem yöntemleriyle farklı mikroyapılara sahip çift fazlı çelikler elde edilmiştir. Düşük martenzit hacim oranında malzemenin daha yüksek süneklik - tokluk

ilişkisi gösterdiği belirlenmiştir. Fibröz martenzit yapısına sahip çeliklerde blok martenzit yapıya sahip çeliklere göre daha düşük miktarda deformasyon sertleşmesi görülmüştür [22].

Çavuşoğlu ve diğerleri yaptıkları çalışmada, DP600 ve DP780 çift fazlı çelik malzemelerin deformasyon oranına bağlı olarak çekme özellikleri ve kırılma davranışını belirlemişlerdir. 0,001 s^{-1}, 0,01 s^{-1} ve 0,06 s^{-1} deformasyon oranlarında tek eksenli çekme testleri gerçekleştirmişlerdir. Akma ve çekme dayanımı, uzama miktarı ve pekleşme oranı deformasyon oranındaki artışa bağlı olarak yükselmiş, pekleşme katsayısında belirgin bir değişim gözlemlenmemiştir. Her iki çelik malzemede de çukur tipi kırılma meydana gelmiştir [23].

Chen ve diğerlerinin gerçekleştirmiş olduğu çalışmada, DP590 çeliğin deformasyon davranışı ılık sıcaklıklarda (550 ºC, 600 ºC, 650 ºC, 700 ºC) ve farklı deformasyon oranlarında (10^{-4}, 10^{-3}, 10^{-2}, 10^{-1}) araştırılmıştır. Ayrıca, akma eğrilerini tahmin etmek için matematiksel bir model önermişlerdir. Akma gerilmesinin deformasyon hızı artışıyla arttığı, sıcaklık artışıyla azaldığını belirlemişlerdir [24].

Akbarpour ve Ekrami'nin çalışmalarında, yüksek beynitli çift fazlı çeliği 25 ºC - 500 ºC sıcaklık aralığında, sabit deformasyon oranında sıcaklığın mekanik özelliklere etkisini incelemişlerdir. Malzeme tipik deformasyon davranışının dışında bir davranış göstermiştir. Akma ve çekme dayanımı 25 ºC - 200 ºC aralığında azalmış ancak 200 ºC - 350 ºC aralığında artış göstermiş ve 350 ºC - 500 ºC aralığında tekrar azalmıştır. 200 ºC - 350 ºC aralığında malzeme daha az sünek bir davranış sergilemiştir. Bu durumun çift fazlı çeliklerde oluşan dinamik deformasyon yaşlanması davranışına bağlı olarak gerçekleştiği belirtilmiştir [25].

Akrami'nin yaptığı bir başka çalışmada ise, sıcaklığın çift fazlı çeliklerin mekanik özelliklerine etkisi incelenmiştir. 25 ºC - 550 ºC sıcaklık aralığında % 25 martenzit hacim oranına sahip çift fazlı bir çeliğe çekme testleri gerçekleştirmişlerdir. 250 ºC - 450 ºC sıcaklık aralığında alışıldık deformasyon davranışının dışında akma ve çekme dayanımında artış meydana gelmiştir. 450 ºC sıcaklığın üzerinde ise azalmıştır. Bu dinamik deformasyon yaşlanması davranışının, yüksek sıcaklık yumuşaması ve martenzit temperine bağlı olarak gerçekleştiği rapor edilmiştir [26].

Queiroz ve diğerleri araştırmalarında çift fazlı çeliklerde oluşan dinamik deformasyon davranışını incelemiştir. 25 ºC - 600 ºC sıcaklık ve 10^{-2} s^{-1} - 5 x 10^{-4} s^{-1} deformasyon oranı aralığında çekme testleri gerçekleştirmişlerdir. 200 ºC - 350 ºC aralığında malzemenin akma ve çekme dayanımı artmış, uzama miktarı azalmıştır. Bu sıcaklık değerleri arası bölgelerde beklenen tipik deformasyon özellikleri görülmüş ancak belirtilen sıcaklık aralığında dinamik deformasyon yaşlanmasına bağlı olarak ferrit fazında karbon atomlarının dislokasyon hareketlerinin kilitlemesi sonucunda malzemede mukavemet artışı meydana gelmiştir. Dinamik deformasyon yaşlanmasının oluştuğu sıcaklıklarda malzemede süreksiz akma oluşumu gözlemlenmiştir [27].

Molaei ve Ekrami, martenzit morfolojisine sahip çift fazlı çeliklerde dinamik deformasyon yaşlanmasının yorulma davranışı üzerinde etkilerini incelemişlerdir. % 28 martenzit hacim oranına sahip ağ ve fibröz yapıdaki çift fazlı çeliklere yorulma testleri uygulanmış ve mekanik özellikleri değerlendirilmiştir. Fibröz martenzit yapısında ağ tipi martenzit yapıya göre daha yüksek akma ve çekme dayanımı elde edilmiş ve daha yüksek yorulma sınırlarına ulaşılmıştır. 300 ºC'de malzeme dinamik deformasyon yaşlanması oluşmuş, akma ve çekme dayanımı artış göstermiştir. Ayrıca, dinamik deformasyon yaşlanmasının yorulma sınırlarını da artırdığını belirlemişlerdir [28].

Molaei ve Ekrami'nin bir başka çalışmasında, % 20 ve % 28 martenzit hacim oranına sahip ve % 3 ön gerilme uygulanmış çift fazlı bir çeliğin 300 ºC'de mekanik özelliklerini belirlemişlerdir. Martenzit hacim oranındaki artışın ve dinamik deformasyon yaşlanmasının akma ve çekme dayanımı artırdığı rapor etmişlerdir [29].

Hug ve diğerleri çalışmalarında, sıcaklık ve gerilme durumunun çift fazlı çeliklerde boşluk çekirdeklenmesi üzerindeki etkileri araştırmışlardır. Mekanik özellikler 550 K'e kadar korunmuş, daha yüksek sıcaklık değerlerinde akma ve çekme mukavemetleri ile malzemenin sertliği azalmıştır. Boşluk oluşumu sıcaklık artışıyla gecikmiştir. Ayrıca, gerilme miktarının artışı ile oluşan boşluk oranının arttığı tespit edilmiştir [30].

Cao ve diğerleri sıcaklık ve deformasyon oranının çift fazlı çelikler üzerindeki etkilerini inceleyen bir başka çalışmayı gerçekleştirmişlerdir. Deneysel çalışmalarını DP800 çift fazlı çelik malzeme kullanarak -60 ºC - 100 °C sıcaklık ve 10^{-4} - 10^{2} s^{-1} deformasyon oranı aralığında yapmışlardır. Genel olarak akma ve çekme dayanımı sıcaklık artışı ile azalmış,

deformasyon oranı artışı ile artış göstermiş, ancak uzama davranışı azalmıştır. Ön gerilme ve fırında bekletmenin de malzemenin akma ve çekme dayanımının artmasına neden olduğu rapor edilmiştir. Ayrıca, deformasyon oranındaki artış kesit alan azalmasını hızlandırmıştır [31].

Gündüz ve diğerleri çift fazlı çeliklerde yaşlandırma sıcaklığı ve martenzit hacim oranının yaşlanma davranışı üzerindeki etkilerini araştırmışlardır. % 4 ön deformasyon uygulanmış, % 14 ve % 22 martenzit oranına sahip çift fazlı çeliklerin -25 ºC - 250 °C sıcaklık aralığında mekanik özellikleri incelendiğinde 200 ºC'ye kadar akma ve çekme dayanımının artış gösterdiği, ancak 250 ºC'nin üzerinde martenzit temperinden dolayı yumuşama etkisi oluşumuna bağlı olarak azalma meydana geldiği belirlenmiştir. Ayrıca, martenzit hacim oranındaki artış ile yaşlanma davranışının da arttığı tespit edilmiştir [32].

Sun ve diğerlerinin çalışmasında, DP590, DP780, DP980, M1180 ve M1300 olmak üzere beş farklı yüksek mukavemetli çelik malzemenin kırılma morfolojilerinin belirlenmesi amacıyla çekme ve delme testleri gerçekleştirmişler, taramalı elektron mikroskobu kullanılarak kırılma yüzeylerini incelemişlerdir. Çekme gerilmesi kaynaklı kırılmalarda DP590 ve DP780 çeliğinin kırılma yüzeylerinde düzenli boyutlu çukurlar baskınken DP980 çeliğinde bimodal boyutlu çukurların kırılma yüzeylerinde hakim olduğunu görülmüştür. Kayma gerilmesi kaynaklı kırılmalarda ise çukur sayısının azaldığını belirlemişlerdir. Ayrıca, çift fazlı çeliklerde martenzit hacim oranı arttıkça daha düzgün kırılma yüzeyi elde edilmiştir [33].

Saeidi ve diğerleri yapmış oldukları çalışmada tane boyutunun çift fazlı çeliklerin çekme deformasyonu üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. İnce taneli mikroyapıya sahip çift fazlı çeliklerin mikroyapısında daha düzenli deformasyon dağılımı meydana geldiği ve bu nedenle daha fazla uzama gösterdiği anlaşılmıştır [34].

Calcagnotto ve diğerlerinin yapmış oldukları araştırmada ince ve çok ince tane yapısına sahip çift fazlı çeliklerin deformasyon ve kırılma davranışını incelemişler, yaşlanma davranışı üzerindeki etkilerini değerlendirmişlerdir. Tane boyutundaki küçülmenin akma ve çekme dayanımı arttırdığı tespit edilmiştir. Ayrıca, çok ince yapılı çift fazlı çeliği 170 °C'de yaşlandırma işlemine tabi tutmuşlardır. Yaşlandırma işlemi neticesinde çeliğin akma dayanımı ve uzamasında ciddi bir artış görülürken çekme dayanımında çok az bir azalma

oluştuğu belirlenmiştir. Tane incelmesinin sünek kırılma mekanizmasını geliştirdiği sonucuna ulaşmışlardır [35].

Calcagnotto ve diğerlerinin yapmış oldukları bir başka çalışmada da çift fazlı çeliklerin tane küçülme işlemi üzerine çalışarak, tane boyutunun mukavemet ve tokluk üzerinde etkilerini incelemişlerdir. Diğer çalışmalarından elde ettikleri sonuçları destekler şekilde çift fazlı çeliğin akma ve çekme dayanımında tane küçülmesiyle artış elde etmişlerdir. Ayrıca, ince küçük tanelerin çift fazlı çeliklerin tokluk kabiliyetinin geliştiğini belirlemişlerdir [36].

Park ve diğerlerinin yapmış oldukları çalışmada martenzit fazı dağılımın çift fazlı çeliklerin deformasyon sertleşmesi ve sünek kırılma davranışına etkileri üzerine odaklanmışlardır. Martenzit tanelerinin ağ yapısı şeklinde ferrit taneleri sardığı durumlarda deformasyon sertleşmesinin uzama miktarında azalma olmadan, ciddi oranda arttığını belirlemişlerdir. Diğer yandan, tek başına büyük martenzit tanelerinin bulunduğu çift fazlı çeliklerde deformasyona bağlı boşluk oluşumunun hızlı gerçekleşmesinden dolayı deformasyon sertleşmesinin daha düşük seviyede oluştuğu anlaşılmıştır [37].

Pierman ve diğerlerinin yapmış oldukları çalışmada ise çift fazlı çeliklerde karbon içeriğinin malzemenin plastik davranışına etkilerini incelemişlerdir. Bu amaçla, farklı karbon içeriğine sahip çift fazlı çelikler ile gerçekleştirilen çekme testlerinde, karbon miktarındaki artış ile pekleşme, çekme dayanımı ve uzama artmış ancak akma dayanımı üzerinde belirgin bir etki görülmemiştir [38].

Öztürk ve diğerlerinin çalışmasında DP600 çift fazlı çelik sac malzemenin ılık sıcaklıklarda çekme ve geri esneme davranışı araştırılmıştır. 0°, 45° ve 90° hadde yönlerinde 25 ºC, 200 ºC ve 300 ºC'de 25 mm/dak sabit deformasyon hızında gerçekleştirilen testlerde 200 ºC sıcaklıkta çeliğin çekme dayanımında azalma meydana gelmiştir. 300 ºC'de ise artış görülmüştür. Pekleşme katsayısı da çekme dayanımına benzer eğilim göstermiştir. Akma dayanımında ise 25 ºC ve 200 ºC'de belirgin bir değişim gözlemlenmemiştir. En düşük uzamanın ise 300 ºC'de oluştuğu gözlenmiştir. Geri esneme miktarının genel olarak artan sıcaklık ile azalma eğilimi gösterdiği belirtilmiştir [39].

Öztürk ve diğerlerinin DP600 çift fazlı çeliği üzerine yapmış oldukları bir başka çalışmada anizotropik akma fonksiyonlarını kullanarak malzemenin akma yüzeylerini ve şekillendirme

sınır diyagramlarını oluşturmuşlardır. Bu kapsamda Hill-48, Barlat-89 ve YLD-2000 akma fonksiyonları yardımıyla elde edilen veriler incelendiğinde YLD-2000 akma fonksiyonu ile deneysel verilere en yakın sonuçların elde edildiğini bildirmişlerdir [40].

Hassannejadasl ve diğerlerinin yapmış olduğu çalışmada Yld-2004 akma fonksiyonu kullanarak farklı deformasyon oranlarında DP600 çeliğinin akma yüzeylerini tahmin etmişlerdir. Deformasyon oranındaki değişimden akma yüzeylerinin etkilendiğini belirlemişlerdir [41].

Zaeimi ve diğerlerinin martenzit hacim oranının çift fazlı çelik sacların şekillendirilebilirlik kabiliyeti üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Marciniak - Kuczynski modeli kullanarak çelik sac malzemelerin şekillendirme sınır diyagramlarını elde etmişlerdir. Martenzit hacim oranı artışının şekillendirilebilirlik kabiliyetini azalttığı sonucuna ulaşmışlardır [42].

Panich ve diğerleri yapmış oldukları çalışmada DP780 ve TRIP780 yüksek mukavemetli çelik sacların şekillendirme kabiliyetini deneysel ve teorik olarak incelemişlerdir. Bu kapsamda hazırlamış oldukları numuneleri kullanarak Nakazima testini gerçekleştirmişler ve sac malzemelerin şekillendirme sınır diyagramlarını deneysel olarak elde etmişlerdir. TRIP780 çeliğinin DP780 çeliğine göre daha yüksek şekillendirme kabiliyetine sahip olduğu görülmüştür. Ayrıca, Marciniak - Kuczynski modeli ve Swift pekleşme kuralı ile Yld2000-2d akma kriteri kombinasyonunda deneysel sonuçlar ile en uyumlu tahmin sonuçlarını elde ettiklerini bildirmişlerdir [43].

Wu-rong ve diğerlerinin çalışmasında DP600, DP800 ve DP1000 çift fazlı çelik sacların çekme limit oranları incelenmiştir. Gerçekleştirilen kap çekme testleri sonucunda malzemelerin çekme limit oranları 2,19, 2,15 ve 2,07 olarak belirlenmiştir. Böylelikle martenzit oranı artışıyla çekme oranının azaldığı anlaşılmıştır [44].

Ingaro ve diğerleri DP600 ve DP1000 çift fazlı çeliklerinin S şekilli U-kanal kalıplama işlemindeki performanslarını incelemişlerdir. Bu amaçlar şekillendirme simülasyonları gerçekleştirerek çeliklerin incelme ve geri esneme miktarını incelenmiştir. Farklı baskı yastığı ve yüzey pürüzlülüğü değerlerinde yapılan analizlerde elde edilen sonuçlar optimize edilerek en uygun değerler önerilmiştir [45].

Anderson ve diğerlerinin çalışmasında 7075-O alüminyum alaşımının akma davranışı incelenmiştir. Leacock 2006 modeli kullanılarak, ön gerilme uygulanmış sac malzemelerin akma yüzeyleri oluşturulmuştur. Ön gerilme artışıyla akma yüzeylerinin genişlediği sonucuna ulaşılmıştır [46].

Kilpatrick ve diğerlerinin çalışmasında farklı yaşlandırma işlemi uygulanmış alüminyum alaşım sac malzemelerin akma yüzeyleri oluşturulmuştur. Yaşlandırma süresi artışıyla akma yüzeyleri genişlemiştir. Ayrıca, yaşlandırma işlemi sonucunda malzemenin akışı sırasında süreksiz akma (Portevin-Le Châtelier etkisi) görülmüştür [47].

Abedrabbo ve diğerleri yapmış oldukları çalışmada AA3003 alüminyum alaşımının yüksek sıcaklıklarda şekillendirme davranışını incelemişlerdir. Bu nedenle öncelikle malzemenin sıcak şartlar altında karakterizasyonunu gerçekleştirmişlerdir. Daha sonra elde edilen verileri kullanılarak malzemenin sıcaklığa bağlı akma yüzeylerini ve şekillendirme sınır eğrilerini oluşturmuşlardır. Ayrıca, simülasyon yazılımında şekillendirme analizlerini gerçekleştirmişler ve deneysel çalışmalar ile karşılaştırmışlardır. Artan sıcaklık ile beraber malzemenin şekillendirme kabiliyeti artmıştır [48-49].

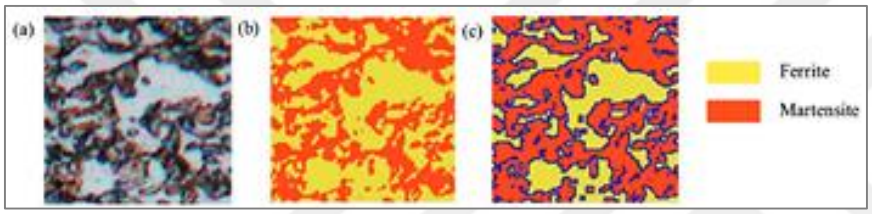
Toros ve diğerleri TRIP800 yüksek mukavemetli çelik sac malzemenin şekillendirme ve geri esneme davranışı üzerine çalışmışlardır. Malzemenin deformasyon hızından belirgin olarak etkilenmediğini belirlemişlerdir. Üç farklı akma kriteri kullanarak (Hill-48, Barlat-89, YLD-2000) akma yüzeylerini oluşturmuşlar ve geri esneme simülasyonlarını gerçekleştirmişlerdir. Deneysel sonuçlar ile en yakın uyumu YLD-2000 akma kriterinin gösterdiğini bildirmişlerdir [50].

Çavuşoğlu ve Gürün çalışmasında DP600 ve DP780 çift fazlı çeliklerinin farklı deformasyon hızlarında derin çekme analizlerini gerçekleştirmişlerdir. Deformasyon hızı artışına bağlı olarak şekillendirme kuvveti, geri esneme ve sacda meydana gelen incelme miktarının arttığını belirlemişlerdir [51].

Çavuşoğlu ve Gürün'ün yapmış olduğu bir başka çalışmada ise, AA3003 alüminyum alaşım sac malzemenin yarı küresel zımba ile şekillendirilmesinde sıcaklık ve yüzey pürüzlülüğünün etkileri incelenmiştir. Sıcaklığın, alüminyum alaşımın şekillendirme

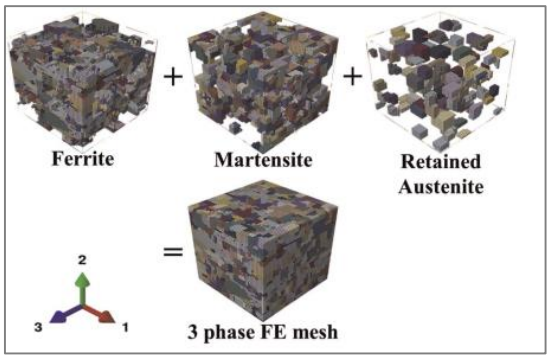
kuvveti üzerinde % 94,7, geri esnemesi üzerinde % 91,3 ve inceleme miktarı üzerinde % 56 etki oranına sahip olduğunu tespit etmişlerdir [52].

Sirinakorn ve diğerleri yaptıkları çalışmada otomotiv endüstrisinde çok yaygın olarak kullanılmakta olan geliştirilmiş yüksek mukavemetli çift fazlı (DP) çeliklerin deformasyon ve kırılma davranışının mikro yapı üzerindeki etkilerini sonlu elemanlar yöntemiyle incelemişlerdir. Bu kapsamda temsili hacim eleman (RVE) yöntemi uygulanarak, çelik sac malzemenin çekme eğrileri ve kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak sac malzemenin mikro yapısının benzetimini iki boyutlu olarak gerçekleştirerek deneysel sonuçlar ile karşılaştırmışlardır [53]. Şekil 2.1'de modellenen çift fazlı çelik mikroyapısı verilmiştir.



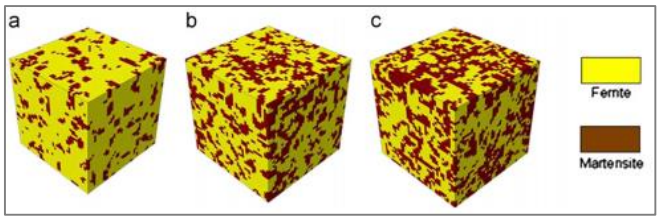
Şekil 2.1. Çift fazlı çelik mikroyapısının modellenmesi [53]

Srivastava ve diğerleri TRIP takviyeli Q&P980 geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelik sac malzemenin deformasyonu sırasında mikro yapıda meydana gelen faz dönüşümleri incelemişlerdir. Sac malzemeden elektron geri saçınım kırılımı (EBSD) yöntemiyle doku haritası çıkarılmış ve taramalı elektron mikroskobu yardımıyla faz miktarları belirlenmiştir. Ayrıca, çelik malzeme içerisinde bulunan ferrit, martenzit ve kalıntı östenit miktarları uygun kristal plastisite modelleri kullanılarak hesaplanmış ve üç boyutlu olarak modellenmiştir (Şekil 2.2) [54].



Şekil 2.2. TRIP çeliğin mikroyapısının üç boyutlu modelinin oluşturulması [54]

Ramazani ve diğerleri, çekme testinden elde edilen veriler ve malzemenin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak geliştirilmiş yüksek mukavemetli çift fazlı (DP) çeliklerin temsili hacim eleman (RVE) modeline göre üç boyutlu olarak faz dağılımını belirlemişlerdir. Üç boutlu mikroyapı modelleri Şekil 2.3'te verilmiştir. Ayrıca, martenzit miktarına göre akma eğrileri hesaplanmıştır [55].



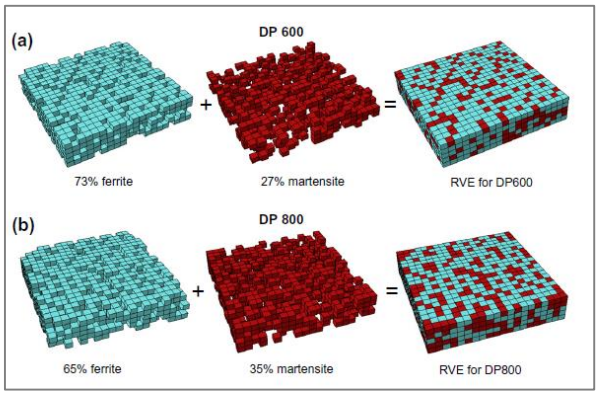
Şekil 2.3. Farklı martenzit hacim oranlarına sahip çift fazlı çelik malzemenin üç boyutlu mikroyapı modelleri a) % 20 b) % 37 c) % 46 [55]

Uthaisangsuk ve diğerleri, çift fazlı (DP) ve dönüşüm plastisite takviyeli (TRIP) yüksek mukavemetli çelik sac malzemelerin deformasyon davranışını modellemişlerdir. Çekme testi ve şişirme testinden elde edilen akma eğrileri ile temsili hacim eleman simülasyonlarından elde edilen akma eğrileri karşılaştırılmış ve martenzit miktarının çeliğin dayanımı üzerindeki etkileri incelenmiştir [56].

Kim ve diğerlerinin çalışmasında TRIP780 sac malzemede farklı gerilme durumlarına ve sıcaklığa göre martenzit faz dönüşümü deneysel ve teorik olarak incelenmiştir. Bu kapsamda farklı deformasyon modlarında mekanik özellikler elde edilmiş ve deforme edilen sac malzemelerde martenzit dönüşüm miktarı metalografik görüntüleme yöntemleriyle belirlenmiştir. Elde edilen mekanik özelliklere göre kinetik dönüşüm modeli kullanılarak martenzit miktarı teorik olarak ta hesaplanmıştır [57].

Ma ve Hartmair TRIP takviyeli çeliklerin faz dönüşümlerini matematiksel olarak hesaplayarak deformasyon sonrası faz miktarlarını belirlemişlerdir [58].

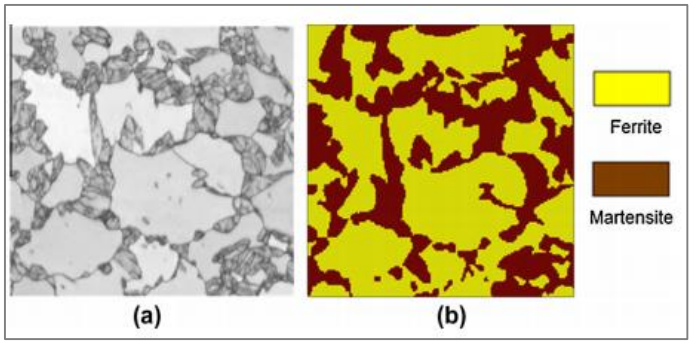
Paul çalışmasında DP600 ve DP800 sac malzemelerin temsili hacim eleman (RVE) modelini kullanarak akma davranışını, plastik deformasyonunu ve plastik kararsızlığını incelemiştir. Bu sac malzeme yapısında bulunan ferrit ve martenzit fazının malzeme içerisindeki dağılımını üç boyutlu olarak modellemişler ve mertenzit fazının kesit alanı içerisindeki dağılımı belirlemişlerdir (Şekil 2.4) [59].



Şekil 2.4. Farklı martenzit hacim oranlarına sahip çift fazlı çelik malzemenin üç boyutlu mikroyapı modelleri a) DP600, b) DP800 [59]

Zhou ve diğerleri yaptığı çalışmada, temsili hacim eleman modeli tabanlı simülasyonlar gerçekleştirerek yüksek martenzit içeren çift fazlı çeliklerde gerilme - deformasyon davranışını incelemişlerdir. Deformasyon miktarına bağlı olarak çift fazlı DP980 sac malzemede martenzit ve ferrit fazı üzerinde oluşan gerilme miktarını iki boyutlu olarak belirlemişlerdir [60].

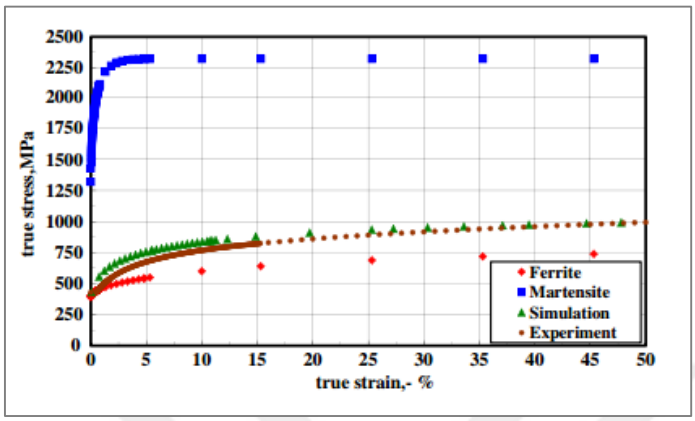
Ramazani ve diğerlerinin yaptıkları bir diğer çalışmada ise çift fazlı çelik sac malzemenin deformasyona bağlı mikroyapı değişimi incelenmiştir. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) ve elektron geri saçınım kırılımı (EBSD) yöntemiyle deformasyon sırasında mikroyapıda oluşan değişimleri görüntülemişlerdir. Ayrıca, temsili hacim eleman (RVE) modeli ile iki boyutlu mikroyapı modellemesi yaparak, gerçek mikroyapı görüntüleri ile model sonuçlarını karşılaştırmışlardır (Şekil 2.5) [61].



Şekil 2.5. Çift fazlı çelik mikroyapısının modellenmesi [61]

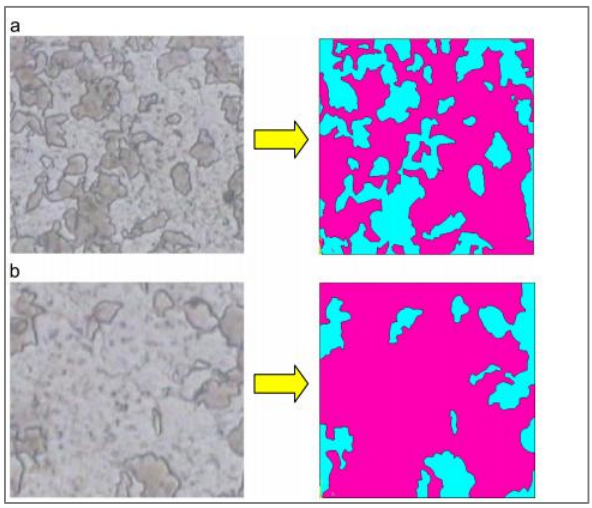
Vajragupta ve diğerlerinin yapmış olduğu çalışmada ise genişletilmiş sonlu elemanlar simülasyonu kullanarak, çift fazlı sacların mikro düzeyde hasar simülasyonlarını

gerçekleştirmişler ve kırılma davranışını incelemişlerdir. Ayrıca, çift fazlı çeliklerin yapısında bulunan ferrit ve martenzit fazına bağlı gerilme - deformasyon eğrilerini (Şekil 2.6) modellemişlerdir [62].



Şekil 2.6. Ferrit ve martenzit fazlarına ait akma eğrileri [62]

Toudeshky ve diğerleri, DP600 çift fazlı sac malzemenin deformasyona bağlı mikroyapı ve mekanik davranışını incelemişlerdir. Deformasyona bağlı faz miktarlarını Rodrigez bağlantısı ile malzemenin kimyasal kompozisyonuna göre belirlemişler ve buna bağlı olarak ta temsili hacim eleman modeli (RVE) ile iki boyutlu olarak mikroyapı modellemesini gerçekleştirmişlerdir. Farklı martenzit oranlarına göre elde edilen mikroyapı görüntüleri ile model sonuçlarını karşılaştırmışlardır (Şekil 2.7) [63].



Şekil 2.7. Farklı martanezit hacim oranlarına sahip çift fazlı çelik malzemenin iki boyutlu mikroyapı modelleri a) % 40 b) % 20 [63]

Uthaisangsuk ve diğerleri, yapmış oldukları çalışmada DP600 ve TRIP600 geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelik sac malzemelerin şekillendirilmesinde heterojen malzeme yapısının mekanik özellikler ve kırılma davranışı üzerindeki etkilerini üç boyutlu olarak temsili hacim eleman (RVE) yardımıyla mikro seviyede Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) hasar modeli kullanılarak incelemişlerdir [64].

Sodjit ve Uthaisangsuk'un çalışmasında çift fazlı çeliklerde kimyasal kompozisyona ve martenzit fazı miktarına bağlı olarak Rodrigez bağlantısı ile akma eğrilerini modellemişlerdir. Ayrıca, tek eksenli çekme testleri gerçekleştirerek deneysel sonuçlar ile model sonucunda hesaplanan eğrileri karşılaştırmışlar ve model ile deneysel sonuçların kabul edilebilir yakınlıkta olduğu sonucuna varmışlardır [65].

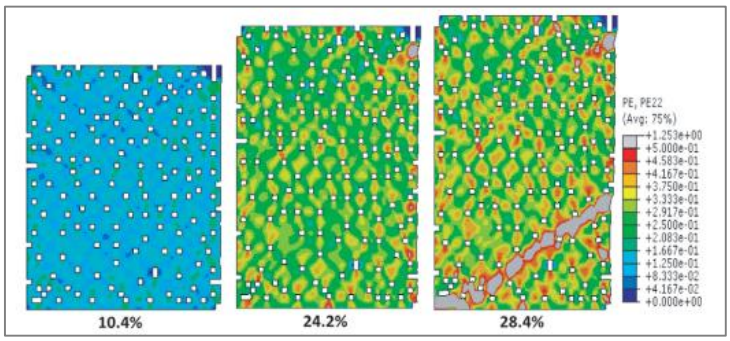
Marvi-Mashhadi ve diğerleri, yapmış oldukları çalışmada hacimsel olarak % 18 ve % 44 martenzit içeren çift fazlı çeliklerin mikro yapılarını ve akma eğrilerini temsili hacim elemanları (RVEs) kullanarak sonlu elemanlar yöntemi ile modellemişlerdir. Taramalı elektron mikroskobu (SEM) ile elde edilmiş gerçek mikro yapı görüntüleri ve çekme testleri sonucunda elde edilmiş akma eğrilerini karşılaştırmışlardır. Modelleme işleminin gerçek sonuçlara çok yakın değerler verdiğini belirlemişlerdir [66].

Choi ve diğerleri ise, TRIP800 çelik malzemenin farklı deformasyon miktarına bağlı olarak martenzit miktarının mikro yapı içindeki dağılımı ve hacim oranını sonlu elemanlar yöntemi kullanarak belirlemişlerdir [67].

Sun ve diğerlerinin yapmış olduğu çalışmada, çift fazlı çelik malzemelerin sünekliğini etkileyen faktörler mikroyapı tabanlı modelleme yaklaşımı kullanılarak incelenmiştir. Çift fazlı çeliklerde, ferrit fazının bileşenlerin sünekliği ve dolayısıyla malzemenin mekanik özelliklerini de etkileyeceğinden dolayı farklı miktarlarda martenzit içeren DP600, DP780 ve DP980 çeliklerin modellenen mikro yapıları değerlendirerek ferrit fazı içerisinde oluşan boşluklar ve bu boşlukların akma eğrilerine olan etkilerini belirlemişlerdir [68].

Paul yapmış olduğu bir başka çalışmada, çift fazlı DP590 çeliğin çekme ve döngüsel plastik deformasyon davranışı üzerindeki etkilerini mikro seviyede modelleyerek incelemiştir. Temsili hacim eleman (RVE) modellemesi ile mikroyapı iki ve üç boyutlu olarak elde edilmiştir. Çeliğin içerisinde bulunan ferrit ve martenzit fazına ait akma eğrileri ile çeliğin

akma eğrisi hesaplanmış, deneysel olarak elde edilen akma eğrisi ile karşılaştırılmıştır. İki boyutlu olarak malzeme içerisindeki fazlar üzerinde meydana gelen gerilmeleri deformasyon miktarına bağlı olarak belirlemişlerdir (Şekil 2.8) [69].



Şekil 2.8. DP590 çift fazlı çeliğin deformasyon analizi [69]

Uthaisangsuk ve diğerleri, DP600 ve DP800 çelik sac malzemelere delik genişletme testleri uygulamışlardır. Testler sonucunda, farklı martenzit miktarına sahip içyapıların hasar mekanizması üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Öncelikli olarak, temsili hacim eleman (RVE) kullanarak mikroyapı ve mekanik özellikleri belirlemişlerdir. Delik genişletme testlerini de bu kapsamda modelleyerek deneysel sonuçlar ile karşılaştırmışlardır [70].

Sodjit ve Uthaisangsuk'un yaptığı çalışmada, farklı tavlama süreçleriyle farklı miktarda martenzit içeren çift fazlı çelik sac malzemeler kullanılmıştır. Temsili hacim elemanları (RVE) yaklaşımı ile gerilme - deformasyon davranışları tahmin edilmiş ve malzemenin mikroyapısı iki boyutlu olarak elde edilmiştir. Ayrıca, fazlara ait akma eğrileri kimyasal bileşime göre belirlenmiştir ve mikroyapıdaki gerilme dağılımı incelenmiştir [71].

2.1. Literatür Değerlendirmesi

Son yıllarda araç hafifletme çalışmalarıyla beraber otomotiv parçalarının imalatında mukavemetli ve hafif malzemelerin kullanılması yaygınlaşmıştır. Bu kapsamda birçok araştırmacı yüksek mukavemetli çelikler üzerine çalışmalarını yoğunlaştırmıştır. Yapılan deneysel çalışmalarda malzemenin mikroyapısı içerisindeki faz miktarı, faz morfolojisi ve faz dağılımının malzemenin mekanik özellikleri, kırılma davranışı ve şekillendirilebilirlik kabiliyeti üzerinden önemli bir etki gösterdiği belirlenmiştir. Ayrıca, deformasyon şartlarının malzemenin mekanik özelliklerini önemli ölçüde etkilediği anlaşılmıştır. Bu nedenle yüksek mukavemetli sacların deformasyonunda mikroyapı etkileri üzerine

çalışmalar yapıldığı görülmüştür. Sac metal şekillendirme işlemlerinde, deformasyon şartlarına göre elde edilen malzeme parametreleri kullanılarak, akma kriterleri yardımıyla malzemenin akma davranışının modellenebildiği anlaşılmıştır. Ayrıca, simülasyon yazılımlarında şekillendirme analizleri ile öngörüler elde edilebilmektedir.

Malzemelerin mikroyapısı üzerine yapılan çalışmalarda, son yıllarda mikro seviyede deformasyon analizleri gerçekleştirilmeye başlanmıştır. Bu analizlerde genellikle çift fazlı (DP) ve dönüşüm plastiste takviyeli (TRIP) çelikler kullanılmıştır. Bu çalışmalarda mikroyapı iki ve üç boyutlu olarak modellenebildiği görülmüştür. Modellenen mikroyapı görüntüleri, metalografik görüntüleme yöntemleri kullanılarak elde edilen gerçek mikroyapı görüntüleri ile karşılaştırılarak, doğruluk oranları belirlenebilmektedir. Ayrıca, modelleme çalışmaları sonucunda malzeme içerisinde yer alan faz miktarlarındaki değişim ve faz dağılımları da incelenebilmektedir. Akma eğrilerinin malzemenin kimyasal kompozisyonu ve içerindeki faz miktarlarına göre hesaplanabildiği ve gerçek akma eğrisine çok yakın sonuçlar verdiği tespit edilmiştir. Bu çalışmalarda, çeliğin mikroyapısında bulunan fazlar üzerinde oluşan gerilme ve deformasyon miktarları tahmini olarak öngörülebilmekte ve hasar başlangıcının hangi faz bölgesinde oluşacağı tahmin edilmektedir.

Literatürde daha önce yapılan çalışmalar incelendiğinde, birçok çalışmada yüksek mukavemetli sacların, deformasyon oranı ve sıcaklığa bağlı olarak karakterizasyonu gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, farklı mikroyapı morfolojileri incelenmiş ve mekanik davranışları belirlenmiştir. Ancak, tez kapsamında yapılan araştırmada kullanılan DP1000 çift fazlı çelik malzeme üzerine çok fazla çalışma yapılmadığı görülmüştür.

3. TEZİN AMACI

Günümüzde otomotiv endüstrisindeki araç hafifletme çalışmalarına bağlı olarak geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerin kullanımı artmıştır. Bu tez çalışması kapsamında, geliştirilmiş yüksek mukavemetli DP1000 çift fazlı çelik malzemenin deformasyon davranışı detaylı bir şekilde incelenmiştir. Bu kapsamda gerçekleştirilen çalışmaların amacı ve kapsamı aşağıda açıklanmıştır.

Mekanik özelliklerin belirlenmesi: Malzemenin sıcaklık ve deformasyon oranına bağlı olarak mekanik özelliklerinin belirlemesi amacıyla çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Malzemenin gerilme - şekil değiştirme eğrileri elde edilmiş, akma ve çekme dayanımları, uzama miktarı, pekleşme ve mukavemet katsayıları belirlenmiştir. Ayrıca, malzemenin kırık yüzeyleri incelenerek kırılma davranışı tespit edilmiştir.

Malzemenin anizotropik davranışının belirlenmesi için anizotropi testleri gerçekleştirilmiştir. Böylelikle malzemenin anizotropi değerleri belirlenmiş ve bu değerler akma yüzeylerinin oluşturulmasında kullanılmıştır.

Sac metal şekillendirme işlemlerinde karşılaşılan en büyük sorunlardan birisi olan geri esneme davranışının belirlenmesi için 60º V bükme kalıbı kullanılarak geri esneme testleri gerçekleştirilmiştir.

Modelleme çalışmaları: Mekanik özelliklerin belirlenmesi için gerçekleştirilen testler sonucunda elde edilen veriler kullanılarak malzemenin akma davranışı modellenmiştir. Bu amaçla, Hill-48 ve Barlat-89 akma kriterleri kullanılarak akma yüzeyleri oluşturulmuştur. Sıcaklık ve deformasyon oranına bağlı olarak plastik deformasyon oluşumu değerlendirilmiştir.

Sac malzemelerin şekil alabilme kabiliyetlerini belirlemek amacıyla şekillendirme sınır diyagramları kullanılmaktadır. Bu nedenle Marciniak-Kuczynski (MK) şekillendirme sınır diyagramı modeli Matlab programında kodlanarak, DP1000 çeliğinin şekillenme kabiliyeti belirlenen şartlarda tespit edilmiştir.

Analiz çalışmaları: Analiz çalışmaları kapsamında öncelikli olarak Hill-48 ve Barlat-89 akma kriterine göre belirlenmiş olan akma yüzeylerinin şekillendirme analizlerindeki tahmin kabiliyetini belirlemek ve malzemenin geri esneme miktarını numerik olarak tespit etmek için daha önce deneysel testleri gerçekleştirilen 60º V bükme işlemi bilgisayar ortamında gerçekleştirilmiştir. Bu amaç için mekanik özellikler ve modelleme çalışmalarından elde edilen parametreler kullanılarak malzeme kartları oluşturulmuştur.

Ayrıca, malzemenin sıcaklık ve deformasyon hızının şekillendirilebilirlik üzerindeki etkilerini belirlemek için gerdirerek şekillendirme işlemi yarı küresel zımba kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Sac malzemede meydana gelen incelme miktarı, şekillendirme bölgeleri ve gerekli olan kalıplama kuvveti belirlenmiştir.

Şekillendirme analizlerinin yanında, deformasyona bağlı olarak malzemenin mikroyapısında oluşan değişimlerin gözlemlenmesi için mikro seviyede deformasyon analizleri gerçekleştirilmiştir. Mikroyapı görüntüleri elde edilmiş ve bilgisayar ortamına aktarılmıştır. Deformasyon analizleri sonucunda, DP1000 çift fazlı çeliğin içeriğinde bulunan martenzit ve ferrit fazlarının birbiri ile etkileşimi gözlemlenmiştir.

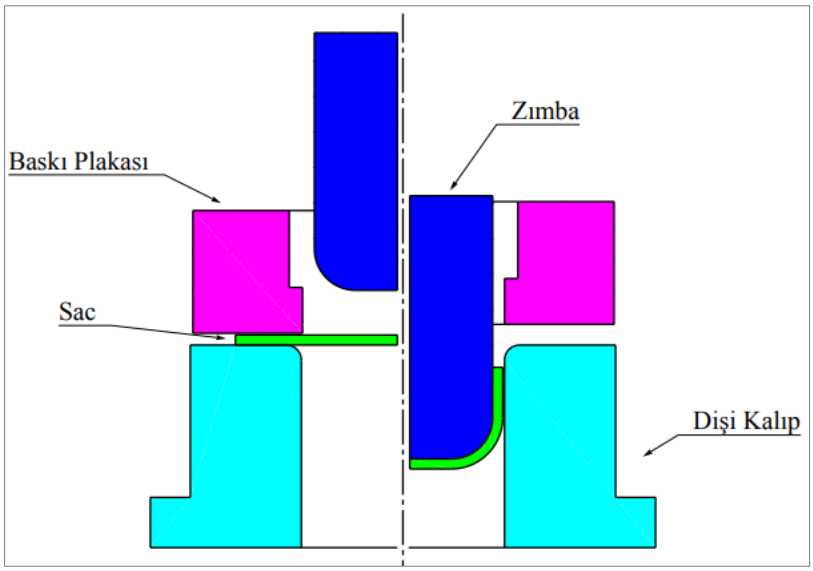
Gerçekleştirilen bu çalışmalarla, geliştirilmiş yüksek mukavemetli DP1000 çift fazlı çelik sac malzemenin şekillendirme davranışının belirlenmesi ve deformasyon davranışının mikro seviyede incelenmesi bu tez çalışmasının amacını oluşturmaktadır.

4. GENEL BİLGİLER

4.1. Sac Metal Parçaların Şekillendirilmesi

Sac metal parçaların şekillendirme işlemleri genellikle üretim süreçlerinin planlanmasıyla başlamaktadır. Bu planlama sürecinde, parçanın kaç operasyonda üretileceği ve bu operasyon aşamalarında parçanın şekillendirme analizlerinin uygulanarak çeşitli öngörülere göre gerekli güncelleme yapılmakta ve buna bağlı olarak kalıp tasarım işlemleri gerçekleştirilmektedir.

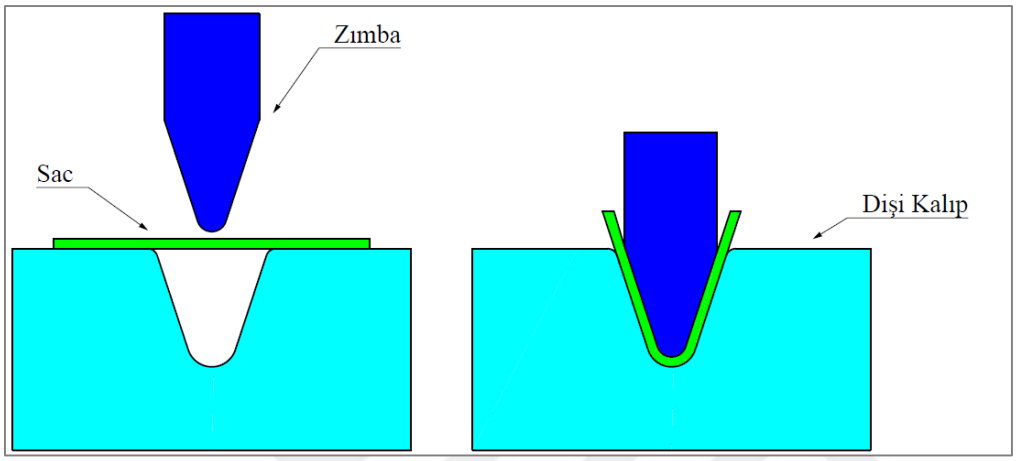
Sac metal şekillendirme işlemlerini genel olarak üç gruba ayırmak mümkündür. Bu süreçte sac malzeme baskı plakası ve dişi kalıp arasında belirli bir baskı kuvvetiyle sıkıştırılmaktadır. Daha sonra erkek zımba hareketi ile baskı plakası ve dişi kalıp arasında bulunan sac malzemenin dişi kalıp içerisine çekilmesi ile gerçekleştirilmektedir. Şekil 4.1'de örnek bir derin çekme işlemi gösterilmektedir. Bu işlem sırasında çekme ve basma gerilmeleri meydana gelerek sac malzeme tek tarafı açık, kendinden daha küçük bir kesite sahip kap halini almaktadır [72].



Şekil 4.1. Sac metal bir parçanın kalıpta şekillendirilmesi

Bükme işlemini ise sac malzemenin kendi ekseni etrafında döndürülmesiyle plastik deformasyona uğratılması olarak tanımlamak mümkündür [73]. Bükme işlemi sırasında, oluşması istenen büküm açısına göre farklı yöntemler uygulanabilmektedir. Bu kapsamda

en çok karşılaşılan bükme yöntemleri V bükme, U bükme ve L bükme olarak karşımıza çıkmaktadır. V bükme işlemi genel olarak düz sac malzemenin V formunda oluşturulma sürecidir. U bükme ve L bükme ise malzemenin 90º büküm kanatları oluşturulacak şekilde bükülme işlemidir. Bu işlem sırasında büküm eksenleri üzerinde çekme ve basma gerilmeleri görülmektedir. Şekil 4.2'de bükme işlemlerine ait bir görüntü verilmiştir.



Şekil 4.2. Sac metal bir parçanın kalıpta bükme işlemi

Sac parçaların şekillendirme süreçlerinde nihai ürün elde edilmesinden önce son operasyon olarak çevresel boşaltmaların yapılması ve daha önceki operasyonlarda delinmemiş olan deliklerin delinmesi gerekmektedir. Bu amaçla istenilen geometriye uygun zımba ve dişi kalıp kullanılarak sac malzemelerin delme ve kesme işlemleri yapılmaktadır. Kesme işlemi sırasında zımba ile dişi kalıp arasında sac malzemeye uygulanan makaslama işlemiyle malzemenin birbirinden ayrılması sağlanmaktadır.

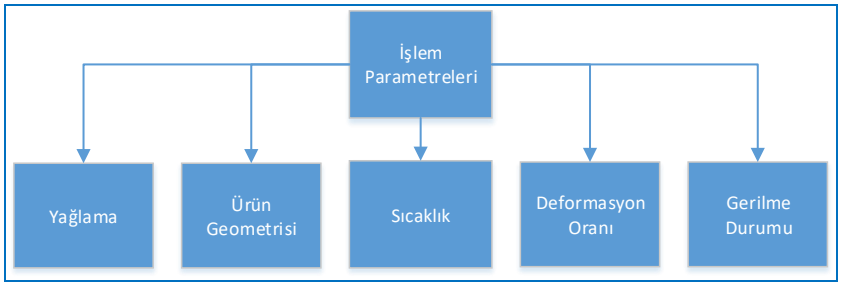
4.2. Sac Metal Şekillendirme Sürecini Etkileyen Faktörler

Sac metal şekillendirme işlemlerinde şekillendirme süreci ve ürün, malzeme özellikleri ve şekillendirme işlemi şartlarına göre farklı davranışlar gözlemlenebilmektedir.

4.2.1. İşlem özelliklerinin etkisi

Sac metal şekillendirme işlemlerinde, kalıplama şartları şekillendirme sürecini etkilemektedir. Literatürde Banabic'in yaptığı çalışmada [74] şekillenebilirlik davranışını etkileyen faktörler Şekil 4.3'te verilmiştir. İşlem şartlarının etkisi şekillendirme analiz yazılımlarında öngörülebilmekte ve bu şartlara göre şekillendirme süreçleri optimize

edilebilmektedir [75]. Şekillendirme sürecini etkileyen işlem parametreleri aşağıda açıklanmıştır.



Şekil 4.3. Şekillenebilirlik kabiliyetini etkileyen faktörler [74]

Yağlama sürecini sac malzeme ile kalıp arasındaki sürtünme katsayısın azaltılması işlemi olarak açıklamak mümkündür. Bu işlem sırasında kalıp ile sac arasına uygulanan çeşitli kimyasal yağ vb. sıvılar ya da çeşitli film tabakaları ile sacın kalıp boşluğuna daha rahat bir şekilde akması sağlanmaktadır. Ayrıca, yağlama işlemi sürtünmeyi azaltacağı için kalıplama kuvvetini azaltırken kalıp ömrünü de artırmaktadır.

Sac metal şekillendirme işlemleri uygun geometride hazırlanan kalıplar yardımıyla gerçekleştirilmektedir. Hazırlanan kalıplar dişi plaka, zımba ve baskı plakası başta olmak üzere kalıp bağlantı çubukları, yaylar, kam sistemleri, klavuz kolonlar ve durdurucu gibi yardımcı parçalar da kullanılmaktadır. Bu parçaların bir bütün olarak kullanılmasıyla kalıbın çalışması sağlanmaktadır. Bu kapsamda, önceden yapılan analiz sonuçlarına göre uygun kalıp tasarımı ve imalatı gerçekleştirilmektedir. Kalıplama sürecinde kalıp elemanlarının özellikleri şekillendirme işlemini etkilemektedir. Kalıpta kullanılacak sac malzemenin cinsi ve kalınlığına bağlı olarak şekillendirme işlemi sırasında uygun bir boşluk bırakılması gerekmektedir. Bu boşluğun fazla bırakılması durumunda sac parça üzerinde buruşukluk, az bırakılması durumunda ise sacın akışının zorlanmasına bağlı olarak incelme ve yırtılma gözlemlenebilmektedir. Sacın dişi plaka içerisine akışı sırasında, akışın kontrollü olarak gerçekleşmesi istenmektedir. Bu nedenle, genellikle dişi plaka ya da baskı plakası üzerinde sacın akışının dengeleyecek süzdürme çubukları kullanılmaktadır. Süzdürme çubuğunun çapı ve yüksekliği de sacın şekillendirme sürecini etkilemektedir. Ürün geometrisine uygun olarak gerekli konumlarda ve ölçü değerlerinde süzdürme çubuklarının kullanılması gerekmektedir. Kalıp konfigürasyonunda sac şekillendirmeye etki eden bir başka husus ise kalıp radyüsleridir. Kalıp radyüsleri baskı alanının bitiminde sacın dişi kalıp içerisine

akmaya başladığı bölgelerde bulunmaktadır. Radyüs miktarına bağlı olarak sacda içe doğru bir büküm işlemi gerçekleşmektedir. Radyüs miktarının olması gerekenden az olduğu durumlarda sac üzerinde yırtılma oluşumu gözlemlenmesi çok yüksek bir ihtimaldir.

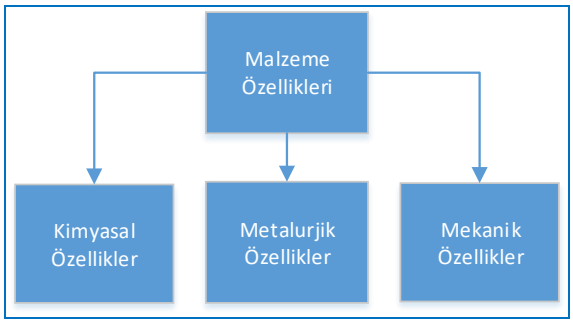
Ayrıca, tasarım aşamasında kalıbın kullanılacağı pres tipine de dikkat edilmelidir Şekillendirme sürecinde tek etkili, çift etkili ve gerdirerek form verme gibi farklı uygulamalar seçilebilmektedir. Genellikle şekillendirilmesi zor ve karmaşık parçalarda hidrolik preslerin kullanılması daha uygun olmaktadır. Hidrolik preslerde mekanik preslere göre daha yavaş bir şekillendirme işlemi gözlemlenmesine rağmen, baskı kontrolü daha hassas sağlanabildiği için sac şekillendirme operasyonlarında yüksek oranda tercih edilmektedir.

Sac malzemenin şekillendirme işleminin uygulandığı ortam sıcaklığı da malzeme özelliklerini ve davranışını değiştireceği için şekillendirme sürecini etkileyen bir başka faktör olarak karşımıza çıkmaktadır. Literatürde yapılan çalışmalar incelendiğinde sıcaklık etmeninden yararlanılarak malzemelerin şekillendirilebilirliğinin geliştirilebildiği görülmüştür. Yüksek sıcaklıklarda yapılan şekillendirme işlemlerinde, sıcak şekillendirmeye uygun sacların kullanılmasının yanısıra kalıpta ısıl işlem uygulamalarının yapıldığı da bilinmektedir [76].

Deformasyon hızı, sac malzemelerin şekillendirilmesini etkiyen bir başka faktördür. Sacın kalıp ile preste şekillendirilmesinde uygun bir hız seçimi yapılması gerekmektedir. Çok yüksek şekillendirme hızı seçildiği taktirde sacın kalıp içerisine akışı için yeteri kadar süre bulunmayacağından sac malzemede yırtılma gözlemlenmesi muhtemel bir süreçtir.

4.2.2. Malzeme özelliklerinin etkisi

Malzemenin deformasyona karşı göstermiş olduğu mekanik özellikler, sac metal parçaların şekillendirilme işlemlerini etkilemektedir. Malzeme özellikleri deformasyon şartlarına bağlı olarak değişebilmektedir. Bu nedenle malzeme özelliklerinin belirlenmesinde deformasyon şartlarının da dikkate alınması gerekmektedir. Malzeme özelliklerinin şekillendirme işlemine etkileri üç başlık altında değerlendirilmiştir (Şekil 4.4) [74].



Şekil 4.4. Şekillenebilirlik kabiliyetini etkileyen malzeme özellikleri [74]

Mekanik özellikler

Malzemenin mekanik özellikleri, deformasyon sırasında gösterdiği davranış hakkında bilgiler vermektedir. Sac metal şekillendirme işlemleri açısından değerlendirildiğinde, malzemenin akma ve çekme dayanımı, elastikiyet modülü, anizotropi katsayısı, pekleşme ve deformasyon hızı hassasiyeti gibi karakteristik özellikleri deformasyon davranışının belirlenmesi ve şekillendirme özelliklerinin geliştirilebilmesi için incelenmesi gereken parametrelerdir.

Metalurjik özellikler

Sac malzemeler, üretim şartlarına göre belirli metalürjik özelliklere sahip olmaktadırlar. Bu özellikler, deformasyon işlemi sırasında malzemenin mekanik davranışını etkileyebilmektedir. Bu nedenle doku, tane boyutu, tane şekli ve boşluk yoğunluğu gibi etmenlerin şekillendirme aşamasında dikkate alınması gerekmektedir.

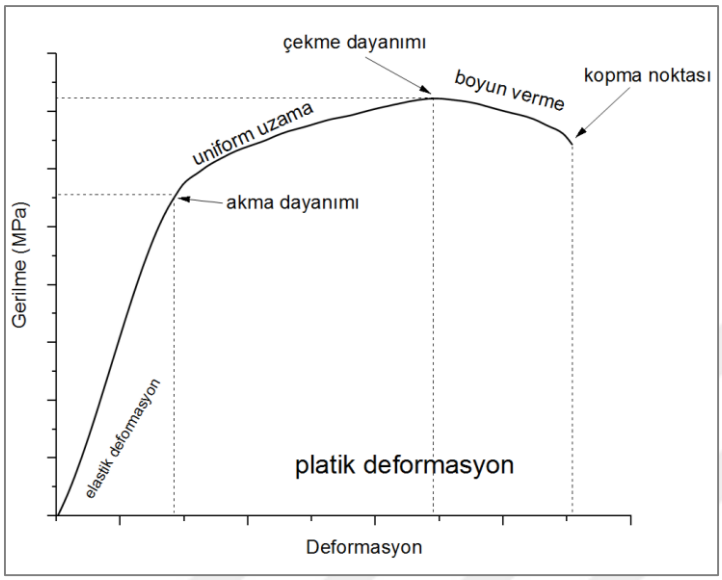
Kimyasal özellikler

Malzeme içerinde bulunan kimyasal elementlerin de belirli mekanik özellikleri etkilediği bilinmektedir. Bu nedenle malzemelerin kimyasal kompozisyonu da sac şekillendirme ve deformasyon işlemleri açısından irdelenmektedir.

4.3. Mekanik Özelliklerin Belirlenmesi

Sac metal malzemelerin birçok mekanik özelliğinin belirlenmesinde çekme testi yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir. Bu test kapsamında malzeme, biri sabit diğeri hareketli iki

çene arasında tek eksenli çekme işlemine tabi tutulmaktadır. Malzemeye uygulanan kuvvete bağlı olarak gerilme - deformasyon eğrisi elde edilmekte ve oluşan deformasyona bağlı mekanik özelliklerin hesaplanması gerçekleştirilmektedir. Şekil 4.5'te örnek gerilme deformasyon eğrisi gösterilmiştir. Çekme testi sonucunda elde edilen mekanik özellikler aşağıda detaylı olarak anlatılmıştır.



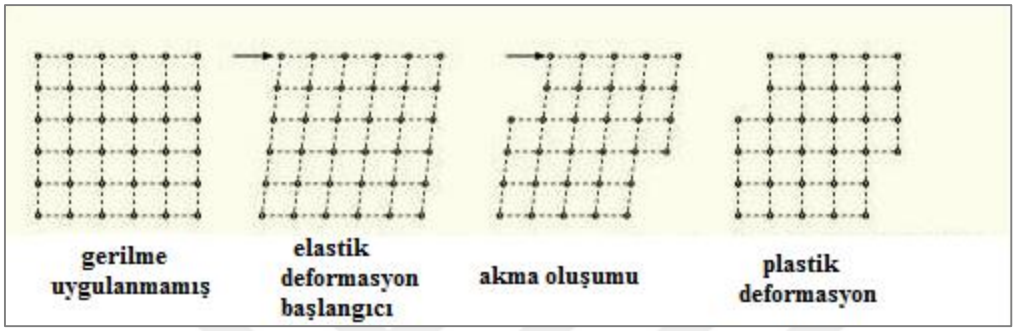
Şekil 4.5. Çekme testi numune deformasyon süreci ve gerilme deformasyon eğrisi

Malzemenin deformasyon aşamaları Şekil 4.6'da gösterilmektedir. Malzemeye kuvvet uygulanmasıyla birlikte malzemede deformasyon başlamaktadır. Ancak, ilk aşamada malzemede meydana gelen deformasyon elastik bölgede gerçekleşmekte ve uygulanan kuvvetin ortadan kalmasıyla malzeme eski şekline dönmekte, kalıcı şekil değişimi sağlanmamaktadır. Ancak, malzemenin elastik limitlerinin aşıldığı anda malzemede kalıcı şekil değişimi başlamış olmaktadır. Bu sınıra akma noktası denilmektedir. Akma sınırına kadar olan bölge elastik deformasyon bölgesi, akma sınırından sonraki bölge ise plastik deformasyon bölgesi olarak adlandırılmaktadır.

Malzemenin elastik deformasyon bölgesinde gerilme deformasyon ilişkisi doğru orantılı olarak gerçekleşmektedir. Bu orantı Hooke kanununa göre oluşmaktadır. Elastik bölgede oluşan eğrinin eğiminden malzemenin elastikiyet modülü "E" hesaplanmaktadır. Eşitlik 4.1'de elastikiyet modülü hesabı verilmiştir.

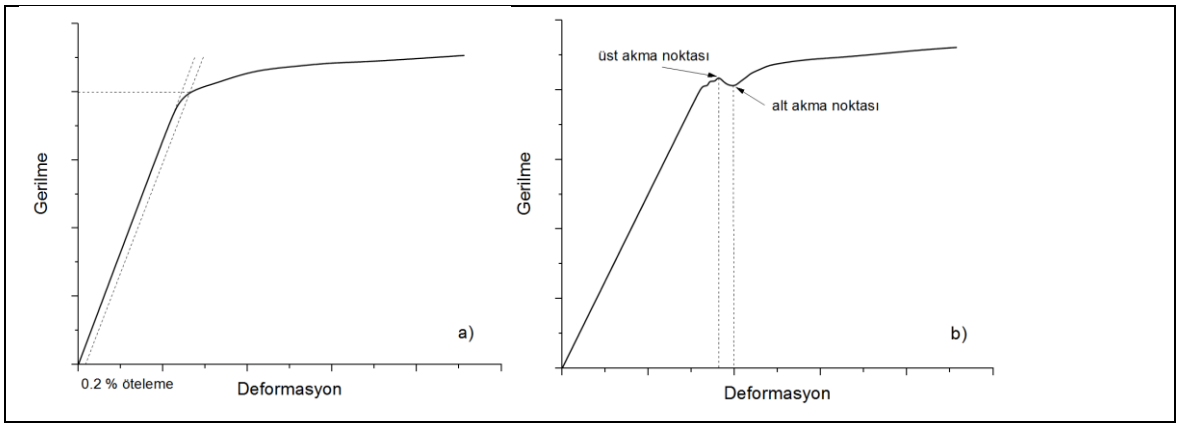
$$E = \Delta\sigma/\Delta\varepsilon \tag{4.1}$$

Elastikiyet modülü malzemenin rijitliğini belirlemektedir [77]. Bu nedenle yüksek olmasının, malzemenin rijit, düşük olması ise elastik davranışının yüksek olacağının bir anlamına gelmektedir. Sac metal şekillendirme işlemlerinde malzemenin rijit olması istenmektedir. Elastikiyet modülü düşük malzemelerde deformasyon sonrası malzeme içerisinde kalan elastik gerilmelere bağlı olarak geri esneme eğilimin daha yüksek olduğu bilinmektedir [78]. Şekil 4.6'da plastik deformasyon süreci şematik olarak verilmiştir.



Şekil 4.6. Plastik deformasyon süreci [79]

Malzemelerin bazılarında belirgin akma görülürken, bazı malzemelerde belirgin akma sınırı gözlemlenmemektedir. Şekil 4.7'de malzemelerin akma noktalarının belirlenmesinde kullanılan yöntemler gösterilmiştir. Şekil 4.7 a'da belirgin akma davranışı göstermeyen bir malzemenin elastik bölgedeki gerilme deformasyon eğrisi verilmiştir. Belirgin akma davranışı göstermeyen malzemelerin akma noktası plastik deformasyonun % 0,2 olduğu nokta olarak kabul edilmiştir [80]. Akma noktası elastik eğrinin % 0,2 ötelenmesiyle çizilen eğri ile çekme testinden elde edilen eğrinin kesişim noktasındaki gerilme değeri olarak belirlenmektedir. Şekil 4.7 c'de ise belirgin akma davranışı gösteren bir malzemenin akma bölgesi gösterilmektedir. Malzemenin belirgin akma göstermesinin nedeni arayer atomlarının dislokasyonların çevresindeki boşluklara yerleşmesi, dislokasyon hareketini engellemeye çalışarak akmayı zorlaştırması ve artan deformasyonlarla beraber serbest kalan disloskasyonların hareketinden dolayı akmanın kolaylaşması olarak değerlendirilebilmektedir [81]. Bu davranış sırasında üst akma noktası malzemenin akma dayanımı olarak kabul edilmektedir [80].



Şekil 4.7. Akma noktası belirlenmesi

Akma noktasından sonra uygulanan kuvvet ile beraber deformasyonun devam etmesi sonucu, oluşan gerilmelerin en yüksek olduğu nokta malzemenin çekme dayanımı olarak isimlendirilmektedir. Eşitlik 4.2'de ifade edilen çekme dayanımı, malzemelerin sınıflandırılması ve ürün tasarım aşamalarında, malzeme seçimi açısından oldukça önemli bir parametredir.

$$\sigma_{çekme} = F/A \tag{4.2}$$

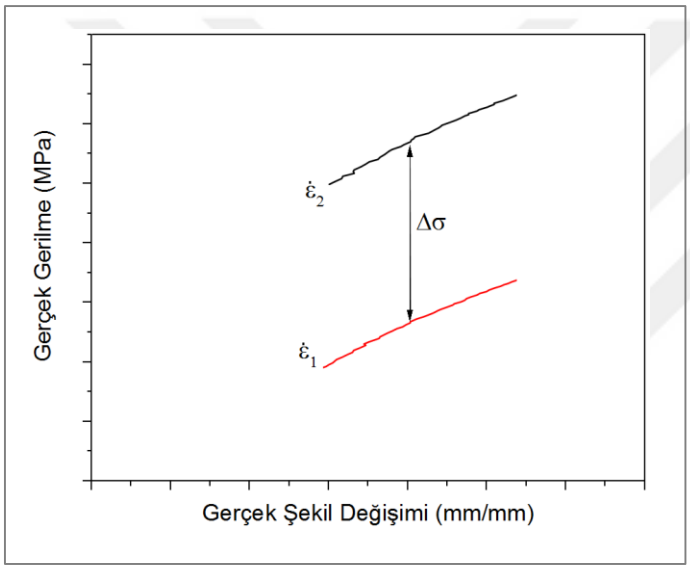
Malzemenin maksimum çekme dayanıma ulaşmasının ardından, boyun verme başlamakta ve deformasyon için gerekli olan kuvvet azalmaktadır. Bu noktaya kadar malzemede meydana gelen uzama, uniform olarak gerçekleşmektedir. Malzemenin uniform olarak gerçekleştirdiği uzama miktarının artması, şekillendirilebilirlik kabiliyetinin de artmasını sağlamaktadır. Malzemenin toplam uzama miktarı ise, uniform uzama ve malzemenin boyun vermeye başlamasından kırılma meydana gelinceye kadar olan uzama miktarı olarak tanımlanabilmektedir. Şekil alabilirlik kavramı malzemenin uzama davranışıyla yakinen ilgilidir. Uzama kabiliyeti iyi olan malzemelerin şekillendirme kabiliyetinin de yüksek olduğu bilinmektedir [82].

Kalıcı deformasyona uğrayan malzemelerde, deformasyonun miktarının artışıyla oluşan dislokasyon yığılmasına bağlı olarak deformasyon için gerekli kuvvet sürekli olarak artmaktadır. Burada mukavemet artışı ve pekleşme oluşmaktadır. Pekleşme, akma noktası ile çekme noktası arasında bir başka ifadeyle malzemenin homojen şekil değiştirdiği bölgede gerçekleşmektedir. Bu kısımda elde edilen eğrinin Holloman eşitliğine (Eşitlik 4.3) uydurulmasıyla "n" pekleşme katsayısı ve "K" mukavemet katsayısı hesaplanabilmektedir.

$$\sigma_{gerçek} = K\varepsilon^{n} \tag{4.3}$$

Malzemeler farklı deformasyon hızlarına göre farklı mekanik davranışlar sergileyebilmektedir. Farklı çekme hızlarında yapılan testlerle malzemelerin deformasyon hızı duyarlılığı (Eşitlik 4.4) hesaplanabilmektedir. Şekil 4.8'de deformasyon hızı hassasiyetinin hesaplanması gösterilmiştir.

$$m = \frac{\log\left(\frac{\sigma_2}{\sigma_1}\right)}{\log\left(\frac{\dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_1}\right)} \tag{4.4}$$



Şekil 4.8. Deformasyon hızı hassasiyetinin belirlenmesi

Sac malzemelerin deformasyon davranışları ve şekillendirme işlemlerinde hesaplanması gereken bir başka parametre ise anizotropidir. Malzemeler hadde yönüne bağlı olarak farklı özellik gösterebilmektedirler. Bu nedenle anizotropi miktarının belirlenmesi gerekmektedir. Sac malzemelerde anizotropi normal anizotropi ve düzlemsel anizotropi olmak üzere değerlendirilmektedir. Burada, normal anizotropi (R) sacın kalınlığına bağlı olarak malzeme özelliklerinin değişimi olarak incelenirken, düzlemsel anizotropi (ΔR) sac malzemenin hadde yönüne bağlı olarak gösterdiği farklılık olarak bilinmektedir [83].

Anizotropi malzemenin genişliğinde oluşan birim şekil değişimin kalınlığında oluşan birim şekil değişimine oranı olarak tanımlanabilmektedir. Genişliğindeki birim şekil değişimi kalınlıktaki şekil değişimi ölçülerek hacmin korunumu prensibine göre anizotropi miktarı

hesaplanabilmektedir. Burada malzeme genişliğinin ilk ölçüm değeri w_0, son ölçüm değeri w, malzeme kalınlığın ilk değeri t, son değeri ise t_0 ile ifade edilmiştir. Genişlik ve kalınlıktaki oluşan şekil değişimi Eşitlik 4.5 ve 4.6'da ifade edilmiştir. Bu durumda oluşan birim şekil değişimlerinin oranı Eşitlik 4.7'de ifade edilen anizotropi miktarını vermektedir.

$$\varepsilon_w = \ln(w/w_0) \tag{4.5}$$

$$\varepsilon_t = \ln(t/t_0) \tag{4.6}$$

$$R_{hadde\ yönü} = \varepsilon_w/\varepsilon_t \tag{4.7}$$

Ayrıca, düzlemsel anzitoropi miktarı şekillendirme işlemi sırasında sac malzemelerde oluşan kulaklanma miktarını da etkilemedir. Anizotropi miktarının yüksek olması kulaklanmayı da artırmaktadır. Ancak, anizotropi miktarının yüksek oluşu malzemenin şekillendirilebilirliği açısından olumlu etki göstermektedir. Yüksek anizotropi değerine sahip malzemelerin uzama miktarlarının da yüksek olduğu görülmektedir. Literatür de yapılan çalışmalarda genellikle 0º, 45º ve 90º hadde yönlerinde anizotropi miktarları belirlenmektedir. Aniztoropi miktarının hassas olarak belirlenmesi, sacın akma davranışının modellenmesinde daha doğru sonuçlar vermektedir. Bu nedenle, yapılan bazı çalışmalarda 0º, 15º, 45º, 60º, 75º ve 90º olmak üzere farklı açı değerlerinde anizotropi tespitlerinin de gerçekleştiği görülmüştür.

Aşağıdaki 4.8 nolu eşitlik düzlemsel ve 4.9 nolu eşitlik ise normal anizotropi hesaplanmasında kullanılmaktadır. Burada R_0, R_{45} ve R_{90} hadde yönüne göre oluşan anizotropi değerleridir. ΔR düzlemsel anizotropiyi, R ise normal anizotopiyi ifade etmektedir.

$$\Delta R=(R_0+R_{90}-2R_{45})/2 \tag{4.8}$$

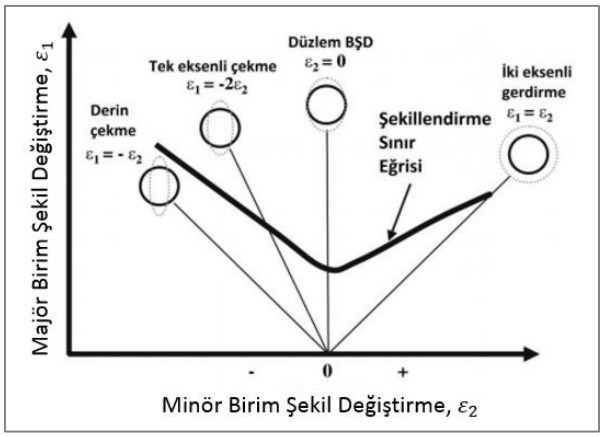
$$R=(R_0+R_{90}+2R_{45})/4 \tag{4.9}$$

4.4. Şekillendirme Sınır Diyagramları

Sac metal malzemelerin şekillendirme sınırlarını belirlemek amacıyla şekillendirme sınır diyagramları kullanılmaktadır. Malzemenin boyun vermeden homojen şekil değişimi

gösterdiği son noktadaki sınırları içeren bu diyagramlar farklı deformasyon modlarını kapsamaktadır. Eğrinin altında kalan bölge güvenli şekillendirme bölgesi olarak anılmakta, üst kısımlar ise şekillendirme işleminde incelme ve yırtılma oluşabilecek bölgeler olarak bilinmektedir.

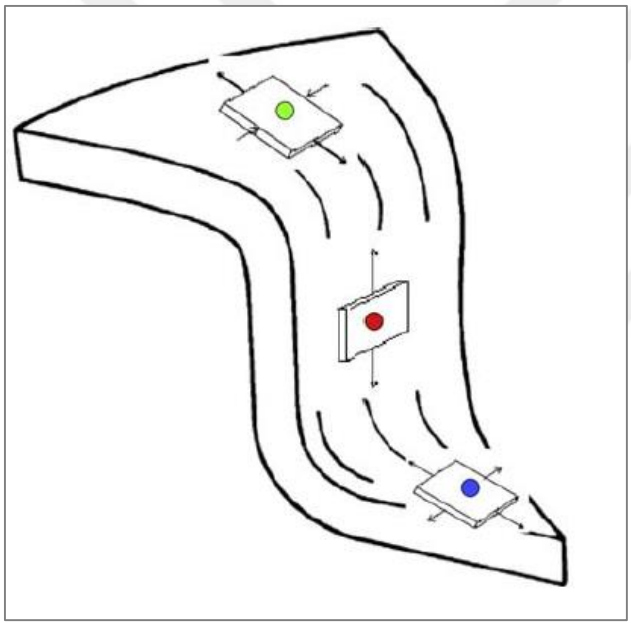
Şekillendirme sınır diyagramları genellikle deneysel yöntemler ile elde edilmektedir. Hidrolik şişirme testi, Keeler testi, Hecker testi, Marciniak Testi ve Nakazima testi olarak isimlendirilen bu yöntemlerin yapılan çalışmalarda kullanıldığı görülmektedir. Şekillendirme sınırlarını tayin etmek için gerçekleştirilen deneysel çalışmalarda, farklı deformasyon modlarını içeren numunelerin üzerinde oluşan deformasyonun ölçümü için çizilmiş olan ızgaralar görülmektedir. Izgaralar kırılma noktasına kadar uygulanan deformasyon sonrasında ölçülmekte ve oluşan deformasyon miktarına göre şekillendirme sınır eğrisi belirlenmektedir. Şekil 4.9'da örnek bir şekillendirme sınır diyagramı verilmiştir. Şekillendirme sınır diyagramı üzerinde bulunan bölgenin deformasyon modları irdelendiğinde, eğrinin sağında bulunan bölgenin iki eksenli gerdirmeye bağlı deformasyon ile oluştuğu, eğri merkezinde iki eksenli çekme gerilmesi, eğrinin sol bölgesinin ise tek eksenli çekme, iki eksenli basma ve derin çekme gerilmelerinden oluştuğu görülmüştür [84]. Bu gerilmeler, deformasyon modlarına göre oluşan küçük "$\varepsilon_{minör}$" ve büyük "$\varepsilon_{majör}$" olmak üzere ayrılmaktadır. Şekillendirme sınır diagramının X eksenin küçük deformasyon, Y ekseni ise büyük deformasyon sonucu oluşan gerilmeleri göstermektedir [85].



Şekil 4.9. Şekillendirme sınır diyagramı deformasyon bölgeleri [84]

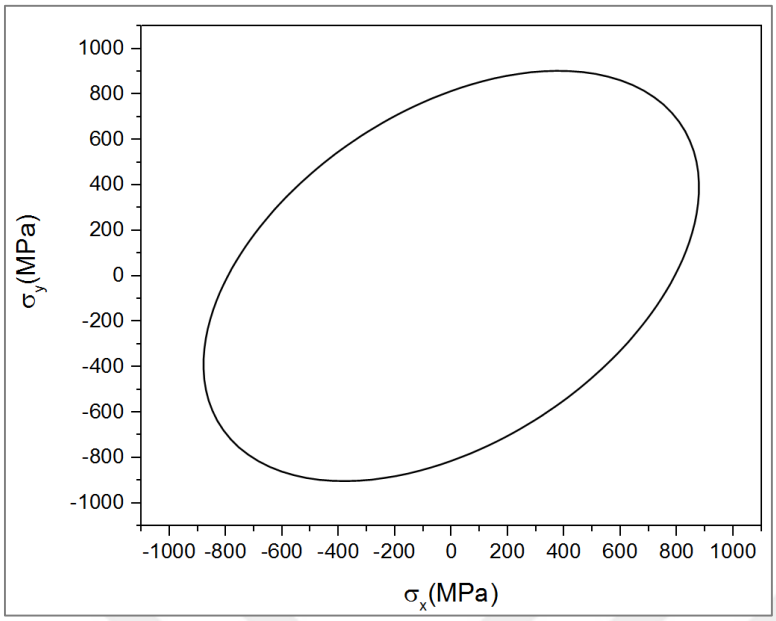
4.5. Akma Yüzeyleri

Şekillendirme işlemleri sırasında sac malzeme üzerinde farklı deformasyon modlarına bağlı olarak farklı gerilmeler oluşmaktadır. Bu nedenle, sac malzemede oluşan gerilme durumuna bağlı olarak malzemenin plastik deformasyon davranışı çeşitli diyagramlarla açıklanabilmektedir [86]. Şekillendirme sürecinin başlangıcında kalıp hareketiyle beraber flanş bölgesinde kayma gerilmesi, kalıbın hareketine devam etmesiyle parçanın yan yüzeyleri üzerinde ise düzlemsel gerilmeler oluşmaktadır. Taban yüzeyinde ise çift eksenli çekme gerilmeleri gözlemlenmektedir. Sac şekillendirme işleminde oluşan gerilme durumları Şekil 4.10'de verilmiştir.



Şekil 4.10. Sac şekillendirme işleminde gerilme durumları [87]

Şekil 4.11'de örnek bir akma yüzeyi gösterilmektedir. Bu eğri içerisinde kalan bölgeler plastik şekil değişimin gerçekleşmediği, dışında kalan bölgeler ise plastik şekil değişime maruz kalan bölgeler olarak tanımlanmaktadır [86].



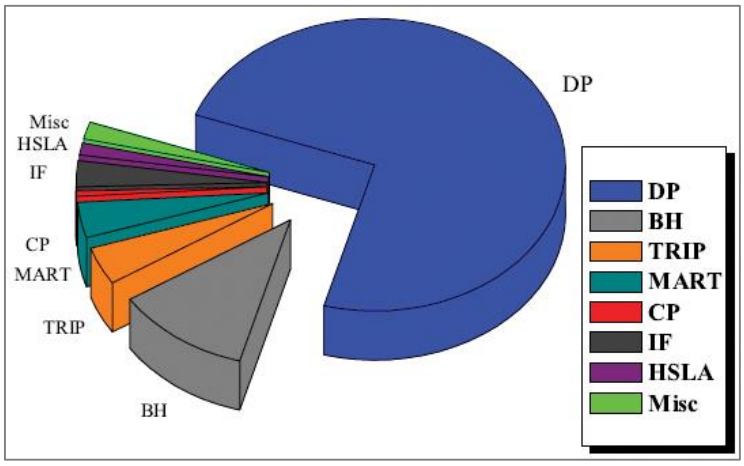
Şekil 4.11. Örnek bir akma yüzeyi

Akma yüzeyleri deneysel olarak elde edilebileceği gibi, literatürde çalışılmış ve sonlu elemanlar programlarında da yaygın olarak kullanılan akma kriterleri yardımı ile de bulunmaktadır [88-91]. Sac metal şekillendirme işlemlerinde, sonlu elamanlar analizi yöntemine dayalı metal şekillendirme benzetim programları kullanılmaktadır. Bu programlar, akma kriterlerini kullanarak malzemenin şekillendirme sürecini tahmin etmekte, geri esneme, incelme ve yırtılma gibi sonuçları belirleyebilmektedirler. Benzetim işlemlerinin tahmin başarısını, kullanılan akma kriteri doğrudan etkilemektedir [88-91].

4.6. Çift Fazlı Çelikler

Otomotiv endüstrisinin günümüzdeki ihtiyaçları göz önüne alındığında, kullanılan malzemelerde daha ince kesitte daha yüksek mukavemet sağlanarak güvenlikli ve hafif ürün elde edilmesi, yakıt tasarrufu sağlanması ve karbon emisyon salınımının azaltılmasının hedeflendiği bilinmektedir. Bu nedenle çelik üreticileri bu kazanımların gerçekleştirilebilmesi için yüksek mukavemetli çelikleri geliştirmişlerdir.

Bu amaçla geliştirilen çelikler incelendiğinde, çift fazlı çeliklerin otomotiv endüstrisinde önemli bir yer edindiği görülmektedir (Şekil 4.12).



Şekil 4.12. Çift fazlı çeliklerin otomotiv gövde imalatında kullanımı [93]

Ticari olarak kullanılan çift fazlı çelikler incelendiğinde, farklı akma ve çekme dayanımına sahip çeşitli kalitelerde malzemelerin bulunduğu görülmektedir (Çizelge 4.1). Burada "DP" kısaltması çift fazlı kelimesinin İngilizce karşılığı olan "Dual Phase"'dan gelmektedir. Daha sonraki ilk sayı malzemenin akma dayanımı, ikinci sayı ise malzemenin çekme dayanımı ifade etmektedir [93].

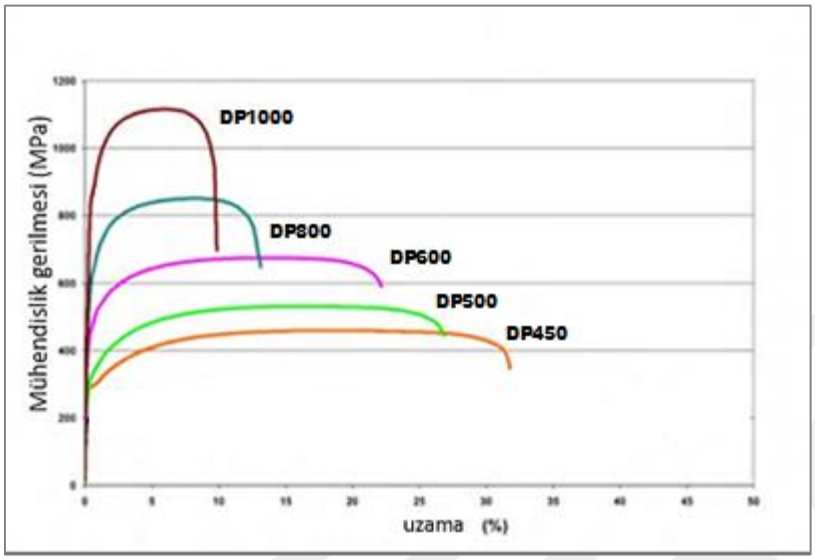
Çizelge 4.1. Ticari olarak kullanılan çift fazlı çelikler

Çelik Kalitesi
DP 210/440
DP 300/500
DP 350/600
DP 500/800
DP 600/980
DP 700/1000
DP 750/980
DP 800/1180
DP 1150/1270

Şekil 4.13'te ticari olarak kullanılmakta olan bazı çift fazlı çelik saclara ait gerilme - birim şekil değiştirme eğrileri verilmiştir. Eğriler incelendiğinde, artan çekme dayanımına karşılık, malzemenin uzama davranışının belirgin olarak azaldığı görülmektedir. Bu durum sacın şekillendirmesini de olumsuz yönde etkilemektedir. Çift fazlı çeliklerde malzemenin mukavemeti mikroyapı içeriğinde bulunan faz hacim oranı belirlemektedir. Bu durum literatürde Eşitlik 4.10 ile gösterilmektedir [94]. Burada, V_M Martenzit hacim oranını, V_F Ferrit hacim oranını, "σ_M" Martenzit çekme dayanımı ve "σ_F" Ferrit çekme dayanımı ifade

etmektedir. Artan martenzit miktarı sacın akma ve çekme dayanımlarını artırırken süneklik kabiliyetinde azalamaya sebep olmaktadır.

$$\sigma = V_M \sigma_M + V_F \sigma_F \tag{4.10}$$



Şekil 4.13. Ticari çift fazlı çeliklerin gerilme deformasyon ilişkisi [9]

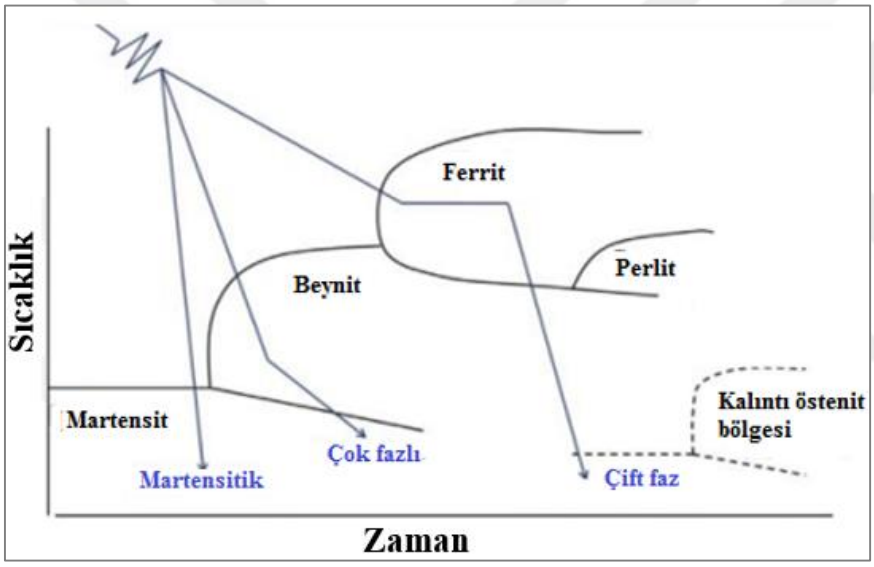
4.6.1. Çift fazlı çeliklerde bulunan alaşım elementleri etkileri

Çift fazlı çeliklerin kimyasal kompozisyonlarında ana elementler olarak Karbon ve Mangan bulunduğu görülmektedir. Bunların yanında, mikro alaşım elementleri olarak, Silisyum, krom, molibden, vanadyum ve niobyum da çift fazlı çeliklerin kimyasal yapısı içerisinde bulunmaktadır. Karbon, çift fazlı çeliklerin içerisinde yaklaşık olarak % 0,06 - 0,15 aralığında bulunmaktadır. Karbon elementi östeniti dengelemekte, martenzit mukavemetini arttırmakta ve faz dağılımını belirlemektedir. Mangan elementi ise yaklaşık % 1,5 - 2,5 aralığında bulunmakta ve östeniti dengelemekte, ferrit katı çözeltisinin mukavemetini arttırmakta ve ferrit oluşumunu geciktirmektedir. Silisyum, krom ve molibden % 0,4'e kadar çift fazlı çeliklerde ihtiva edilmektedir. Silisyum ferrit faz dönüşümünü teşvik edici bir elementtir. Krom ve molibden ise östeniti dengelemekte ve perlit ile beynit oluşumunu geciktirmektedir. Vanadyum % 0,6'ya kadar kullanılmaktadır. Vanadyum östeniti dengelemekte, çökelmeyi güçlendirmekte ve mikroyapı tane boyutu incelmesini sağlamaktadır. % 0,04 oranına kadar bulunan niobyum ise östenit dengeleyici, Martenzit dönüşüm sıcaklığını düşürücü, mikroyapı inceltici ve yeniden kristalleşmemiş östenitten ferrit dönüşümüzü hızlandırıcı etki yapmaktadır [95].

4.6.2. Çift fazlı çeliklerin mikroyapısı

Günümüzde yaygın bir kullanım alanına sahip olan çift fazlı çelikler, üretim sırasında uygulanan ısıl işlemler sonucunda mikroyapısı içerisinde ferrit ve martenzit fazları bulunan çelik türleridir. Ferrit fazı içerisinde martenzit fazı dağılmış bir mikroyapıya sahiptirler.

Çift fazlı çelik mikroyapısı Fe-Fe_3C denge diyagramında A_1 - A_3 sıcaklık bölgelerinde (ferrit - östenit bölgesi) soğutulması neticesinde östenit yapının martenzite dönüştürülmesiyle elde edilmektedir. Şekil 4.14'te çift fazlı bir çeliğin mikroyapısının elde edildiği soğuma diyagramı verilmiştir.



Şekil 4.14. Çift fazlı çelik üretim süreci soğuma diyagramı [96]

5. DENEYSEL ÇALIŞMALAR

Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelik sac malzemeler otomotiv sektöründe yaygın olarak kullanılmaktadır. Gerçekleşen bu çalışma kapsamında sıcaklık ve deformasyon oranının DP1000 geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelik malzemenin şekillenme davranışı ve mikroyapısına olan etkileri incelenmiştir.

5.1. Malzeme Karakterizasyonu

5.1.1. Malzeme

Mühendislik uygulamalarında kullanılan malzemeler, içeriğinde bulunan alaşım elementleri ve mikroyapı özelliklerine göre, deformasyon sırasında farklı mekanik davranışlar gösterebilmektedir. Otomotiv sektöründe, farklı mekanik özelliklere sahip birçok çift fazlı çelik türü ihtiyaca göre kullanılmaktadır. Bu çalışmada, otomotiv endüstrisinde kullanılan ve ticari olarak temin edilen 1 mm sac kalınlığındaki DP1000 çift fazlı çelik malzeme kullanılmıştır. Bu malzemeye ait kimyasal bileşim Çizelge 5.1'de sunulmuştur.

Çizelge 5.1. DP1000 çift fazlı çelik malzemenin kimyasal analiz sonuçları

Çelik	C	Mn	Ni	Cr	Si	P	S	Cu	Al
DP1000	0,14	1,40	0,03	<0,02	0,53	<0,01	<0,01	0,02	0,03

Malzemelerin mekanik davranışları mikroyapı özellikleri ile ilişkilidir. DP1000 çift fazlı çelik malzemenin yapısında martenzit ve ferrit fazlarının olduğu bilinmektedir. Çeliğin mikroyapısı içerisinde bulunan faz miktarlarının oranları mekanik özellikleri doğrudan etkilenmektedir. Bu tez çalışması kapsamında incelenen DP1000 çeliğinin mekanik özelliklerinin daha iyi anlaşılabilmesi amacıyla, ticari DP1000 çelik malzemenin mikroyapı özellikleri metalografik işlemler uygulanarak belirlenmiştir.

5.1.2. Metalografik işlemler

DP1000 çelik malzemenin mikroyapısının incelenmesi için yapılan metalografik işlemler bu bölümde açıklanmıştır. Temin edilen ticari çelik, öncelikle zımparalama ve parlatma işlemleri için, uygun boyutlarda üst yüzey, yanal yüzey ve kesit yüzeyinden kesilerek bakalit

içerisine alınmıştır. Resim 5.1'de bakalit içerisine alınan DP1000 çelik malzeme numunelerine ait bir görüntü verilmiştir.



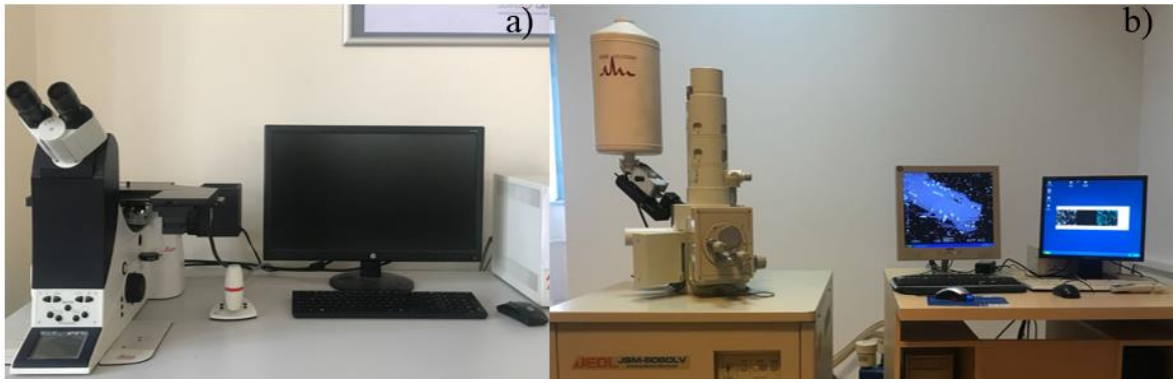
Resim 5.1. Bakalite alınan metalografi numunesi

Metalografi incelemesi için bakalit içerisine alınan DP1000 çelik numuneler, öncelikle zımparalama işlemine tabi tutulmuştur. Bu amaçla silisyum karbür (SiC) aşındırıcıları ve magnetit tozu içeren 200, 400, 800 ve 1200 grid aralığında zımparalar kullanılmıştır. Daha sonra Gazi Üniversitesi, Teknoloji Fakültesi, Metalurji ve Malzeme Mühendisliği bünyesinde bulunan dönüş hızı ve baskı miktarı ayarlanabilen (Resim 5.2) otomatik zımparalama ve parlatma cihazı kullanılarak zımparalama işlemi gerçekleştirilmiştir. Zımparalama işleminde su modu açık olarak tercih edilerek, numunelerin ısıl etkileşimi engellenmiş ve homojen temas yüzeyi sağlanmıştır. Zımparalama işlemi gerçekleştirilen numunelerin yüzeylerinin parlatılması amacıyla otomatik parlatma ve zımparalama makinesindeki zımparalar parlatma kumaşları ile değiştirilmiştir. Parlatma sırasında 6 µm, 3 µm ve 1 µm tane büyüklüğüne sahip elmas solüsyonlar kullanılmıştır.



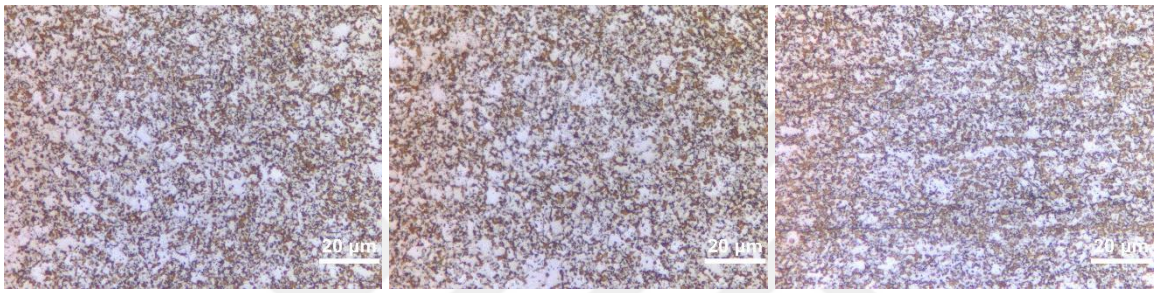
Resim 5.2. Otomatik zımparalama ve parlatma cihazı

İstenilen yüzey kalitesine ulaşan numunelerin metalografik görüntülenmesi amacıyla kimyasal dağlama işlemine geçilmiştir. Parlatılmış yüzeylerden yansıyan ışık eşit miktarda dağılım sergilediği için mikroskop altında mikroyapı görüntülenememektedir. Malzeme içyapısındaki farklılıkların ortaya çıkartılabilmesi amacıyla, metale uygun reaktif kimyasalın yüzeye uygulanması gerekmektedir. Bu nedenle DP1000 çelik malzemenin içyapısında bulunan fazların görüntülenebilmesi için % 2 nital solüsyon içerisinde 10 saniye bekletilerek dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Dağlama işleminin ardından malzemenin içyapısı Jeol JEM 6060 LV Tarama Elektron Mikroskobu ve Leica DM 4000M Optik Mikroskobunda görüntülenmiştir. Resim 5.3'te görüntülemede kullanılan optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu gösterilmektedir.



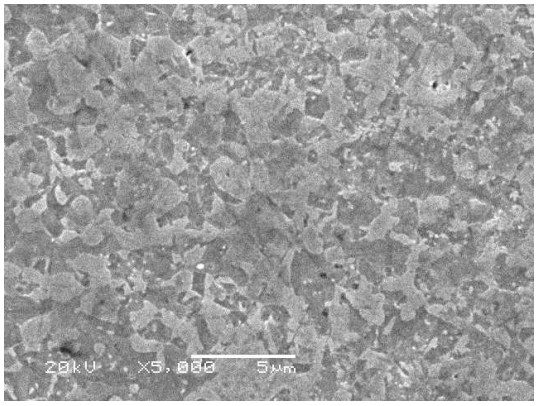
Resim 5.3. Görüntülemede kullanılan mikroskoplar a) optik mikroskop b) taramalı elektron mikroskobu

Optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobu kullanılarak DP1000 çelik malzemenin içyapısı detaylı olarak incelenmiştir. Resim 5.4'te üst, yan ve kesit yüzeyinden alınan optik mikroskop görüntüleri gösterilmektedir. Literatürde nital solüsyonlar ile dağlanmış olan çift fazlı çeliklerde koyu renkli bölgelerin martenzit açık renkli bölgelerin ise ferrit fazı olduğu bildirilmiştir. Optik mikroskopta elde edilen görüntüler incelendiğinde koyu ve açık renkli alanların bulunduğu görülmektedir. Genellikle büyük ferrit bölgeleri arasında dağılan küçük martenzit alanları olduğu tespit edilmiştir. Ayrıca, fazların son derece homojen bir dağılım sergilediği de gözlemlenmiştir.



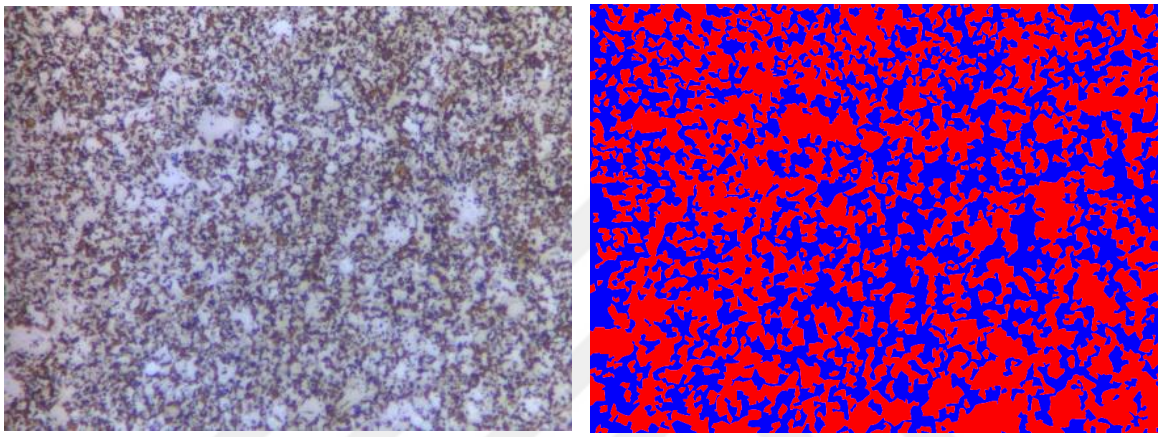
Resim 5.4. DP1000 çeliği optik mikroskop görüntüleri

Taramalı elektron mikroskobu kullanılarak malzeme içyapısında bulunan fazların birbiri içerisindeki dağılımları ve tane boyutları detaylı olarak incelenmiştir. Resim 5.5'te taramalı elektron mikroskobundan alınan DP1000 çeliğine ait bir görüntü verilmiştir. Bu görüntü incelendiğinde, açık renkte olan bölgelerdeki ferrit fazının koyu renkli bölgelerdeki martenzit fazına göre çok daha büyük bir tane boyutuna sahip olduğu belirlenmiştir. Bu durum literatürdeki çift fazlı çeliklerin mikro yapısı üzerine yapılan çalışmalar ile uyum göstermektedir.



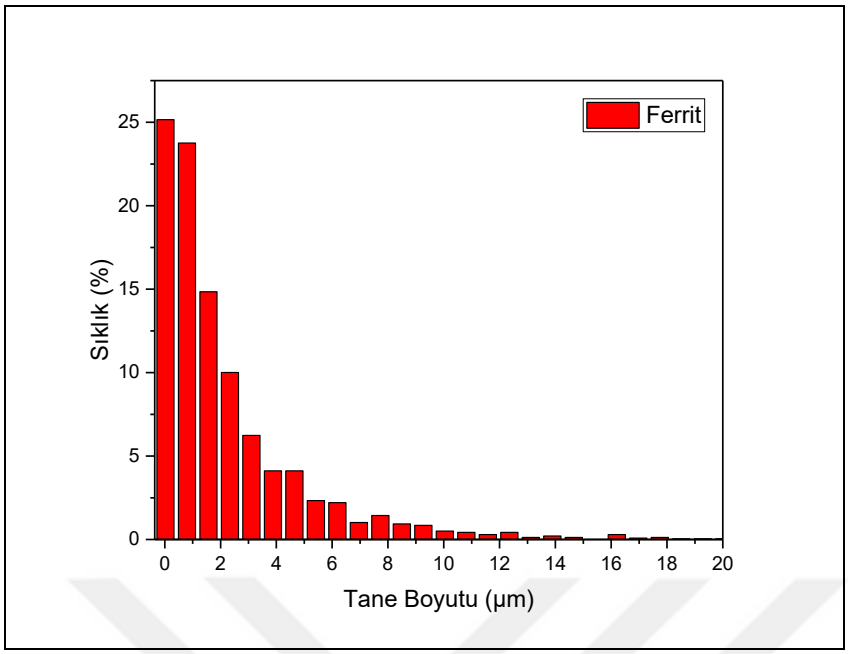
Resim 5.5. DP1000 çeliği taramalı elektron mikroskobu görüntüleri

Mikroyapı içerisinde bulunan fazların miktarı da mekanik özellikleri doğrudan olarak etkileyen önemli bir faktördür. DP1000 çelik malzeme içerisinde bulunan fazların hacim oranları Lecia Optik mikroskopta alınan görüntünün renklendirilmesi ve yüzey alanı / toplam alan oranına göre hesaplanmıştır. Bu işlem, belirtilen mikroskopta bulunan LAS v4.6 yazılımı kullanılmıştır. Şekil 5.1'de faz hacim oranlarının belirlenmesi için renklendirilen bir optik mikroskop görüntüsü gösterilmiştir. Gerçekleştirilen hesaplama sonrasında DP1000 çeliğinin yapısında % 47,03 martenzit ve % 52,97 ferrit fazı olduğu belirlenmiştir.

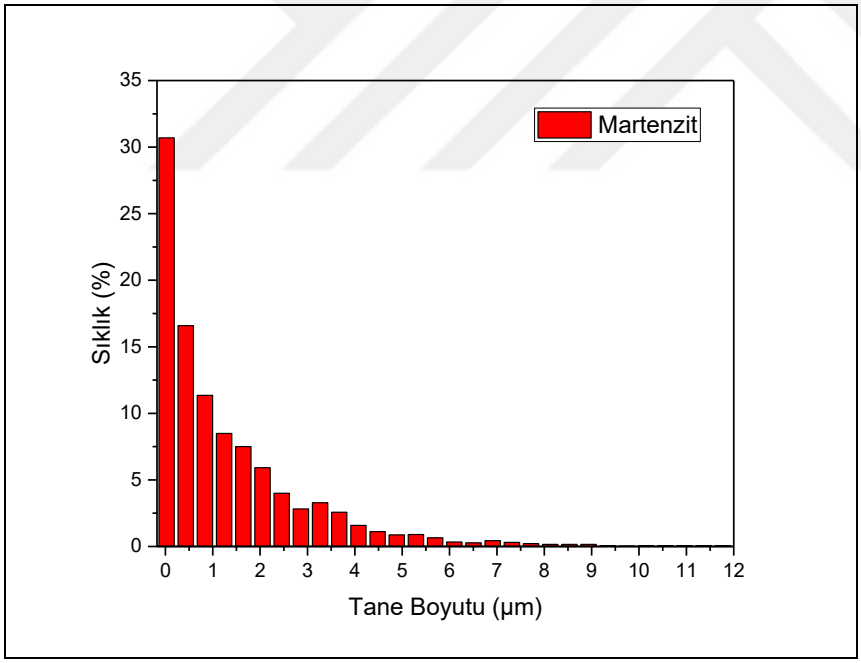


Şekil 5.1. Faz hacim oranı hesaplanması için fazların renklendirilmesi

Malzemenin tane boyutu hesaplamaları ise Image J programı yardımıyla yapılmıştır. Fazlara ait sıklık tane boyutu ilişkisi Şekil 5.2 ve Şekil 5.3'te verilmiştir. Malzeme içerisindeki ferrit ve martenzit fazları için ayrı ayrı hesaplamalar gerçekleştirilerek fazların mikroyapı içeresindeki sıklığı ve tane boyutu dağılımı belirlenmiştir. Ferrit fazının ortalama tane boyu 2,6 µm martenzit fazının ise 1,528 µm olduğu belirlenmiştir. Ayrıca, her iki fazın tane boyutu genel olarak değerlendirildiğinde, DP1000 çeliğinin son derece küçük tane yapılarına sahip olduğu anlaşılmaktadır.



Şekil 5.2. Ferrit tane boyu dağılımı

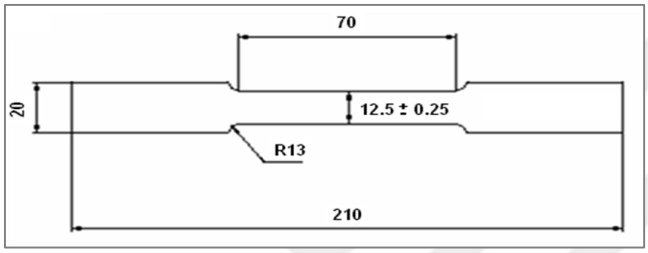


Şekil 5.3. Martenzit tane boyutu dağılımı

5.2. Çekme Testleri

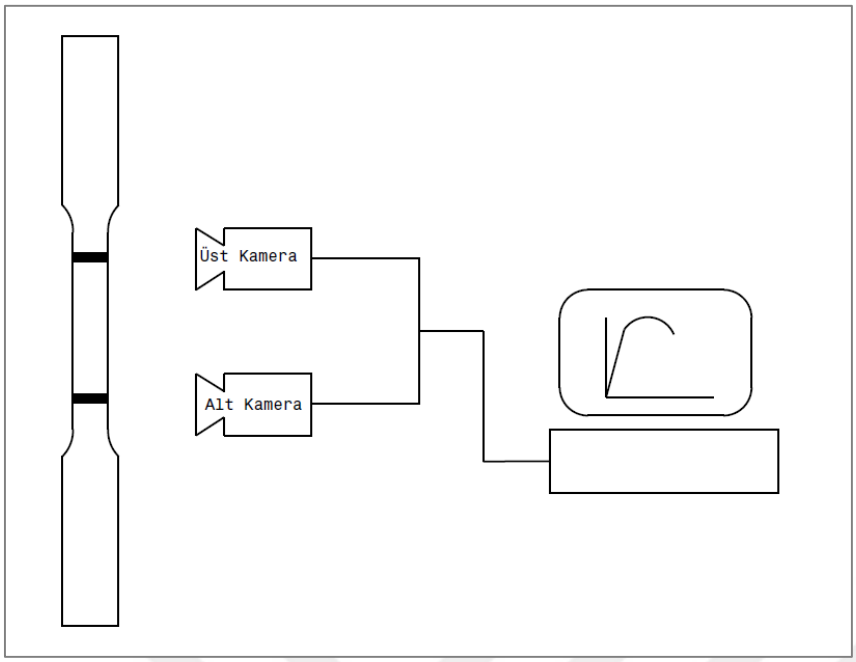
Çekme testi malzemenin mekanik özelliklerinin deformasyon şartlarına göre belirlenmesi için yaygın olarak kullanılan bir yöntemdir [97]. Farklı deformasyon şartlarında DP1000 çeliğinin mekanik özelliklerinin belirlenmesi amacıyla, 0,0083 s^{-1} ve 0,16 s^{-1} deformasyon

oranlarında ve 25 °C, 100 °C, 200 °C ve 300 °C sıcaklık değerlerinde çekme testleri gerçekleştirilmiştir. Belirtilen deformasyon oranları çekme testi cihazında 25 mm/dak ve 500 mm/dak çene hızına karşılık gelmektedir. Deneylerde ASTM-E8 standardına uygun olarak 1 mm sac kalınlığında, hadde yönüne göre 0° (paralel), 45° (çapraz) ve 90° (dik) doğrultularda kesilen numuneler kullanılmıştır. Şekil 5.4'de kullanılan ASTM E8 çekme deney numunesine ait standart ölçüler gösterilmektedir. Numunelerin hazırlanışı sırasında sac malzemede oluşabilecek ısıl etkileri en aza indirmek için kesim işlemi su jeti tezgâhında gerçekleştirilmiştir. Ayrıca, deney numunelerinin yan yüzeyleri parlatılarak deformasyon sırasında oluşabilecek çentik etkisi ortadan kaldırılmıştır.



Şekil 5.4. ASTM E8 çekme numunesi standard ölçüleri

Çekme testleri, Niğde Ömer Halisdemir Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Makina Mühendisliği Bölümü, Metal Şekillendirme Laboratuvarı'nda bulunan Shimadzu Autograph 100 kN test cihazında gerçekleştirilmiştir. Deformasyon ölçümü için video tipi ekstensometre kullanılmıştır. Bu nedenle, deney numunelerinin ölçüm aralığı 50 mm olarak belirlenmiş ve iki çizgi çizilerek cihaza test öncesi tanıtılmıştır. Bu test işleminde video kameralar ile deformasyon kontrol edilmiş ve deformasyon miktarının % 0,1 hassasiyetinde ölçümü gerçekleştirilmiştir. Resim 5.6'da çekme test cihazına ait bir görüntü ve Şekil 5.5'da ölçüm sisteminin şematik gösterimi verilmiştir. Sıcaklık altında uygulanan testler ise, Autograph Termostatik Fırın içerisinde ± 2 °C hassasiyetinde gerçekleştirilmiştir.



Şekil 5.5. Deformasyon ölçümü şematik gösterimi



Resim 5.6. Shimadzu Autograph 100 kN çekme test cihazı

5.2.1. Deney sonuçlarının işlenmesi

Çekme testi sonucunda kuvvet, yer değiştirme ve numune uzama miktarları ölçülmektedir. Daha sonra verilerden eşitlik 5.1 ve 5.2 kullanılarak mühendislik gerilmesi ($\sigma_{müh}$) ve mühendislik şekil değişimi ($\varepsilon_{müh}$) elde edilmektedir. Çekme testinden elde edilen verilerle, kesit alana bağlı olarak eşitlik 5.3 - 5.4 yardımıyla gerçek gerilme ($\sigma_{gerçek}$) ve gerçek birim şekil değiştirme ($\varepsilon_{gerçek}$) hesaplanabilmektedir.

$$\sigma_{müh} = F/A_0 \quad (5.1)$$

$$\varepsilon_{müh} = \Delta L/L_0 \quad (5.2)$$

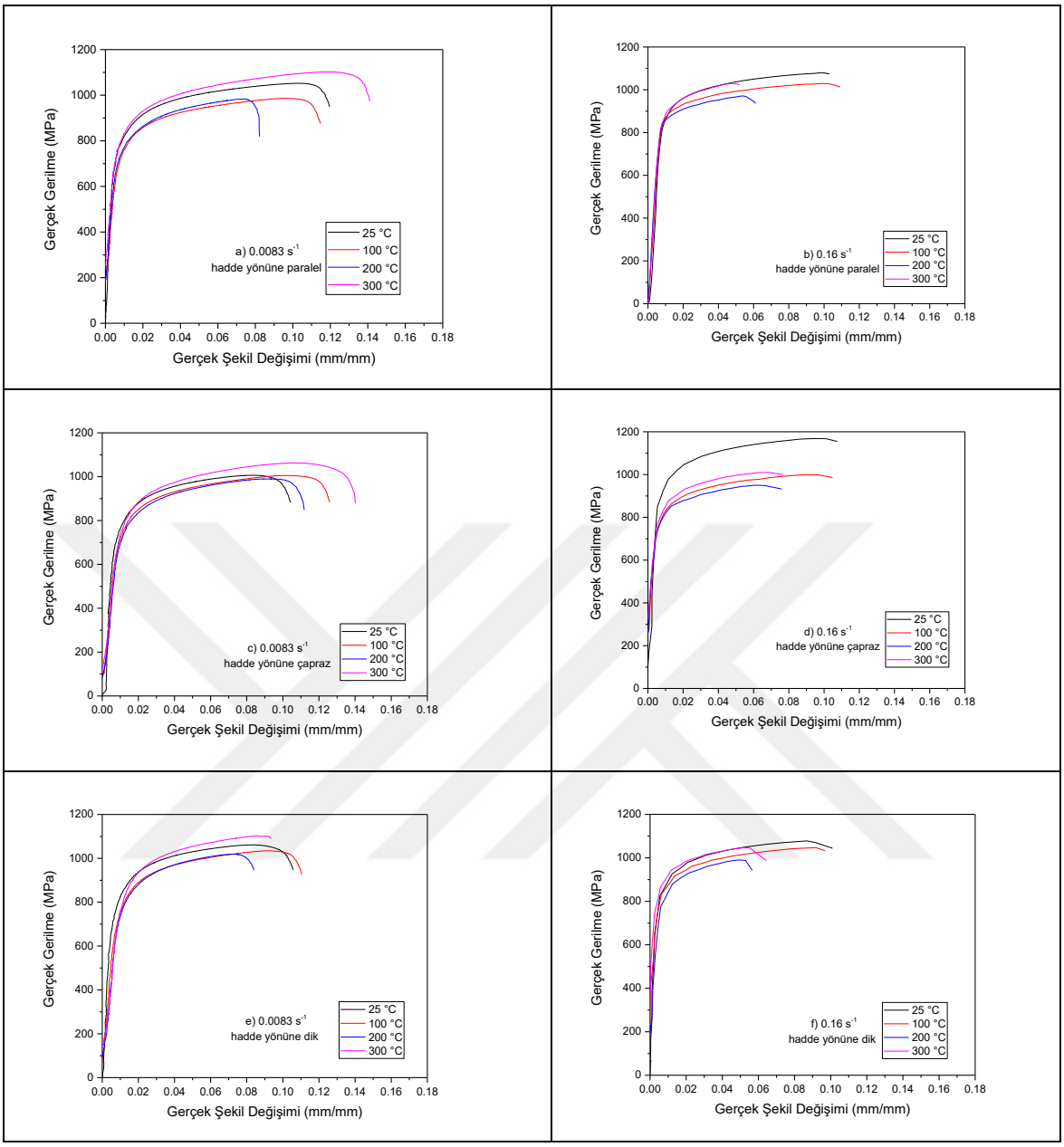
$$\sigma_{gerçek} = \sigma_{müh}\,(1+\varepsilon_{müh}) \quad (5.3)$$

$$\varepsilon_{gerçek} = \ln(1+\varepsilon_{müh}) \quad (5.4)$$

Çekme testlerinin gerçekleştirilmesinden sonra Excel ortamında gerekli formülasyonlar kullanılarak gerçek gerilme ($\sigma_{gerçek}$) ve gerçek birim şekil değiştirme ($\varepsilon_{gerçek}$) hesaplanmıştır.

5.3. Çekme Testi Sonuçları

Deformasyon hızı ve sıcaklığa bağlı olarak gerçekleştirilen çekme testleri sonucunda, DP1000 çeliğinin mekanik özellikleri belirlenmiştir. Şekil 5.6'da 0,0083 s^{-1} ve 0,16 s^{-1} deformasyon oranlarında, 25 °C, 100 °C, 200 °C ve 300 °C sıcaklık değerlerinde ve hadde yönüne paralel, çapraz ve dik olmak üzere elde edilen çekme eğrileri verilmiştir.

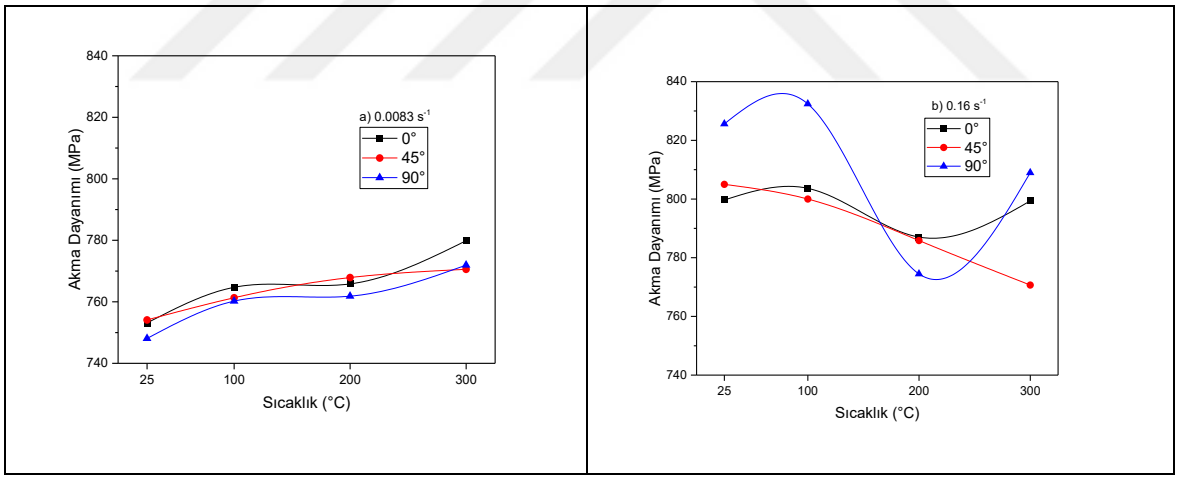


Şekil 5.6. DP1000 çeliği çekme testi sonuçları

DP1000 çeliğinin çekme eğrileri incelendiğinde, malzemenin sıcaklık ve deformasyon oranından belirgin oranda etkilendiği görülmektedir. Genel olarak sıcaklık miktarın 100 °C ve 200 °C olduğu durumlarda malzeme çekme dayanımının azaldığı belirlenmiştir. Ancak, 300 °C'de malzemenin yeniden dayanım kazandığı görülmektedir. Bu durumun, çift fazlı çeliklerde sıcaklık altında oluşan dinamik deformasyon yaşlanmasına bağlı olarak geliştiği literatürde daha önce yapılan çalışmalardan anlaşılmıştır [98-100]. Deformasyon oranının etkisi değerlendirildiğinde ise, malzemenin deformasyon oranındaki artışa bağlı olarak dayanım kazandığı görülmüştür. Bu durumun beklenen bir malzeme davranışı olduğu bilinmektedir [101-102]. Ancak, yüksek deformasyon hızında dinamik deformasyon

yaşlanmasının oluşması için yeteri kadar zaman bulunmamasından dolayı yaşlanmaya bağlı dayanım artışı belirgin olarak gözlemlenmemiştir.

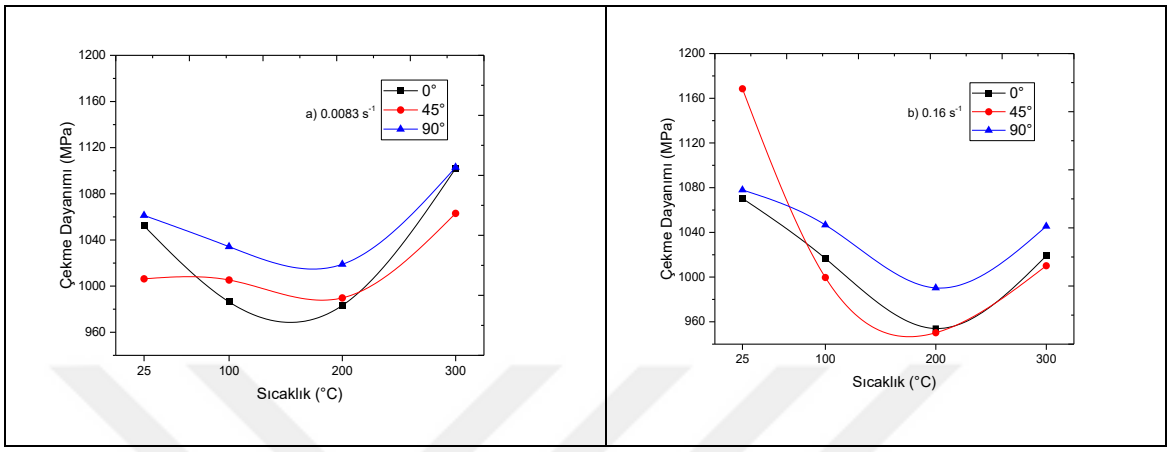
Akma dayanımının sıcaklık ve deformasyon oranı ile ilişkisi Şekil 5.7'de verilmiştir. 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında ve 25 °C - 200 °C aralığında akma dayanımın sıcaklıktan etkilenmediği gözlemlenmiştir. Ancak 300 °C'de akma dayanımında bir miktar artış görülmektedir. Bu durumun dinamik deformasyon yaşlanmasına bağlı olarak oluştuğu düşünülmüştür. 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında akma dayanımı 740 - 780 MPa arasında değişirken 0,16 s^{-1} deformasyon oranında akma dayanımı 780 - 840 MPa aralığında değiştiği gözlemlenmiştir. Artan deformasyon oranıyla akma dayanımın artış meydana geldiği belirlenmiştir. Bu sonuçtan, elde edilen verilerin literatür ile uyum içerisinde olduğu anlaşılmaktadır [103-104]. 0,16 s^{-1} deformasyon oranında ise artan sıcaklıkla beraber akma dayanımın azalma eğilimi gösterdiği görülmektedir. Bu durumun dinamik deformasyon yaşlanması etkisinin yeteri kadar oluşmadığı için sıcaklık artışıyla görüldüğü düşünülmektedir.



Şekil 5.7. Akma dayanımı, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi

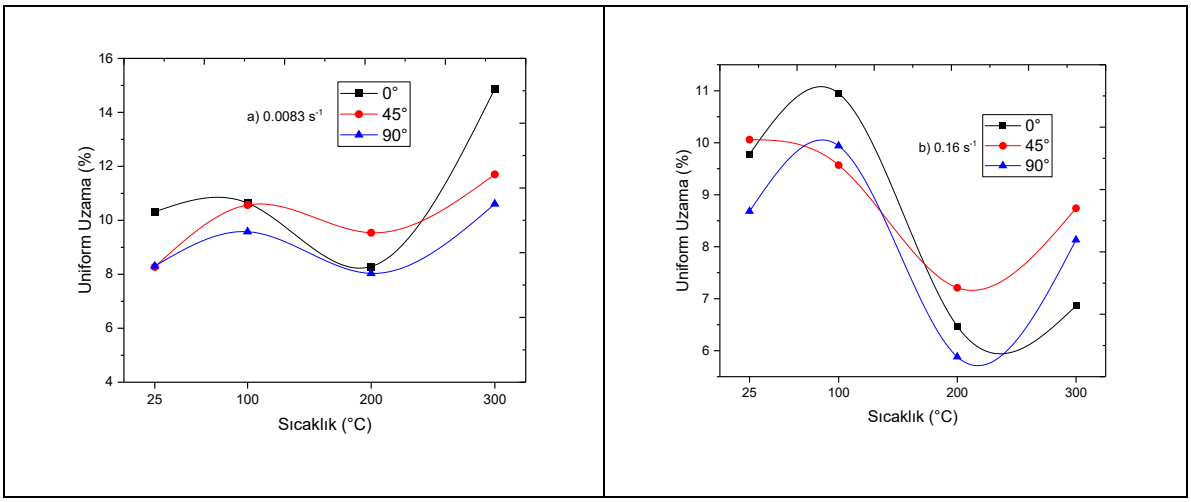
Çekme dayanımı malzemenin ulaşacağı en yüksek gerilme miktarı olarak değerlendirilmektedir. Şekil 5.8'de çekme dayanımı, sıcaklık ve deformasyon oranı ilişkisi verilmiştir. Her iki deformasyon oranında da 100 °C - 200 °C aralığında çekme dayanımda azalma meydana geldiği görülmektedir. Ancak, sıcaklığın 300 °C'ye artırılmasıyla çekme dayanımında artış gözlemlenmiştir. 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında meydana gelen artış yaklaşık 70 MPa iken 0,16 s^{-1} deformasyon oranında artışın yaklaşık 30 MPa olarak gerçekleştiği görülmüştür. Yüksek deformasyon oranında çekme dayanımında bir miktar

artış oluştuğu belirlenmiştir. Ayrıca, 300 °C'de deformasyon oranının düşük olduğu durumlarda, dinamik deformasyon yaşlanması etkisinin daha yüksek oluşmasını nedeniyle çekme dayanımında yüksek deformasyon oranına göre daha fazla artış meydana gelmiştir.



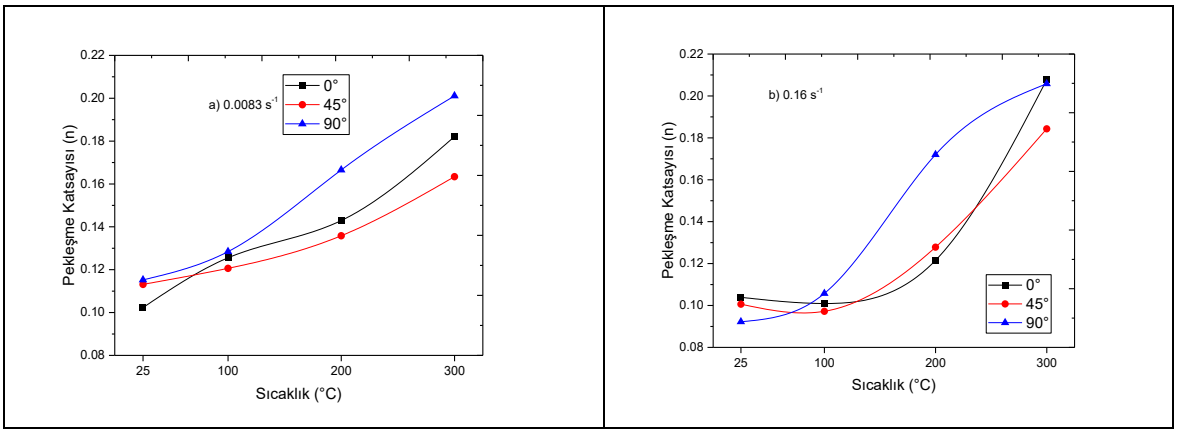
Şekil 5.8. Çekme dayanımı, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi

Sac malzemelerin uzama kabiliyetleri şekillendirme işlemleri açısından önemli bir unsurdur. Şekil 5.9'da uniform uzama, sıcaklık ve deformasyon oranı ilişkisi gösterilmektedir. Şekil 5.9 değerlendirildiğinde 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında sıcaklığın uzama kabiliyeti üzerinde belirgin bir etkiye sahip olmadığı görülmüştür. Uniform uzamanın % 8 - % 12 aralığında değiştiği gözlemlenmiştir. 0,16 s^{-1} deformasyon oranında 25 °C - 100 °C'de uzama miktarının % 9 - % 11 aralığında oluştuğu, 200 °C - 300 °C'de ise uzama miktarında azalma meydana geldiği ve uzama miktarının % 6 - % 9 aralığında gerçekleştiği görülmüştür. Deformasyon oranı artışıyla genel olarak uzama miktarının azaldığı literatürde bilinen bir durumdur [105-106]. Bu davranışın, artan deformasyon oranı ile sert martenzit fazı etrafında artış gösteren dislokasyonların kaymayı zorlaştırması ve yumuşak ferrit fazında aşırı gerilme yüklenmesi ve buna bağlı olarak meydana gelen çatlak oluşumundan kaynaklı olarak değerlendirilebileceği düşünülmüştür.



Şekil 5.9. Uniform uzama, sıcaklık ve deformasyon oranı ilişkisi

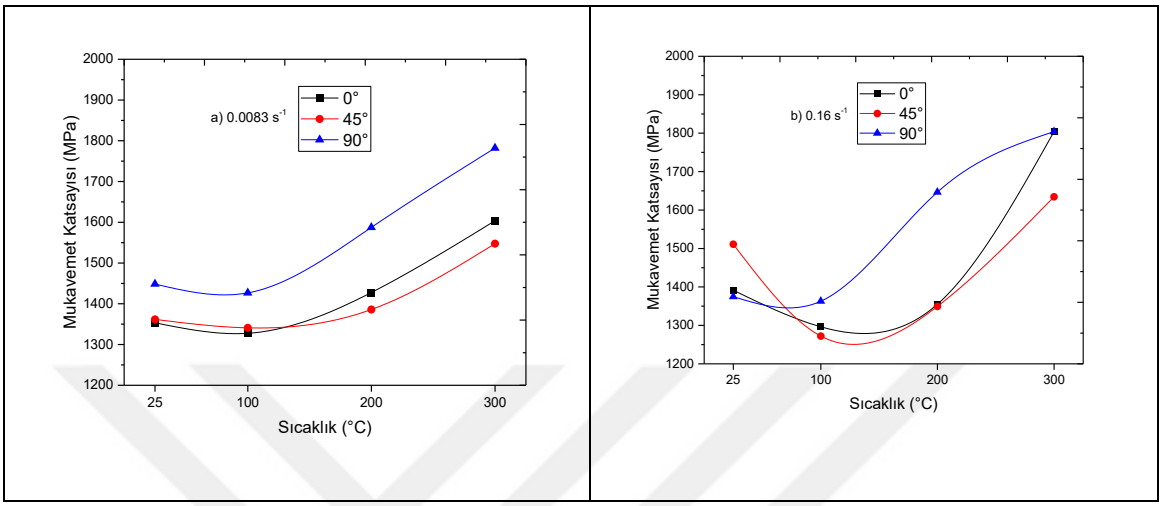
Şekil 5.10'da pekleşme katsayısı, sıcaklık ve deformasyon oranı ilişkisi verilmiştir. Her iki deformasyon oranında da sıcaklık artışıyla pekleşeme katsayısının da doğrusal olarak artma eğiliminde olduğu görülmektedir. 25 °C'de yaklaşık olarak 0,10 - 0,11 civarında olan pekleşme katsayısı, 300 °C'de 0,2 - 0,21 değerinde oluşmaktadır. Akbarpour ve Ekrami'nin çalışmasında da pekleşme katsayısında az bir miktar artış olduğu görülmüştür [25]. Bu durumda, DP1000 çeliğinde yüksek sıcaklıklarda dislokasyon hareketinin zorlaşmasından dolayı pekleşmenin daha yüksek olduğu düşünülmektedir. Ayrıca, çift fazlı çeliklerin yüksek sıcaklıklarda deformasyonunda pekleşmenin dinamik deformasyon yaşlanmasına bağlı olarak artış gösterdiği de literatürde daha önce rapor edilmiştir [26].



Şekil 5.10. Pekleşme katsayısı, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi

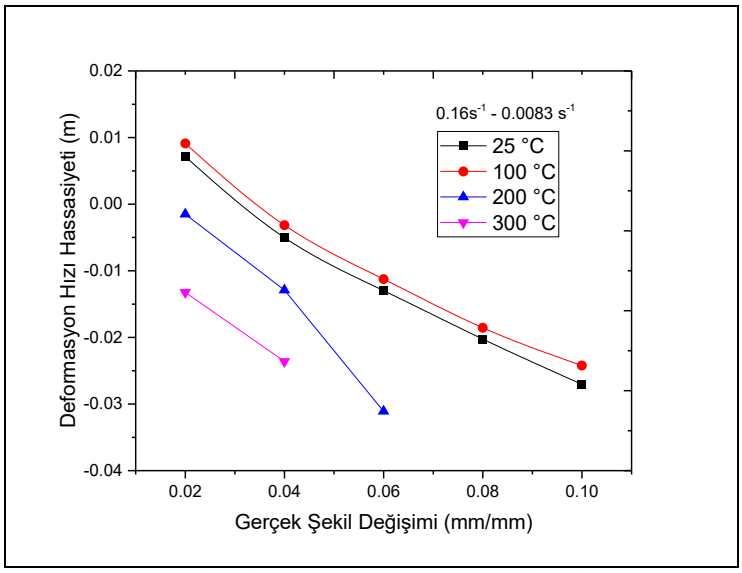
Şekil 5.11'de mukavemet katsayısının, sıcaklık ve deformasyon oranı ile değişimi verilmiştir. Pekleşme katsayının deformasyon oranı ile değişiminde olduğu gibi mukavemet

katsayısı da her iki deformasyon oranında benzer davranış göstermiştir. 25 °C ve 100 °C'de hesaplanan mukavemet katsayılarında belirgin bir değişim gözlenmezken, 200 °C ve 300 °C'de mukavemet katsayısının artış gösterdiği görülmüştür.



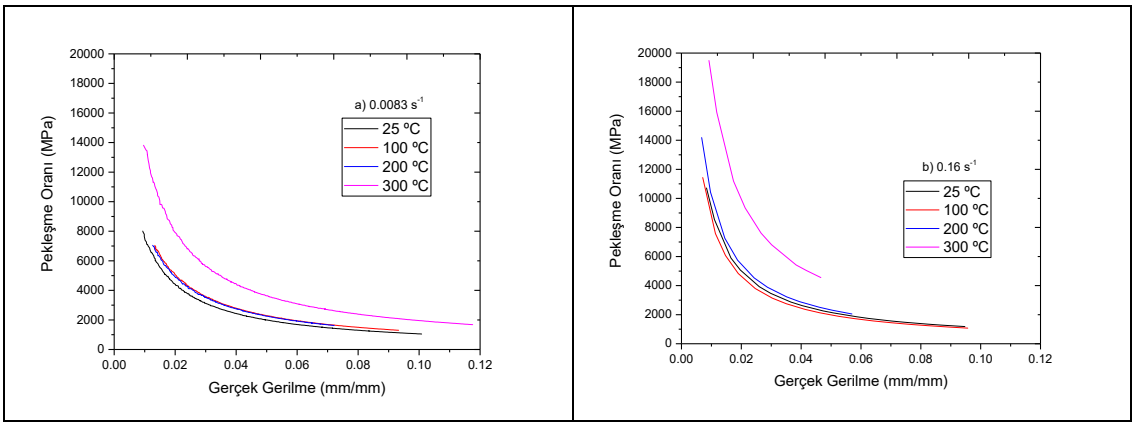
Şekil 5.11. Mukavemet katsayısı, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi

Malzemenin deformasyon hızı hassasiyeti, 0,0083 s^{-1} - 0,16 s^{-1} deformasyon oranları arasında sıcaklığa bağlı olarak $m=\log(\sigma_1/\sigma_2)/\log(\dot{\varepsilon}_1/\dot{\varepsilon}_2)$ denklemine göre hesaplanmıştır. Şekil 5.12'de sıcaklığa bağlı olarak deformasyon oranı hassasiyeti verilmiştir. 25 ºC ve 100 ºC'de DP1000 çeliğinin birbirine çok yakın değerlerde ve en yüksek deformasyon hızı hassasiyetini gösterdiği tespit edilmiştir. Sıcaklığın 200 ºC ve 300 ºC'ye artırılmasıyla deformasyon hızı hassasiyetinde azalma meydana geldiği görülmüştür. Genel olarak deformasyon oranı hassasiyetinin 0,01 ile -0,03 aralığında değişim gösterdiği ve şekil değişimi arttıkça deformasyon oranı hassasiyetinin negatif yönde arttığı belirlenmiştir.



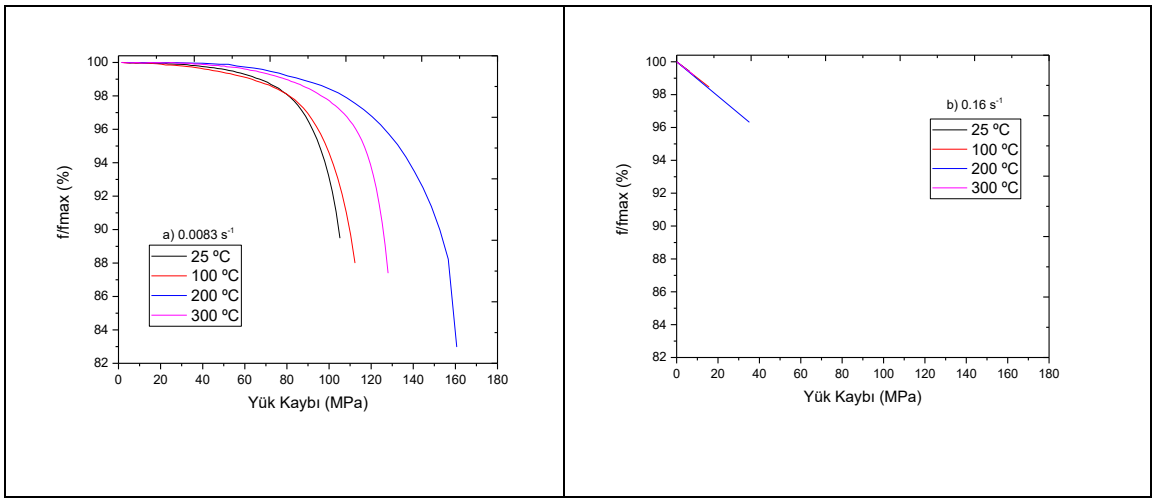
Şekil 5.12. Deformasyon hızı hassasiyeti sıcaklık ilişkisi

Plastik deformasyonun başlangıcından sonra malzemelerde pekleşme oluşmaktadır. Şekil 5.13'de pekleşme oranı, sıcaklık ve deformasyon oranı ilişkisi gösterilmektedir. Her iki deformasyon hızındaki pekleşme oranı grafikleri incelendiğinde deformasyon miktarındaki artışla beraber pekleşme oranının azaldığı, sıcaklık artışıyla ise pekleşme oranının arttığı gözlemlenmiştir. 0,16 s^{-1} deformasyon oranında 0,0083 s^{-1} deformasyon oranına göre daha yüksek pekleşme oranı göstermesinin nedeninin, artan deformasyon oranına bağlı olarak oluşan dislokasyonların pekleşmeyi artırması olduğu düşünülmüştür. Böyle bir durumda çeliğin içyapısında yer alan dislokasyonların tane sınırlarında birikerek birbirinin hareketini engellemesi de deformasyon için gerekli kuvveti ve buna bağlı olarak pekleşme oranını da arttırmaktadır [107]. Sıcaklığın etkisi değerlendirildiğinde, çift fazlı çeliklerde görülen dinamik deformasyon yaşlanmasının pekleşme kabiliyetini de etkileyen bir etmen olduğu göz önüne alınarak, 300 ºC'de yüksek pekleşme oranının buna bağlı olarak gerçekleştiği anlaşılmıştır.



Şekil 5.13. Pekleşme oranı, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi

Sıcaklık ve deformasyon oranına bağlı olarak boyun verme sırasında DP1000 çeliğinin yük taşıma kapasitesi de incelenmiştir. Şekil 5.14'te sıcaklık ve deformasyon oranına bağlı boyun verme sırasındaki yük taşıma kapasitesi incelendiğinde, f/f_{max} değerinin 0,16 s^{-1} deformasyon hızında yaklaşık % 96'ya kadar azaldığı ve malzemenin boyun verme esnasında belirli bir süre yük taşıyabildiği görülmüştür. 0,0083 s^{-1} deformasyon hızında ise f/f_{max} değerinin % 84'e kadar azaldığı görülmüştür. Bu nedenle, yüksek deformasyon hızındaki boyun verme sürecinde malzemenin yük taşıma kapasitesinin son derece düşük olduğu anlaşılmaktadır. Bir başka açıdan değerlendirildiğinde ise, malzemenin en yüksek çekme noktasına ulaştıktan sonra kırılmanın çok çabuk gerçekleştiğini de söylemek mümkündür. Şekil 5.6'da verilen 0,0083 s^{-1} ve 0,16 s^{-1} deformasyon oranlarında elde edilen çekme eğrileri karşılaştırıldığında da yüksek deformasyon oranında kırılma davranışının çok daha kısa sürede gerçekleştiğinin görülmesi de bu durumu desteklemektedir. Ayrıca, yavaş deformasyon oranı olan 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında 200 ºC ve 300 ºC'de gerçekleştirilen testlerde yük taşıma kapasitesinin 25 ºC ve 100 ºC'deki yük taşıma kapasitesine göre daha iyi olduğu görülmüştür. 25 ºC ve 100 ºC'de yük taşıma kapasitelerinin çok yakın olduğu anlaşılmış ve boyun verme sürecinin bu iki sıcaklıkta çok yakın davranış göstereceği sonucuna varılmıştır. 0,16 s^{-1} deformasyon oranında ise yük taşıma kapasitesinin sıcaklık değişiminden belirgin olarak etkilenmediği belirlenmiştir.

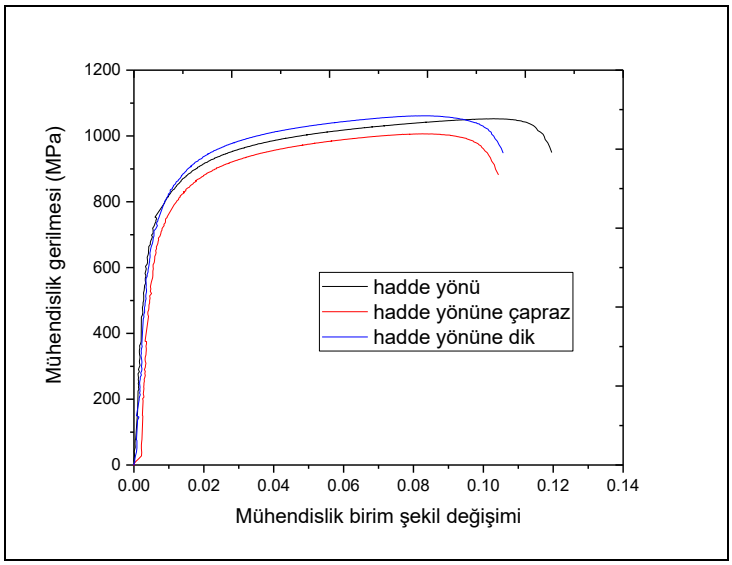


Şekil 5.14. Boyun verme sürecinde yük taşıma kapasitesi, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi

5.4. Anizotropi Kabiliyetinin İncelenmesi

Anizotropi malzemelerin şekillendirme kabiliyetlerini etkileyen en önemli parametrelerdendir. Anizotropi, sac malzemenin hadde yönüne bağlı olarak mekanik özelliklerinin değişimi olarak isimlendirilebilmektedir. Bununla birlikte sac malzemelerin oluşan deformasyonla beraber incelemeye karşı gösterdiği direnç olarak ta değerlendirilebilir.

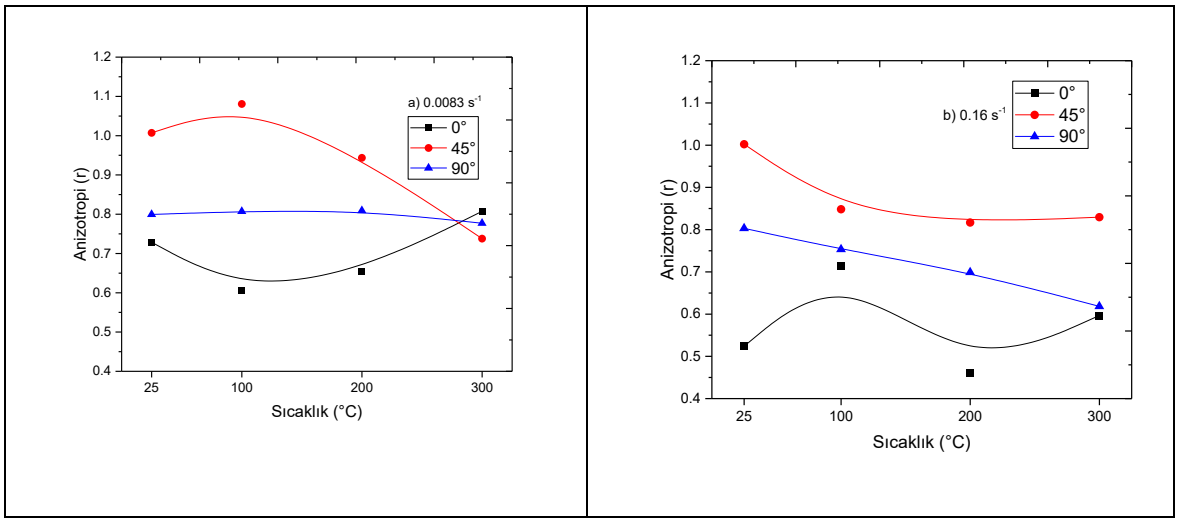
Sac metal malzemeler sıcak ya da soğuk haddeleme yöntemleri ile üretilmektedir. Haddeleme sürecine bağlı olarak sac kalınlığı elde edilmekte ve haddeleme sürecinde malzemenin içyapısındaki tanelerin yön, dislokasyon yoğunluğu ve gerilme miktarında değişimler meydana gelmesi sac malzemenin farklı yönlerde farklı mekanik özellikler göstermesine neden olmaktadır. Bu nedenle, farklı hadde yönlerinde numunelerin test edilmesi gerekmektedir. Şekil 5.15'te tez çalışmasında incelenen DP1000 çeliğinin 25 ºC'de hadde yönü, hadde yönüne çapraz ve hadde yönüne dik yönde elde edilen çekme eğrileri gösterilmiştir. Şekil 5.15 incelendiğinde DP1000 çeliğinin mekanik özelliklerinin farklı hadde yönlerinde değişim gösterdiği görülmüştür.



Şekil 5.15. DP1000 çeliğin farklı hadde yönlerinde çekme eğrileri

Tez çalışması kapsamında DP1000 çeliğinin anizotropi kabiliyeti belirlenmiştir. Bunun için çekme testi numunelerine belirli aralıklarla çizgiler çizilmiş ve çekme testi cihazında çekme numunelerine % 5 oranında ön deformasyon uygulanmıştır. Uygulanan deformasyon miktarının boydaki değişimlerinin ölçümü video ekstensometre ile genişlikte meydana gelen deformasyon miktarının ölçümü ise çizilen çizgilerin mikrometre yardımıyla ölçülmesiyle belirlenmiştir.

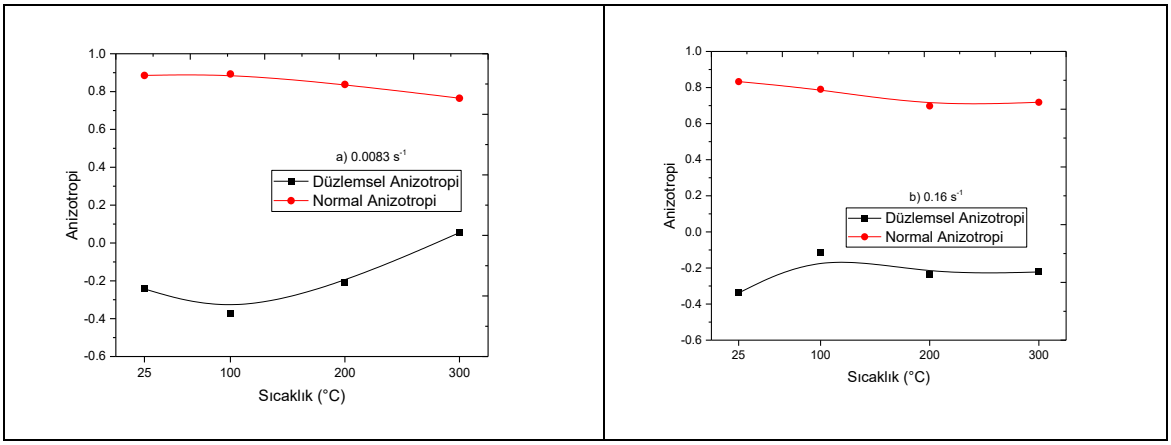
0,0083 s^{-1} ve 0,16 s^{-1} deformasyon oranlarında ve 25 °C, 100 °C, 200 °C, 300 °C sıcaklık değerlerinde elde edilen anizotropi değerleri Şekil 5.16'te sunulmuştur. Şekil 5.16 değerlendirildiğinde, DP1000 çeliğinin hadde yönüne göre farklı anizotropi değerlerine sahip olması dolayısıyla farklı mekanik özellikler sergilediği görülmektedir. En yüksek anizotropi değerleri hadde yönüne çapraz (45°) yönde ulaşıldığı görülmektedir. Hadde yönünde (0°)'de ise en düşük anizotropi değerleri tespit edilmiştir. Sıcaklığa bağlı olarak anizotropi miktarları değerlendirildiğinde ise, 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında sıcaklığın anizotropi üzerinde belirgin bir etkisinin görülmediğini söylemek mümkündür. 0,16 s^{-1} deformasyon oranında, 0° hadde yönü hariç sıcaklık artışına bağlı olarak anizotropi miktarında bir azalma eğiliminin olduğu görülmüştür. Deformasyon oranına bağlı olarak anizotropi miktarı değerlendirildiğinde, deformasyon oranı artışının genel olarak anizotropi miktarının bir miktar azalmasına neden olduğu görülmüştür.



Şekil 5.16. Anizotropi, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi

Şekillendirme işlemleri sırasında meydana gelen sac malzemelerin kulak oluşumu problemleri sac metal malzemelerin düzlemsel anizotropi değerleri ile ilgilidir. Metal malzemelerin normal anizotropi değerleri ise, malzemenin şekillendirilebilirlik davranışı üzerinde etkili bir parametredir. Normal anizotropi miktarının yüksek olması durumunda, genişlikteki deformasyonun kalınlıktaki şekil değişiminden yüksek olduğu anlaşılmaktadır. Bu durum, şekillendirme işlemlerinde incelme oluşumunun azalması ve daha yüksek oranda şekillendirme kabiliyeti anlamına gelmektedir [108].

Şekil 5.17'te düzlemsel ve normal anizotropinin sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi gösterilmektedir. Gerçekleştirilen hesaplamalar sonucunda her iki deformasyon hızı ve tüm sıcaklıklarda yakın sonuçlar elde edilmiştir. Dolayısıyla, DP1000 çelik malzemenin şekillendirmesinde sıcaklığın önemli bir etki yapmayacağı düşünülmüştür.



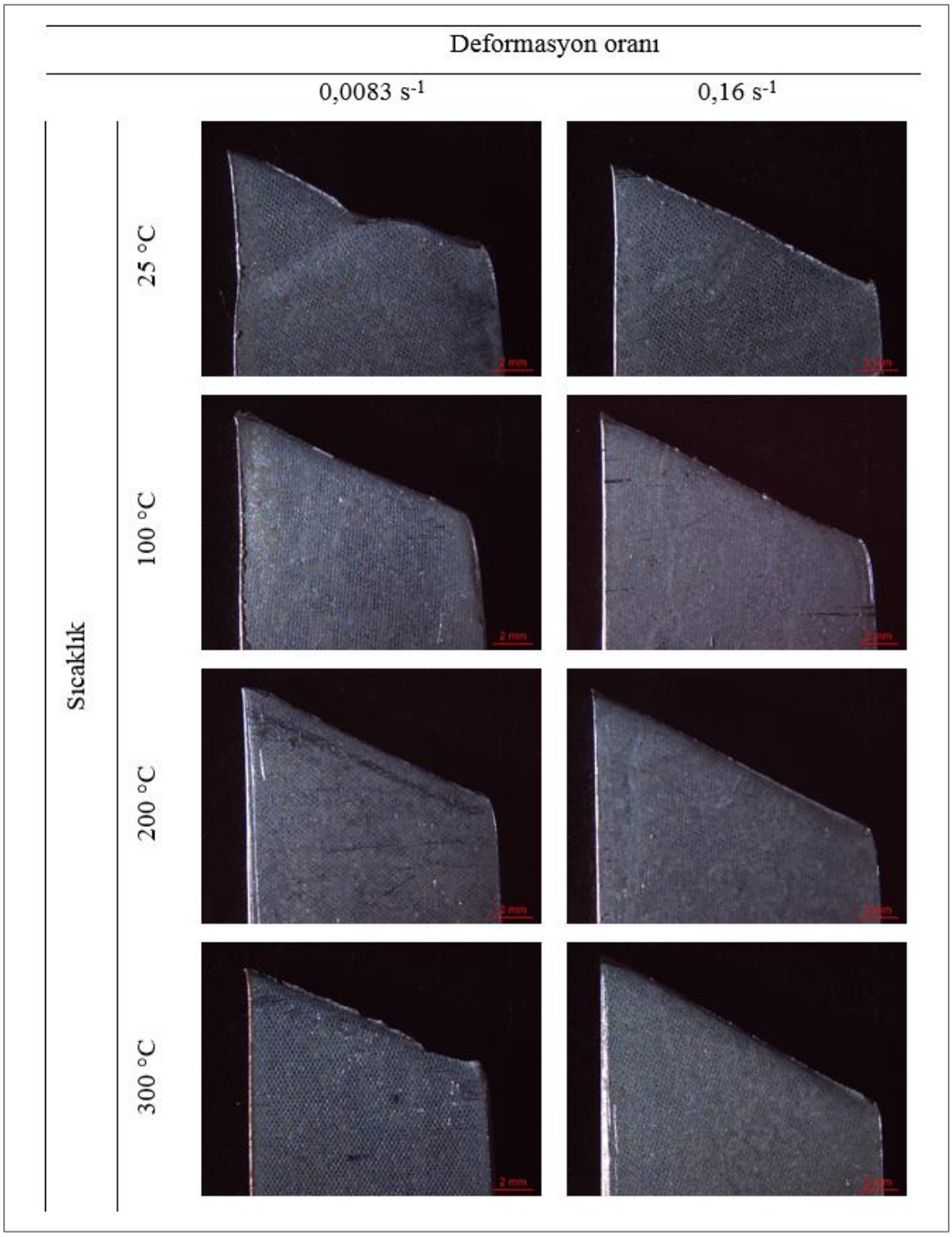
Şekil 5.17. Düzlemsel ve normal anizotropi, sıcaklık ve deformasyon hızı ilişkisi

5.5. Kırılma Davranışının İncelenmesi

Tez çalışması kapsamında, farklı sıcaklık ve deformasyon oranı şartlarında çekme testleri gerçekleştirilen DP1000 çelik malzemenin kırılma davranışı da detaylı biçimde incelenmiştir. Çekme testi numunelerinin kırılma bölgeleri ve kırık yüzeyleri optik mikroskop ve taramalı elektron mikroskobunda incelenmiştir.

Resim 5.7'de kırılma bölgeleri verilmiştir. 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında gerçekleştirilen çekme testlerinde numunelerin 0,16 s^{-1} deformasyon oranına göre daha fazla süneklik gösterdiğinden dolayı daha dar bir kesitte kırılma meydana geldiği görülmektedir. 0,16 s^{-1} hızında bütün sıcaklıklarda kırılma davranışının son derece gevrek olduğu belirlenmiştir. Şekil 5.14'de verilen yük taşıma kapasitesi - boyun verme ilişkisi grafiğinden elde edilen sonuçlarda, yüksek deformasyon oranında malzemenin kırılma davranışının çabuk gerçekleştiği, elde edilen verilerle de desteklenmiştir.

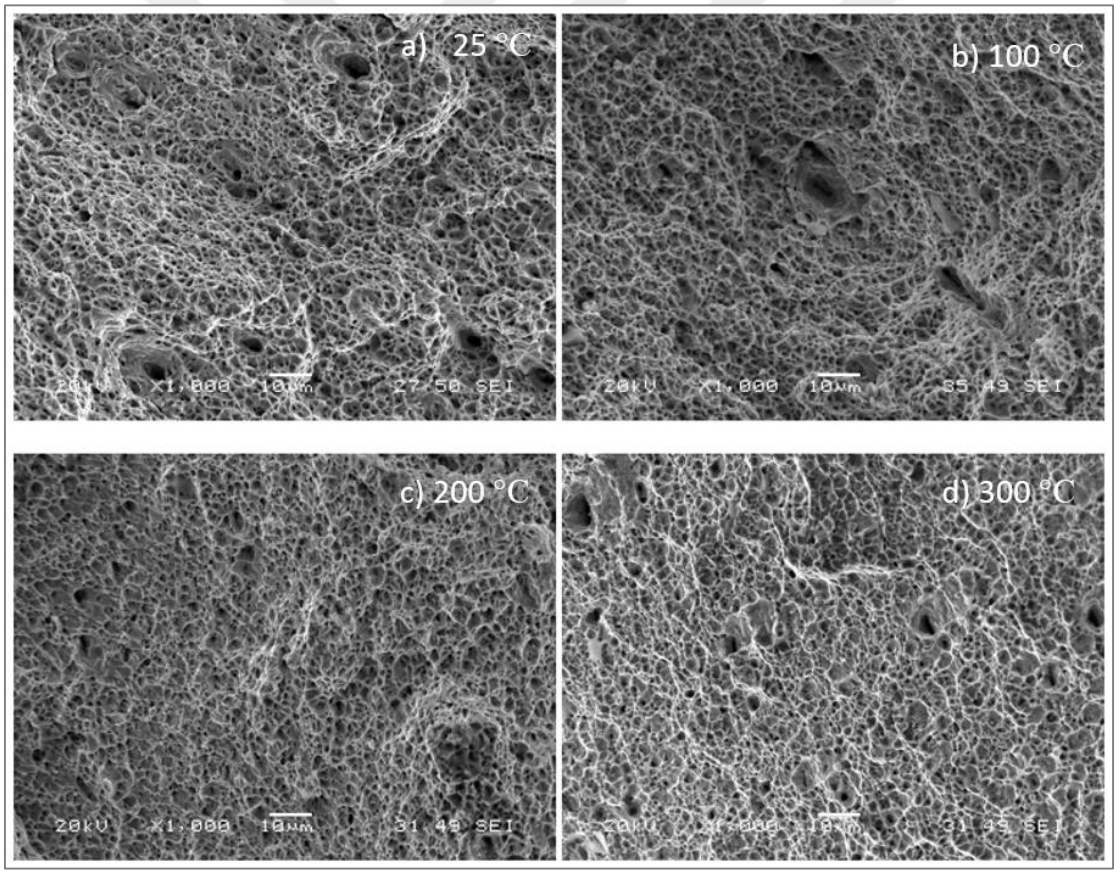
Sıcaklığın kırılma davranışı üzerinde etkisini değerlendirdiğimizde ise, yüksek deformasyon oranı olan 0,16 s^{-1}'de sıcaklığın belirgin bir etkisi gözlemlenmemiştir. Ancak, 0,0083 s^{-1} yavaş deformasyon oranında ve 100 ºC sıcaklıkta kesitte oluşan daralmanın diğer sıcaklıklara göre daha yüksek miktarda olduğu görülmüştür. Bu durumun çekme testi (Şekil 5.6) sonuçlarından elde edilen gerilim - birim şekil değişimi eğrilerindeki uzama miktarı ile uyumlu olduğu görülmektedir.



Resim 5.7. Kırılma bölgeleri

Resim 5.8'da 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında, farklı sıcaklıklarda çekme testi sonrası kırık yüzeyler incelendiğinde, çukur tipi kırılma morfolojilerin yoğun olduğu anlaşılmaktadır. Oda sıcaklığında gerçekleştirilen kopma yüzeylerinde daha büyük ve daha derin çukur bölgeler görülürken (Resim 5.8 a), 200 ºC'ye kadar artan test sıcaklıkları ile beraber derin

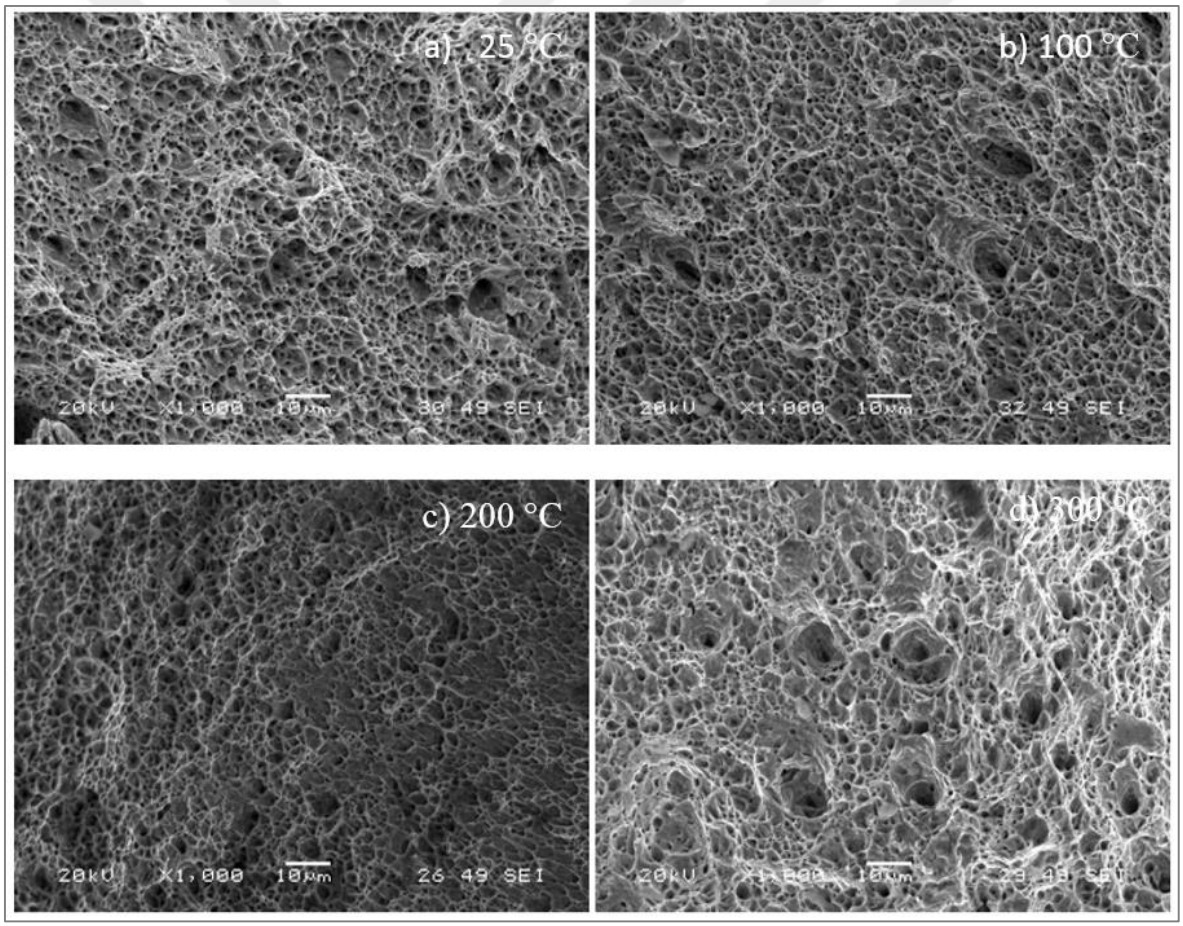
ve büyük çukurların yerine daha küçük ve sığ çukur morfolojileri şeklinde görülmektedir (Resim 5.8 b ve c). Aynı zamanda Resim 5.8 c'de görülebileceği gibi 200 ºC'de çekme testi yapılmış numunenin kopma yüzeyinde yer yer klivaj tipi kopma alanlarına da rastlanmıştır. Bu numunelerde 200 ºC'ye kadar artan test sıcaklığı ile beraber kopma yüzeylerinde derin ve büyük çukurların azalması ve nispeten de olsa klivaj tipi kopma morfolojilerin oluşumundan dolayı toplam sünekliğin azalmasına neden olmuştur. Ancak 300 ºC'de test edilen numunenin kopma yüzeylerinde daha küçük boyutlu ancak daha derin çukur kopma morfolojileri yeniden ortaya çıkmıştır (Resim 5.8 d). Bu nedenle bu numunede toplam süneklik değeri de daha fazla elde edilmiştir. Bu durumda, 200 °C'den sonra artan test sıcaklıklarında, çekme gerilmesinin artmasına dinamik deformasyon yaşlanmasının, toplam süneklik değerinin artışına ise, dinamik toparlanmanın neden olduğu düşünülmüştür.



Resim 5.8. 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında farklı sıcaklıklarda çekme testi yapılmış numunelerin kırılma yüzeyleri

Resim 5.9'da yüksek deformasyon oranı olan 0,16 s^{-1}'da farklı sıcaklıklarda test edilen numunelerin kırık yüzeyleri görülmektedir. Şekil 5.6'da ki gerilme - şekil değişimi grafiğinden de görülebildiği gibi bu numunelerde çekme grafiğinde bazı kararsızlıklar söz

konusudur. Ancak, bu çekme hızında en yüksek toplam süneklik değeri 25 °C ve 100 °C sıcaklıklarda sağlanmıştır. Bu numunelerin kopma yüzeylerinde (Şekil 5.10 b ve c) bölgesel ve küçük ama derin çukur morfolojileri görülmektedir. Bu durum yüksek sünekliğe işaret etmektedir. 200 °C'de test edilen malzemenin kopma yüzeyinde ise yarı-klivaj alanlar görülmektedir (Resim 5.9 c). Bu durum, numunede bu sıcaklıkta kopmanın tane sınırlarından ziyade tane içlerinde ilerlediğinin göstergesidir. Resim 5.9 d'de gösterildiği gibi 300 °C'de test edilen numunenin kopma yüzeyinde yüksek sünekliğe işaret eden geniş ve derin çukur morfolojileri görülse de muhtemelen çok yüksek deformasyon hızından dolayı tane içi kopmaya işaret eden klivaj alanlar toplam süneklik değerinin düşük çıkmasına neden olmuştur.

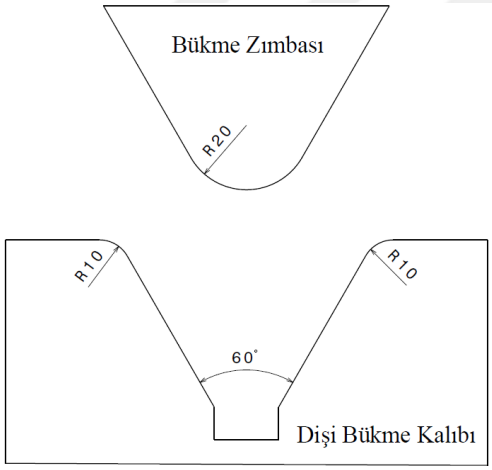


Resim 5.9. 0,16 s^{-1} deformasyon oranında farklı sıcaklıklarda çekme testi yapılmış numunelerin kırılma yüzeyleri

5.6. Geri Esneme Davranışının Belirlenmesi

Sac metal şekillendirme işlemlerinde ürünlerin geometrik toleranslar içerisinde üretilmesi istenmektedir. Ancak, gerçekleştirilen şekillendirme işlemlerinde uygulanan kuvvetin ortadan kalkmasıyla malzeme içyapısındaki elastik gerilmelerden dolayı malzeme eski haline dönme eğilimi göstermektedir. Bu durum, geri esneme olarak adlandırılmaktadır. Geri esneme sac metal şekillendirme işlemlerinde karşılaşılan sorunların başında gelmektedir. Geri esneme davranışı malzemenin mekanik özellikleri, deformasyon şartları, sac kalınlığı ve kalıp parametreleri gibi faktörlerden etkilenmektedir [109-110].

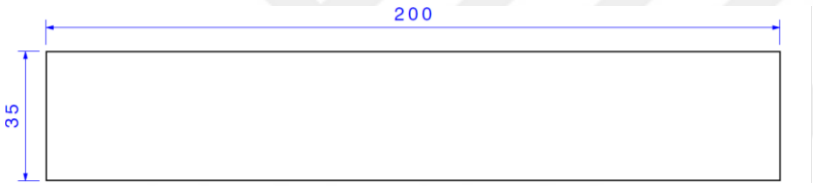
Tez çalışması kapsamında, DP1000 çeliğin bükme işlemi sonrasındaki geri esneme miktarları belirlenmiştir. Bu amaçla, 60° V bükme kalıbı kullanılarak Shimadzu marka çekme basma test cihazında bükme testleri gerçekleştirilmiştir. Şekil 5.18'de deney kalıbının geometrik ölçüleri, Resim 5.10'de 60° V bükme kalıbı deney seti gösterilmektedir. Şekil 5.19'da ise bükme deneyi numune ölçüleri verilmiştir. Geri esneme testleri için 1 mm kalınlığındaki numuneler tercih edilmiştir.



Şekil 5.18. 60° V bükme kalıbı ölçüleri

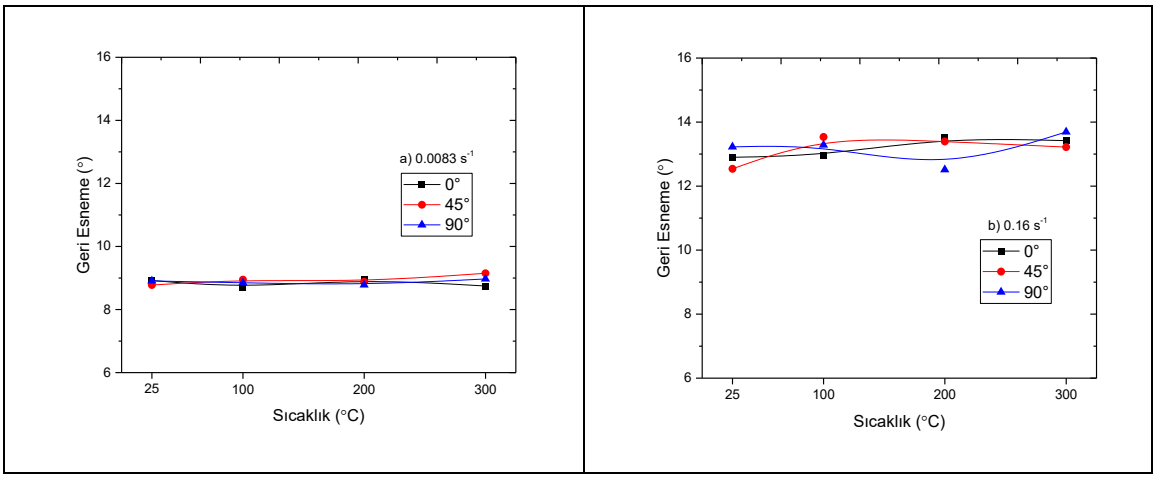


Resim 5.10. 60° V bükme deney setine ait bir görüntü



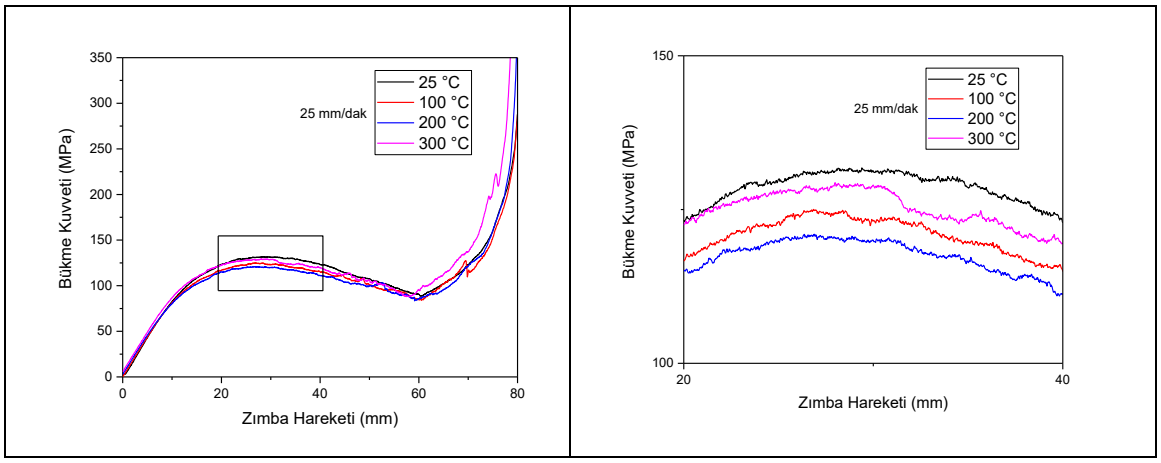
Şekil 5.19. Bükme deneyi numune ölçüleri

Gerçekleştirilen bükme testleri sonucunda, oluşan geri esneme miktarının ölçümü için açıölçer kullanılmıştır. Bükme testleri sonucunda elde edilen geri esneme miktarları Şekil 5.20'de verilmiştir. Şekil 5.20 değerlendirildiğinde, sıcaklığın geri esneme miktarına belirgin bir etkisi gözlemlenmemiştir. 25 mm/dak deformasyon hızında geri esneme miktarı yaklaşık % 8 - % 10 aralığında değişirken, 500 mm/dak deformasyon hızında geri esneme miktarının % 12 - % 14 aralığında oluştuğu belirlenmiştir. Bu nedenle, deformasyon oranı artışına bağlı olarak artan gerilme miktarının malzeme üzerinde kalan elastik bölgeleri ve kalıntı gerilmeleri arttırdığı düşünülmüştür. Bu durumun, deformasyon oranın artışıyla deformasyon sırasında malzeme üzerine aktarılan enerji miktarının artışından dolayı malzemede elastik bölgelerde enerji depolanması olarak ta açıklanabileceği düşünülmüştür. 500 mm/dak deformasyon hızında sıcaklığın etkisinin 25 mm/dak deformasyon hızına göre geri esneme miktarında geniş bir aralıkta dalgalanmalara neden olduğu da görülmektedir. Yüksek deformasyon oranında sıcaklığın düşük deformasyon oranına göre bir miktar daha etkili olduğu söylenebilmektedir.

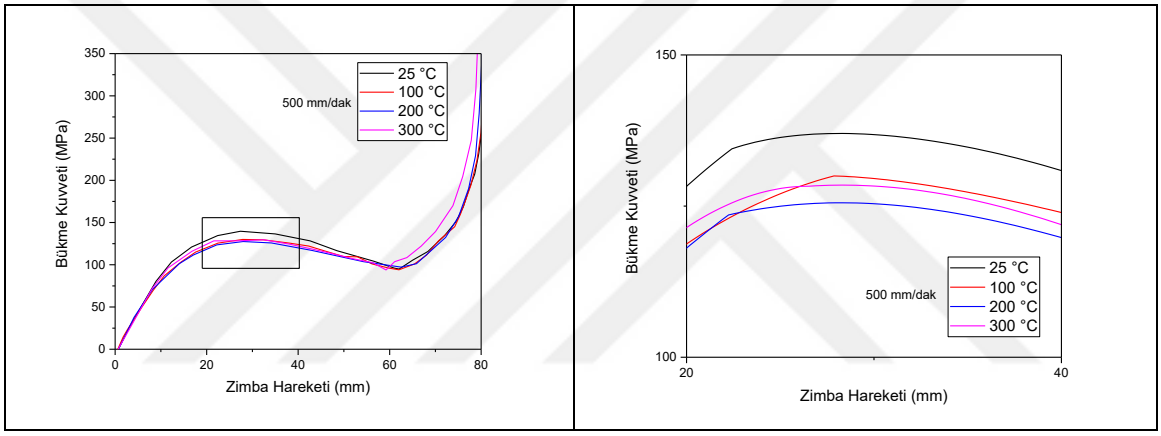


Şekil 5.20. Geri Esneme, sıcaklık ve hız ilişkisi

Gerçekleştirilen 60° V bükme testleri sırasında deformasyon için gerekli kuvvet ölçümleri de gerçekleştirilmiştir. Bükme işlemi başlangıcında, zımbanın sac malzemeye temas etmesiyle oluşan deformasyon kuvvetinde artış meydana gelmiştir. Zımbanın hareketine devam etmesiyle, 60° V uç form oluşana kadar kuvvet artmaya devam etmiş, sacın kanatlarının bükülmesine geçiş sırasında azalma eğilimi göstermiş ve daha sonrasında bükme işleminin devam etmesiyle artışını sürdürmüştür. Kuvvet ölçümü sırasında bükme işleminin gerçekleştiği 60° zımba uç formu için gerekli olan kuvvet, bükme kuvveti olarak alınmıştır. Şekil 5.21 ve Şekil 5.22'de sırasıyla 25 mm/dak ve 500 mm/dak deformasyon hızlarında gerçekleştiren bükme işlemi sırasında sıcaklık, zımba hareketi ve bükme kuvveti ilişkisi verilmiştir. Şekil 5.21 incelendiğinde, en yüksek bükme kuvvetinin 25 °C sıcaklıkta elde edildiği görülmüştür. 100 °C ve 200 °C'de bükme kuvveti azalma göstermiştir. Ancak, 300 °C'de bükme kuvveti artış göstermiş ve 25 °C ile 100 °C'de elde edilen bükme kuvvetlerinin arasında bir kuvvet oluşumu gözlemlenmiştir. Bu durumun, gerçekleştirilen çekme testlerinde de 300 °C'de malzemenin çekme dayanımının artışıyla ilişkili olduğu belirlenmiştir. 200 °C ile 300 °C aralığında gerçekleştirilen deformasyon işlemlerinde, DP1000 çeliğinde oluşan dinamik deformasyon yaşlanmasının gözlemlendiği düşünülmektedir. Şekil 5.22'de ise 500 mm/dak hızında elde edilen bükme kuvveti verilerinde yine en yüksek kuvvetin 25 °C'de, en düşük kuvvetin ise 200 °C oluştuğu görülmüş, 100 °C ve 300 °C'de ise birbirine yakın değerler elde edildiği gözlemlenmiştir.

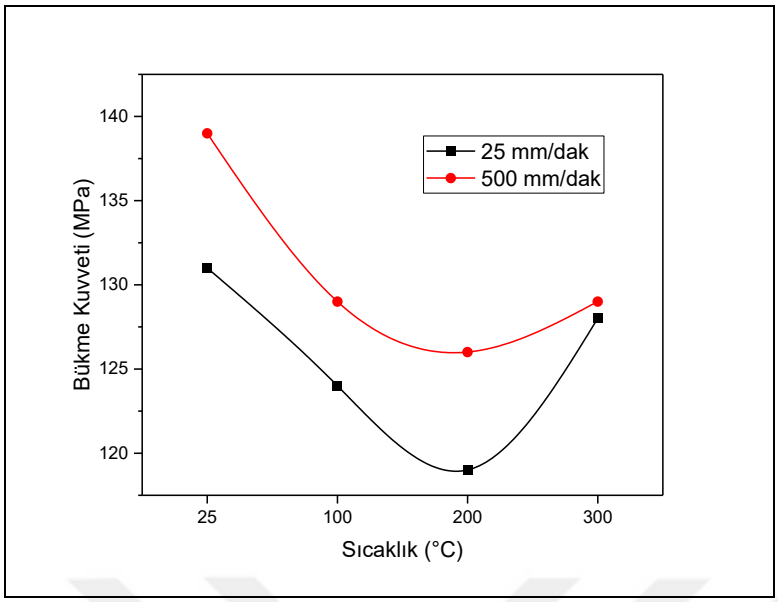


Şekil 5.21. 25 mm/dak deformasyon hızında geri esneme, sıcaklık ilişkisi



Şekil 5.22. 500 mm/dak deformasyon hızında geri esneme, sıcaklık ilişkisi

Şekil 5.23'de 25 mm/dak ve 500 mm/dak deformasyon hızlarında oluşan bükme kuvvetinin karşılaştırılması sunulmuştur. Şekil 5.21 ve Şekil 5.22'de bükme sürecinden elde edilen grafiklerden de anlaşıldığı gibi, bükme kuvveti 25 °C ile 200 °C aralığında azalmış, 300 °C'de ise artış göstermiştir. Deformasyon hızının bükme kuvveti üzerinde etkisi değerlendirildiğinde ise, deformasyon hızı artışının bütün sıcaklıklarda bükme kuvvetini arttırdığı görülmüştür. Ancak, oluşan bu artışın en yüksek 8 MPa değerinde bir artış gerçekleştiğinden deformasyon hızının önemli bir etkisinin olduğunu söylemek mümkün değildir. 300 °C'de ise diğer sıcaklıklara göre çok daha az miktarda artış olduğu belirlenmiştir. Yavaş deformasyon hızı olan 25 mm/dak'da malzeme dinamik deformasyon yaşlanmasına maruz kalmış ve buna bağlı olarak mukavemet kazanarak bükme işlem zorlaşmıştır. Yüksek deformasyon hızı olan 500 mm/dak da ise, dinamik deformasyon yaşlanması etkisinin daha az oluşmasından dolayı kuvvet miktarında az bir miktar artış görülmüştür. Dolayısıyla, deformasyon hızı etkisi bu sıcaklıkta gözlemlenmemiştir.



Şekil 5.23. Deformasyon hızı bükme kuvveti ilişkisi

6. ŞEKİLLENDİRME DAVRANIŞININ İNCELENMESİ

6.1. Akma Yüzeyleri

Şekillendirme işlemleri sırasında sac malzeme üzerinde farklı deformasyon modlarına bağlı olarak farklı gerilmeler oluşmaktadır. Sac malzemede oluşan gerilme durumuna bağlı olarak malzemenin plastik deformasyon davranışı diyagramlar yardımıyla açıklanabilmektedir. Malzeme şekillendirme süreci incelendiğinde, deformasyona ve şekillendirilen geometriye bağlı olarak farklı deformasyon modları gözlemlenmektedir [86]. Akma yüzeylerinin oluşturulmasında, sac metal şekillendirme işlemi sırasında oluşan bu gerilmelerin belirlenerek kullanılması gerekmektedir.

Akma kriterleri incelendiğinde, farklı malzeme parametreleri kullanılarak belirli eşitlikler dahilinde akma yüzeylerini tahmin ettikleri görülmektedir. Günümüzde yaygın olarak Hill-48 ve Barlat-89 akma kriterinin kullanıldığı görülmektedir.

Gerçekleştirilen bu çalışmada da DP1000 çelik sac malzemenin şekillendirilebilirlik davranışı Hill-48 ve Barlat-89 akma modelleri kullanarak incelenmiştir. Hill-48 akma kriteri eşitlik 6.1 - 6.3'te, Barlat-89 akma kriteri ise eşitlik 6.4 - 6.6'da verilmiştir.

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x) + H(\sigma_x - \sigma_y) + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \qquad (6.1)$$

Burada F, G, H, L, M ve N, malzeme sabitleri ve x, y ve z ortotropik karşılıklı ortogonal eksenlerdir. Düzlem gerilme koşulunda, Hill-48 ikinci derece fonksiyonu aşağıdaki biçimde yazılabilmektedir:

$$2f(\sigma_{ij}) = (G+H)\sigma_x{}^2 - 2H\sigma_x\sigma_y + (H+F)\sigma_y{}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \qquad (6.2)$$

$$F = \frac{r_0}{r_{90}(1+r_{90})}, G = \frac{1}{(1+r_0)}, \quad H = \frac{r_0}{(1+r_0)}, \quad N = \frac{(r_0+r_{90})(1+2r_{45})}{2r_{90}(1+r_0)} \qquad (6.3)$$

Barlat-89 anizotropik akma kriteri şu şekilde tanımlanmıştır:

$$\phi = a|K_1 + K_2|^m + a|K_1 - K_2|^m + c|2K_2|^m = \ 2\sigma_y^m \tag{6.4}$$

burada σ_y tek eksenli gerilmedeki akma gerilmesidir. K_1 ve K_2 aşağıdaki şekilde hesaplanmıştır.

$$K_1 = \frac{\sigma_x + h\sigma_y}{2} \ , \ K_2 = \sqrt{\left(\frac{\sigma_x + h\sigma_y}{2}\right)^2 + p^2\tau_{xy}^2} \tag{6.5}$$

$$a = 2 - c = 2 - 2\sqrt{\frac{r_0}{1+r_0}\frac{r_{90}}{1+r_{90}}} \ , \ \ h = \sqrt{\frac{r_0}{1+r_0}\frac{1+r_{90}}{r_{90}}} \tag{6.4}$$

Malzeme karakterizasyon sonuçları akma modellerine uygulanarak, ortotropik anizotropi parametreleri hesaplanmıştır.

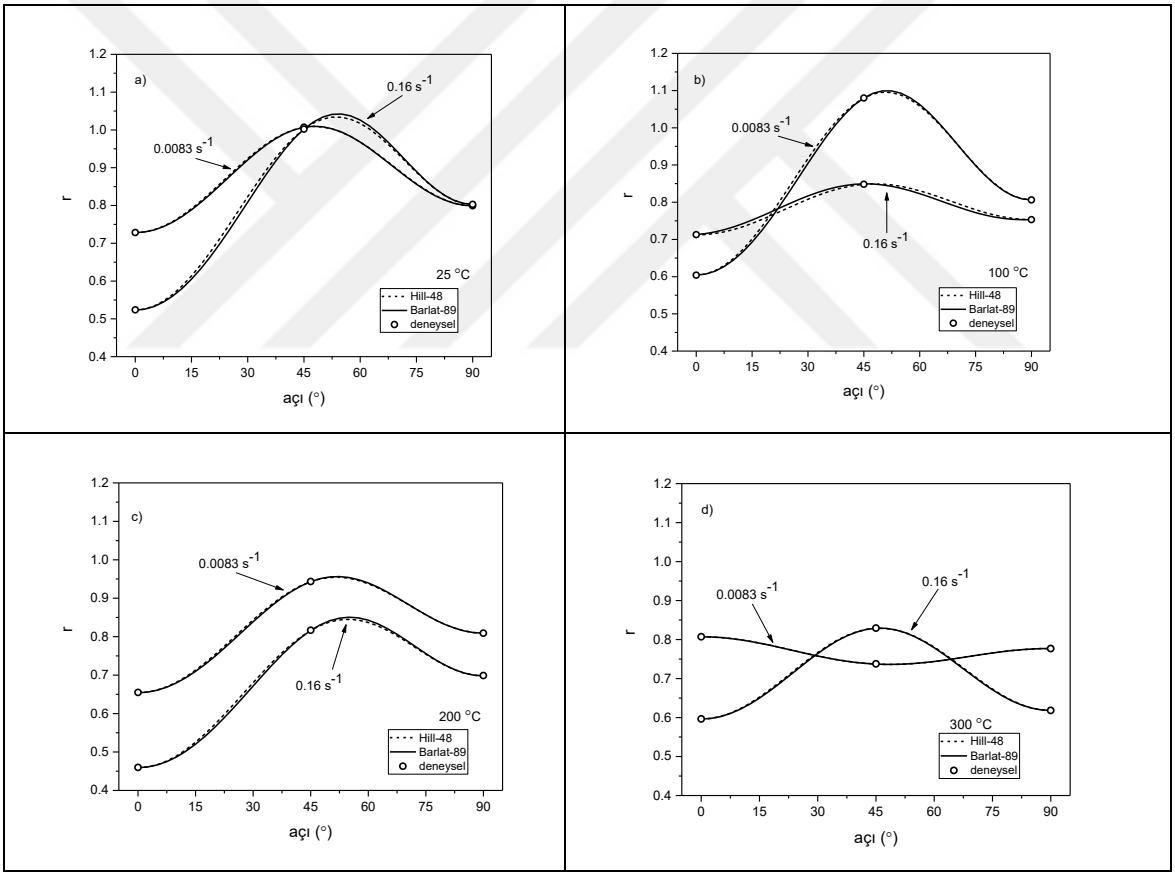
Yukarıda verilen Hill-48 ve Barlat-89 akma kriterine göre akma yüzeylerinin oluşturulmasında kullanılan malzeme değişkenleri Çizelge 6.1'de sunulmuştur. Bu verilere göre akma yüzeyleri oluşturulmuştur.

Çizelge 6.1. Malzeme karakterizasyon sonuçları

Deformasyon Oranı	Sıcaklık	σ_0	σ_{45}	σ_{90}	r_0	r_{45}	r_{90}
0,0083 s^{-1}	25 ºC	748,16	735,44	757,34	0,728	1,007	0,799
	100 ºC	735,25	721,3	738,05	0,604	1,080	0,806
	200 ºC	738,99	716,22	752,57	0,654	0,943	0,809
	300 ºC	774	754,95	797,83	0,807	0,737	0,777
0,16 s^{-1}	25 ºC	809,86	879	821,36	0,523	1,002	0,803
	100 ºC	798,83	778,45	839,89	0,712	0,848	0,753
	200 ºC	791,68	774,37	791,68	0,459	0,816	0,698
	300 ºC	835,27	796,87	850,26	0,596	0,829	0,618

Anizotropi tahminleri 0° - hadde, 45° - çapraz ve 90° - dik hadde yönlerinden deneysel olarak elde edilen anizotropi değerlerinin Hill-48 ve Barlat-89 akma kriterine göre hesaplanmasıyla gerçekleştirilmiştir. Hadde yönüne bağlı anizotropi değerleri akma yüzeylerinin oluşturulmasında kullanılmaktadır. Şekil 6.1'de hadde yönü ve anizotropi ilişkisi gösterilmektedir. DP1000 çift fazlı çelik malzemenin en yüksek anizotropi değerlerine 45°

- 60° aralığında ulaştığı görülmektedir. En düşük anizotropi değeri ise 0° - hadde yönünde elde edilmiştir. Şekil 6.1 a-c'de verilen 25 °C, 100 °C ve 200 °C'de hesaplanan verilere göre, genel olarak yavaş deformasyon oranı olan 0,0083 s^{-1} değerinde malzemenin daha yüksek anizotropi değerine sahip olduğunu söylemek mümkündür. Ancak, Şekil 6.1 d'de verilen 300 °C'de elde edilen değerlerde malzemenin karmaşık bir anizotropi davranışı sergilediği görülmektedir. Sıcaklığın anizotropi davranışı üzerindeki etkisi değerlendirildiğinde, ise belirgin bir etkiye sahip olmadığı anlaşılmıştır. Ancak, malzemenin 100 °C sıcaklık ve 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında en yüksek anizotropi davranışını gösterdiği görülmüştür. Ayrıca, Hill-48 ve Barlat-89 akma kriterlerinin anizotropi değerlerinin tahmininde oldukça uyumlu sonuçlar verdiği de belirlenmiştir.



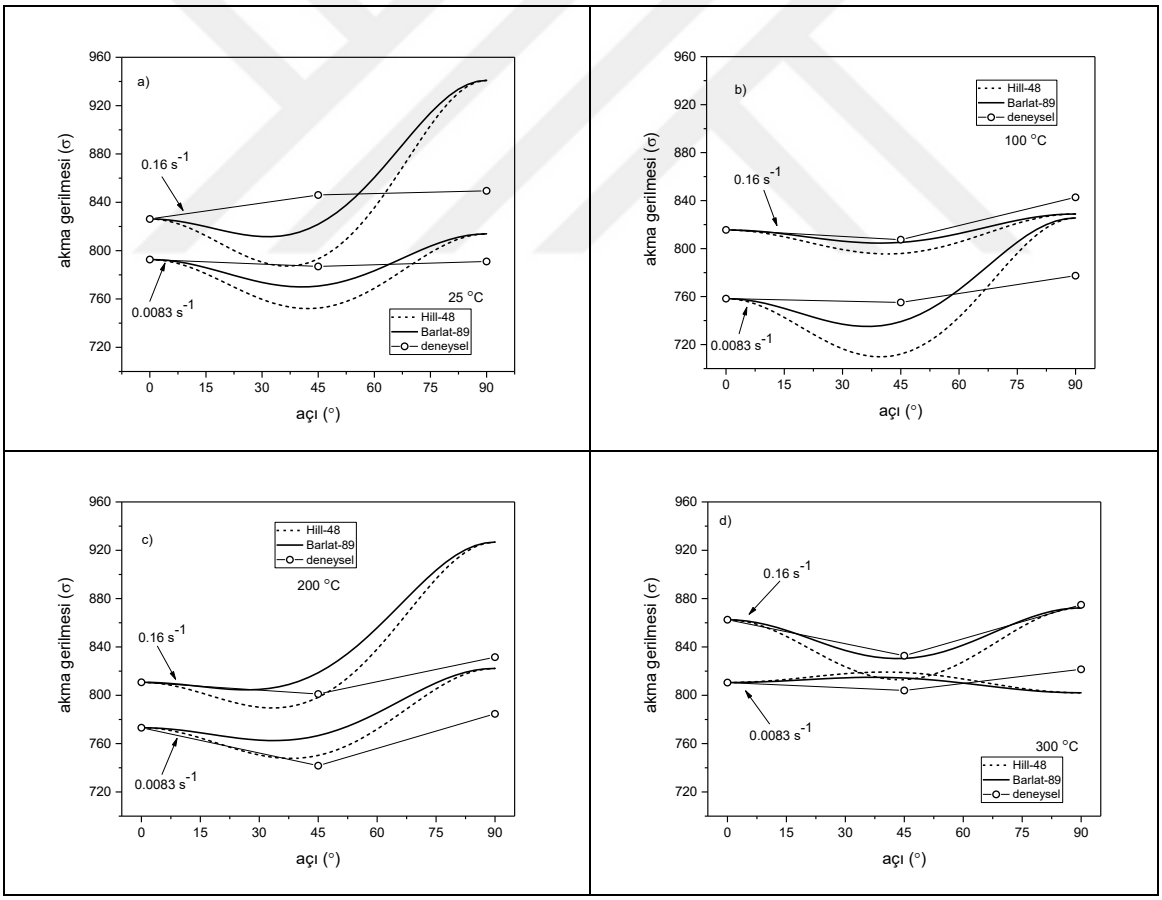
Şekil 6.1. Deneysel ve tahmin edilen anizotropi değerlerinin karşılaştırılması

Şekil 6.2'de hadde yönüne bağlı olarak oluşan akma gerilmeleri verilmiştir. Şekil 6.2 incelendiğinde, 0,16 s^{-1} deformasyon oranında, 0,0083 s^{-1} deformasyon oranına göre daha yüksek akma gerilmelerinin oluştuğu görülmüştür. Sıcaklığın 25 °C'den 100 °C ve 200 °C'ye artırıldığında ise, akma gerilmesinde azalma meydana geldiği görülmektedir. En düşük akma gerilmesi değerleri 100 °C ve 0,0083 s^{-1}'de oluştuğu görülmüştür. 300 °C'de

ise akma gerilmesinde artış görülmüştür. Şekil 5.6'da verilen çekme testi sonuçlarında da görüldüğü gibi, çift fazlı çeliklerde 200 °C'den sonra oluşan dinamik deformasyon yaşlanması davranışına bağlı olarak akma gerilmesinde artış oluştuğu düşünülmüştür.

Akma kriterlerinin tahminleri deneysel veriler ile karşılaştırılmıştır. Akma kriterlerinin tahmin kabiliyeti incelendiğinde, 200 °C'deki tahminler hariç olmak üzere, Barlat-89 akma kriterinin akma gerilmesi için deneysel verilere daha yakın sonuçlar verdiği görülmüştür. Ancak, 200 °C'de Hill-48 akma kriterinin deneysel sonuçlar ile daha uyumlu olduğu görülmüştür.

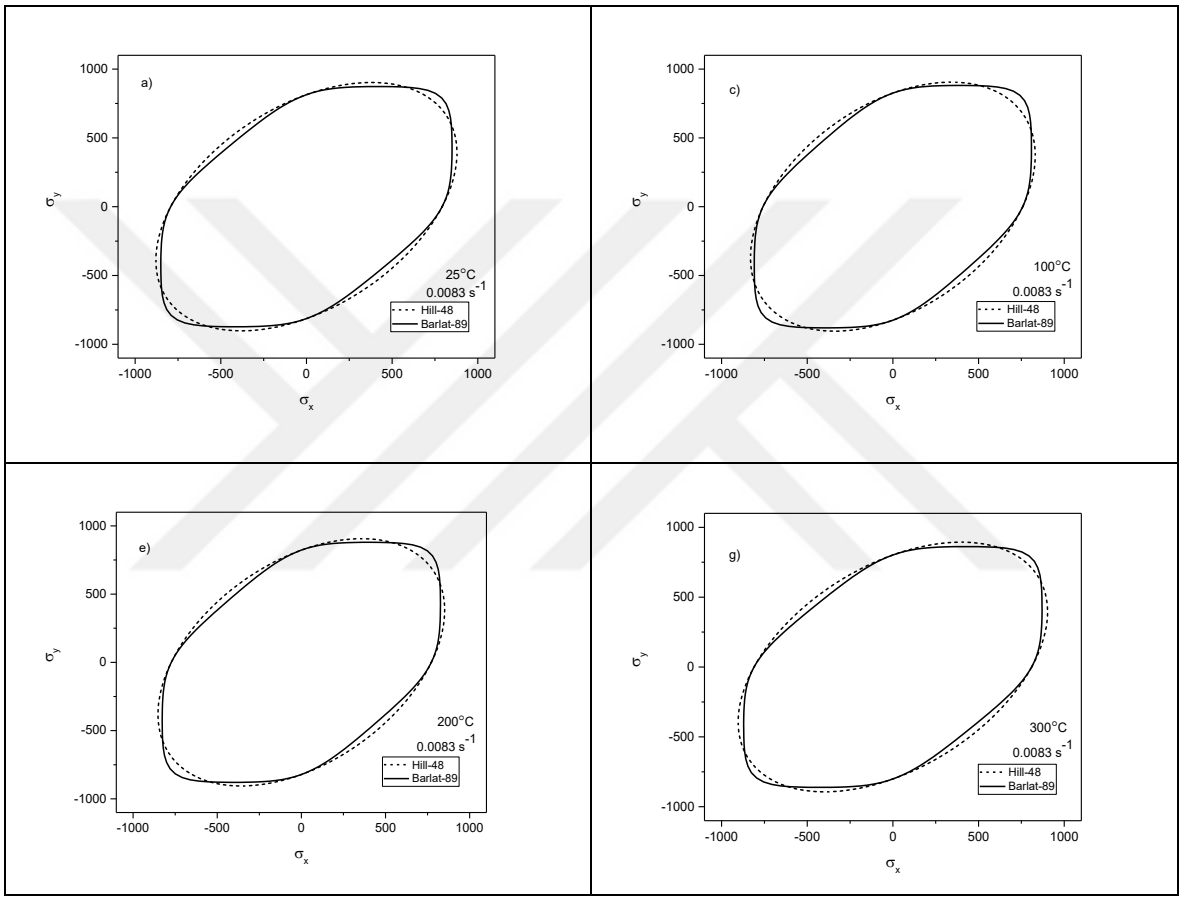
Ayrıca, en düşük akma gerilmesinin 45° - çapraz yönde ve en yüksek akma gerilmesi değerlerinin 90° - dik yönde oluştuğu tespit edilmiştir.



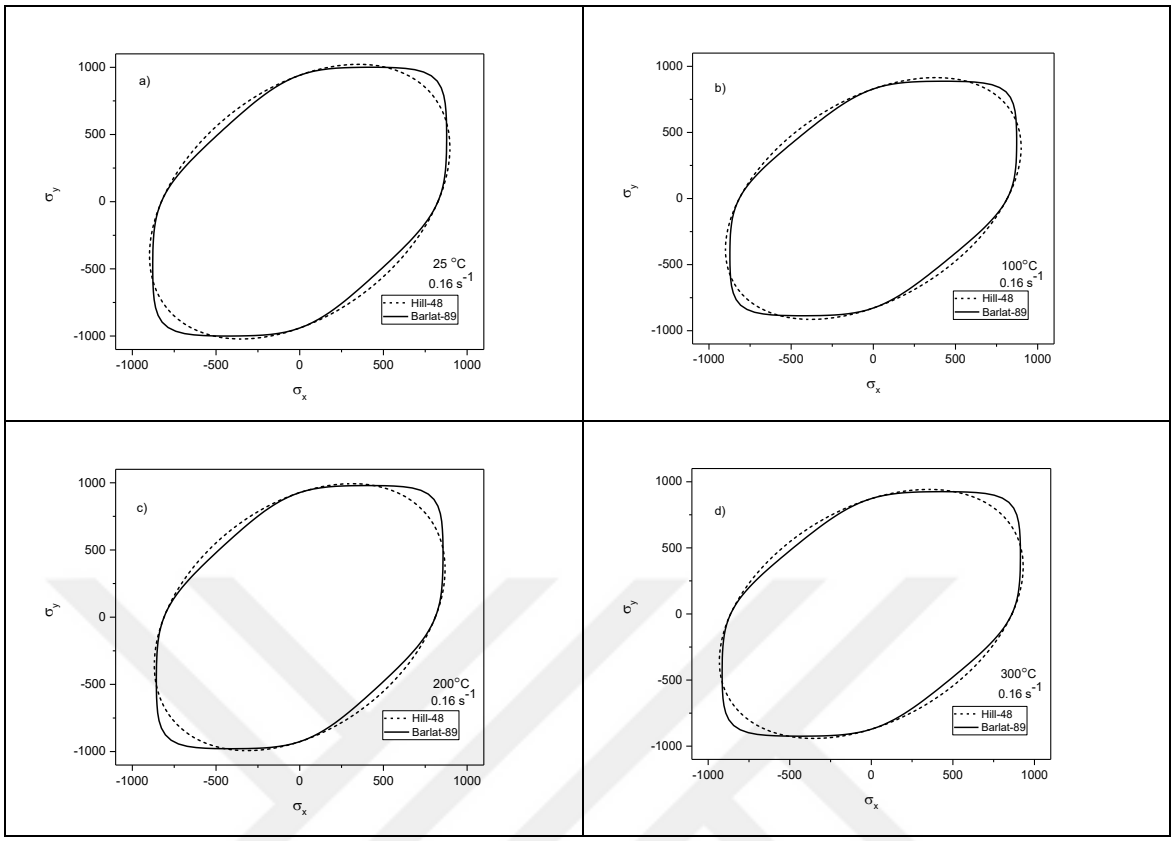
Şekil 6.2. Deneysel olarak elde edilen ve tahmin edilen akma gerilmelerinin karşılaştırılması

Hill-48 ve Barlat-89 akma kriterine göre oluşturulan akma yüzeyleri Şekil 6.3 ve Şekil 6.4'te verilmiştir. Akma yüzeyinin genişlemesi, malzemenin plastik şekil değişimi için daha yüksek gerilme oluşması gerektiği anlamına gelmektedir [86]. Oluşturulan akma

yüzeylerinin, 0,16 s^{-1} deformasyon oranında, 0,0083 s^{-1} deformasyon oranına göre daha geniş bir alana sahip olduğu görülmektedir. Sıcaklığın akma yüzeyleri üzerinde belirgin bir etkisi gözlemlenmemiştir. Yüksek sıcaklıkta malzemenin deformasyonun şekillendirme işlemine olumlu bir etkisi bulunmadığı anlaşılmıştır. Bu nedenle DP1000 çift fazlı çelik malzemenin düşük deformasyon oranlarında oda sıcaklığında şekillendirilmesinin uygun olacağı sonucuna ulaşılmaktadır.



Şekil 6.3. 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında oluşturulan akma yüzeyleri



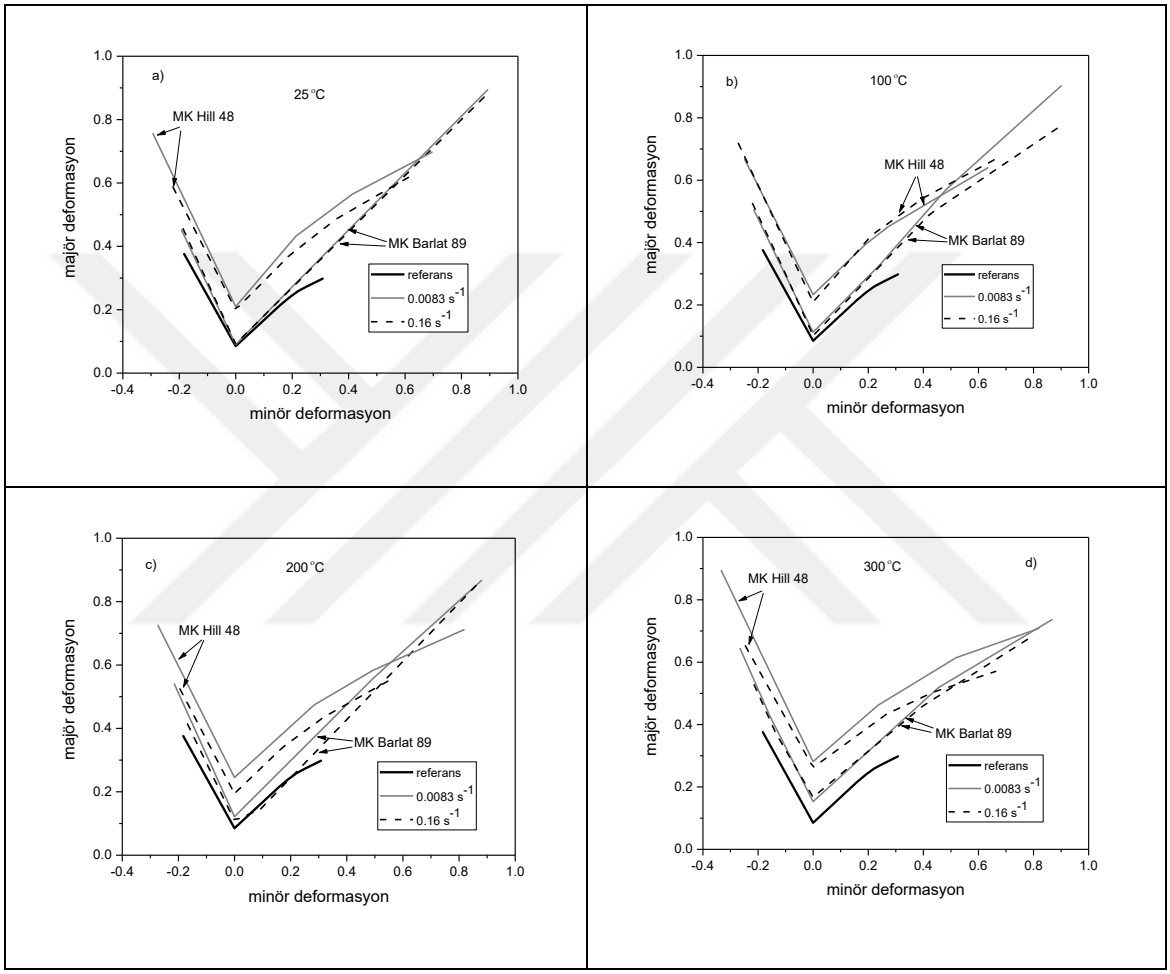
Şekil 6.4. 0,16 s^{-1} deformasyon oranında oluşturulan akma yüzeyleri

6.2. DP1000 Çeliğinin Şekillendirme Sınır Diyagramlarının Modellenmesi

Şekillendirme Sınır Diyagramı (FLD), plastik şekil verme işlemlerinde başarısızlığı öngörebilmektedir [111]. Bu diyagram, sac metal malzemeye hasar görmeden uygulanabilen büyük ve küçük gerilmelerin kombinasyonunu göstermektedir. Şekillendirme sınır diyagramının altında kalan bölge güvenli şekillendirilebilir bölgeyi ifade etmektedir. Eğrinin üst kısımları ise sac malzemede hata meydana gelen bölgeleri göstermektedir [111]. Sıcaklık, malzemenin mekanik özelliklerini, şekillendirme davranışını ve dolayısıyla şekillendirme sınır diyagramını etkileyebilmektedir [112].

Şekil 6.5'de DP1000 çelik sacın Marciniak-Kuczynski (MK) - Hill 48 ve Marciniak-Kuczynski (MK) - Barlat 89 modeline göre oluşturulan şekillendirme sınır diyagramları gösterilmektedir. Literatürden [87] elde edilen şekillendirme sınır diyagramının 25 °C sıcaklıkta deneysel olarak elde edilen şekillendirme sınır diyagramları ile oldukça uyumlu olduğu görülmektedir. Bu nedenle kullanılan MK-Barlat 89 modelinin DP1000 çelik sacın şekillendirme sınır diyagramlarının tahmin edilmesinde kullanılmasının daha uygun olacağı

anlaşılmaktadır. Tahmin edilen şekillendirme sınırlarının deformasyon oranından belirgin olarak etkilenmediği gözlemlenmiştir. Sıcaklığa bağlı şekillendirme sınır diyagramı değişimi değerlendirildiğinde ise, 25 °C'den 100 °C ve 200 °C' de değişimin çok az miktarda oluştuğu ancak 300 °C'de büyük deformasyon miktarının bir miktar artış gösterdiği ve güvenli şekillendirme bölgesinin çok az bir miktar arttığı belirlenmiştir.



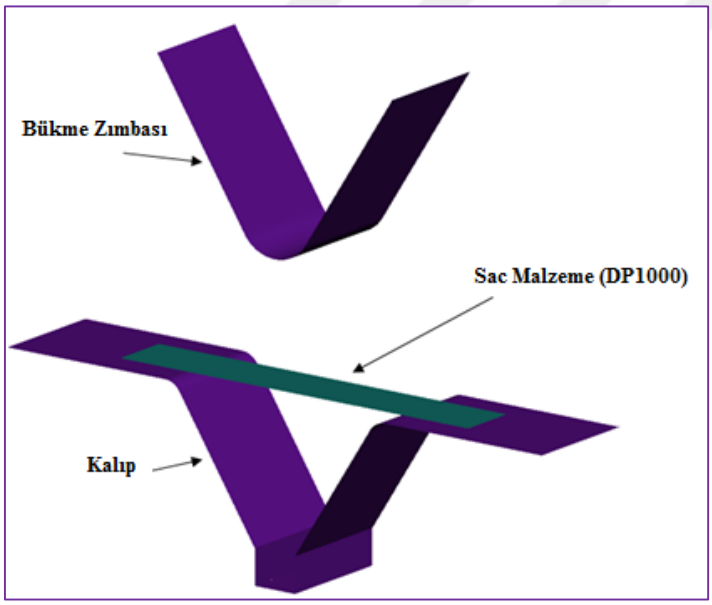
Şekil 6.5. Sıcaklık ve deformasyon oranına bağlı oluşturulan şekillendirme sınır diyagramları

Günümüzde gelişen bilgisayar yazılımları desteğiyle malzeme şekillendirme işlemlerinin benzetimi bilgisayar ortamında gerçekleştirilmektedir. Sonlu elemanlar analizleri için geliştirilen akma kriterleri kullanılarak istenilen kalıp modeline göre sac metal parçaların şekillendirme süreci incelenebilmektedir. Bu nedenle, istenilen deformasyon şartlarında malzemenin belirli mekanik özellikleri belirlenerek programa aktarılması gerekmektedir. Bu programlar sayesinde gerçek kalıp üretimi yapılmadan şekillendirme süreci tahmin edilebilmekte ve gerekli düzenlemeler bu aşamada gerçekleştirilebilmektedir.

6.3. 60º V Bükme Analizleri

Sac metal şekillendirme işlemlerinde karşılaşılan problemlerin başında geri esneme gelmektedir. DP1000 çeliğinin geri esneme davranışı malzeme karakterizasyonu bölümünde deneysel olarak incelenmiştir. Bu kısımda ise, 60° V bükme kalıbı bilgisayar ortamında modellenerek analiz programına aktarılmış ve belirlenen deformasyon şartlarında bükme analizleri gerçekleştirilmiştir. Bükme analizlerinin gerçekleştirilmesinde sıcaklık ve deformasyon oranına bağlı olarak belirlenen Hill-48 ve Barlat-89 akma yüzeyleri kullanılmıştır.

Şekillendirme analizleri öncesinde, bükme kalıbı katı modelleme yazılmaları kullanarak bilgisayar ortamında tasarlanmıştır. Oluşturulan tasarım "iges" formatında kaydedilerek sac metal şekillendirme analiz yazılımına aktarılmıştır. Modellenen bükme kalıbına ait görüntü Şekil 6.6'te verilmiştir.

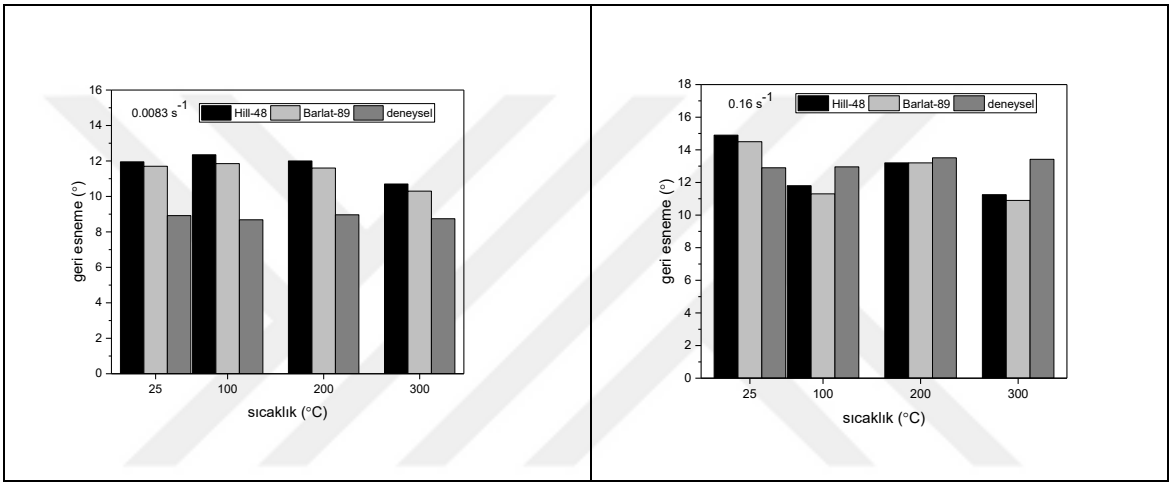


Şekil 6.6. 60˚ V bükme kalıp modeli

Analiz yazılımına tasarımın aktarılmasının ardından geometrik hata toleransı ve örgü yapısı değerleri seçilmiştir. Daha doğru sonuçlar elde edilmek için daha hassas örgü yapısı ve düşük geometrik hata toleransı seçilmiştir. Bu durumun hesaplama süresini artırmasına rağmen, doğruluk oranını da artırmıştır. Şekillendirme analizlerinin gerçekleştirilebilmesi amacıyla malzeme kartları oluşturulmuştur. Bu kısımda, malzeme karakterizasyon testlerinden elde edilen veriler kullanılarak akma kriterleri seçilmiş ve malzeme kartları

oluşturulmuştur. Sonrasında ise, şekillendirme işlemi için bükme zımbası ve kalıp hareketleri tanımlanmıştır.

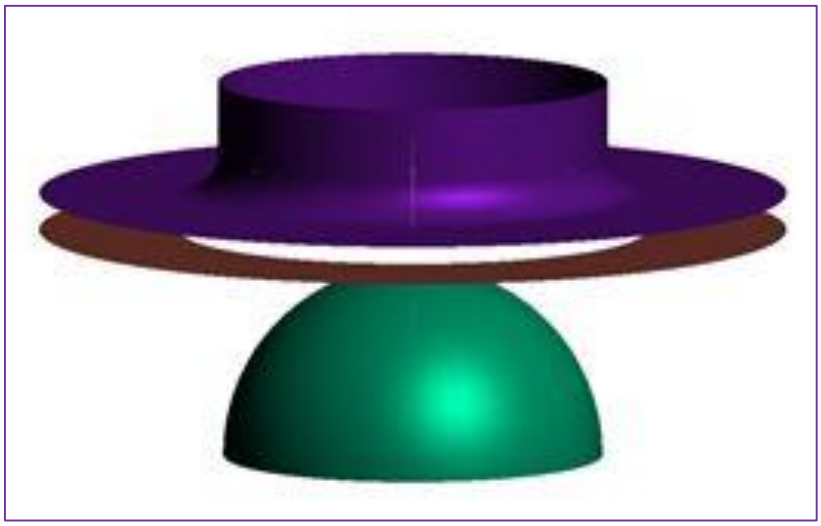
Şekillendirme analizleri sonuçları deneysel sonuçlar ile karşılaştırılmıştır. Şekil 6.7'da geri esneme analiz sonuçlarının deneysel sonuçlar ile karşılaştırılması gösterilmektedir. Barlat-89 akma kriterinin Hill-48 akma kriterine göre daha yüksek tahmin performansı gösterdiği belirlenmiştir. Ayrıca, 0,16 s^{-1} deformasyon oranında gerçekleştirilen analizlerin 0,0083 s^{-1} deformasyon oranına göre daha doğru sonuçlar verdiği gözlemlenmiştir.



Şekil 6.7. Geri esneme analiz ve deney sonuçlarının karşılaştırılması

6.4. Gerdirerek Şekillendirme Analizleri

Malzemelerin şekillendirilebilirlik kabiliyetlerinin belirlenmesinde gerdirerek şekillendirme işlemleri uygulanmaktadır. Gerçekleştirilen bu tez çalışmasında da, sıcaklık ve deformasyon oranının şekillendirme üzerindeki etkilerinin incelenmesi amacıyla yarı küresel zımba ile gerdirerek şekillendirme işlemi uygulanmıştır. Dairesel olarak hazırlanmış olan sac malzemeye, dış yüzeylerinden hareketine imkân sağlamayacak bir baskı kuvveti uygulanarak, gerdirme işlemine tabi tutulmuştur. Daha sonra, dişi kalıp hareketine başlayarak sac malzemeyi şekillendirme işlemini gerçekleştirmektedir. Şekil 6.8'de kullanılan kalıp modeli gösterilmektedir.



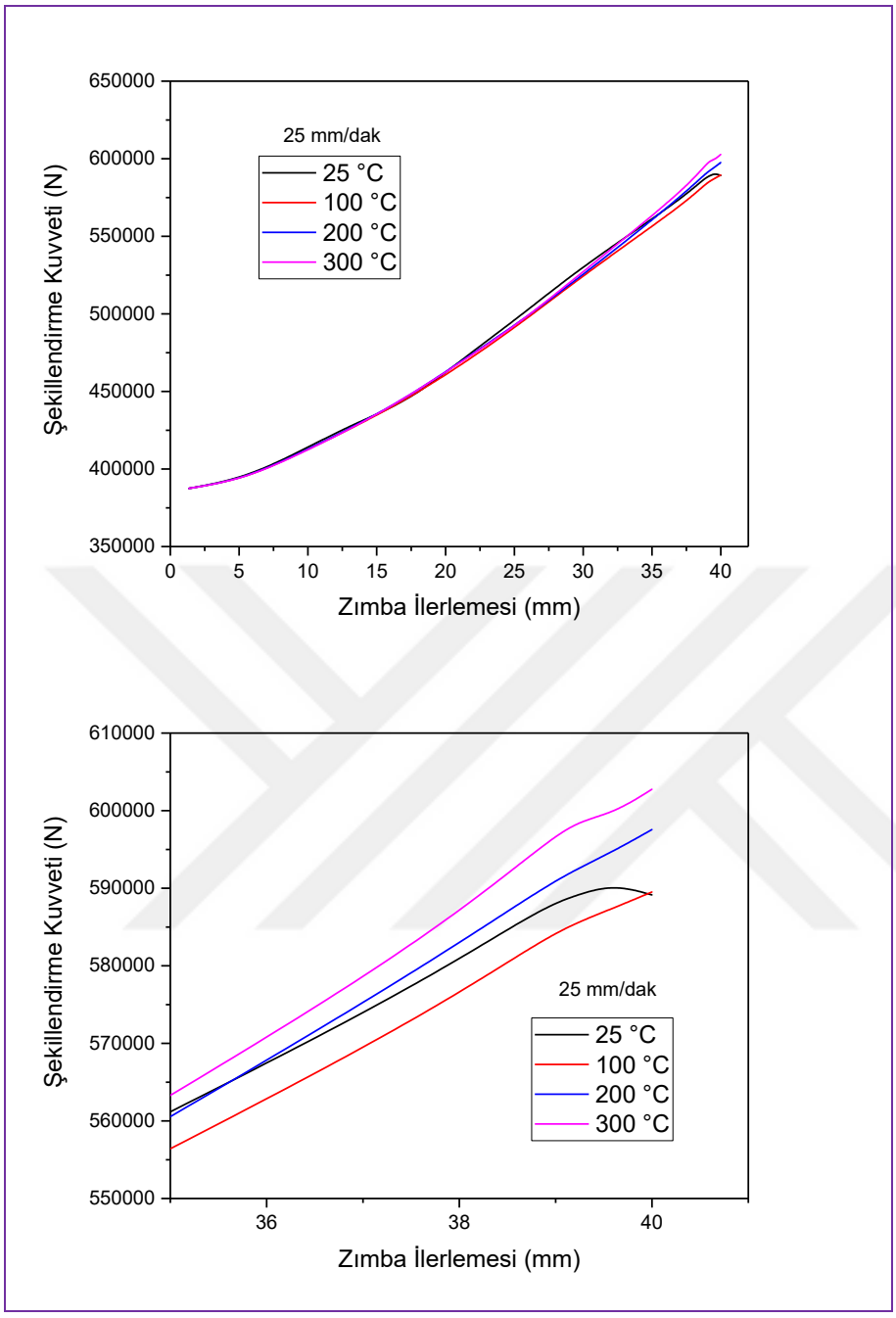
Şekil 6.8. Gerdirerek şekillendirme kalıp modeli

Daha önce gerçekleştirilen geri esneme deneylerinin analiz sonuçlarıyla karşılaştırılmasında Barlat-89 akma modelinin Hill-48 akma modeline göre deneysel sonuçlara daha yakın değerler verdiği belirlenmişti. Bu nedenle gerçekleştirilen gerdirerek şekillendirme analizlerinde Barlat-89 akma modeli kullanılmıştır.

Gerdirerek şekil verme analizleri, 1 mm kalınlığındaki DP1000 çift fazlı çelik sac malzemenin 180 mm çapında yarı küresel zımba ile şekillendirilmesi ve 40 mm zımba ilerlemesiyle gerçekleştirilmiştir.

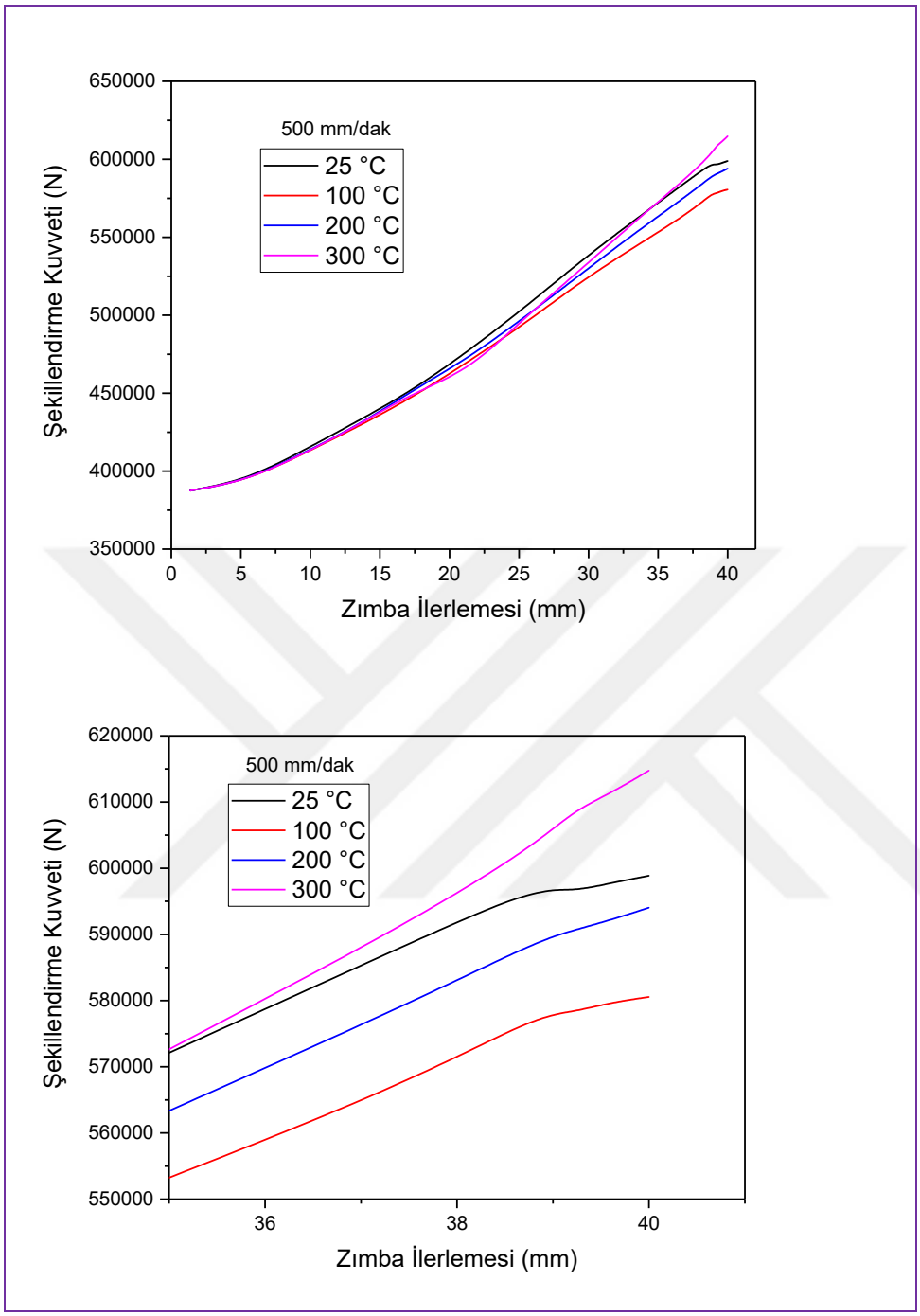
Bu amaçla, öncelikle sıcaklık ve deformasyon oranına bağlı olarak oluşan şekillendirme kuvveti incelenmiştir. Şekil 6.9'de 25 mm/dak deformasyon hızında Şekil 6.10'da 500 mm/dak deformasyon hızından şekillendirme kuvveti sıcaklık ilişkisi gösterilmiştir.

Her iki deformasyon hızında da, şekillendirme işleminin başlamasıyla birlikte oluşan kuvvet miktarında doğrusal olarak artış meydana geldiği görülmektedir. Sıcaklığa bağlı şekillendirme kuvveti oluşumu incelendiğinde, yavaş deformasyon hızı olan 25 mm/dak'da 570 kN ile 600 kN arasında meydana geldiği görülmektedir. En yüksek şekillendirme kuvvetinin 300 ºC'de elde edildiği görülmektedir. En düşük şekillendirme kuvvetinin ise, 100 ºC'de oluştuğu belirlenmiş, 25 ºC ve 200 ºC oluşan kuvvetlerin birbirine çok yakın olduğu görülmüştür. En yüksek şekillendirme kuvvetinin en yüksek şekillendirme sıcaklığı olan 300 ºC'de elde edilmesinin nedeninin, çift fazlı saclarda oluşan dinamik deformasyon yaşlanması olduğu düşünülmüştür.



Şekil 6.9. 25 mm/dak deformasyon hızında kuvvet oluşumu

Yüksek deformasyon hızı olan 500 mm/dak şekillendirme hızında oluşan şekillendirme kuvvetleri incelendiğinde ise, yine doğrusal bir artış görülmektedir. Şekillendirme kuvvetleri, 610 kN ile 580 kN aralığında elde edilmiştir. En yüksek şekillendirme kuvvetinin 300 ºC'de oluştuğu görülmektedir. Ancak 25 ºC'de oluşan şekillendirme kuvvetinin, şekillendirmenin son aşaması hariç, genel olarak 300 ºC'de oluşan kuvvet grafiğine oldukça yakın olduğunu söylemek mümkündür. 100 ºC ve 200 ºC'de ise, şekillendirme kuvvetlerinde azalma meydana geldiği görülmüştür.

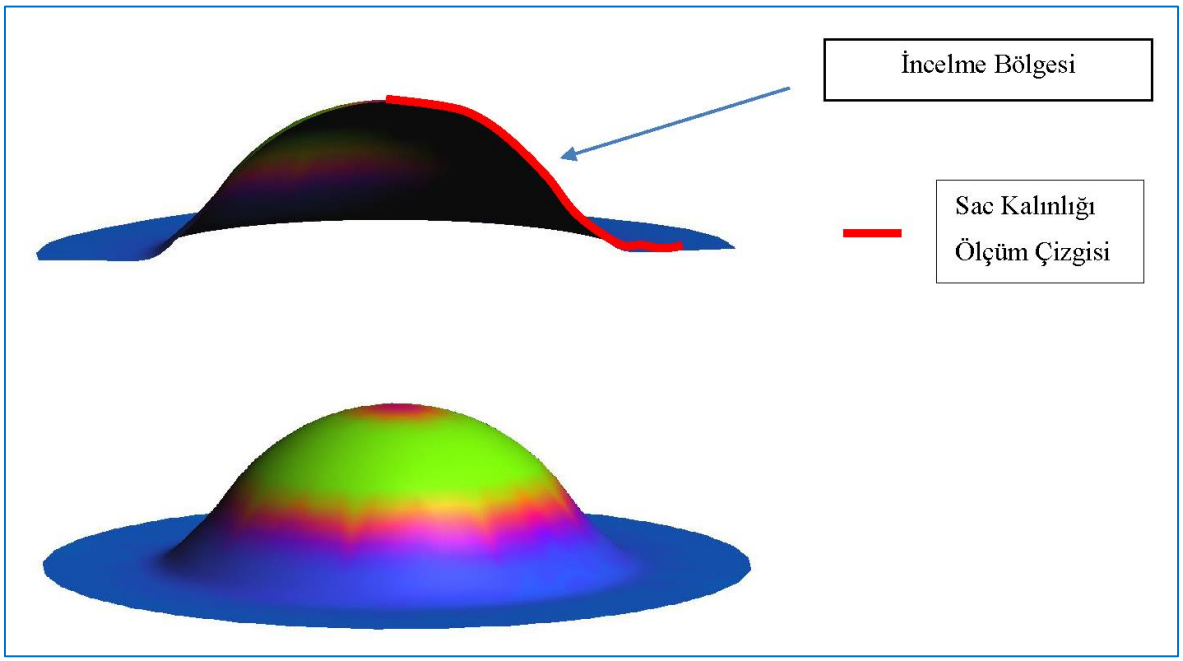


Şekil 6.10. 500 mm/dak deformasyon hızında kuvvet oluşumu

Şekillendirme kuvvetinin deformasyon hızı ile değişimi incelendiğinde, deformasyon hızı artışıyla şekillendirme kuvvetinin yaklaşık 10 kN'luk bir artış gösterdiği belirlenmiştir. Bu durumun, deformasyon hızı artışına bağlı olarak malzemenin çekme dayanımda meydana gelen artıştan dolayı oluştuğu, daha önce gerçekleştirilen çekme testlerinden elde edilen sonuçlardan anlaşılmaktadır. Şekillendirme sürecinin ilk aşamalarında sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak oluşan kuvvetlerde belirgin bir fark gözlemlenmezken,

şekillendirme sürecinin sonuna doğru değişimler gözlemlenmiştir. Bu durumun nedeninin dinamik deformasyon yaşlanmasına bağlı olarak oluşuğunu söylemek mümkündür. Sıcaklık artışının belirgin olarak şekillendirme kuvveti üzerinde bir etkiye sahip olmadığı da anlaşılmıştır.

Gerdirerek şekillendirme işlemlerinde, sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak sac kalınlığındaki dağılımı da değerlendirilmiştir. Zımbanın 40 mm ilerlemesi sonucun sacda oluşan incelme miktarları belirlenmiştir. Sac kalınlığı ölçümü yapılan bölge Şekil 6.11'da gösterilmiştir.

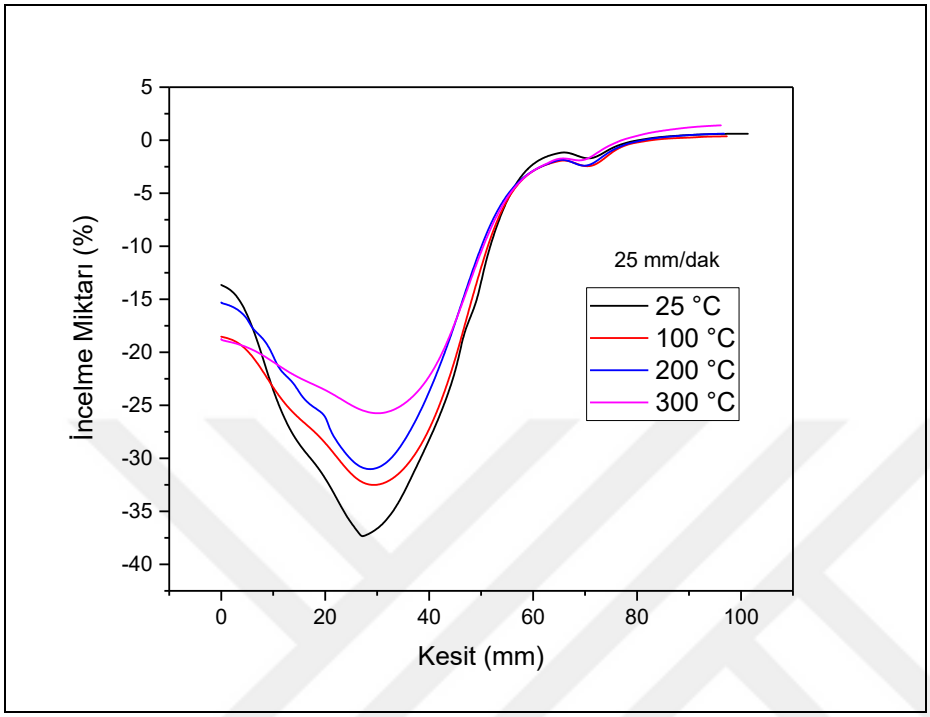


Şekil 6.11. Sac kalınlığı ölçüm bölgesi

Şekillendirilen sacın üst ve etek kısımlarında belirgin bir kalınlık değişimi gözlemlenmezken, yan yüzeylerde ise büyük oranda incelmenin gerçekleştiği görülmüştür.

Sıcaklığın sac kalınlığı üzerindeki etkisinin değerlendirilmesi amacıyla, şekillendirilen sacın orta kesitinden kalınlık değerleri alınmıştır. Şekil 6.12'de 25 mm/dak deformasyon hızında sıcaklık - incelme miktarı grafiği verilmiştir. En çok incelme meydana gelen bölgelerin şekillendirilen ürünün yan yüzeyine denk gelen 10 - 50 mm kesit bölgesinde olduğu görülmektedir. Bu nedenle, sac kalınlığındaki incelme miktarının değerlendirilmesinde bu bölge dikkate alınmıştır. 25 ºC ile 200 ºC aralığında sacda meydana gelen incelme miktarının % 31 ile % 37 aralığında olduğu görülmüştür. Ancak, 300 ºC'de meydana gelen incelmenin

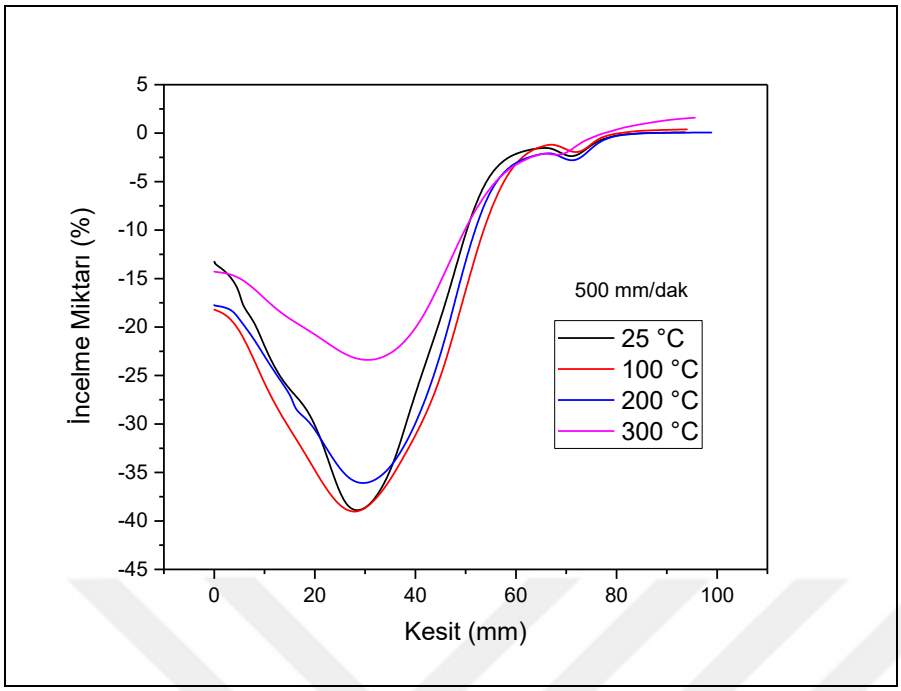
% 25 civarında olduğu görülmüştür. Sıcaklık artışına bağlı olarak incelme miktarının azaldığını söylemek mümkündür.



Şekil 6.12. 25 mm/dak deformasyon hızında sıcaklık incelme miktarı grafiği

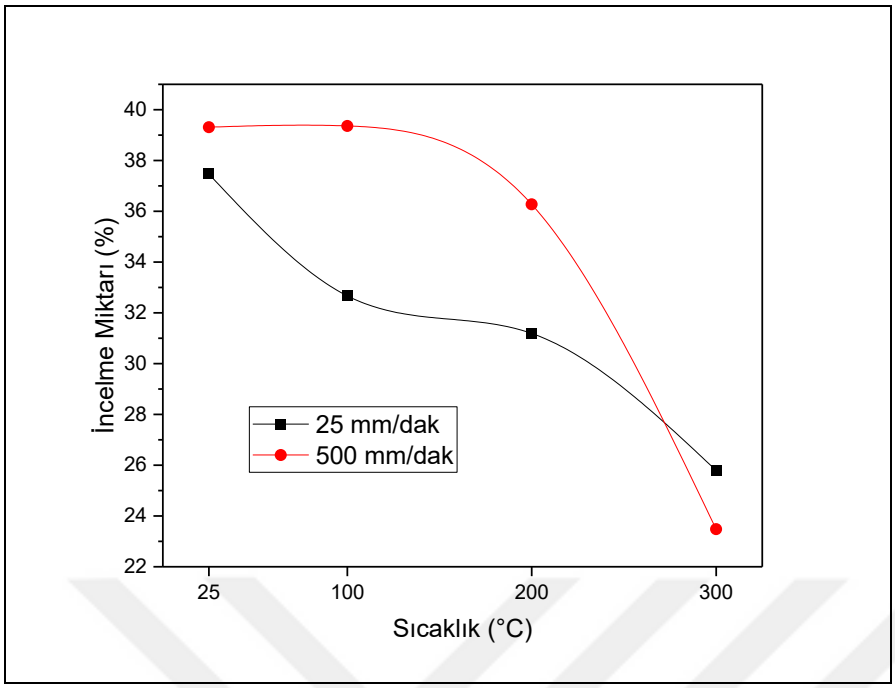
Şekil 6.13'de verilen 500 mm/dak deformasyon hızında sac malzemede meydana gelen incelme miktarları verilmiştir. Şekil 6.13 incelendiğinde, 25 ºC ile 200 ºC aralığındaki incelme miktarının % 37 ile % 39 aralığında gerçekleştiği görülmüştür. 300 ºC ise incelme miktarının % 24 olarak belirlenmiştir.

Her iki deformasyon hızında da, 300 ºC'de incelmenin daha az olduğu ve daha homojen bir şekillendirme işlemi gerçekleştiği görülmüştür. Bu durumun, belirtilen sıcaklıklarda gerçekleştirilen çekme testlerinde de görüldüğü üzere 200 ºC ile 300 ºC arasında meydana gelen dinamik deformasyon yaşlanmasına bağlı olarak gerçekleştiği düşünülmektedir. Bir başka açıdan sac kalınlığındaki incelme miktarını değerlendirilecek olursa her iki deformasyon hızında da en yüksek şekillendirme kuvvetinin 300 ºC'de gerçekleştiği belirlenmişti. Bu durum 300 ºC'de malzemenin deformasyona karşı daha fazla mukavemet gerçekleştiği anlamına gelmekte ve bu nedenle de bu sıcaklıkta malzemede plastik deformasyonun daha az miktarda oluştuğu düşünülmektedir.



Şekil 6.13. 500 mm/dak deformasyon hızında sıcaklık incelme miktarı grafiği

Şekil 6.14'te deformasyon hızına bağlı olarak incelme ilişkisi gösterilmiştir. Yüksek deformasyon hızı olan 500 mm/dak'da yavaş deformasyon hızı olan 25 mm/dak'a ya göre incelme miktarının 300 ºC hariç olmak üzere daha yüksek olduğu görülmektedir. Bu nedenle deformasyon hızı artışına bağlı olarak incelme miktarının da arttığını söylemek mümkündür. 300 ºC'de deformasyon hızının incelme miktarı üzerinde bir etkisi görülmemiştir. Yavaş deformasyon hızında dinamik deformasyon yaşlanması etkisinin daha yüksek görüldüğünden dolayı malzemenin mukavemet kazanması deformasyon hızının etkisini ortadan kaldırdığı düşünülmüştür.



Şekil 6.14. Deformasyon hızı incelme ilişkisi

7. MİKRO YAPI MODELLEME VE ANALİZ İŞLEMLERİ

Çift fazlı çelikler, yapısında ferrit ve martenzit fazlar içeren düşük karbonlu çeliklerdir. Yapısında bulunan ferrit ve martenzit fazları nedeniyle, çift fazlı çelik olarak adlandırılmaktadır. Çift fazlı çeliklerin ısıl işlemi, $\alpha + \gamma$ bölgelerine ısıtıldıktan sonra östenit fazının martenzit fazına dönüşebilmesi için hızlı soğutma ile tamamlanmaktadır. Soğutma sırasında malzemede oluşan sert martenzit fazı çeliğin mukavemetini belirlemekte, yumuşak ferrit fazı ise süneklik sağlamaktadır [11,32]. Çift fazlı çeliğin üretimi sırasında, işlem şartlarına bağlı olarak, farklı faz hacim oranlarına sahip çelikler elde edilmektedir. Sert martenzit fazının hacim oranının artışı çeliğin akma ve çekme dayanımını arttırmaktadır [113]. Bu faz dönüşümü sırasında oluşan faz hacim oranları, martenzit adacıklarının ferrit fazı içerisindeki dağılımları, şekilleri, tane boyutları ve iki faz arasındaki gerilme - birim şekil değişimi dağılımı çeliğin mekanik özelliklerini doğrudan etkilemektedir [113-115]. Çift fazlı çeliğin mikroyapısında oluşan deformasyonlar incelendiğinde, ferrit fazının akma dayanımının martenzite göre çok daha düşük olmasından dolayı ferrit fazının martenzite göre çok daha hızlı plastik deformasyona uğradığı anlaşılmaktadır. Martenzit fazı ise, akma dayanımının yüksek olmasından dolayı, malzemede deformasyon oluşumunu geciktirmektedir. Ferrit fazındaki deformasyon, martenzit tane sınırına dayandığında kısıtlanmaktadır. Bu durum, ferrit fazının, oluşan deformasyon neticesinde fazlar arası ayrılmasına ya da boşluk oluşumu ve ilerlemesine bağlı olarak sınırlanmasına ve malzemede çatlak başlangıcına yol açmaktadır [113]. Martenzit fazında karbon içeriği, ferrit fazında ise kompozisyonu ve tane boyutu fazın dayanımını belirlemektedir [116-117]. Ayrıca, martenzit tanelerinin morfolojisinin kuvvet ve süneklik üzerinde etkisi olduğu ve ince martenzit tanelerinin uzamayı arttırdığı bilinmektedir [113,114,117]. İnce taneli mikroyapıya sahip çift fazlı çelikler, iri taneli mikroyapıya sahip çeliklere göre daha yüksek pekleşme ve deformasyon oranına sahiptir [118].

Martenzit ve ferrit fazlarının deformasyon eğrileri, fazın kimyasal kompozisyonunu kullanarak Rodrigez ve Gutierez modeline göre belirlenmektedir [119]. Literatürdeki çalışmalar incelendiğinde, son yıllarda sonlu elemanlar yöntemiyle çift fazlı çeliklerin mikroyapısında meydana gelen deformasyonun simülasyonlarının gerçekleştirilebildiği görülmüştür. Gerçekleştirilen çalışmada, DP1000 çift fazlı çelik malzemenin gerçek mikroyapı görüntüleri 2D ve 3D RVE (Representative Volume Element) temsili hacim eleman olarak modellenmiş ve mikroyapısında oluşan deformasyon sonlu elemanlar

yöntemi kullanılarak karşılaştırmalı olarak incelenmiş, gerilme ve birim şekil değiştirme dağılımları belirlenmiştir.

Bu çalışmada DP1000 geliştirilmiş yüksek mukavemetli ticari çelik malzemeler kullanılmıştır. Ancak, tane boyunun deformasyona etkisi ve diğer ticari çift fazlı çeliklerin deformasyon davranışı ile karşılaştırma yapılabilmesi açısından DP600 ve DP800 çelik malzemelerin mikroyapı analizleri de gerçekleştirilmiştir.

7.1. Mikroyapının Modellenmesi ve Deformasyon Anazlizleri

Çift fazlı çeliklerin mikroyapısı ferrit ve martenzit fazlarından oluşmaktadır [120]. Sonlu elemanlar analizlerinin gerçekleştirilebilmesi için mikroyapıda bulunan her bir fazın gerilme deformasyon eğrisinin programa girilmesi gerekmektedir. Eşitlik 7.1'de fazların mekanik davranışının belirlenmesi için kullanılan ilişki verilmiştir [113,119,117].

$$\sigma = \sigma_y + \alpha MG\sqrt{b}\sqrt{\frac{1-\exp(-MK_r\varepsilon)}{K_rL}} \quad (7.1)$$

Burada σ_y akma gerilmesi, ε ise birim şekil değişimini tanımlamaktadır. Denklemde belirtilen diğer terimler ise daha önceki çalışmalardan elde edilmiştir [113, 121]. Burada α sabit bir değer olup, 0,33 kabul edilmiş, M'ise Taylor faktörü (M = 3), G kayma modülü (G=80 GPa), b Burger vektörü (b=2,5 x 10^{-10} m), Kr toparlanma oranı (ferrit Kr=$10^{-5}/d_\alpha$, martenzit Kr=41), ferrit tane boyutu d_α (m). Ortalama dislokasyon yer değişmesi L (martenzit L=3,8 x 10^{-8} m) olarak alınmıştır [113, 121].

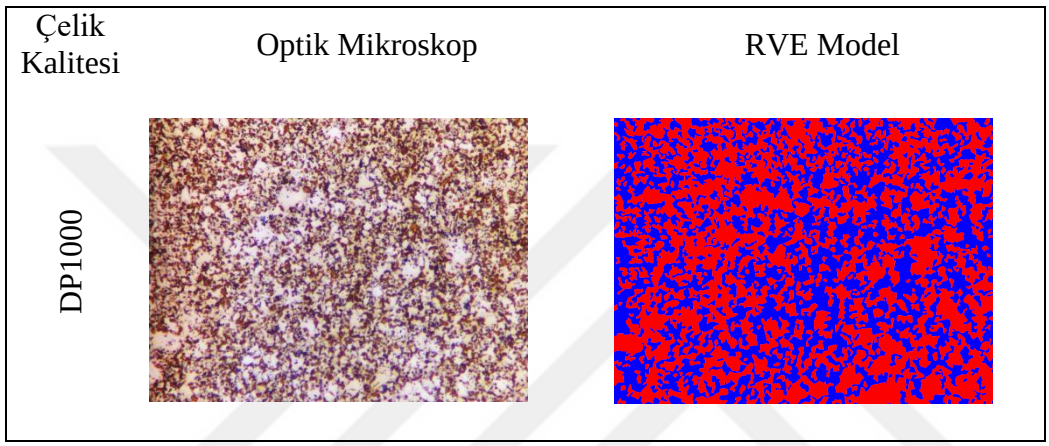
Akma dayanımı eşitlik 7.2'de tanımlanmıştır.

$$\sigma_y = 70 + 37Mn + 83Si + 2918N_{sol} + 33Ni - 30Cr + 680P + 38Cu + 11Mo + 5000C + \frac{15*1}{\sqrt{d}} \quad (7.2)$$

Burada tane boyutu d (mm) tanımlanmış, alaşım miktarı ağrılık % olarak verilmiştir.

Mikroyapıda meydana gelen deformasyon ve gerilmelerin sonlu elemanlar analiz programında belirlenebilmesi amacıyla, belirlenen malzemelerin optik mikroskopta elde edilen mikroyapı görüntülerinin programa tanıtılması gerekmektedir. Bu amaçla, öncelikle

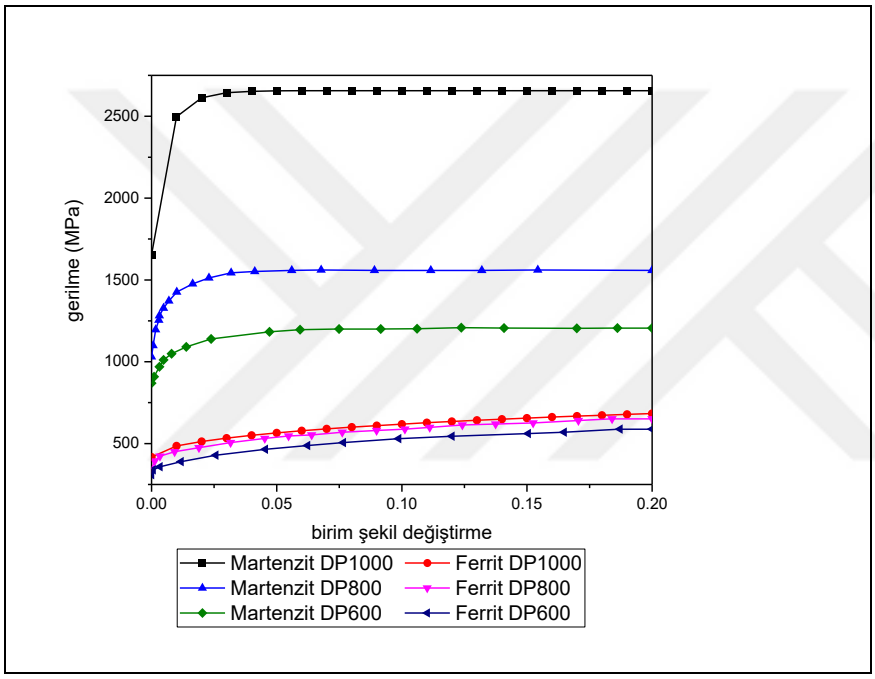
alınan görüntülere renklendirme işlemi uygulanarak her bir fazın sınır şartlarının belirlenmesi gerekmektedir. Çift fazlı çeliklerde dağlama işlemi sonrası elde edilen mikro yapı görüntülerinde koyu bölgeler martenzit, açık renkli bölgeler ise ferrit fazının bulunduğu alanları göstermektedir [61]. Bu renkler referans alınarak, görüntü işleme programında mikroyapı görüntüsü 2D temsili hacim elemanı haline getirilmiştir. Şekil 7.1'de optik mikroskop ve 2D RVE modelleri verilmiştir. Malzeme üzerinden rastgele alının görüntünün ve buna bağlı olarak oluşturulan 2D RVE model ölçüleri 37 x 50 µm olarak kullanılmıştır.



Şekil 7.1. DP1000 çeliği mikro yapısını ve deformasyon analizleri için oluşturulan model

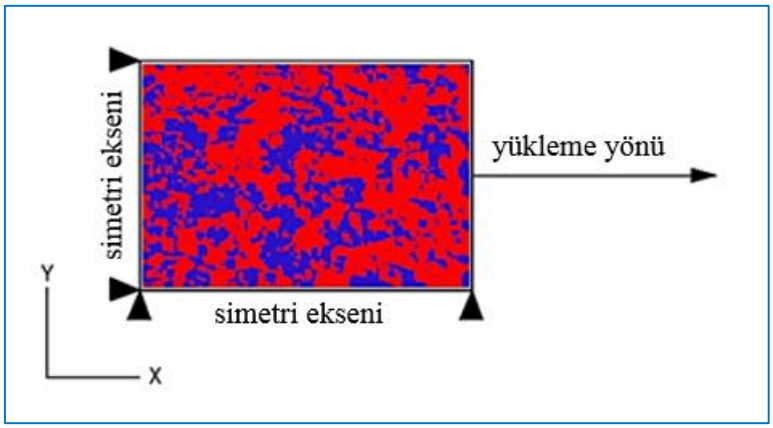
Sonlu elemanlar programı kullanılarak mikroyapıda oluşan deformasyon davranışının belirlenmesi için çift fazlı çeliğin içerisinde bulunan her bir fazın gerçek gerilme - birim şekil değiştirme eğrilerinin belirlenerek programa aktarılması gerekmektedir. Gerçekleştirilen çalışmada üç farklı çift fazlı çelik kullanılmıştır. Bu çeliklerden DP600 ve DP800 çeliğinin içerisinden bulunan ferrit ve martenzit fazlarının gerilme - birim şekil değiştirme eğrileri 59 nolu referans kaynaktan elde edilmiştir. DP1000 çeliğinin içeriğindeki ferrit ve martenzit fazlarının gerilme - birim şekil değiştirme eğrileri ise kuramsal temeller kısmında açıklanan matematiksel ilişki kullanılarak modellenmiştir. Şekil 7.2'de DP600, DP800 ve DP1000 çelik malzemelerin içerisinde bulunan fazların gerilme - birim şekil değiştirme eğrileri gösterilmiştir. Şekil 7.2 incelendiğinde, her üç çelikte bulunan ferrit fazının gerilme - birim şekil değiştirme eğrileri arasında belirgin bir farklılık gözlemlenmemiştir. Ancak, martenzit fazlarına ait gerilme - birim şekil değiştirme eğrileri incelendiğinde DP600 çeliğinde bulunan martenzit fazının DP800 ve DP1000 çeliğine göre daha düşük gerilme miktarına sahip olduğu, DP800 çeliğindeki martenzit fazındaki gerilmenin DP600'deki martenzit fazından daha yüksek olduğu, DP1000 fazındaki

martenzit fazının ise en yüksek gerilme değerine sahip olduğu görülmüştür. Martenzit fazlarının gerilme miktarlarındaki farklılıkların fazın sahip olduğu karbon miktarına göre değiştiği ve içeriğindeki karbon elementi oranın fazlalığından dolayı gerilme miktarının arttığı düşünülmüştür. Literatürde çift fazlı çeliklerin çekme dayanımlarının martenzit hacim oranı ve karbon içeriği artışına bağlı olarak arttığı bilinmektedir [20,65,71]. Ferrit fazlarındaki gerilme miktarlarının birbirine çok yakın olmasından dolayı DP600, DP800 ve DP1000 çeliklerin çekme dayanımı ve diğer mekanik özelliklerini martenzit fazının etkilediği anlaşılmıştır.



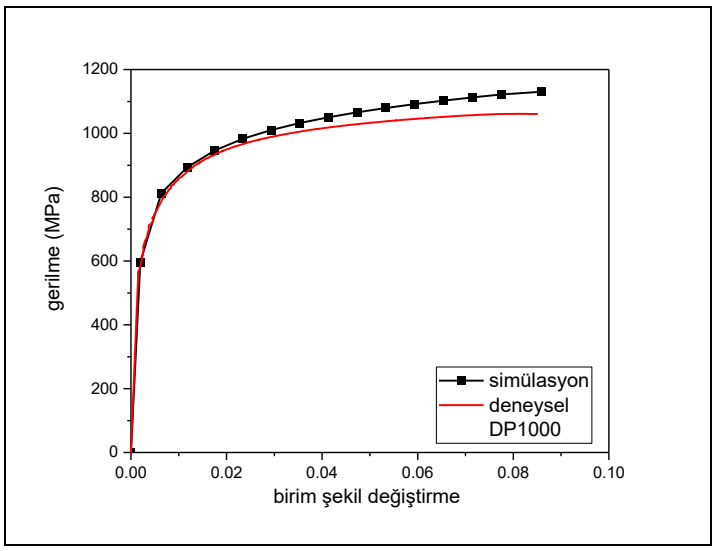
Şekil 7.2. DP600, DP800 ve DP1000 çift fazlı çeliklerinde bulunan fazların akma eğrileri

DP600, DP800 ve DP1000 çeliklerinden Leice optik mikroskopta rastgele alınan görüntülerden sonlu elemanlar programında 2D RVE modelleme işlemi gerçekleştirildikten sonra simetri eksenleri, deformasyon yönü ve uygulanacak deformasyon miktarı seçilmiştir. Şekil 7.3'te 2D RVE modele uygulanan simetri eksenleri ve deformasyon yönünün şematik gösterimi verilmiştir. +X yönünde 1 µm deformasyon uygulanmıştır.



Şekil 7.3. Şematik deformasyon gösterimi

Şekil 7.4'te mikroyapı analizleri sonucu RVE modelde oluşan gerilme - birim şekil değiştirme eğrileri ile gerçekleştirilen çekme testleri sonucunda elde edilen gerilme - birim şekil değiştirme eğrileri sunulmuştur. Deneysel sonuçların simülasyon sonuçlarından daha yüksek seviyede olduğu görülmüştür. Ancak, bu farklılığın kabul edilebilir seviyede olduğu düşünülmektedir. Literatürde Ramazani ve diğerlerinin [61] yapmış oldukları çalışmalardan elde edilmiş simülasyon sonuçları ile elde edilen simülasyon sonuçlarının son derece uyumlu olduğu görülmüştür.

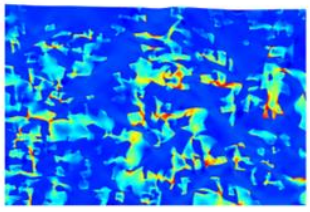
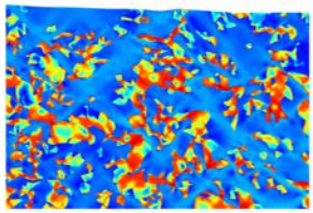
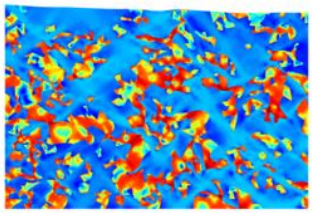
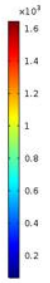
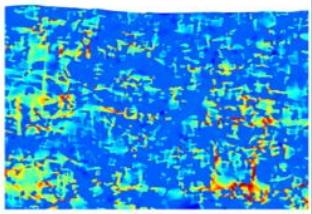
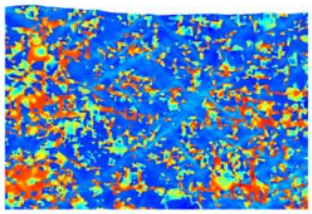
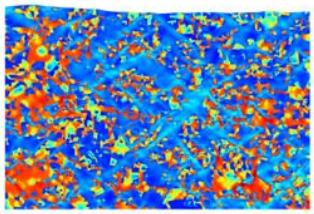
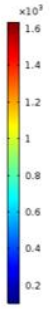
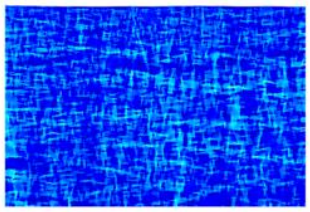
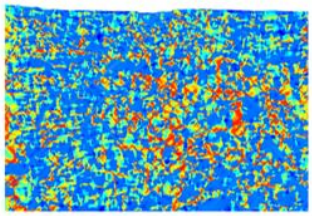
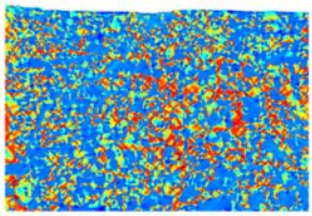
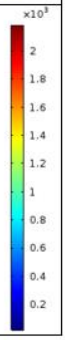


Şekil 7.4. İki boyutlu analiz akma eğrisi deformasyon ve deneysel sonuçlarının karşılaştırılması

Çizelge 7.1'te 0,05, 0,5 ve 1 µm deformasyon miktarlarında DP600, DP800 ve DP1000 çelik malzemeleri için gerilme dağılımları gösterilmektedir. 0,05 µm deformasyon miktarında ferrit fazında belirgin bir gerilme oluşmazken, martenzit fazında ferrite göre çok daha

yüksek bir gerilme oluştuğu gözlemlenmiştir. Bu durum, martenzit fazı geometrisinin bulunduğu bölgelerdeki renklerin ferrit fazının bulunduğu bölgelere göre çok daha açık renkli olmasından anlaşılabilmektedir. 0,5 µm deformasyon miktarında gerilme miktarı martenzit fazında belirgin olarak artış gösterirken ferrit fazında daha düşük miktarda artış meydana gelmiştir. 1 µm deformasyon miktarında ise martenzit fazında gerilme artışı belirgin olarak artmaya devam etmiştir. Ferrit fazındaki gerilme miktarı artış ise çok düşük seviyelerde kalmıştır. Ferrit fazındaki gerilme miktarındaki artış hızının düşmesinin nedeni ise artan plastik deformasyon miktarı ve oluşan gerilmenin çekme gerilmesine yaklaşmış olması olarak düşünülmektedir. Benzer sonuçlar, Paul'un yaptığı çalışmada da görülmüştür [113]. Ayrıca, ferrit fazlarının gerilme - birim şekil değiştirme eğrileri incelendiğinde, pekleşme kabiliyetinin de düşük olması sebebiyle, deformasyon artışına bağlı olarak gerilme miktarının çok düşük bir seviyede arttırdığını düşünülmektedir. Malzemede oluşan gerilme dağılımını martenzit hacim oranı ve tane büyüklüğü etkilemektedir. Bu nedenle, DP600, DP800 ve DP1000 çeliklerinde oluşan gerilme dağılımları karşılaştırıldığında, DP600 çeliğinde en büyük martenzit tane boyutuna ve en düşük martenzit hacim oranına (% 30,71) sahip olduğundan dolayı oluşan gerilmelerin belirli alanlarda biriktiği görülmüştür. DP800 çeliğinde ise martenzit tane boyunun DP600 çeliğine yakın olduğu ancak martenzit hacim oranının (% 38,29) daha yüksek olduğu belirlenmiştir. DP800 çeliğinde de büyük taneli martenzit fazından dolayı gerilmelerin belirli alanlarda yoğunlaştığı görülmektedir. Oldukça küçük taneli martenzit fazına ve % 47,97 martenzit hacim oranına sahip olduğu görülen DP1000 çeliğinde ise son derece homojen bir gerilme dağılımı olduğu görülmüştür.

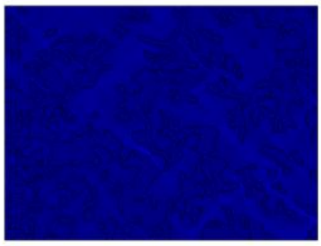
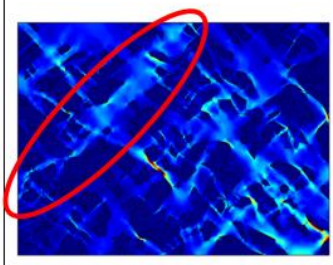
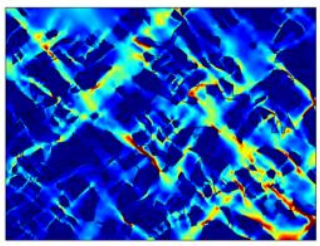
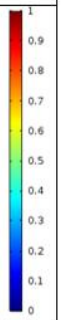
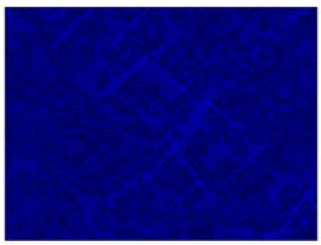
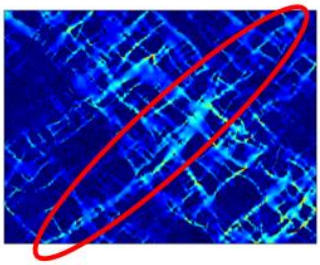
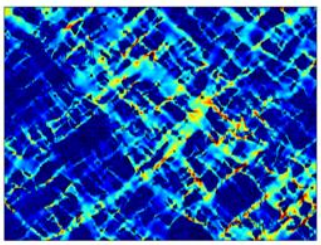
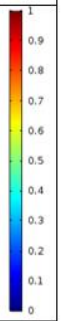
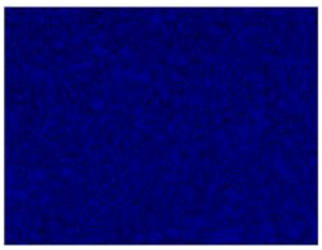
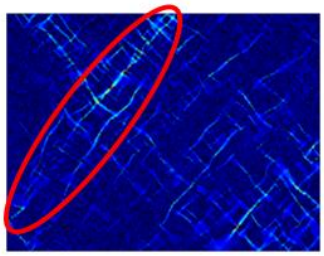
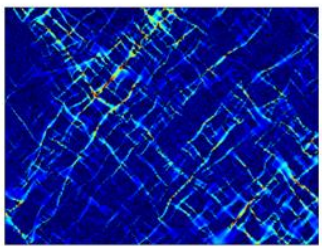
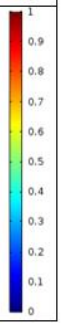
Çizelge 7.1. DP600, DP800 ve DP1000 çelikleri gerilme dağılımları (0,05, 0,5, 1 µm)

Çelik	0.05	0.5	1	
DP600				
DP800				
DP1000				

Çizelge 7.2'te 0,05, 0,5 ve 1 µm deformasyon miktarlarında DP600, DP800 ve DP1000 çeliklerinde oluşan eşdeğer deformasyon dağılımı verilmiştir. 0,05 µm deformasyon miktarında her üç çelikte de ferrit fazlarının bulunduğu alanlarda deformasyon çok küçük miktarlarda başladığı belirlenmiş, martenzit fazında ise belirgin bir deformasyon başlangıcı görülmemiştir. Çizelge 7.2'te 0,5 µm deformasyon miktarında kırmızı çizgiler içerisinde oluşan kayma bantları gösterilmiştir. Çift fazlı çeliklerde kaymanın baskın plastik deformasyon mekanizması olduğu bilinmektedir [122]. 0,5 µm deformasyon uygulandığında ise deformasyon miktarının bağlı olarak fazda kayma bantlarının oluşmaya başladığı belirlenmiştir. Kayma bantları ferrit taneleri içerisinden martenzit deformasyona uğrarken oluşmakta ve deformasyon ferrit fazında yoğunlaşmaktadır [123]. Bu durum malzemede akma sınırının aşılarak plastik deformasyon oluşumunda bir göstergesi olarak yorumlanabilmektedir. 1 µm deformasyon oranındaki deformasyon durumu değerlendirildiğinde özellikle ferrit fazının bulunduğu bölgelerde deformasyonun oldukça

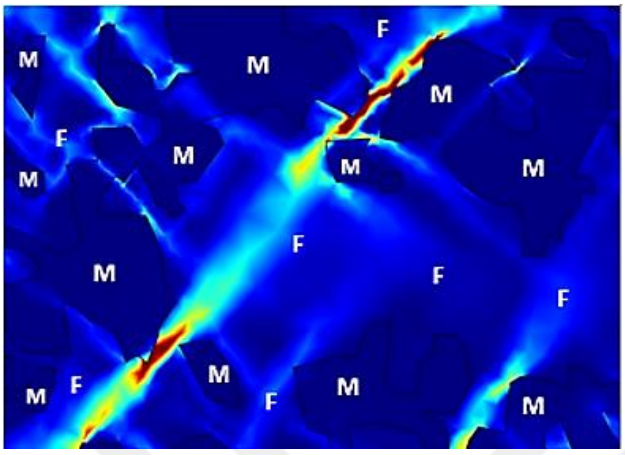
arttığı görülmüştür. Ayrıca, kayma bantlarının sıklaşması da malzeme üzerinde artan plastik deformasyonun bir başka göstergesi olarak değerlendirilmektedir. DP600 ve DP800 çeliklerinde oluşan kayma bantlarının genişlikleri birbirine yakınken DP1000 çeliğinde çok daha ince kayma bantları oluştuğu gözlemlenmektedir. DP1000 çeliğinin DP600 ve DP800 çeliğine göre çok daha ince taneli ve homojen faz dağılımından dolayı oluşan kayma bantlarının ince olduğu düşünülmüştür. DP600, DP800 ve DP1000 çeliklerinde kayma bantlarının yükleme yönüne göre yaklaşık 40º - 45º oluştuğu gözlemlenmiştir. Bu durumun literatürde elde edilen sonuçlar ile de uyumlu olduğu görülmektedir [61].

Çizelge 7.2. DP600, DP800 ve DP1000 çelikleri deformasyon dağılımları (0,05, 0,5, 1 µm)

Çelik	0,05	0,5	1	
DP600				
DP800				
DP1000				

Şekil 7.5'de 0,5 µm deformasyon oranında martenzit ve ferrit fazları arasındaki çatlak oluşumu verilmiştir. "M" Martenzit fazını, "F" ise Ferrit fazını göstermektedir. Ferrit fazındaki deformasyon martenzit tane sınırına ulaştığında kısıtlanmakta ve çatlak başlangıcı

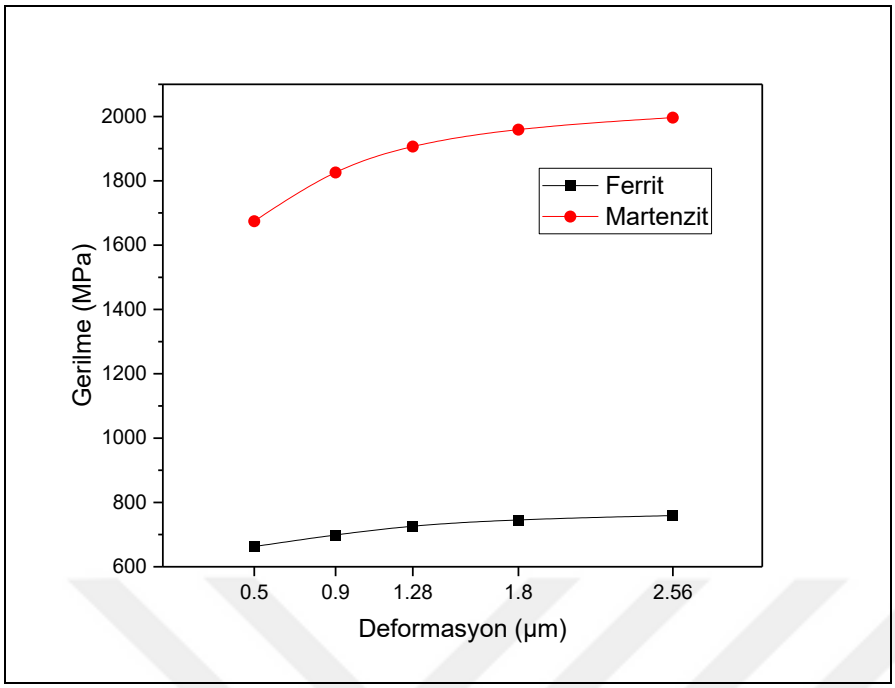
oluşmaktadır [113]. Benzer sonuçlar yapılan analizlerde de görülmüştür. Oluşan kayma bantlarında, ferrit fazının martenzit sınırına dayandığı bölgelerde deformasyon artmıştır.



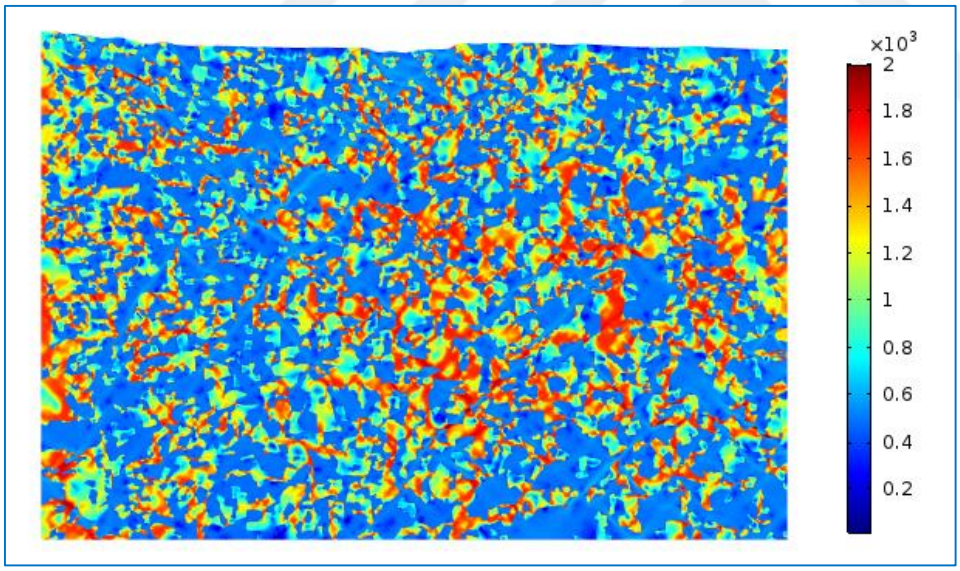
Şekil 7.5. Muhtemel çatlak oluşum bölgesi ait bir görüntü

Bu çalışmada DP1000 çift fazlı çeliklere ait gerçek 2D mikroyapı görüntüleri kullanılarak sonlu elemanlar yöntemiyle mikroyapıda meydana gelen deformasyon incelenmiştir. Simülasyon sonuçlarından elde edilen akma eğrilerinin deneysel sonuçlar ve referans kaynaklardan elde edilen sonuçlar ile oldukça uyumlu olduğu gözlemlenmiştir. Malzemelerin plastik deformasyonu incelendiğinde uygulanan kuvvet yönüne göre yaklaşık 40° - 45° arasında kayma bantlarının oluştuğu görülmüştür. DP1000 çeliklerde hasar türünün kayma olduğu anlaşılmıştır. Martenzit taneleri arasında sıkışan ferrit fazında çatlak oluştuğu görülmüştür. Martenzit hacim oranının ve karbon miktarının malzeme üzerinde oluşan gerilmeleri doğru orantılı olarak etkilediği bir kez daha belirlenmiştir.

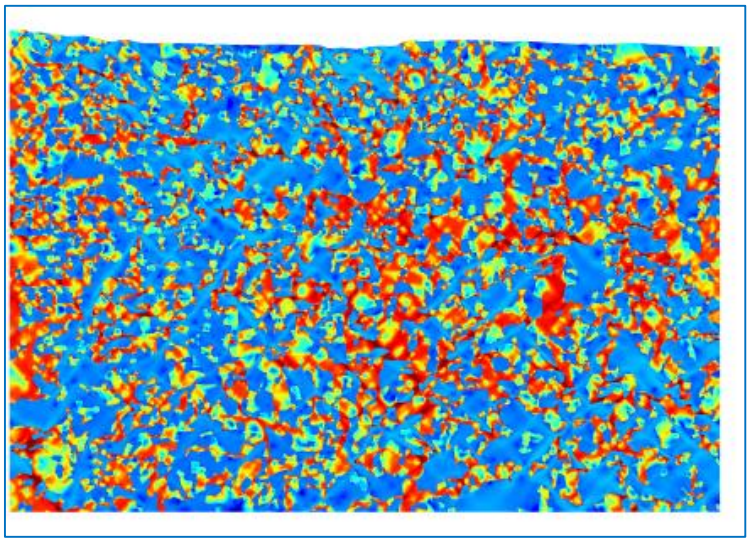
DP1000 çift fazlı çeliğinin mikroyapısına 2,56 µm tek eksenli deformasyon uygulanmasından sonra mikroyapı içerisinde bulunan ferrit ve martenzit fazlarının gerilme miktarları ve çeliğin gerilme miktarları her kademede ölçülmüştür. Şekil 7.6'te gerilme deformasyon ilişkisi verilmiştir. Beklenildiği üzere sert martenzit fazında oluşan gerilme miktarı yaklaşık 1700 MPa ile 2000 MPa aralığında belirlenmiştir. Ferrit fazında ise gerilme miktarı yaklaşık 700 MPa ile 800 MPa aralığında oluşmuştur. Martenzit fazının daha yüksek pekleşme gösterdiği belirlenmiştir. Şekil 7.7 - Şekil 7.11'de fazlar üzerinde oluşan gerilmeler gösterilmiştir. Oluşan renk ölçeğinden de anlaşılacağı gibi martenzit fazlarının yüksek gerilmeden dolayı kırmızı rengi aldığı ferrit fazlarının bulunduğu alanların ise açık mavi renk tonlarında olduğu görülmüştür.



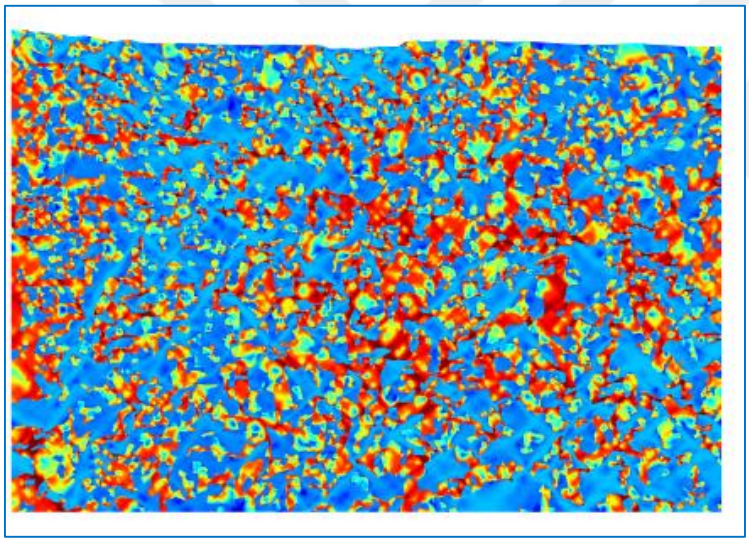
Şekil 7.6. Gerilme - deformasyon miktarı ilişkisi



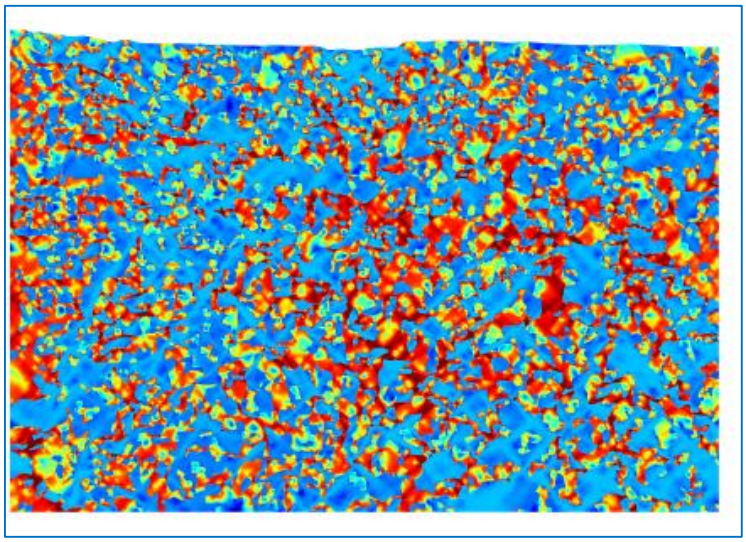
Şekil 7.7. 0,5 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı



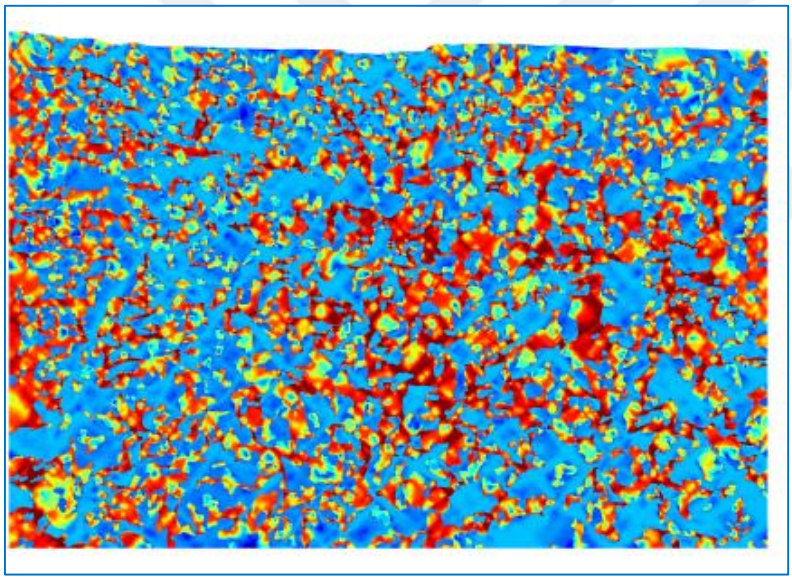
Şekil 7.8. 0,9 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı



Şekil 7.9. 1,28 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı



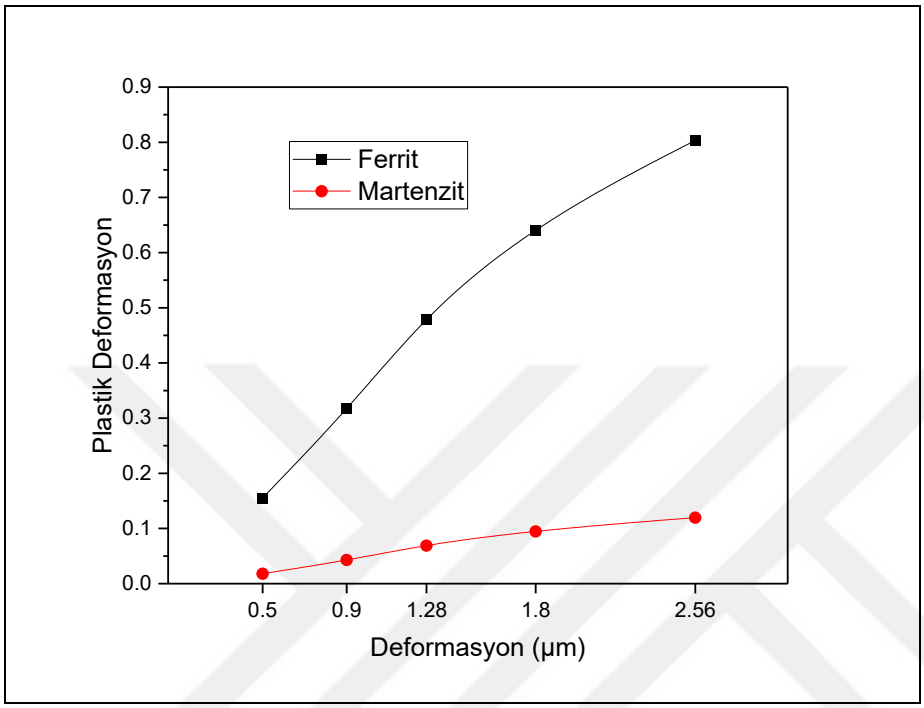
Şekil 7.10. 1,8 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı



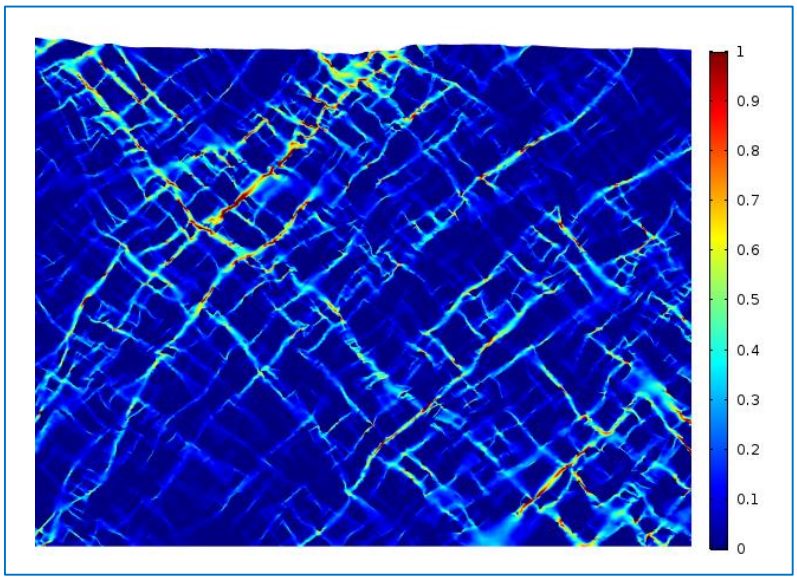
Şekil 7.11. 2,56 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı

Şekil 7.12'de deformasyon aşamalarında martenzit ve ferrit fazı üzerinde oluşan plastik deformasyon miktarları verilmiştir. Şekil 7.12 incelendiğinde martenzit fazında son derece sınırlı miktarda oluştuğu görülmüştür. Ancak, ferrit fazında meydana gelen plastik deformasyonun lineer bir artış gösterdiği ve martenzite göre çok yüksek miktarda olduğunu söylemek mümkündür. Bu durum ferrit fazının martenzite göre son derece yumuşak olmasından dolayı gerçekleşmektedir. Bu durumun artan deformasyon miktarı sonucunda çatlak oluşumunun da ferrit fazında gerçekleşeceğinin bir göstergesi olarak düşünülmüştür. Şekil 7.13 - Şekil 7.17'de fazlar üzerinde oluşan plastik deformasyon gösterilmiştir. Martenzit fazlarında plastik deformasyonun düşük miktarda olduğundan dolayı, renkler

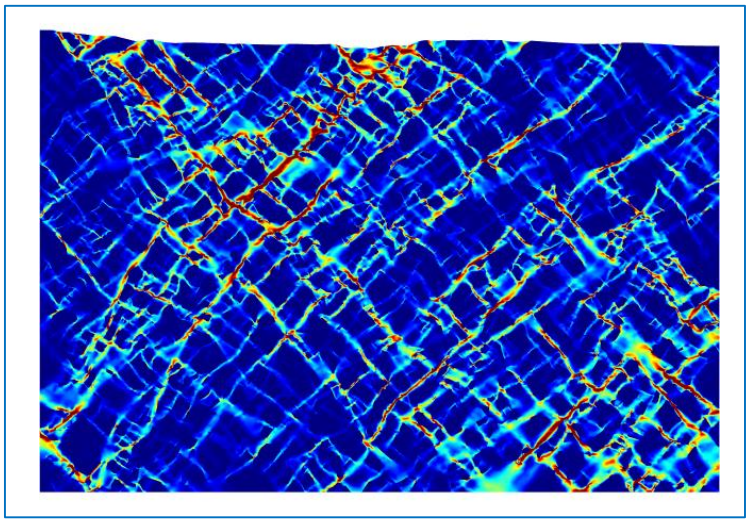
genellikle mavi tonlarda oluşmuştur. Ferrit fazında ise kırmızı renkli alanlar artan plastik deformasyon sonunda oluşmuştur. Muhtemel çatlak bölgelerinde plastik deformasyonun yoğunlaştığı anlaşılmıştır.



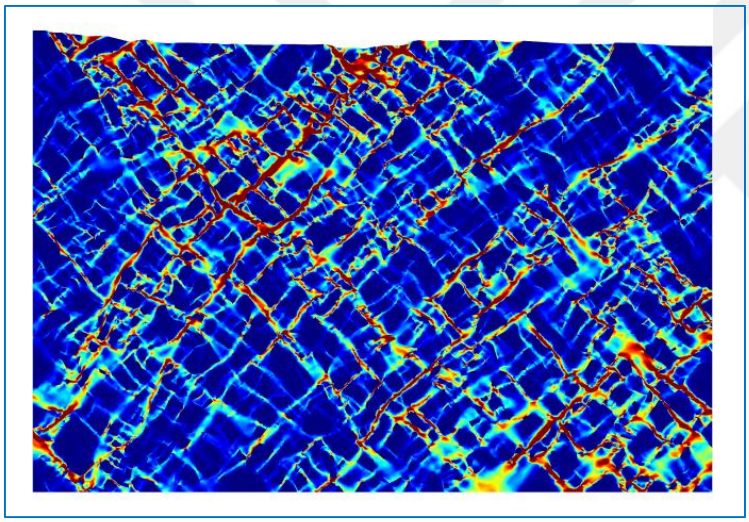
Şekil 7.12. Plastik deformasyon – deformasyon miktarı ilişkisi



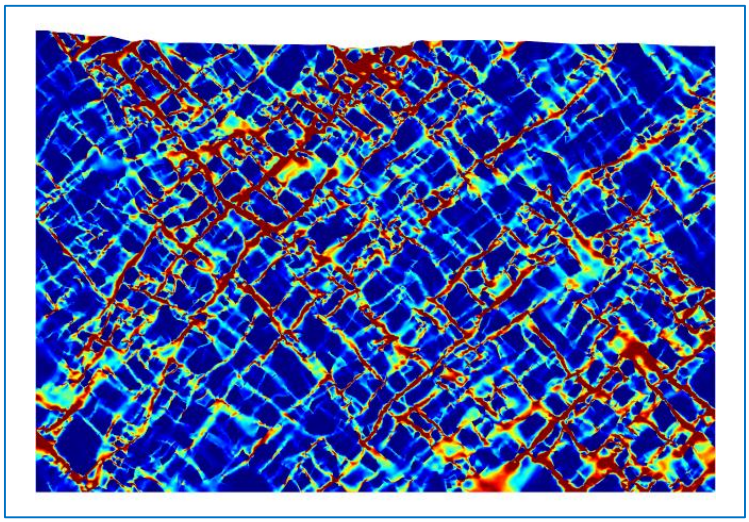
Şekil 7.13. 0,5 µm deformasyon miktarında plastik deformasyon dağılımı



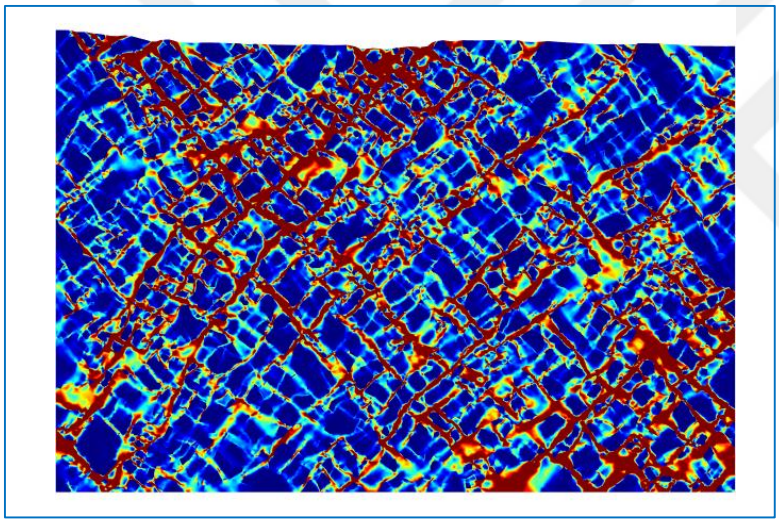
Şekil 7.14. 0,9 µm deformasyon miktarında plastik deformasyon dağılımı



Şekil 7.15. 1,28 µm deformasyon miktarında plastik deformasyon dağılımı

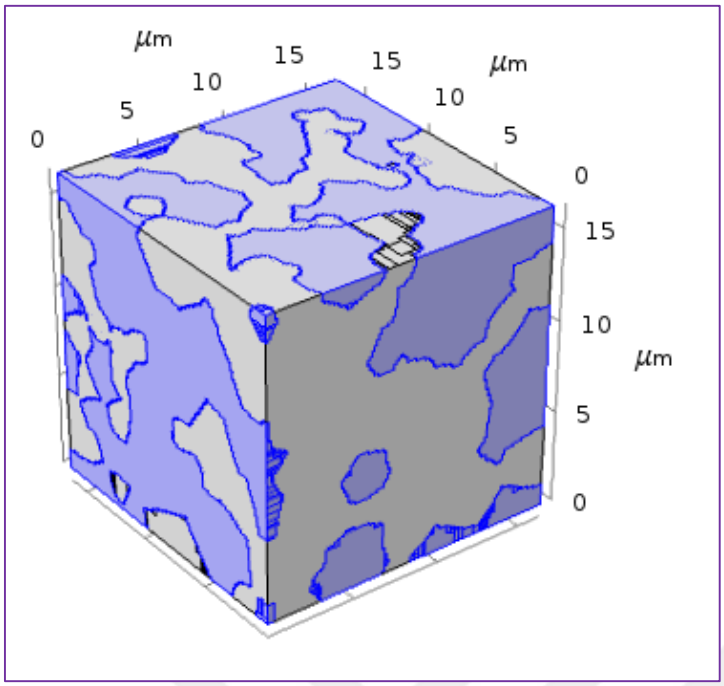


Şekil 7.16. 1,8 µm deformasyon miktarında plastik deformasyon dağılımı

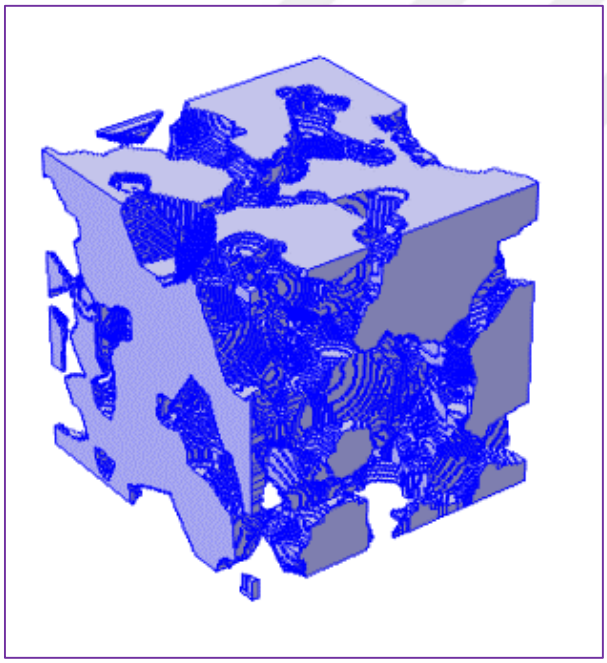


Şekil 7.17. 2,56 µm deformasyon miktarında plastik deformasyon dağılımı

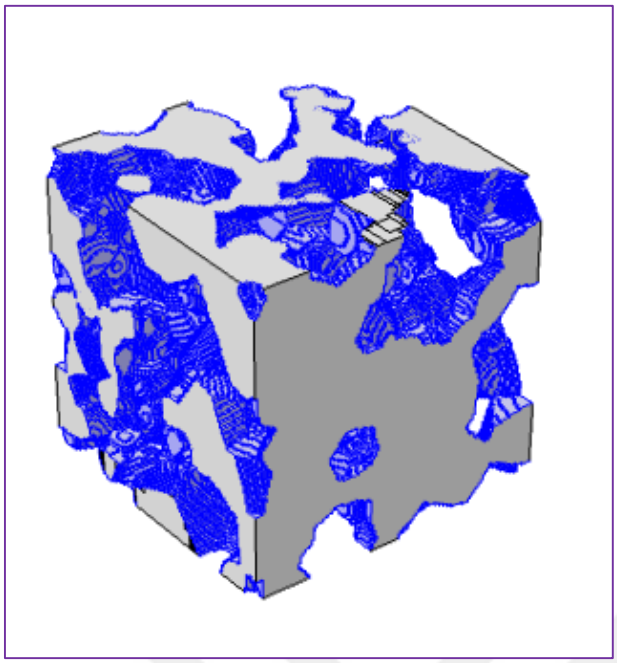
Gerçekleştirilen iki boyutlu mikroyapı analizleri devamında DP1000 çeliğinin üç boyutlu mikroyapısı üzerinde oluşan deformasyon davranışını incelenmiştir. Bu amaçla Dream 3D programı kullanılarak çelik malzemenin mikroyapısı bilgisayar ortamında sentetik olarak üretilmiştir. Üretilen mikroyapı ferrit ve martenzit fazları ayrı ayrı kaydedilerek sonlu elemanlar analiz yazılımına aktarılmıştır. İki boyutlu analizlerde gerçek mikroyapı geometrileri kullanılmış ancak üç boyutlu analizler için mikroyapı tane boyutu dağılıma göre temsili hacim eleman yöntemi kullanılarak oluşturulmuştur. Oluşturulan mikroyapı boyutlar 16.3x16,3x16,3 µm olarak elde edilmiştir. Üç boyutlu analiz çalışmaları 16 çekirdek ve 192 GB Ram kapasiteli Dell Precision™ T7500 model iş istasyonunda gerçekleştirilmiştir. Şekil 7.18 - 7.20'de oluşturulan mikroyapı geometrisi gösterilmiştir.



Şekil 7.18. Çift fazlı çelik üç boyutlu mikroyapı görüntüsü

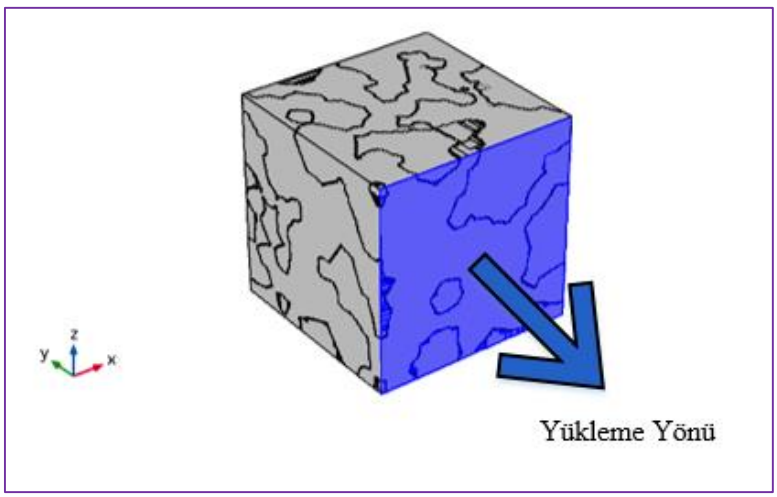


Şekil 7.19. Ferrit fazı (% 52,97)



Şekil 7.20. Martenzit fazı (% 47.03)

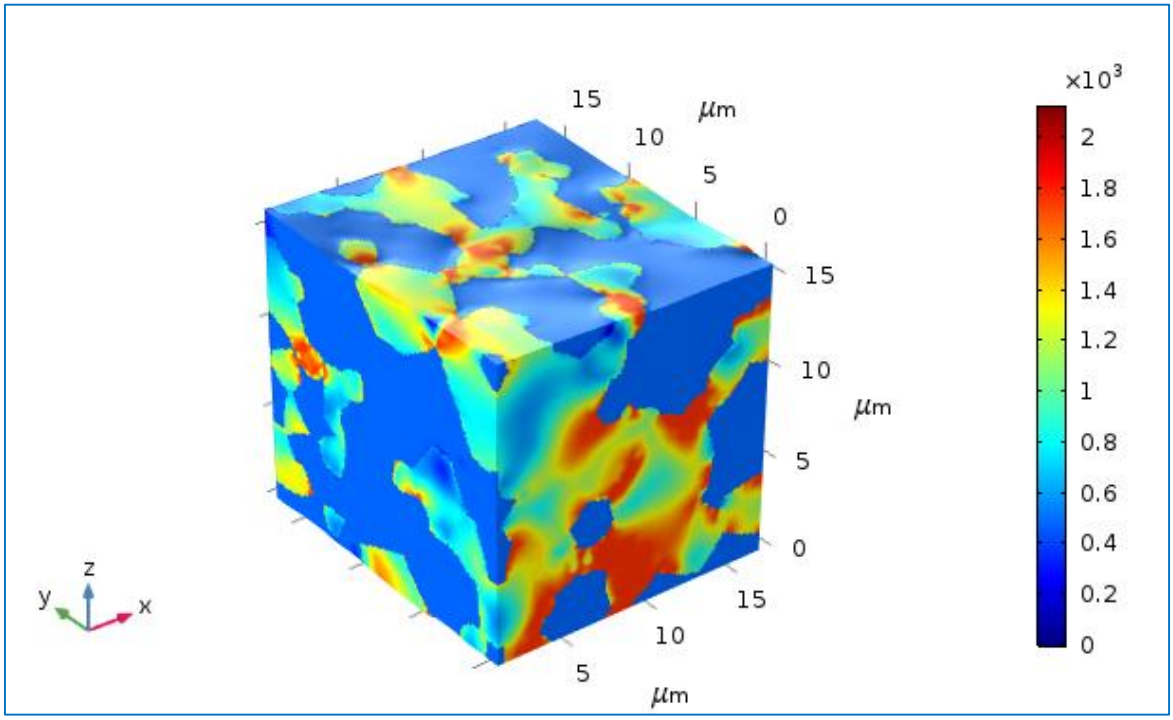
Sonlu elemanlar analiz yazılımına aktarılan mikroyapı geometrisine sınır şartları ve yükleme yönü tanımlaması gerçekleştirilmiştir. Arka yüzey ve bir yan yüzey simetri ekseni olarak belirlenmiş, ön yüzey ise yükleme yönü olarak tanıtılmıştır. Şekil 7.21'de yükleme yönü gösterilmiştir.



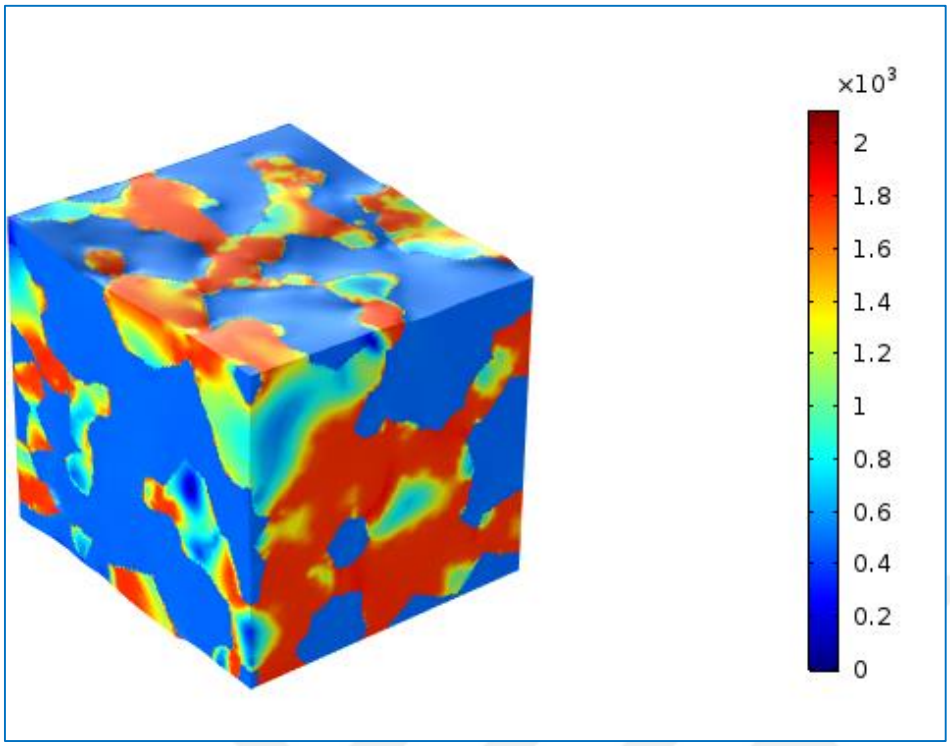
Şekil 7.21. Üç boyutlu analiz deformasyon yönü

Sınır şartları belirlenen mikroyapı geometrisine tek eksenli yükleme uygulanarak deformasyon analizi gerçekleştirilmiştir. Şekil 7.22 - 7.24'te deformasyona bağlı oluşan gerilme dağılı miryoyapı geometrisi üzerinde verilmiştir. Gerilme dağılımlar incelendiğinde

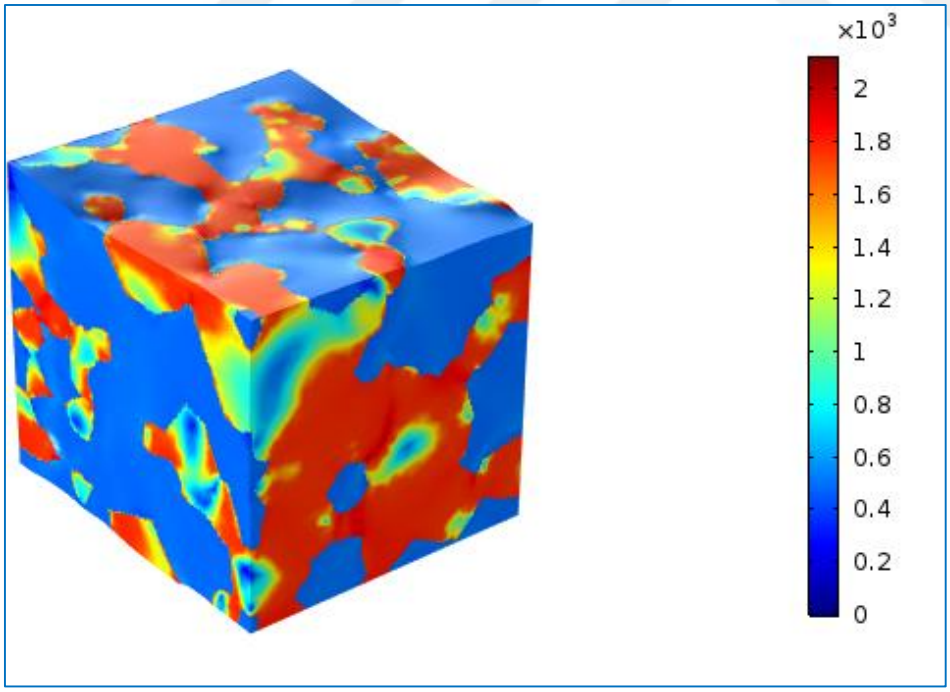
deformasyonun başlamasıyla martenzit fazında belirgin miktarda gerilme oluştuğu görülmüştür. Deformasyonun artmasıyla gerilme miktarının martenzit taneleri içerisinde arttığı belirlenmiştir. Ferrit fazının ise artan deformasyon miktarına bağlı olarak belirgin olarak gerilme yüklenmediği anlaşılmıştır.



Şekil 7.22. 0,11 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı



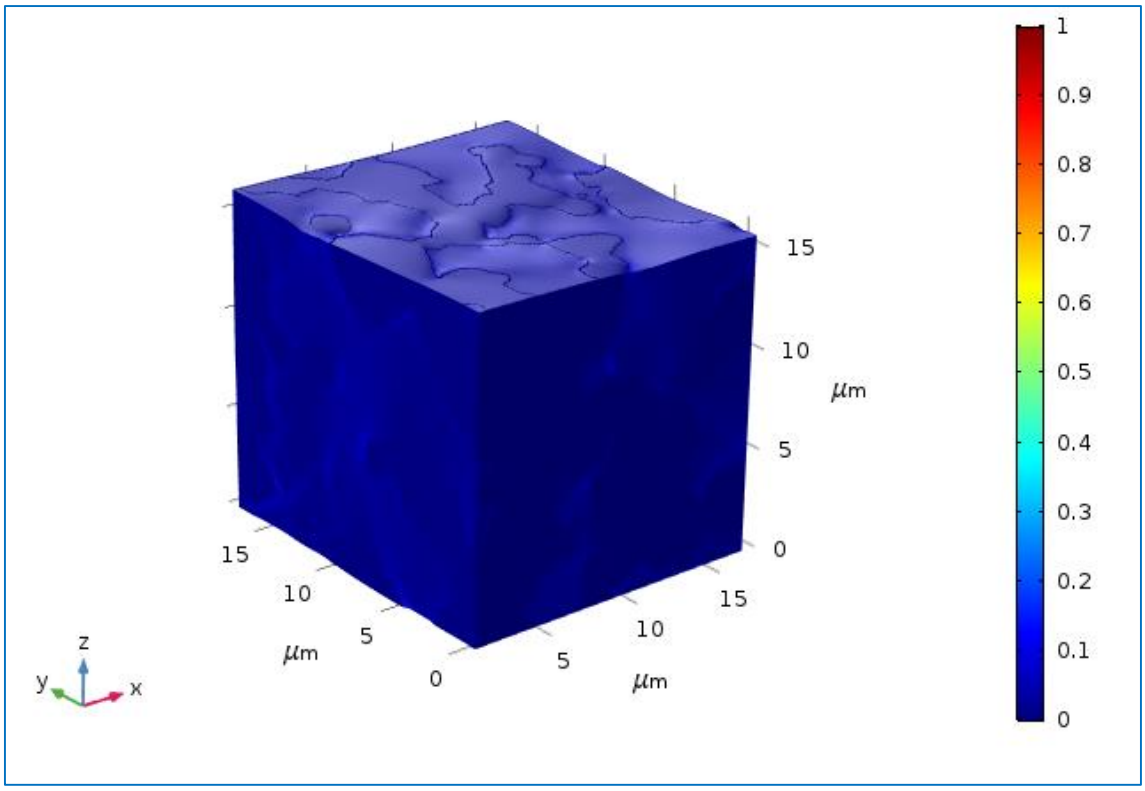
Şekil 7.23. 0,3 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı



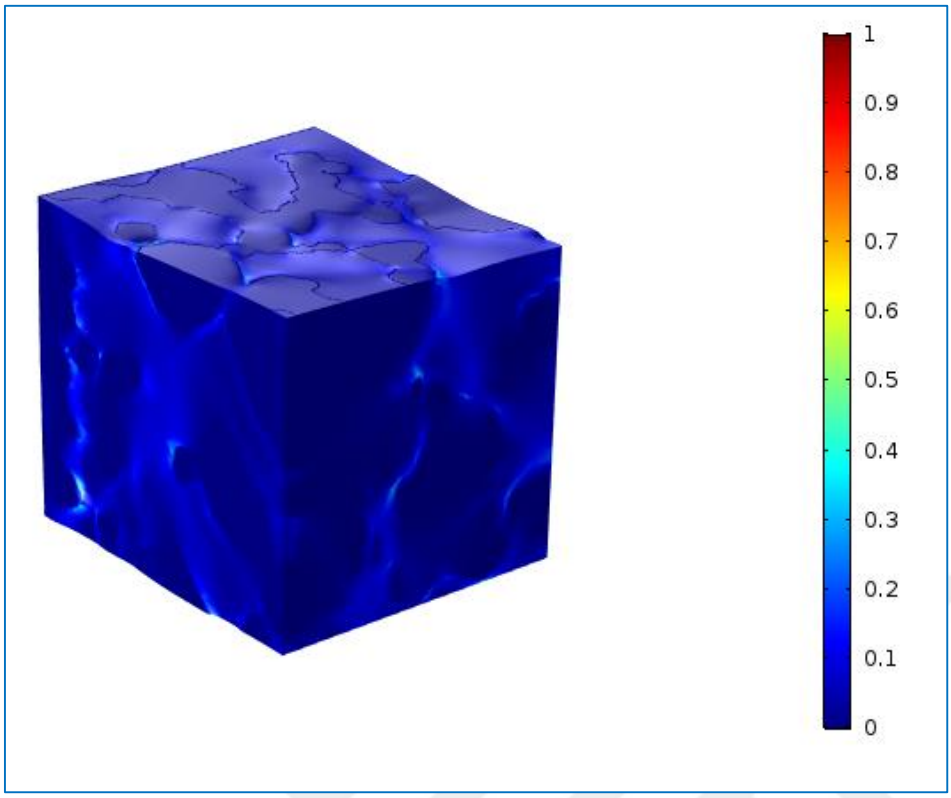
Şekil 7.24. 0,6 µm deformasyon miktarında gerilme dağılımı

Şekil 7.25 - 7.27'de şekil değiştirmeye bağlı olarak mikroyapı üzerinde oluşan plastik deformasyon dağılımları gösterilmektedir. 0,11 µm şekil değiştirme miktarında her iki faz üzerinde de belirgin bir plastik deformasyon görülmemektedir. Ancak şekil değiştirme

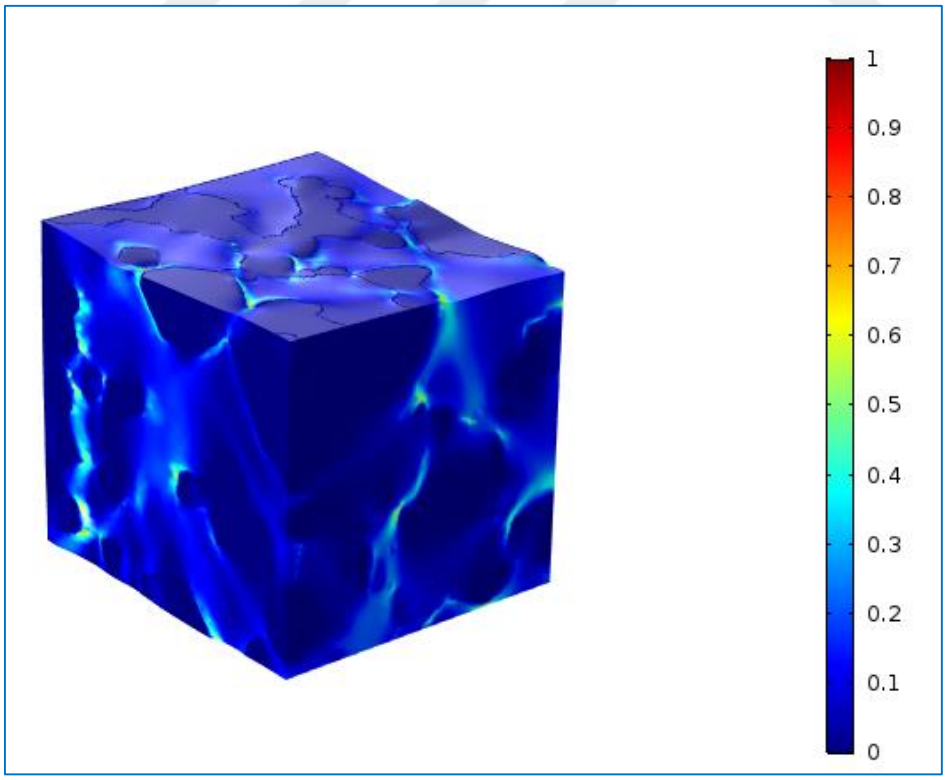
miktarının artışıyla ferrit fazı üzerinde plastik deformasyonların oluştuğu görülmüştür. Özellikle faz geçiş bölgelerinde plastik deformasyonun yoğunlaştığı belirlenmiştir. Bu bölgelerde yumuşak ferrit fazının sert martenzit taneleri arasında hareketinin sınırlanmasından dolayı öncelikli olarak bu bölgelerde plastik deformasyon görüldüğü düşünülmüştür.



Şekil 7.25. 0,11 µm deformasyon miktarında deformasyon dağılımı

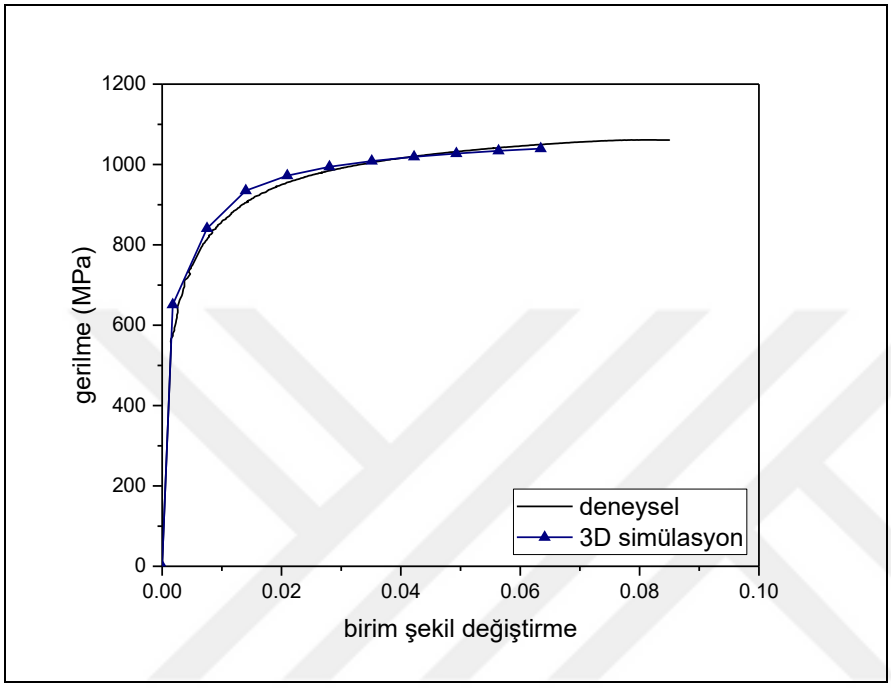


Şekil 7.26. 0,3 µm deformasyon miktarında deformasyon dağılımı



Şekil 7.27. 0,6 µm deformasyon miktarında deformasyon dağılımı

Şekil 7.28'de üç boyutlu mikroyapı deformasyon analizleri sonucunda elde edilen akma eğrisi ile DP1000 çeliğinin deneysel olarak elde edilen akma eğrisi ile yapılan karşılaştırması gösterilmiştir. Üç boyutlu analizlerden elde edilen akma eğrisinin eğrisinin deneysel olarak elde edilen akma eğrisi ile son derece yüksek bir uyum gösterdiği görülmüştür.



Şekil 7.28. Üç boyutlu analiz akma eğrisi deformasyon ve deneysel sonuçlarının karşılaştırılması

8. SONUÇ VE ÖNERİLER

Bu tez çalışması kapsamında elde edilen bulgular aşağıda belirtilmiştir:

Malzemenin akma dayanımı ve çekme dayanımı benzer davranış göstererek 25 ºC - 200 ºC arasında bir miktar azalma eğilimi göstermiş ancak 300 ºC sıcaklıkta artış göstererek en yüksek akma ve çekme dayanımına ulaşılmıştır. Uzama miktarının sıcaklık artışına bağlı olarak dar bir aralıkta değiştiği görülmüş ve malzemenin sıcaklıktan belirgin oranda etkilenmediği belirlenmiştir. Pekleşme katsayı sıcaklık artışına bağlı olarak artış gösterirken, mukavemet katsayısında 25 ºC - 100 ºC aralığında bir değişim gözlemlenmezken daha yüksek sıcaklıklarda artış meydana gelmiştir. Deformasyon hızı hassasiyetinde, sıcaklık artışıyla azalma eğilimi ve çok dar bir aralıkta değişim görülmüştür.

Akma dayanımının deformasyon hızı artışıyla arttığı belirlenmiştir. Çekme dayanımının 25 ºC - 200 ºC aralığından deformasyon hızından belirgin olarak etkilenmediği görülmüştür. 300 ºC ise düşük deformasyon oranında (0,0083 s^{-1}) çekme dayanımının yüksek deformasyon oranına (0,16 s^{-1}) göre daha yüksek olduğu belirlenmiştir. Bunun nedeninin yavaş deformasyon hızında dinamik deformasyon yaşlanması etkisinin daha çok oluşmasından dolayı olduğu düşünülmüştür. Yavaş deformasyon oranında (0,0083 s^{-1}) malzemenin daha iyi uzama kabiliyetine sahip olduğu belirlenmiştir. Her iki deformasyon hızında da en yüksek pekleşme oranı 300 ºC'de elde edilmiş, diğer sıcaklıklarda belirgin bir değişim görülmemiştir.

Malzemenin boyun verme sırasındaki yük taşıma kapasitesinin 0,0083 s^{-1} deformasyon oranında, 0,16 s^{-1} oranına göre çok daha yüksek olduğu ve kırılma davranışının daha geç gerçekleştiği belirlenmiştir. 25 ºC - 100 ºC sıcaklıklardaki kopma yüzeylerinde derin ve geniş çukur tipi kopma morfolojileri oluştuğu görülürken 200 ºC - 300 ºC sıcaklıkta küçük ve sığ çukur ve klivaj tipi kopma alanları görülmüştür.

Sıcaklığın akma yüzeyleri, şekillendirme sınır diyagramları ve geri esneme üzerinde belirgin bir etkisi gözlemlenmemiştir. Deformasyon oranı artışı, geri esneme miktarını artırırken, anizotropi miktarında azalma görülmüştür. Akma yüzeylerinde deformasyon oranı artışına bağlı olarak genişleme görülmüştür. Anizotropi ve şekillendirme sınır diyagramları deformasyon oranını değişiminden belirgin olarak etkilenmemiştir. Barlat-89 akma

kriterinin Hill-48 akma kriterine göre daha iyi tahmin performansına sahip olduğu belirlenmiştir.

DP600, DP800 ve DP1000 çift fazlı çeliklere ait gerçek 2D mikroyapı görüntüleri kullanılarak sonlu elemanlar yöntemiyle mikroyapıda meydana gelen deformasyonlar incelenmiştir. Simülasyon sonuçlarından elde edilen akma eğrilerinin deneysel sonuçlar ve referans kaynaklardan elde edilen sonuçlar ile oldukça uyumlu olduğu gözlemlenmiştir. Malzemelerin plastik deformasyonu incelendiğinde, yükleme yönüne göre yaklaşık 40º - 45º aralığında kayma bantları oluştuğu görülmüştür. DP600, DP800 ve DP1000 çeliklerde hasar modunun kayma olduğu anlaşılmıştır. Martanzit taneleri arasında sıkışan ferrit fazında muhtemel çatlak bölgelerinin oluştuğu görülmüştür. Martenzit hacim oranı ve karbon oranının malzeme üzerinde oluşan gerilme miktarını doğru orantılı olarak etkilediği bir kez daha belirlenmiştir. Temsili hacim eleman yöntemi ile bilgisayar ortamında sentetik mikroyapılar kullanılarak gerçekleştirilen deformasyon analizlerinin gerçeğe çok yakın sonuçlar verdiği görülmüştür.

Bu çalışmanın sonuçları, mikro yapı deformasyonunda kullanılan analiz yönteminin, DP600, DP800 ve DP1000 çift fazlı çeliklerde oluşan gerilme ve deformasyonları tahmin edebildiğini göstermektedir.

Ayrıca, iki boyutlu gerçek mikroyapılardan elde edilen veriler ile üç boyutlu mikroyapılar oluşturularak mikroyapıda meydana gelen kırılma davranışının modellenmesi ve mikrotomografi yöntemi kullanılarak malzemenin mikroyapısı üç boyutlu olarak bilgisayar ortamına aktarılması ve gerçek mikroyapı üzerinde farklı deformasyon davranışlarının incelenmesi gelecekte yapılabilcek çalışmalar olarak önerilmektedir.

KAYNAKLAR

1. Pasaoglu, G., Honselaar, M. and Thiel, C. (2012). Potential vehicle fleet CO_2 reductions and cost implications for various vehicle technology deployment scenarios in Europe, *Energy Policy*, 40(1), 404–421.

2. Kuziak, R., Kawalla, R. and Waengler, S. (2008). Advanced high strength steels for automotive industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 8(1), 103–117.

3. Das, Jha, S., Sinha, S., Lodh, A. and Haldar, A. (2013). Design and development of precipitate strengthened advanced high strength steel for automotive application, *Materials Science & Engineering A*, 561, 394-402.

4. Grajcara, A., Kuziak, R. and Zalecki, W. (2012). Third generation of AHSS with increased fraction of retained austenite for the automotive industry, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 12(3), 334-341.

5. Radwański, K., Wrożyna, A. and Kuziak, R. (2015). Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels, *Materials Science & Engineering A*, 639, 567-574.

6. Matlock, D. K., Speer, J. G., De Moor, E., Gibbs, P. J. (2012). Recent developments ın advanced hıgh strength sheet steels for automotıve applıcatıons: An overvıew. *Engineering Science and Technology, an International Journal*, 15(1), 1-12.

7. Safari, H., Navri, H. and Esfahanian, M., (Baskıda). Improving automotive crashworthiness using advanced high strength steels, *Journal International Journal of Crashworthiness*, 1-15.

8. Türkiye Bilimsel ve Teknolojik Teknolojik Araştırma Kurumu Marmara Araştırma Merkezi. (2008). Otomotiv endüstrisi ve çelik: Yeni nesil çelikler. Proje Sonuç Raporu, *Kocaeli*.

9. World Auto Steel. (2009). *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines 4.1*. 2009.

10. İnternet: 20 Years of Automotive Steel Contributions. World Steel Association. 2016-04-18. URL: http://www.webcitation.org/query?url=http%3A%2F%2Fwww.worldautosteel.org%2F20-years-of-automotive-steel-contributions%2F.&date=2018-03-05, Son Erişim Tarihi: 02.03.2018.

11. Rosenberg, G., Sinaiová, I. and Juhar, Ľ. (2013). Effect of microstructure on mechanical properties of dual phase steels in the presence of stress concentrators, *Materials Science & Engineering A*, 582, 347-358.

12. Rahmaan, T., Bardelcik, A., Imbert, J., Butcher, C. and Worswick, M. J. (2016). Effect of strain rate on flow stress and anisotropy of DP600, TRIP780, and AA5182-O sheet metal alloys, *International Journal of Impact Engineering*, 88, 72-90.

13. Kim, J., Kim, D., Han, H. Nam., Barlat, F. and Lee, M. (2013). Strain rate dependent tensile behavior of advanced high strength steels: Experiment and constitutive modeling, *Materials Science & Engineering A*, 559, 222–231.

14. Yu, H., Guo, Y. and Lai, X. (2009). Rate-dependent behavior and constitutive model of DP600 steel at strain rate from 10^{-4} to 10^{3} s^{-1}, *Materials and Design*, 30, 2501-2505.

15. Wang, W., Li, M., He, C., Wei, X., Wang, D. and Du, H. (2013). Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600-1000 MPa dual phase steels and 1200 MPa fully martensitic steels, *Materials and Design*, 47, 510-521.

16. Qin, J., Chen, R., Wen, X., Lin, Y., Liang, M. and Lu, F. (2013). Mechanical behaviour of dual-phase high-strength steel under high strain rate tensile loading, *Materials Science & Engineering A*, 586, 62-70.

17. Curtzea, S., Kuokkalaa, V.T., Hokkaa, M. and Peura, P. (2009). Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rates, *Materials Science & Engineering A*, 507, 124-131.

18. Song, R., Dai, Q. (2013). Dynamic deformation behavior of dual phase ferritic-martensitic steel at strain rates from 10^{-4} to 2000 s^{-1}, *Journal of Iron Steel Research International*, 20(8), 48-53.

19. Ozturk, F., Polat, A., Toros, S. and Picu, R. C. (2013). Strain hardening and strain rate sensitivity behaviors of advanced high strength steels, *Journal of Iron Steel Research, International*, 20(6), 68-74.

20. Oliver, S., Jones, T. B. and Fourlaris, G. (2007). Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing, *Materials Characterization*, 58(4), 390-400.

21. Oliver, S., Jones, T.B. and Fourlaris, G. (2013). Dual phase versus TRIP strip steels: comparison of dynamic properties for automotive crash performance, *Materials Science and Technology*, 23(4), 423-431.

22. Zhang, J., Di, H., Deng, Y. and 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 & Engineering A*, 627, 230-240.

23. Çavuşoğlu, O., Güral, A. and Gürün, H. (2017). Influence of strain rate on tensile properties andfracture behaviour of DP600 and DP780 dual-phase steels, *Ironmaking and Steelmaking*, 44(10), 773-781.

24. Chen, W., Cheng, S., Xue, L., Teng, G. Y. and Wu, M.Y. (2011). Modelling of flow stress of dual phase steel under warm tensile deformation, *Materials Science and Technology*, 27(6), 1002-1006.

25. Akbarpour, M. R., Ekrami, A. (2008). Effect of temperature on flow and work hardening behavior of high bainite dual phase (HBDP) steels, *Materials Science & Engineering A*, 475, 293-298.

26. Ekrami, A. (2005). High temperature mechanical properties of dual phase steels, *Materials Letters*, 59(16), 2070-2074.

27. Queiroz, R. R. U., Cunha, F. G. G. and Gonzalez, B. M. (2012). Study of dynamic strain aging in dual phase steel, *Materials Science & Engineering A*, 543, 84-87.

28. Molaei, M. J., Ekrami, A. (2009). The effect of dynamic strain aging on fatigue properties of dual phase steels with different martensite morphology, *Materials Science & Engineering A*, 527, 235-238.

29. Molaei, M. J., Ekrami, A. (2010). The effect of dynamic strain aging on subsequent mechanical properties of dual-phase steels, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19(4), 607-610.

30. Hug, E., Martinez, M. and Chottin, J. (2014). Temperature and stress state influence on void evolution in a high-strength dual-phase steel, *Materials Science & Engineering A*, 625, 286-295.

31. Cao, Y., Ahlström, J., Karlsson, B. (2015). The influence of temperatures and strain rates on the mechanical behavior of dual phase steel in different conditions, *Journal of Materials Research and Technology*, 4(1), 68-74.

32. Gündüz, S., Demir, B. and Kaçar, R. (2008). Effect of aging temperature and martensite by volume on strain aging behaviour of dual phase steel, *Ironmaking and Steelmaking*, 35(1), 63-68.

33. Sun, Y., Li, X., Yu, X., Ge, D., Chen, J. and Chen, J. (2014). Fracture morphologies of advanced high strength steel during deformation, *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 27(1), 101-106.

34. Saeidin, N., Ashrafizadeh, F. and Niroumand, B. (2014). Development of a new ultrafine grained dual phase steel and examination of the effect of grain size on tensile deformation behavior, *Materials Science & Engineering A*, 599, 145-149.

35. Calcagnotto, M., Adachi, Y., Ponge, D. and Raabe, D. (2011). Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine - grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging, *Acta Materialia*, 59(2), 658-670.

36. Calcagnotto, M., Ponge, D., Raabe, D., (2010). Effect of grain refinement to 1 μm on strength and toughness of dual-phase steels, *Materials Science and Engineering A*, 527, 7832-7840.

37. Park, K., Nishiyama, M., Nakada, N., Tsuchiyama T., Takaki, S. (2014). Effect of the martensite distribution on the strain hardening and ductile fracture behaviors in dual-phase steel, *Materials Science & Engineering A*, 604, 135-141.

38. Pierman, A.-P., Bouaziz, O., Pardoen, T., Jacques, P.J., Brassart, L. (2014). The influence of microstructure and composition on the plastic behaviour of dual-phase steels, *Acta Materialia*, 73, 298-311.

39. Ozturk, F., Toros, S. and Kilic, S. (2009). Tensile and spring-back behavior of DP600 advanced high strength steel at warm temperatures, *Journal of Iron Steel Research, International*, 16(6), 41-46.

40. Ozturk, F., Toros, S. and Kilic, S. (2014). Effects of anisotropic yield functions on prediction of forming limit diagrams of DP600 advanced high strength steel, *Procedia Engineering*, 81, 760-765

41. Hassannejadasla, A., Rahmaan, T., Green, D.E., Golovashchenko, S.F. and Worswick, M.J. (2014). Prediction of DP600 flow surfaces at various strain-rates using Yld2004-18p yield function, *Procedia Engineering*, 81, 1378-1383.

42. Zaeimi, M., Basti, A. and Alitavoli, M. (2015). Effect of martensite volume fraction on forming limit diagrams of dual-phase steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24(5), 1781-1789.

43. Panich, S., Barlat, F., Uthaisangsuk, V., Suranuntchai, S. and Jirathearanat, S. (2013). Experimental and theoretical formability analysis using strain and stress based forming limit diagram for advanced high strength steels, *Materials and Design*, 51, 756-766.

44. Wu-rong, W., Chang-wei, H., Zhong-hua, Z., Xi-cheng, W. (2011). The limit drawing ratio and formability prediction of advanced high strength dual-phase steels, *Materials and Design*, 32(6), 3320-3327.

45. Ingarao, G., Di Lorenzo, R. and Micari, F. (2009). Analysis of stamping performances of dual phase steels: A multi-objective approach to reduce springback and thinning failure, *Materials and Design*, 30(10), 4421-4433.

46. Anderson, N. E., Leacock, A. G., Mcmurray, R. J. and Brown, D. (2009). The evolution of yieldıng ın 7075-O aluminium alloy: experimental observations and modelling, *International Journal of Material Forming*, 2(1), 403-406.

47. Kilpatrick, W., Brown, D., McMurray, R. J. and Leacock, A.G. (2010). The effect of serrated yielding on the determination of r-values in aluminium alloys and yield locus calibration, *Materials Science & Engineering A*, 527, 7557-7564.

48. Abedrabbo N., Pourboghrat, F. and Carsley, J. (2006). Forming of aluminum alloys at elevated temperatures – Part 1: Material characterization, *International Journal of Plasticity*, 22(2), 314-341.

49. Abedrabbo N., Pourboghrat, F. and Carsley, J. (2006). Forming of aluminum alloys at elevated temperatures - Part 2: Numerical modeling and experimental verification, *International Journal of Plasticity*, 22(2), 342-373.

50. Toros, S., Polat, A. and Ozturk, F. (2013). Formability and springback characterization of TRIP800 advanced high strength steel, *Materials and Design*, 41, 298-305.

51. Çavuşoğlu, O., Gürün, H. (2014). Deformasyon hızının DP600 ve DP780 sac malzemelerin mekanik özelliklerine ve derin çekme işlemine etkilerinin incelenmesi, *Gazi Üniversitesi Mühendislik-Mimarlık Fakültesi Dergisi*, 29(4), 777-784.

52. Çavuşoğlu, O., Gürün, H. (2017). Statistical evaluation of the Influence of temperature and surface roughness on aluminium sheet metal forming, *Transactıons of Famena*, 41(3), 57-64.

53. Sirinakorn, T., Uthaisangsuk, V. and Srimanosawapal, S. (2014). Microstructure based description of deformation behavior of dual phase steel sheets, *Procedia Engineering*, 81, 1366-1371.

54. Srivastavan, A., Ghassemi-Armaki, H., Sung, H., Chen, P., Kumar, D. and Bower, A. F. (2015). Micromechanics of plastic deformation and phase transformation in a three-phase TRIP-assisted advanced high strength steel: Experiments and modeling, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 78, 46-69.

55. Ramazani, A., Mukherjee, K., Quade, H., Prahl, U. and Bleck, W. (2013). Correlation between 2D and 3D flow curve modelling of DP steels using a microstructure-based RVE approach, *Materials Science & Engineering A*, 560, 129-139.

56. Uthaisangsuk, V., Prahl, U. and Bleck, W. (2011). Modelling of damage and failure in multiphase high strength DP and TRIP steels, *Engineering Fracture Mechanics*, 78(3), 469-486.

57. Kim, H., Lee, J., Barlat, F., Kim, D. and Lee, M-G. (2015). Experiment and modeling to investigate the effect of stress state, strain and temperature on martensitic phase transformation in TRIP-assisted steel, *Acta Materialia*, 97, 435-444.

58. Ma, A., Hartmaier, A. (2015). A study of deformation and phase transformation coupling for TRIP-assisted steels, *International Journal of Plasticity*, 64, 40-55.

59. Paul, S. K. (2012). Micromechanics based modeling of dual phase steels: prediction of ductility and failure modes, *Computational Materials Science*, 56, 34-42.

60. Zhou, J., Gokhale, A. M., Gurumurthy, A. and Bhat, S.P. (2015). Realistic microstructural RVE-based simulations of stress–strain behavior of a dual-phase steel having high martensite volume fraction, *Materials Science & Engineering A*, 630, 107-115.

61. Ramazani, A., Schwedt, A., Aretz, A., Prahl, U. and Bleck, W. (2013). Characterization and modelling of failure initiation in DP steel, *Computational Materials Science*, 75, 35-44.

62. Vajragupta, N., Uthaisangsuk, V., Schmaling, B., Münstermann, S., Hartmaier, A. and Bleck, W. (2012). A micromechanical damage simulation of dual phase steels using XFEM, *Computational Materials Science*, 54, 271-279.

63. Hosseini-Toudeshky, H., Anbarlooie, B., Kadkhodapour, J. and Shadalooyi, G. (2014). Microstructural deformation pattern and mechanical behavior analyses of DP600 dual phase steel, *Materials Science & Engineering A*, 600, 108–121.

64. Uthaisangsuk, V., Prahl, U. and Bleck, W., (2009). Characterisation of formability behaviour of multiphase steels by micromechanical modelling, *International Journal of Fracture*, 157, 55-69.

65. Sodjıt, S., Uthaısangsuk, V. (2012). A micromechanical flow curve model for dual phase steels, *Journal of Metals, Materials and Minerals*, 22(1), 87-97.

66. 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.

67. Choi, K.S., Liu, W.N., Sun, X. and Khaleel, M.A. (2009). Microstructure-based constitutive modeling of TRIP steel: Prediction of ductility and failure modes under different loading conditions, *Acta Materialia*, 57(8), 2592–2604.

68. Sun, X. Choi, K.S., Soulami, A., Liu, W.N. and Khaleel, M.A. (2009). On key factors influencing ductile fractures of dual phase (DP) steels, *Materials Science and Engineering A*, 526, 140-149.

69. Paul, S.K. (2013). Effect of material inhomogeneity on the cyclic plastic deformation behavior at the microstructural level: micromechanics-based modeling of dual-phase steel, *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 21(5), 1-26.

70. Uthaisangsuk, V., Prahl, U. and Bleck, W. (2009). Stretch-flangeability characterisation of multiphase steel using a microstructure based failure modelling, *Computational Materials Science*, 45(3), 617-623.

71. Sodjit, S., Uthaisangsuk, V. (2012). Microstructure based prediction of strain hardening behavior of dual phase steels, *Materials and Design*, 41, 370-379.

72. Çavuşoğlu, O. (2013). *Sac metal şekillendirme işlemlerinde pres hızı ve malzemenin şekillendirmeye etkilerinin deneysel ve teorik olarak incelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

73. Tekaslan, Ö., Şeker, U. and Gerger, N. (2007). Bükme kalıplarında 0,75 mm kalınlığındaki çelik sac malzemenin geri esneme miktarlarının belirlenmesi, *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi*, 13(1), 13-22.

74. Babanic, D. (2010). *Sheet metal forming processes*, Cluj-Napoca: Springer.

75. Doege, E., Dröder, K. (2001). Sheet metal forming of magnesium wrought alloys - formability and process technology, *Journal of Materials Processing Technology*, 115(1), 14-19.

76. Cavaliere, P. (2002). Hot and warm forming of 2618 aluminium alloy, *Journal of Light Metals*, 2(4), 247-252.

77. İnternet: Malzeme Testi Terimler Sözlüğü. Instron - ITW test ve ölçüm sistemleri. URL:http://www.webcitation.org/query?url=http%3A%2F%2Fwww.instron.com.tr%2Ftr-tr%2Four-company%2Flibrary%2Fglossary%2Fm%2Fmodulus-of-elasticity&date=2018-03-05, Son Erişim Tarihi: 02.03.2018.

78. Phongsai, T., Chongthairungruang, B., Uthaisangsuk, V., Suranuntchai, S., Jirathearanat, S. (2013). Influence of Elastic Modulus Change by Springback

Prediction of High Strength Steel, *Journal of Research and Applications in Mechanical Engineering*, 1(4), 21-26.

79. İnternet: Shah, K. P. The Hand Book on Mechanical Maintenance. URL: http://www.webcitation.org/query?url=http%3A%2F%2Fpracticalmaintenance.net%2F%3Fp%3D1135&date=2018-03-05, Son Erişim Tarihi: 02.03.2018.

80. Çapan, L. (2010). *Metallere plastik şekil verme*, İstanbul: Çağlayan Kitapevi.

81. İnternet: Aran, Ahmet. MAL - 201 Malzeme Bilgisi Ders Notları. 2008. URL: http://www.webcitation.org/query?url=http%3A%2F%2Fwww2.isikun.edu.tr%2Fpersonel%2Fahmet.aran%2Fmal201.pdf&date=2018-03-05, Son Erişim Tarihi: 02.03.2018.

82. Çavuşoğlu, O., Leacock, A. G., Gürün, H. (2016). Forming-limit diagrams and strain-rate-dependent mechanical properties of AA6019-T4 and AA6061-T4 aluminium sheet materials, *Materials and Technology*, 50(6), 1005-1010.

83. Doğu, M. (2014). *Çamaşır makinesi imalatında kullanılan çelik sacların şekil alma kabiliyetinin incelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, İstanbul.

84. Dilmeç, M. (2012). *2024-T4 alüminyum sacların şekillendirme sınır eğrilerinin kalınlığa göre değişimi*, Doktora Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Konya.

85. Moshksar, M. M., Mansorzadeh, S. (2003). Determination of the forming limit diagram for Al 3105 sheet, *Journal of Materials Processing Technology*, 141(1), 138-142.

86. Toros, S., (2013). *TRIP800 çeliğinin şekillendirme kabiliyetinin incelenmesi ve modellenmesi*, Doktora Tezi, Niğde Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Niğde.

87. Automotive Steels, Design, Metallurgy, Processing and Application, (2017) Woodhead Publishing Series in Metal and Surface Engineering.

88. Hill, R. (1948). A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals, *Proceedings of the Royal Society of London*, 193(1033), 281-297.

89. Barlat, F., Lian, K. (1989). Plastic behavior and stretchability of sheet metals. Part I: A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions, *International Journal of Plasticity*, 5(1), 51-66.

90. Leacock, A. G. (2008). A mathematical description of orthotropy in sheet metals, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 54(2), 425-444.

91. Wang, H., Wan, M., Wu, X., Yan, Yu. (2009). The equivalent plastic strain-dependent Yld2000-2d yield function and the experimental verification, *Computational Materials Science*, 47(1), 12-22.

92. ULSAB-AVC Overview report, Ocak 2002

93. Aydın, M. (2017). *Çelik malzemeler*, İstanbul: Aybitak Yayıncılık.

94. Farlas, D. (2006). *Bake hardening response of DP800 and the ınfluence on the 'ın service performance*, Master Thesis, Technical University of Eindhoven, Eindhoven.

95. Demeri, M. Y. (2013). *Advanced high-strength steels science, technology, and applications,* Ohio: ASM International.

96. Bayramin, B. (2017). *İki fazlı çeliklerin şekillendirme uygulamalarında dinamik gerinim yaşlanması*, Yüksek Lisans Tezi, Orta Doğu Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Ankara.

97. Kubat, C., Kiraz, A. (2012). The modeling of. tensile test in virtual laboratory design using artificial intelligence, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 27(1), 205-209.

98. Gündüz, S., Tosun, A., (2008). Influence of straining and ageing on the room temperature mechanical properties of dual phase steel, *Materials and Design*, 29(10), 1914-1918.

99. Sachdev, A. K. (1982). Dynamic Strain Aging of Various Steels, *Metallurgical Transactions A*, 13(10), 1793-1797.

100. Bayramin, B., Şimşir, C. and Efe, M. (2017). Dynamic strain aging in DP steels at forming relevant strain rates and temperatures, *Materials Science and Engineering A*, 704, 164-172.

101. Mihalikova, M., Janek, J. (2007). Influence of the loading and strain rates on the strength properties and formability of higher-strength sheet, *Metalurgija*, 46(2), 107-110.

102. Wang, W., Ma, Y., Yang, M., Jiang, P., Yuan, F. and Wu, X. (2018). Strain rate effect on tensile behavior for a high specific strength steel: from quasi-static to intermediate strain rate, *Metals*, 8(1), 1-14.

103. Al Salahi, A. A., Othman, R. (2016). Constitutive equations of yield stress sensitivity to strain rate of metals: a comparative study, *Journal of Engineering*, 3279047, 1-7.

104. Zhang, X. X., Liu, R. T., Yu and R. C. (2007). Strain rate and temperature effects on the yield strength of a shipbuilding steel, *Starin*, 43(1), 58-61.

105. Tsuchida, N., Yamaguchi, Y., Morimoto, Y., Tonan, T., Takagi, Y. and Ueji, R. (2013). Effects of Temperature and Strain Rate on TRIP Effect in SUS301L Metastable Austenitic Stainless Steel, *The Iron and Steel Institute of Japan International*, 53(10), 1881-1887.

106. Tsuchida, N., Kwahata, T., Ishimaru, E., Takahashi, A. (2014). Effects of Temperature and Strain Rate on Tensile Properties of a Lean Duplex Stainless Steel, *The Iron and Steel Institute of Japan International*, 54(8), 1971-1977.

107. Colla, V., De Sanctis, M., Dimatteo, A., Lovicu, G., Solina, A, Valentini, R., (2009). Strain hardening behavior of dual-phase steels, *MetallurgİcaI And Materials Transactions A*, 40(2557), 1-11.

108. Pekel, H. (2008). *Sıcaklık ve çekme hızının AA 5754-O sacların şekillendirilebilirliğine etkileri*, Yüksek Lisans Tezi, Selçuk Üniversitesi Fen Bilimleri Ensitüsü, Konya.

109. Yenice, M. M., (2006). *Bükme ile şekillendirilen saclarda geri yaylanma davranışının incelenmesi*, Yüksek Lisans Tezi, Uludağ Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, Bursa.

110. Ötü, R., Demirci, H. İ. (2013). Farklı bükme yöntemleri uygulanarak v bükme kalıplarında AA5754-O sac malzeme ile elde edilen numunelerin geri esneme miktarının tespiti, *Makine Teknolojileri Elektronik Dergisi*, 10(3), 27-42.

111. ASTM E2218-15, (2015). *Standard test method for determining forming limit curves.* West Conshohocken, PA: ASTM International.

112. Chu, X., Leotoing, L., Guines, D. and Ragneau, E. (2014). Temperature and strain rate influence on AA5086 Forming Limit Curves: Experimental results and discussion on the validity of the M-K model, *International Journal of Mechanical Sciences*, 78, 27-34.

113. Paul, S. K. (2013). Real microstructure based micromechanical model to simulate microstructural level deformation behavior and failure initiation in DP590 steel, *Materials and Design*, 44, 397-406

114. Erdogan, M., Tekeli, T. (2002). The effect of martensite particle size on tensile fracture of surface carburised AISI 8620 steel with dual phase core microstructure, *Materials and Design*, 23(7), 597-604

115. Ahmad, E., Manzoor, T., Ziai, M. M. A. and Hussain, N. (2012). Effect of martensite morphology on tensile deformation of dual-phase steel, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21(3), 382-387.

116. Bag, A., Ray, K. K. and Dwarakadasa, E. S. (1999). Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30(5), 1193-1202.

117. Sirinakorn, T., Wongwises, S. and Uthaisangsuk, V. (2014). A study of local deformation and damage of dual phase steel, *Materials and Design*, 64, 729-742.

118. Thomser, C., Uthaisangsuk, V. and Bleck, W. (2009). Influence of martensite distribution on the mechanical properties of dual phase steels: experiments and simulation, *Steel Research ınternational*, 80(8), 578-583.

119. Rodriguez, R. M., Gutierrez, I. (2003). Unified formulation to predict the tensile curves of steels with different microstructures, *Material Science Forum*, 426-432, 4525-4530.

120. Nesterova, E.V., Bouvier, S. and Bacroix, B. (2015). Microstructure evolution and mechanical behavior of a high strength dual-phase steel under monotonic loading, *Materials Characterization*, 100, 152-162.

121. Uthaisangsuk, V., Muenstermann, S., Prahl, U., Bleck, W., Schmitz, H.-P. and Pretorius, T. (2011). A study of microcrack formation in multiphase steel using representative volume element and damage mechanics, *Computational Materials Science*, 50(4), 1225-1232.

122. Choi, K. S., Liu, W. N., Sun, X. and Khaleel, M. A. (2009). Influence of martensite mechanical properties on failure mode and ductility of dual-phase steels, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40(A), 796-809.

123. Kadkhodapour, J., Anbarlooie, B., Hosseini-Toudeshky, H. and Schmauder, S. (2014). Simulation of shear failure in dual phase steels using localization criteria and experimental observation, *Computational Materials Science*, 94, 106-113.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler



Soyadı, adı : ÇAVUŞOĞLU, Onur

Uyruğu : T.C.

Doğum tarihi ve yeri : 25.06.1987, Bursa

Medeni hali : Bekâr

Telefon : 0 (312) 202 87 18

Faks : 0 (312) 202 89 42

e-mail : onurcavusoglu@gazi.edu.tr

onur.cavusoglu@hotmail.com

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Doktora	Gazi Üniversitesi /İmalat Mühendisliği	2018
Yüksek Lisans	Gazi Üniversitesi /Makina Eğitimi Bölümü	2013
Lisans	Gazi Üniversitesi /Makina Eğitimi Bölümü	2009
Lise	Turhan Tayan Anadolu Lisesi	2005

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2011-Halen	Gazi Üniversitesi	Araştırma Görevlisi

Yayınlar

1. Çavuşoğlu, O., Gürün, H., Toros, S., Güral, A. (Kabul edildi). Strain rate sensitivity and strain hardening response of DP1000 dual phase steel, *Metallurgical Research & Technology*, 1-8.

2. Çavuşoğlu, O., Toros, S., Gürün, H. (Kabul edildi). Microstructure based modelling of stress - strain relationship on dual phase steels, *Ironmaking & Steelmaking*, 1-7.

3. Çavuşoğlu, O., Toros, S., Gürün, H., Güral, A. (Kabul Edildi). Warm deformation and fracture behaviour of DP1000 advanced high strength steel, *Ironmaking & Steelmaking*, 1-8.

4. Çavuşoğlu, O., Güral, A., Gürün, H., (2017). Influence of strain rate on tensile properties and fracture behaviour of dp600 and DP780 dual phase steels, *Ironmaking & Steelmaking*, 44(10),773-781.

5. Çavuşoğlu, O., Gürün, H. (2017). Statistical Evaluation of the Influence of Temperature and Surface Roughness on Aluminium Sheet Metal Forming. *Transactions of FAMENA*, 41(3), 57-64.

6. Çavuşoğlu, O., Gürün, H. (2017). The Relationship of Burr Height and Blanking Force with Clearance on Blanking Process of AA5754 Aluminium Alloy, *Transactions of FAMENA*, 41(1), 55-62.

7. Çavuşoğlu, O., Leacock, A. G., Gürün, H., Güral, A. (2017). Strain Rate Dependent Tensile Characteristics of 2139-T351 Aluminum Alloy. *Materiali in Tehnologije Materials and Technology*, 51(2), 333-338.

8. Çavuşoğlu, O., Leacock, A. G., Gürün, H. (2016). The Forming Limit Diagrams and Strain Rate Dependent Mechanical Properties of AA6019-T4 and AA6061-T4 Aluminium Sheet Materials, *Materiali in Tehnologije / Materials and Technology*, 50(6), 1005-1010.

9. Çavuşoğlu, O., Gürün, H. (2016). Investigation and Fuzzy Logic Prediction of the Effects of the Clearance on the Blanking Process of CuZn30 Sheet Metal, *Kovove Materialy - Metallic Materials*, 54(2), 125-131.

10. Çavuşoğlu, O., Gürün, H. (2014). Investıgatıon of the Effects of Deformation Speed on the Mechanical Properties and Deep Drawing Process of DP600 and DP780 Sheet Metal, *Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University*, 29(4), 777-784.

11. Efendioğlu, Ş., Gürün, H., Çavuşoğlu, O. (2015). Prograsif Sac Metal Kalıplama İşlemlerinde Kalıp Maliyet Modeli Geliştirilmesi, *Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part: C Tasarım ve Teknoloji*, 3(4), 585-594.



GAZİ GELECEKTİR...