



T.C.
NİĞDE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

TRIP800 ÇELİĞİNİN ŞEKİLLENDİRME KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ VE
MODELLENMESİ

SERKAN TOROS

Ağustos 2013

T.C.
NİĞDE ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ ANA BİLİM DALI

TRIP800 ÇELİĞİNİN ŞEKİLLENDİRME KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ VE
MODELENMESİ

SERKAN TOROS

Doktora Tezi

Danışman

Doç. Dr. Fahrettin ÖZTÜRK

II. Danışman

Yrd. Doç. Dr. Aytekin POLAT

Ağustos 2013

Serkan TOROS tarafından Doç.Dr.Fahrettin ÖZTÜRK ve Yrd. Doç. Dr. Aytekin POLAT danışmanlığında hazırlanan “TRIP800 ÇELİĞİNİN ŞEKİLLENDİRME KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ VE MODELLENMESİ” adlı bu çalışma jürimiz tarafından Niğde Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü Makine Mühendisliği Anabilim Dalında Doktora tezi olarak kabul edilmiştir.

Başkan : Doç. Dr. Zakir TAŞ, Bozok Üniversitesi

Üye : Doç.Dr. Fahrettin ÖZTÜRK, Niğde Üniversitesi

Üye : Yrd. Doç. Dr. Yusuf CUNEDİOĞLU, Niğde Üniversitesi

Üye : Yrd. Doç. Dr. Durmuş DAĞHAN, Niğde Üniversitesi

Üye : Yrd. Doç. Dr. Murat DİLMEÇ, Necmettin Erbakan Üniversitesi

ONAY:

Bu tez, Fen Bilimleri Enstitüsü Yönetim Kurulunca belirlenmiş olan yukarıdaki jüri üyeleri tarafından/....../20.... tarihinde uygun görülmüş ve Enstitü Yönetim Kurulu’nun/....../20.... tarih ve sayılı kararıyla kabul edilmiştir.

...../...../20...

Doç. Dr. Osman SİVRİKAYA

MÜDÜR

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin bilimsel ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada bana ait olmayan her türlü ifade ve bilginin kaynağına eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.



Serkan TOROS

ÖZET

TRIP800 ÇELİĞİNİN ŞEKİLLENDİRME KABİLİYETİNİN İNCELENMESİ VE MODELLENMESİ

TOROS, Serkan

Niğde Üniversitesi

Fen Bilimleri Enstitüsü

Makina Mühendisliği Ana Bilim Dalı

Danışman : Doç. Dr. Fahrettin ÖZTÜRK

İkinci Danışman : Yrd. Doç. Dr. Aytekin POLAT

Ağustos 2013 , 265 sayfa

Düşük alaşımlı çeliklerin yeni bir jenerasyonu olan TRIP (TRansformation Induced Plasticity) etkili çok fazlı çelikler, yüksek mukavemet ve sünekliğin iyi bir kombinasyonuna sahip olmalarından dolayı otomotiv endüstrisinde ki kullanımı giderek artmaktadır. TRIP çeliklerin ısıt işlemleri sonucunda, üç fazlı bir içyapı elde edilir ki bu yapı ferrit, beynit ve kalıntı ostenitten ibarettir. TRIP çeliğindeki yüksek mukavemet ve şekillendirilebilirlik, içyapıda bulunan kararsız haldeki kalıntı ostenitin oda sıcaklığında deformasyon ile birlikte kararlı martenzit fazına dönüşmesi ile sağlanmaktadır. Bu nedenle bu çelikler dönüşümün sağladığı plastisite (TRansformation Induced Plasticity) olarak isimlendirilmektedir.

Bu tez kapsamında son yıllarda otomotiv endüstrisindeki kullanımı giderek artan yüksek mukavemetli çeliklerden TRIP800 çeliğinin mekanik özellikleri kapsamlı olarak incelenmiştir. Mekanik testlerin yanı sıra başlangıçtaki ve mekanik deneyler sonrasındaki içyapı özellikleri de belirlenmiştir. Yapılan testler neticesinde elde edilen mekanik özellikler içyapı özellikleri ile ilişkilendirilmiştir. Bunlara ilave olarak ta yapılan mekanik testler neticesinde elde edilen verilerin kullanılması ile malzemenin akma eğrisi ve akma yüzeyi gibi mekanik özelliklerini en iyi şekilde temsil eden modellenin tayini de gerçekleştirilmiştir.

Makro ölçüdeki mekanik özellikleri kapsayan bu çalışmaların yanı sıra deformasyon oranı ve sıcaklık bağımlı Dan (2007) modelini kullanarak martenzitik dönüşüm kinetiğinin modellenmesi işlemi gerçekleştirilmiştir. Tek eksenli çekme deneyi, kayma deneyi ve iki eksenli gerdirme deneyi simülasyonları ile martenzitik dönüşümün deformasyonla değişimi hesaplatılmıştır. Sonuç olarak iki eksenli gerilme halinde martenzitik dönüşüm çok hızlı gerçekleşirken en yavaş, kayma deneyi simülasyonlarında meydana gelmiştir. Bununla birlikte artan deformasyon hızı ile içyapıda meydana gelen martenzitik dönüşüm azalmaktadır. Bu durum çekme deneyi sonuçları için uyumluluk arz etmektedir.

Tez kapsamında malzemelerin mikroyapısının sonlu elemanlar analiz programlarında modelleme işlemi gerçekleştirilmiştir. Başlangıç durumdaki malzemeden optik mikroskop ile elde edilen mikroyapı resmi sonlu elemanlarda modellenerek dönüşüm içyapıdaki kalıntı östenit fazları için ayrı ayrı gözlemlenebilmiştir. Bu analizler ile kalıntı östenitin morfolojisinin etkisi hakkında bilgi sahibi olunmuş, sonuç olarak ta granüler tipteki kalıntı östenitin filament tiplerindekine göre dönüşüme daha yatkın olduğu yapılan analizlerde belirlenmiştir. Buna ilave olarak kalıntı östeniti çevreleyen diğer fazların tipi de dönüşüme etkili olmaktadır. Kalıntı östeniti daha yüksek mukavemete sahip olan beynit fazının çevrelemesi durumunda dönüşüm daha geç olmaktadır.

Anahtar Sözcükler: Yüksek mukavemetli çelikler, TRIP çeliği, Martenzitik dönüşüm, Mikroyapı sonlu elemanlar analizi, Geri esneme analizleri, Anizotropik akma kriterleri, Akma yüzeyi modellemesi

SUMMARY

INVESTIGATION AND MODELLING OF FORMABILITY OF TRIP800 STEEL

TOROS, Serkan

Nigde University

Graduate School of Natural and Applied Sciences

Department of Mechanical Engineering

Supervisor : Associate Professor Dr. Fahrettin ÖZTÜRK

Co-Advisor : Assistant Professor Dr. Aytekin POLAT

August 2013, 265 pages

TRIP (TRansformation Induced Plasticity) has the great combination of the high strength and ductility, its' usage in the automotive industry increases remarkably. At the end of the heat treatment operation of the TRIP steels, the microstructure has three phases which are ferrite, bainite and retained austenite. High strength and formability in TRIP steel is provided with the transformation of the unsteady state retained austenite to steady state martensite. Therefore these steels are called as **TR**ansformation **I**nduced **P**lasticity (TRIP).

In the thesis, the mechanical properties of the TRIP800 which have the increased potential in the usage area in the automotive industry was investigated comprehensively. Besides the mechanical tests, the microstructural evolution of the material was investigated at the initial stage and after the performed mechanical tests. The measured mechanical properties are related and explained with the microstructural evolution of the studied material. Besides that the best models which represent the flow curve and the yield surface of the TRIP800 are determined.

Besides these mechanical properties in the macro scale, modelling of the kinetics of the martensitic transformation is carried by using the strain rate and temperature dependent “Dan” model. The martensitic transformation is calculated by the simulation of uniaxial tensile test, shear test and biaxial test. As a result of the biaxial test simulations, the martensitic transformation occurred faster than the uniaxial and shear test simulation. Shear test simulations show that the martensitic transformation has the slowest transformation rate. Besides that, martensitic transformation rate decreased with the increasing of the strain rate. These results are in agreement with the experimental tensile test results.

In the thesis, microstructural finite element simulation was carried out. The microstructure photo at initial stage of the material that was obtained via the light microscope, was modeled in the finite element software and simulated the martensitic transformation for each retained austenite phases. The effect of the morphology of the retained austenite on the transformation was clarified by using this method and as a result, it was observed that granular type retained austenite has more aptitude to transformation than the filament type austenite. Besides that, the effects of the phases which surrounded the retained austenite on the transformation were detected by using the finite element simulation. In the case of the bainite which has the higher strength, surrounded the retained austenite, the transformation is delayed.

Key Words: High strength steels, TRIP steel, Martensitic transformation, Micro structural finite element simulation, Springback analysis, Anisotropic yield criteria, Modelling of the yield surface

ÖN SÖZ

Bu doktora çalışmasında yüksek mukavemetli TRIP800 çeliğinin mekanik özelliklerinin ve mikroyapı özelliklerinin belirlenmesine yönelik çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Çeşitli durumlar için elde edilen mekanik özelliklerin mikro yapı ile olan ilişkisi incelenmiş bu ilişkinin modellenmesi çalışması gerçekleştirilmiştir. Kullanılan model daha sonra sonlu elemanlar analiz programına uyarlanarak farklı deformasyon modları için martenzit dönüşüm hızının belirlenmesi çalışmaları gerçekleştirilmiştir.

Doktora tez çalışmamın yürütülmesi esnasında, çalışmalarına yön veren, bilgi ve yardımlarını esirgemeyen ve bana her türlü desteği sağlayan 1. danışman hocam, Sayın Doç. Dr. Fahrettin ÖZTÜRK' e ve 2. Danışman hocam Yrd. Doç. Dr. Aytekin POLAT' a en içten teşekkürlerimi sunarım. Ayrıca tez izleme komitemin mensupları olan sayın Doç. Dr. Zafer EVİS'e ve Yrd. Doç. Dr. Yusuf CUNEDİOĞLU'na da teşekkürlerimi bir borç bilirim. Doktora tezi süresince matematiksel modelleme çalışmalarında kıymetli yardımlarını esirgemeyen sayın Yrd. Doç. Dr. Durmuş DAĞHAN'a da müteşekkir olduğumu belirtmek isterim. Ayrıca Comsol V4 yazılımını öğrenmemde bana yardımcı olan sayın meslektaşlarım Bora TİMURKUTLUK ve Selahattin ÇELİK'e de en içten teşekkürlerimi sunarım. Çalışmalarında ayrıca desteğini esirgemeyen meslektaşım Arş. Grv. Süleyman KILIÇ'a da teşekkürlerimi bir borç bilirim.

Bu tezi, sadece bu çalışmam boyunca değil, tüm öğrenim hayatım boyunca maddi ve manevi koruyuculuğumu üstlenen babam Ahmet TOROS' a, annem Şehriban TOROS' a, bu zorlu süreçte bana her daim destek olan hayat arkadaşım Zeynep TOROS' a ve her gülümsemesinde bana yorgunluğumu unuttururan oğlum Ömer Batu TOROS'a ithaf ediyorum.

İÇİNDEKİLER

ÖZET	iv
SUMMARY	vi
ÖN SÖZ	viii
İÇİNDEKİLER	ix
ÇİZELGELER DİZİNİ	xii
ŞEKİLLER DİZİNİ	xiii
FOTOĞRAF VB. MALZEMELER DİZİNİ	xix
BÖLÜM I GİRİŞ	1
1.1 TRIP ve TRIP Takviyeli Çelikler	4
1.2 TRIP Takviyeli (TRIP-assisted) Çeliklerde Alaşım Elementleri ve Etkileri.....	6
1.3 Martenzitik Dönüşüm	9
1.4 Dönüşüm Plastisitesi.....	13
1.5 TRIP Takviyeli Çeliklerin Mekanik Özellikleri	20
BÖLÜM II TEZİN AMACI	23
BÖLÜM III DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE SONUÇLAR	29
3.1 TRIP 800 Çeliğinin Mikroyapı Karakterizasyonu.....	30
3.1.1 Metalografik işlemler.....	31
3.1.1.1 Numunelerin zımparalanması	31
3.1.1.2 Numunelerin parlatılması	33
3.1.1.3 Numunelerin dağlanması ve mikroyapının gözlemlenmesi.....	34
3.1.2 X-ışınları kırınımı ile faz tayini	35
3.2 TRIP800 Yüksek Mukavemetli Çeliğinin İçyapısı ve Özellikleri.....	36
3.3 Çekme Deneyi.....	37
3.3.1 Deney düzeneği.....	37
3.4 Sıcaklık ve Deformasyon Oranının Martenzitik Dönüşüm Üzerine Etkisi	38
3.4.1 Pekleşme kabiliyetinin incelenmesi	46
3.4.2 Şekillendirme hız duyarlılığının incelenmesi	55
3.4.3 Anizotropi özelliklerinin belirlenmesi	59
3.4.4 İki eksenli (Biaxial) anizotropi değerinin belirlenmesi	68
3.4.5 Elastisite modülünün belirlenmesi	70
3.5. TRIP800 Çeliğinin Geri Esneme Davranışının Belirlenmesi	74
3.6. TRIP 800 Çeliğinin Şekillendirme Sınır Diyagramının Belirlenmesi	79

3.6.1. Deneysel olarak şekillendirme sınır diyagramlarının belirlenmesi	82
BÖLÜM IV MEKANİK ÖZELLİKLERİN MODELLENMESİ.....	91
4.1. Akma Eğrisinin Modellenmesi	92
4.1.1 Dinamik akma eğrisi modellemesi	93
4.1.2 Kuasi-statik yapısal denklemlerin TRIP800 çeliğine uygulanması	93
4.1.2.1. Model parametrelerinin belirlenmesi.....	95
4.1.2.2. Kuasi-statik yapısal denklemlerin parametreleri ve akma eğrileri	96
4.1.3. Dinamik yapısal denklemlerin TRIP çeliğine uygulanması	98
4.2. Akma Yüzeylerinin Modellenmesi.....	111
4.2.1 Hill-48 kuadratik akma kriteri	115
4.2.2 Barlat89 akma kriteri	116
4.2.3 Düzlem gerilme akma fonksiyonu Yld2000-2d.....	117
4.2.4 Anizotropi katsayılarının belirlenmesi.....	119
4.2.5 Anizotropik akma fonksiyonların TRIP800 çeliğine uyarlanması	120
4.3. Nümerik Olarak Şekillendirme Sınır Diyagramlarının Belirlenmesi	126
4.3.1 Kararsızlık kriterleri.....	130
4.3.1.1 Swift model.....	130
4.3.1.2 Hill model	133
4.3.1.3 M-K ve H-N modelleri	135
4.3.1.4 Keeler and Goodwin model	145
4.3.1.5 NADDRG model	147
4.3.1.6 Tez kapsamında önerilen model	148
4.4 Martenzitik Dönüşümün Modellenmesi	159
4.4.1 Dönüşümün oluşturduğu hacimsel değişimin incelenmesi.....	159
4.4.2 Martenzitik dönüşüm miktarının $\dot{f}$ belirlenmesi için dönüşüm kinetiğinin modellenmesi	162
4.4.2.1 Olson ve Cohen (1975) modeli.....	162
4.4.2.2 Stringfellow vd., (1992) modeli.....	164
4.4.2.3 Dan model.....	166
BÖLÜM V MEKANİK ÖZELLİKLERİN SONLU ELEMANLAR ANALİZ YÖNTEMİ İLE İNCELENMESİ.....	179
5.1. TRIP800 Çeliğinin Geri Esneme Davranışının Sonlu Elemanlar ile İncelenmesi	179

5.2 TRIP800 Çeliğinin Deformasyonu Esnasında Martenzitik Dönüşümün Çeşitli Deneyler İçin Sonlu Elemanlar Analizi İle İncelenmesi	187
5.1.1. Çekme deneyi simülasyonu	188
5.1.2. Kayma deneyi simülasyonu	194
5.1.3. İki eksenli gerdirme deneyi simülasyonu	203
5.2 TRIP800 Çeliğinin Mikroyapısının Sonlu Elemanlar Yazılımı ile Modellenmesi.	210
BÖLÜM VI SONUÇLAR	218
KAYNAKLAR	221
ÖZ GEÇMİŞ	243

ÇİZELGELER DİZİNİ

Çizelge 1.1. ULSAB-AVC tarafından yayınlanan otomobil endüstrisinde kullanılan çeliklerin mekanik özellikleri	2
Çizelge 1.2. Literatürde çalışılan bazı TRIP takviyeli çeliklerin kimyasal kompozisyonları.....	7
Çizelge 3.1. TRIP 800 çeliğinin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık.)	29
Çizelge 4.1. Kuasi-statik modeller.....	94
Çizelge 4.2. Model parametreleri	98
Çizelge 4.3. Dinamik modeller	99
Çizelge 4.4. Dinamik akma modellerinin parametreleri (izotermal)	106
Çizelge 4.5. Softening model için malzeme parametreleri	109
Çizelge 4.6. Johnson-Cook model için malzeme parametreleri	109
Çizelge 4.7. Zerilli-Armstrong model için malzeme parametreleri.....	109
Çizelge 4.8. Akma yüzeyi fonksiyonları için anizotropi parametreleri	124
Çizelge 4.9. TRIP800 çeliği için hesaplatılan sabitler	152
Çizelge 4.10. Dan model parametreleri	171
Çizelge 5.1. Fazlara ait malzeme parametreleri.....	192

ŞEKİLLER DİZİNİ

Şekil 1.1. Otomotiv endüstrisinde oldukça yaygın kullanılan bir seri çeliğin mühendislik gerilme-birim deformasyon eğrileri. a) Soğuk haddelenmiş yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (High Strength Low Alloy HSLA) çelikler, b) Çift fazlı (Dual Phase, DP) çelikler, c) Dönüşümün sağladığı plastisite (Transformation Induced Plasticity, TRIP) çelikler, d) Karmaşık fazlı (Complex Phase, CP) çelikler, e) Martenzitik (Martensitic Steel, MS) çelikler	4
Şekil 1.2. Çeliğin tipik beynitik reaksiyon süresince içyapı değişiminin şematik gösterimi	6
Şekil 1.3. Homojen kafes deformasyonu (a), atomun yer değiştirmesi “shuffles” (b) ...	10
Şekil 1.4. Demir alaşımlarında YMK demirden HMK demire olan martenzitik dönüşümün şematik olarak gösterilmesi.....	11
Şekil 1.5. Martenzitik dönüşüm için gerekli kimyasal serbest enerjinin sıcaklık ile değişiminin şematik olarak gösterimi	12
Şekil 1.6. Gerilme nedeli dönüşüm ve birim deformasyon nedenli martenzitik dönüşüm arasındaki ilişkiyi gösterir grafik	14
Şekil 1.7. Beynitik dönüşüm esnasında bekleme süresinin a) Kalıntı östenit miktarına ve b) Kalıntı östenit içerisindeki karbon miktarına etkisi.....	16
Şekil 1.8. Kalıntı östenitin içerdiği karbon miktarına bağlı olarak birim deformasyon ile değişimi.....	18
Şekil 1.9. TRIP çeliğine ait farklı sıcaklık ve birim deformasyon hızlarında elde edilmiş gerçek gerilme birim deformasyon eğrileri (a) $10^{-3} s^{-1}$, (b) $10^{-1} s^{-1}$, (c) $750s^{-1}$, (d) $1250s^{-1}$	19
Şekil 1.10. Test sıcaklığının birim deformasyon ile birlikte dönüşen kalıntı östenit miktarı üzerine etkisi	19
Şekil 1.11. Kalıntı östenit miktarına bağlı olarak çekme diyagramı değişimi.....	21
Şekil 3.1. TRIP çelikleri için tipik termomekanik işlemi	30
Şekil 3.2. ASTM-E8 standardına göre hazırlanmış deney numunesi ölçüleri (mm).....	37
Şekil 3.3. Deformasyon ölçüm sistemi	38
Şekil 3.4. TRIP800 çeliğinde martenzitik dönüşümün sıcaklık ve deformasyon oranları ile değişimi.....	40

Şekil 3.5. Sıcaklık ve deformasyon oranlarının gerilme-birim deformasyon eğrisi üzerine etkisi	43
Şekil 3.6. Sıcaklık ve deformasyon oranlarının malzemenin çekme (UTS) ve akma (YS) dayanımları üzerine etkisi	44
Şekil 3.7. Sıcaklık ve deformasyon oranlarının malzemenin toplam uzama miktarı üzerine etkisi	45
Şekil 3.8. Log gerilme-Log birim şekil değişimi grafiği	47
Şekil 3.9. TRIP 800 gelişmiş yüksek mukavemetli çeliğin pekleşme üsteli ve mukavemet katsayısının deformasyon hızı ile değişimi	47
Şekil 3.10. TRIP 800 gelişmiş yüksek mukavemetli çeliğin pekleşme üsteli sıcaklık ile değişimi.....	48
Şekil 3.11. TRIP 800 gelişmiş yüksek mukavemetli çeliğin pekleşme üstelinin uygulanan birim deformasyon ile değişimi.	49
Şekil 3.12. TRIP 800 çeliğinin pekleşme hızının deformasyon hızı ve sıcaklık ile değişimi.....	50
Şekil 3.13. TRIP800 çeliğinin pekleşme hızının farklı yönlerde göre değişimi.....	52
Şekil 3.14. TRIP800 ve DP800 çeliklerinin pekleşme hızlarının deformasyon miktarı ile değişiminin karşılaştırılması	53
Şekil 3.15. TRIP800 ve DP800 çeliklerinin mühendislik gerilme-birim deformasyon eğrilerinin karşılaştırılması	54
Şekil 3.16. Deformasyon hızı hassasiyetinin belirlenmesinde kullanılan yöntemler	55
Şekil 3.17. Malzemelerde pekleşme durumunun şematik olarak gösterimi	56
Şekil 3.18. Birim deformasyon ve hız oranı ile şekillendirme hız duyarlılığının değişimi.....	57
Şekil 3.19. Sıçrama testi uygulanmış TRIP800 çeliğinin akma eğrisi.....	58
Şekil 3.20. Sıçrama testi uygulanmış TRIP800 çeliğinin şekillendirme hız duyarlılığının gerilme miktarı ile değişimi	58
Şekil 3.21. Haddelme yönü ile belirli açı yapan çekme numunelerinin gösterimi	60
Şekil 3.22. Tipik bir derin çekme işleminde malzeme üzerinde görülen deformasyon modları. B: Eğme, BS: İki eksenli gerdirmeye, D: Derin çekme, P: Düzlem birim deformasyon gerdirmeye, U: Düzeltme (tek eksenli).....	61
Şekil 3.23. Malzeme anizotropi değerinin birim deformasyon ile değişimi.....	61
Şekil 3.24. Farklı yönlerde hazırlanmış numunelerin akma eğrileri.....	63

Şekil 3.25. Anizotropi değerlerinin farklı ön birim deformasyon ve yöne bağlı olarak değişimi.....	66
Şekil 3.26. Farklı yönler için elde edilmiş anizotropi değerlerinin değişiminin karşılaştırılması.....	66
Şekil 3.27. Malzemeye uygulanan ön birim deformasyon miktarı ile yüklemenin kaldırılması sonunda elde edilen birim deformasyon miktarlarının karşılaştırılması.....	67
Şekil 3.28. Normal ve Düzlemsel Anizotropi değerlerinin ön birim deformasyon ile değişimi.....	68
Şekil 3.29. Delik genişletme deneyinden elde edilen 1 ve 2 yönündeki birim deformasyonlar	70
Şekil 3.30. Değişken elastisite modülünün geri esneme tahmini üzerindeki etkisi.....	72
Şekil 3.31. TRIP800 çeliğinin yükleme boşaltma deneyi neticesinde elde edilen gerilme- birim deformasyon eğrisi	73
Şekil 3.32. TRIP800 çeliğinin elastisite modülünün deformasyon ile değişimi.....	74
Şekil 3.33. Malzemelerin geri esneme davranışının belirlenmesinde yaygın olarak kullanılan deneysel yöntemler	75
Şekil 3.34. 60° açılı V-eğme kalıbının geometrik özellikleri	76
Şekil 3.35. V-eğme için hazırlanmış deney numunesi ölçüleri	77
Şekil 3.36. TRIP 800 çeliğinin geri esneme miktarının ön birim deformasyon ile değişimi.....	78
Şekil 3.37. Şekillendirme sınır diyagramı	81
Şekil 3.38. Şekillendirme esnasında malzeme üzerinde oluşan deformasyon tipleri	81
Şekil 3.39. Düşük karbonlu bir çeliğe ait şekillendirme sınır diyagramı	82
Şekil 3.40. Şekillendirme sınır diyagramı testinin şematik görüntüsü	84
Şekil 3.41. Şekillendirme sınır diyagramı için kullanılan numunelerin teknik resimleri	85
Şekil 3.42. ASAME programı ara yüzü ve kullanılışı	86
Şekil 3.43. TRIP800 çeliğine ait farklı hızlarda elde edilmiş şekillendirme sınır diyagramları	89
Şekil 3.44. TRIP 800 çeliğine ait ŞSD.....	90
Şekil 4.1. Deneysel akma eğrisinin, kuasi-statik modeller ile karşılaştırılması	97
Şekil 4.2. Farklı deformasyon oranlarında elde edilmiş tek eksenli çekme eğrileri.....	101

Şekil 4.3. Hesaplanan gerilme değerlerinin deneysel değerlerle farklı modeller için karşılaştırılması.....	103
Şekil 4.4. Deneysel akma eğrilerinin BMW model ile karşılaştırılması	105
Şekil 4.5. Adyabatik ısınmanın olduğu ve olmadığı durumlar için modellerin karşılaştırılması.....	108
Şekil 4.6. Farklı deformasyon oranlarında malzeme yüzeyinde oluşan sıcaklık artışı.	111
Şekil 4.7. Deneysel olarak elde edilmiş akma yüzeyi.....	112
Şekil.4.8. Düzlemsel gerdirmenin şematik görüntüsü	112
Şekil 4.9. Örnek bir akma yüzeyi	114
Şekil 4.10. Farklı yönlerdeki akma gerilmelerinin deneysel ve modeller için karşılaştırılması.....	121
Şekil 4.11. Farklı yönlerdeki anizotropi değerlerinin deneysel ve modeller için karşılaştırılması.....	121
Şekil 4.12. Hill48 akma yüzeyi fonksiyonu kullanılarak elde edilen akma yüzeyi.....	122
Şekil 4.13. Barlat89 akma yüzeyi fonksiyonu kullanılarak elde edilen akma yüzeyi ..	123
Şekil 4.14. Yld2000-2d akma yüzeyi fonksiyonu kullanılarak elde edilen akma yüzeyi.....	123
Şekil 4.15. Akma yüzeylerinin birbirleri ile karşılaştırılması.....	124
Şekil 4.16. Anizotropi değişiminin akma yüzeyi üzerinde ki etkisi	125
Şekil 4.17. İki eksenli gerdirmenin durumu.....	131
Şekil 4.18. M-K ve H-N modellerinde kullanılan geometrik ilişkiler	136
Şekil 4.19. Akış şeması.....	143
Şekil 4.20. Keeler tarafından tanımlanan ŞSD	146
Şekil 4.21. Keeler ve Goodwin'in tanımladığı ŞSD.....	147
Şekil 4.22. Akma eğrisi ve model sonuçlarının karşılaştırılması	152
Şekil 4.23. Farklı oluk açıları için elde edilmiş limit birim deformasyon grafikleri	155
Şekil 4.24. Farklı akma fonksiyonlarının ve anizotropi belirleme yöntemlerinin ŞSD'ler üzerine etkileri	155
Şekil 4.25. ŞSD tahminlerinin deneysel verilerle karşılaştırılması	156
Şekil 4.26. Geliştirilen modelin kalınlık ile değişimi	158
Şekil 4.27. Geliştirilen modelin kullanılan akma yüzey fonksiyonlarına bağlı olarak değişimi.....	158
Şekil 4.28. Martenzit miktarının sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi	171

Şekil 4.29. Sürüklenme kuvvetinin sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi	173
Şekil 4.30. α parametresinin sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi	174
Şekil 4.31. Kayma bandı oluşumunun sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi	176
Şekil 4.32. Martenzit çekirdeklenmesi olasılık fonksiyonu P'nin sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak değişimi	178
Şekil 5.1. TRIP800 çeliğinin geri esneme özelliğinin V kalıpta eğme deneyi için modellenmesi	181
Şekil 5.2. Farklı anizotropik akma kriterlerinin geri esneme tahmini üzerindeki performansları	183
Şekil 5.3. Elastisite modülünün deformasyon ile değişimi	184
Şekil 5.4. V eğme kalıbın ağı görüntüsü	185
Şekil 5.5. 2D geri esneme sonuçları (Değişken elastisite modülü ile)	186
Şekil 5.6. Geri esneme sonrası malzemede kalınlık boyunca elastisite modülünün değişimi	186
Şekil 5.7. Farklı tipteki deformasyon modlarının martenzit dönüşümü üzerindeki etkileri (Shan vd., 2008)	188
Şekil 5.8. Çekme deneyi simülasyonlarında kullanılan numunenin ağı atılmış görüntüsü	189
Şekil 5.9. Çekme deneyi numunesi için uygulanan ağı uygunluk derecesi	189
Şekil 5.10. Farklı deformasyon miktarları için martenzit oluşumunun çekme deney numunesi üzerindeki dağılımı	191
Şekil 5.11. Çekme deney simülasyonu ve deney verilerinin karşılaştırılması	194
Şekil 5.12. Kayma testi numunesi geometrik büyüklükleri	195
Şekil 5.13. Kayma testi numunesinin ağı görüntüsü	195
Şekil 5.14. Martenzitik dönüşümün hesaplatıldığı bölge ve nokta	196
Şekil 5.15. Kayma deneyi neticesinde oluşan efektif birim deformasyon ve kayma birim deformasyonu	198
Şekil 5.16. Kayma deneyinde farklı mesafeler a) 0,5 mm b) 1 mm c) 1,5 mm d) 2 mm için martenzitik oluşumu	200
Şekil 5.17. Martenzitik dönüşüm miktarının kayma deneyi için farklı deformasyon hızları için değişimi	201
Şekil 5.18. Kayma deneyinden elde edilmiş gerilme-birim deformasyon grafiği	202

Şekil 5.19. Kayma testi için sürüklenme kuvvetinin birim deformasyon ve deformasyon hızı ile değişimi.....	202
Şekil 5.20. İki eksenli gerilme simülasyonlarında kullanılan numune geometrisi	204
Şekil 5.21. İki eksenli gerdirme numunesinin ağırlı görüntüsü	204
Şekil 5.22. İki eksenli gerdirme neticesinde oluşan martenzit oluşumunun geometri üzerindeki dağılımı	206
Şekil 5.23. İki eksenli gerilme hali için martenzitik dönüşüm miktarları.....	207
Şekil 5.24. İki eksenli gerilme hali için sürüklenme kuvvetinin deformasyon hızı ile değişimi.....	208
Şekil 5.25. Farklı deformasyon modlarının martenzitik dönüşüm miktarı üzerindeki etkisi.....	208
Şekil 5.26. Farklı deformasyon modlarının sürüklenme kuvveti üzerindeki etkisi	209
Şekil 5.27. Farklı deformasyon modları için elde edilmiş akma eğrileri.....	209
Şekil 5.28. Görüntü işleme teknikleri ile içyapıda yer alan fazların renklendirilmesi .	211
Şekil 5.29. İçyapı resminin Comsol V4. ile ağ ile örülmüş bir görüntüsü.....	213
Şekil 5.30. Modellenmiş içyapı resminin analizleri için uygulanan sınır koşulları ve deformasyon tipi	213
Şekil 5.31. İçyapıda meydana gelen martenzitik dönüşümün çeşitli stroke mesafeleri için değişimi.....	215
Şekil 5.32. Kalıntı östenitteki efektif birim deformasyonun stroke mesafesi ile değişimi.....	217

FOTOĞRAF VB. MALZEMELER DİZİNİ

Fotoğraf 1.1. TRIP takviyeli bir çeliğin tipik bir içyapı görüntüsü	5
Fotoğraf 3.1. Epoksi-resin ile kalıplanan numuneler.....	31
Fotoğraf 3.2. Numuneleri zımparalamada kullanılan bazı zımpara kağıtları	32
Fotoğraf 3.3. Otomatik parlatma cihazının fotoğrafı	32
Fotoğraf 3.4. Parlatmada kullanılan elmas süspansiyonlar.....	33
Fotoğraf 3.5. Parlatma kumaşları.....	34
Fotoğraf 3.6. Optik mikroskopun fotoğrafı	35
Fotoğraf 3.7. Yüksek mukavemetli TRIP800 çeliğinin içyapı görüntüsü	36
Fotoğraf 3.8. Deney düzeneği	38
Fotoğraf 3.9. Anizotropilerin belirlenmesinde kullanılan yöntem	64
Fotoğraf 3.10. a) Delik genişletme deney düzeneği, b) deformasyona uğratılmış numune	69
Fotoğraf 3.11. V-eğme deney düzeneği.....	77
Fotoğraf 3.12. Geri esneme açısı ölçümü	78
Fotoğraf 3.13. Malzeme üzerindeki gridleri okuma sistemi	86
Fotoğraf 3.14. Boyun vermiş malzeme.....	87
Fotoğraf 5.1. Mikroyapının sonlu elemanlar yazılımında kullanımı	210

BÖLÜM I

GİRİŞ

Son yıllarda araçların hafifletilmesi için yapılan araştırma-geliştirme (Ar-Ge) çalışmalarına hız verilmiştir. Bu doğrultuda araç gövdesinde kullanılan yeni nesil çeliklerin miktarlarının arttırılması için çalışmalar yapılmaktadır. Yeni nesil çelikler, araçlarda kullanılan parçalarda herhangi bir mukavemet kaybı olmaksızın parça kalınlıklarının azaltılması ile ağırlık azaltılmasını sağlamaktadır. Bu çelikler ayrıca kazalar neticesinde oluşabilecek hasarları en iyi şekilde karşılayabilme özelliğine sahiptirler (Doege vd., 1997; Lagneborg,1991; Hayashi ve Nakagawa, 1994; Mori vd., 2005; International Iron and Steel Intitute, 2006). Bilindiği üzere otomotiv sektöründe emniyet çok büyük öneme sahip olup, otomotiv satışlarını doğrudan etkileyen en önemli faktörlerden birisidir.

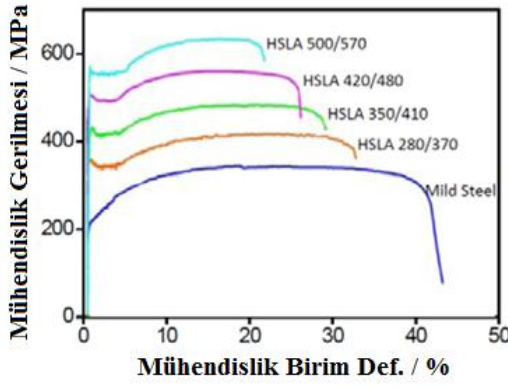
Bu yüksek mukavemetli yeni nesil çeliklerin başında çift (DP) ve üç (TRIP) fazlı çelikler gelmektedir. TRIP çeliği, çelik endüstrisi tarafından geliştirilmiş en yeni ve en çok heyecan uyandıran yeni nesil yüksek mukavemetli çelik olarak karşımıza çıkmaktadır. Benzer mukavemet özelliklerine sahip diğer yüksek mukavemetli çeliklerle karşılaştırıldığında çok daha yüksek süneklik değerlerine sahiptir. Bu özelliği ile de otomotiv mühendislerinin parça tasarım sırasında çok daha karmaşık şekilli parça üretim konusundaki özgürlüğünü artırmakta ve araçların ağırlık ve yapısal performansların uygun hale getirilmesine daha çok katkı sağlamaktadır. Çizelge 1.1’de ULSAB-AVC (UltraLight Steel Auto Body- Advanced Vehicle Concepts) (ULSAB – AVC, 2002) tarafından 2002 yılında otomotiv endüstrisinde en sık kullanılan çelik türlerinin bir takım mekanik özellikleri ve kullanım yerleri raporlanmıştır.

Çizelge 1.1. ULSAB-AVC tarafından yayınlanan otomobil endüstrisinde kullanılan çeliklerin mekanik özellikleri (ULSAB –AVC, 2002)

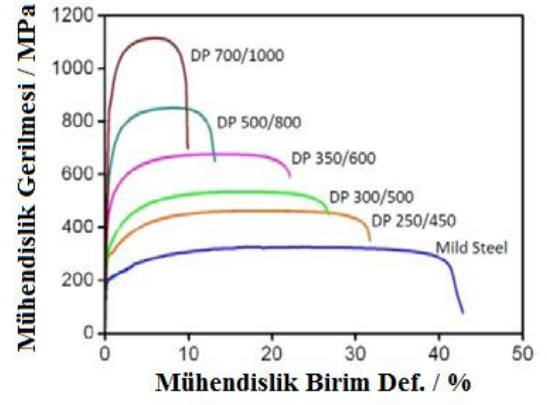
Çelik Tipi	Akma Dayanımı (MPa)	Çekme Dayanımı (MPa)	Toplam Uzama	n	r	Uygulama Alanı
Mild 140/270	140	270	38-44	0,05-0,15	1,8	A,C,F
BH 210/340	210	340	34-39	0,23	1,8	B
BH 260/370	260	370	29-34	0,18	1,6	B
IF 260/410	260	410	34-38	0,13	1,7	C
DP 280/600	280	600	30-34	0,2	1	B
IF 300/420	300	420	29-36	0,21	1,6	B
DP 300/500	300	500	30-34	0,2	1	B
HSLA 350/450	350	450	23-27	0,16	1	A,B,S
DP 350/600	350	600	24-30	0,22	1,1	A,B,C,W,S
DP 400/700	400	700	19-25	0,14	1	A,B
TRIP 450/800	450	800	26-32	0,14	0,9	A,B
HSLA 490/600	490	600	21-26	0,24	1	W
DP 500/800	500	800	14-20	0,13	1	A,B,C,W
SF 570/640	570	640	20-24	0,14	1	S
CP 700/800	700	800	10-15	0,08	1	B
DP 700/1000	700	1000	12-17	0,13	0,9	B
Mart 950/1200	950	1200	5-7	0,09	0,9	A,B
MnB	1200	1600	1-5	n/a	n/a	S
Mart 1250/1520	1250	1520	1-6	0,07	0,9	A

Uygulama kodları: A= Yardımcı parçalar, B=Ana yapı, C=Kafes yapı, F= Yakıt tankı, S= Süspansiyon aksamı, W= Cantlar

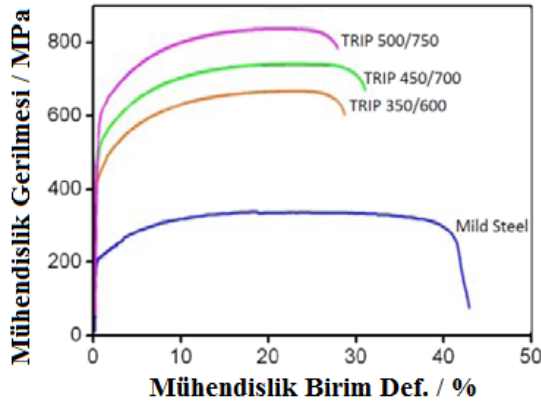
Şekil 1.1’de otomobillerde kullanılan bir seri çeliğin gerilme-birim deformasyon eğrileri verilmiştir. Gerilme birim deformasyon eğrileri, farklı alaşımların bir takım mekanik özelliklerinin karşılaştırılması anlamında oldukça değerlidir. Genelde malzemelerin mukavemetinde sağlanan artış, sünekliğin azalmasına neden olmaktadır. Ancak TRIP çeliklerde mukavemete rağmen önemli miktarda süneklik elde edilmektedir. Bu anlamda TRIP çelikleri otomotiv endüstrisi için oldukça büyük öneme sahiptir. Gerçekte “TRIP”, **TR**ansformation **I**nduced **P**lasticity kelimelerinin kısaltılmış halidir. Bu çeliklerde yüksek şekillendirilebilme kabiliyeti malzeme içyapısında bulunan kararsız haldeki kalıntı östenitin (γ , sünek ve demirin yüksek sıcaklık fazı) verilen plastik deformasyonla birlikte daha sert ve kararlı olan martenzit fazına dönüşmesi ile elde edilmektedir.



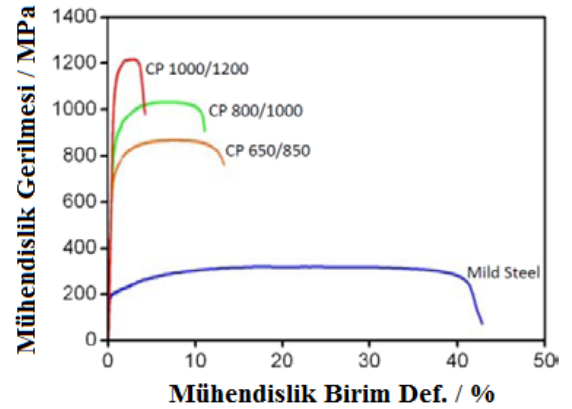
a)



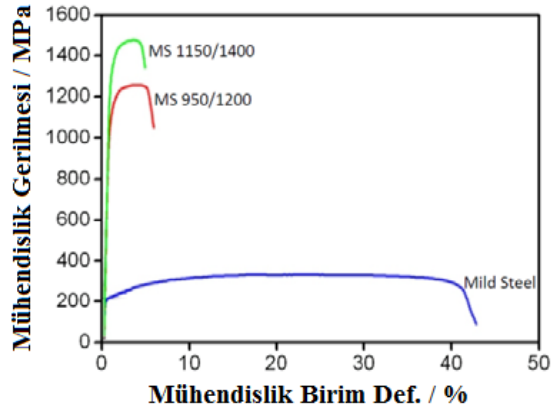
b)



c)



d)



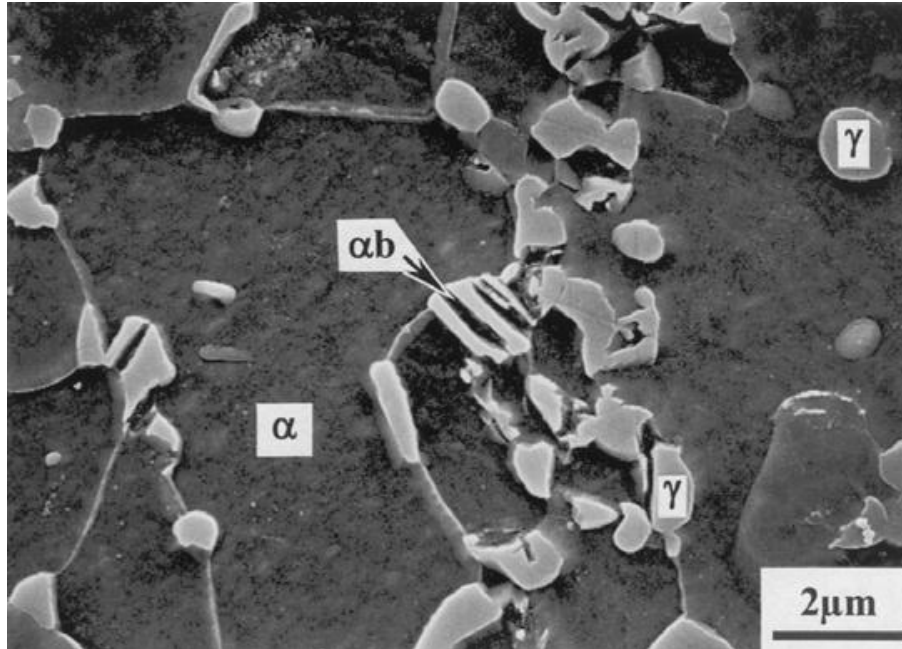
e)

Şekil 1.1. Otomotiv endüstrisinde oldukça yaygın kullanılan bir seri çeliğin mühendislik gerilme-birim deformasyon eğrileri. a) Soğuk haddelenmiş yüksek mukavemetli düşük alaşımlı (High Strength Low Alloy HSLA) çelikler, b) Çift fazlı (Dual Phase, DP) çelikler, c) Dönüşümün sağladığı plastisite (TRansformation Induced Plasticity, TRIP) çelikler, d) Karmaşık fazlı (Complex Phase, CP) çelikler, e) Martenzitik (Martensitic Steel, MS) çelikler (Auto/Steel Partnership (A/SP), 2009)

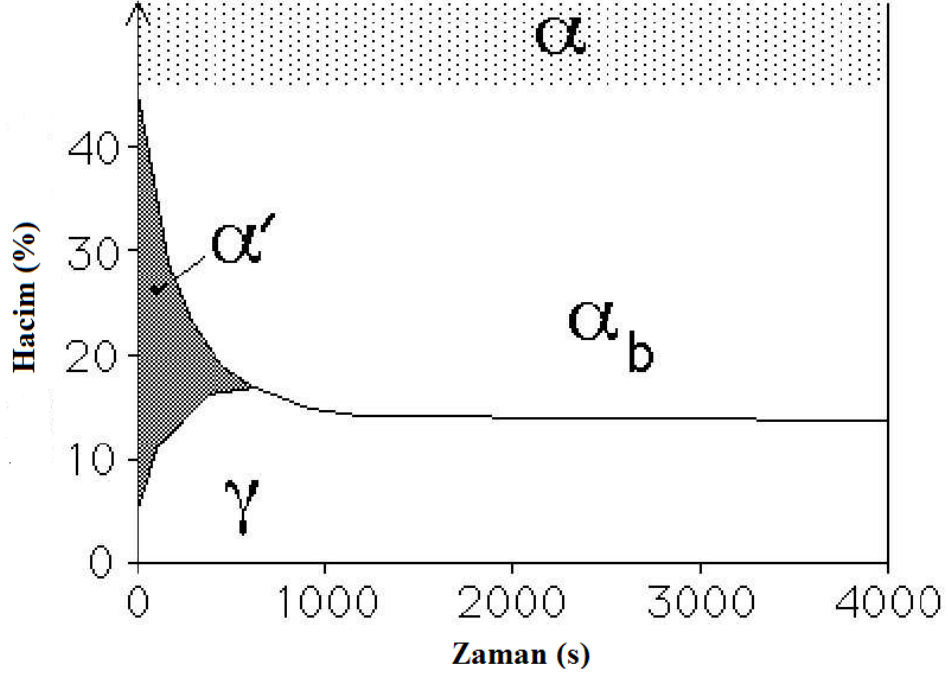
1.1 TRIP ve TRIP Takviyeli Çelikler

TRIP çelikler ile ilgili ilk uygulama Zackay vd. (1967) tarafından yapılmış olup deformasyonun sebep olduğu martenzitik dönüşümden dolayı yüksek miktarda uzayabilen çelikler geliştirmişlerdir. Geliştirilen bu çelikler ortam sıcaklığında tamamen östenitik yapıdadır. 1980'lerde ise TRIP etkisi düşük alaşımlı çelikler içinde gösterilmiştir (Matsumura vd., 1987; Matsumura vd., 1987; Takechi vd., 1987). Geliştirilen bu çeliklerde mikro yapı hacimce %50-60 ferrit (karbonun hacim merkezli kübik (HMK) yapıli demirdeki arayer katı çözeltisidir), %20-30 beynit (östenit fazının bozunması ile oluşan α -ferrit ve çok küçük Fe_3C parçacıkları karışımı) ve geri kalan kısmı ise (%10-30) kalıntı östenitten (karbonun yüzey merkezli kübik (YMK) yapıli demirdeki arayer katı çözeltisi) oluşmaktadır. Bu çelikleri tamamen östenitik çeliklerden ayırmak için TRIP takviyeli (TRIP-assisted) çelikler olarak isimlendirilmektedir ve daha öncede belirtildiği üzere içyapıda yer alan bu kalıntı östenitin deformasyon ile martenzit fazına dönüşmesi şekillendirilebilirliği önemli ölçüde artırabilmektedir. TRIP takviyeli çelikler sıcak haddeleme ve soğuk haddeleme

olmak üzere iki şekilde üretilmektedirler. Sıcak haddelemede ilk olarak çelikler tekrar kristallenme sıcaklığının üzerindeki bir sıcaklığa kadar ısıtılır ve bu noktada merdaneler ile daha ince kesitli bir kesit alana indirilirler. Bu işlem çeliklerin ortalama tane boyutunu düşürmektedir. Bu noktadan sonraki çeliğin soğutma hızı ayarlanarak östenit fazının ferrite ve daha sonrada beynit fazlarına dönüşümü kontrol edilebilir. Soğuk haddelenmiş TRIP takviyeli çeliklerde ise istenilen mikro yapının elde edilmesi için iki kademeli tavlama işlemi uygulanmaktadır. Malzeme ilk etapta ferrit ve östenit fazlarının birlikte bulunduğu ($\alpha+\gamma$) bölgeye kadar ısıtılmakta daha sonra beynitik dönüşümün başladığı sıcaklığa kadar soğutulur (350-450 °C) bu noktada bir miktar bekletildikten sonra oda sıcaklığına ani olarak soğutulmaktadır. Böylelikle içyapıda ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazları oluşmaktadır ve bu çelikler TRIP takviyeli çelikler olarak isimlendirilmektedir. Eğer ki beynitik dönüşüm sıcaklığında beklenmeden direkt olarak malzeme soğutulursa içyapıda sadece ferrit ve martenzit oluşur ki bu çeliklerde çift fazlı çelikler (**Dual Phase steel, DP**) olarak isimlendirilmektedir (Parish, 2000). Fotoğraf 1.1’de TRIP takviyeli çeliğin tipik bir içyapı resmi yer almaktadır. Fotoğrafta kalıntı östenit beyaz renkte, ferrit siyah renkte görülmektedir.



Fotoğraf 1.1. TRIP takviyeli bir çeliğin tipik bir içyapı görüntüsü (Girault vd., 2001)



Şekil 1.2. Çeliğin tipik beynitik reaksiyon süresince içyapı değişiminin şematik gösterimi (Jacques vd., 2001)

Sıcak ve soğuk haddelenmiş TRIP takviyeli çeliklerin her ikisinde de beynitin izotermal oluşumu süresince içyapı gelişimi birbirine benzer olmaktadır. Tipik bir dönüşüm haritası Şekil 1.2’de verilmiştir. Beynitik reaksiyon gelişirken kalıntı östenit karbonca zenginleşir ve soğuma esnasında martenzitik dönüşüme karşı kararlılık kazanmaktadır. Burada α' martenzit fazını gösterirken α_b beynitik reaksiyon esnasında oluşan beynit fazını göstermektedir. γ ise içyapıda yer alan östenit fazını göstermektedir.

1.2 TRIP Takviyeli (TRIP-assisted) Çeliklerde Alaşım Elementleri ve Etkileri

Literatürde birçok farklı alaşım oranına sahip TRIP takviyeli çeliklerin özelliklerinin belirlenmesine yönelik çalışmalar bulunmaktadır. Çizelge 1.2’te bazı TRIP takviyeli çeliklerin kimyasal kompozisyonları verilmiş olup bu alaşım elementlerinin etkileri aşağıda açıklanmıştır.

Çizelge 1.2. Literatürde çalışılan bazı TRIP takviyeli çeliklerin kimyasal kompozisyonları (Girault vd., 2001; Jacques vd., 2001a,b; Hashimoto vd., 2004; Jacques vd., 2001; Hanzaki vd., 1995; Jiao vd., 2002; Kim vd., 2003; Matsumura vd., 1987; Sugimoto vd., 1992; Sugimoto vd., 2006; Sugimoto vd., 2002 (a,b) Srivastava vd., 2006; Chiang vd., 2011).

C	Si	Mn	Al	P	Nb	Mo	Cu	Cr	Ni
0,38	1,53	0,83		0,007					
0,18	2	1,5	0,037	0,015					
0,19	2,48	1,49	0,036	0,014					
0,11	0,59	1,55	1,5	0,012					
0,14	0,53	1,57		0,204					
0,22	1,55	1,55	0,028		0,035				
0,2	1,48	1,44	0,04	0,004	0,109				
0,2	1,47	1,51	0,028	0,004	0,047	0,2			
0,2	1,6	1,6	0,028		0,041	0,3			
0,21	1,49	1,49	0,028	0,005	0,017	0,1			
0,14	1,49	1,51	0,04	0,0012			0,51		
0,15	1,52	1,51					0,51	0,39	
0,15	1,55	1,5					0,51		0,41
0,27	2	1,6	0,021	0,021	0,005				
0,17	1,53	1,5	0,03	0,07					

TRIP takviyeli çeliklerde ana alaşım elementleri C, Si, Mn ve Al'dur. Diğer alaşımlandırma elementlerinin oranları oldukça düşük olmasına karşın malzemenin mikro yapısı üzerinde önemli etkilere sahip olabilmektedirler.

Alaşım elementleri içerisinde karbon önemli bir rol oynamaktadır. Karbon içyapıda yer alan kalıntı östeniti ara yer katı çözeltisi pekleşmesi ile mukavemetlendirmekte ve kararlılığını da artırmaktadır. Çeliğin beynitik dönüşümü esnasında karbon kalıntı östenit içerisine diffuse ederek östenit karbonca zenginleşmektedir. TRIP çeliklerde kalıntı östenitin martenzite olan dönüşümünün hangi gerilme veya deformasyon

oranında meydana geleceğini kalıntı östenit içerisindeki karbon oranı tayin etmektedir. Düşük karbon seviyesi, kalıntı östenitin martenzit fazına olan dönüşümünü deformasyonun çok erken safhalarında meydana gelmesine sebep olmakta buna bağlı olarak ta şekillendirme işlemi sırasında pekleşme hızının ve şekillendirilebilirliğin artmasına sebep olmaktadır. Kalıntı östenit içerisinde karbon oranı yüksek olması durumunda ise östenit çok daha kararlı olmakta ve deformasyonun oldukça ileri safhalarında dönüşüm meydana gelmektedir. Şekillendirme işlemleri sonunda içyapıda kalıntı östenit hala yer alabilmektedir.

Karbon dışındaki alaşımlandırma elementlerinin malzemeye ilave edilme sebepleri şu şekilde sıralanabilir.

- İç yapıdaki kalıntı östenit miktarının optimize edilmesi
- Sementit çökmesinin kontrol edilmesi
- Ferrit fazının dayanımının artırılması
- Sertleşebilirliğin artırılması

TRIP malzemelerin bir diğer ana alaşım elementi ise silisyumdur (Si). Silisyum beynitik dönüşüm esnasında sementit fazının oluşmasını geciktirmekte ve buna ilave olarak ta kalıntı östenitin kararlılığının artırılmasına katkıda bulunmaktadır. Silisyumun sementit fazı içerisindeki çözülebilirliğinin oldukça düşük olması sementit fazı içerisine girmesi veya uzaklaşması için yüksek sürüklenme kuvveti gerektirmektedir. Sementit çekirdekleri etrafında biriken silisyum atomları karbon atomlarının aktivitesini artırarak sementit çekirdeklerinin içerisine diffüz etmesini engellemektedir (Bhadeshia, 2001). Girault vd. (2001) yaptıkları çalışmada sementit oluşumunun geciktirilmesinde gerekli olan minimum silisyum miktarı ağırlıkça ~%0,8 oranındadır. Bununla birlikte yüksek oranda silisyum içeriği çelik üretimi esnasında yüksek oksit tabakası, düşük yüzey kalitesi ve düşük kaplanabilme gibi problemlere de yol açabilmektedir. Bu durum özellikle çeliklerin galvanizlemesinde problem teşkil etmektedir (Lin vd., 2004; Mintz, 2001; Mahieu vd., 2002).

TRIP çeliği içerisine katılan diğer bir önemli alaşım elementi ise alüminyumdur. Alüminyum da beynitik dönüşüm esnasında silisyum elementi gibi sementit oluşumunu geciktirmektedir ancak aynı ağırlık oranında alüminyumun silisyuma göre sementit

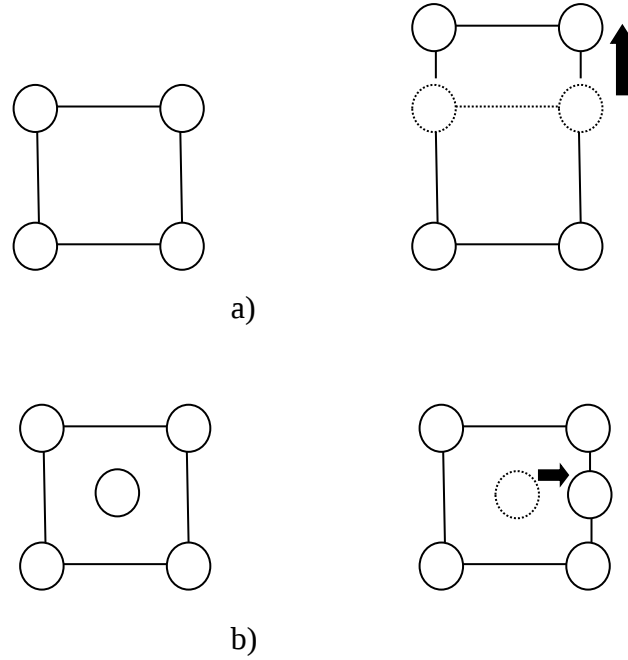
oluşumunu engelleme potansiyeli daha düşüktür (Girault vd., 2001; Jacques vd., 2001a-b). Alüminyum içeren çeliklerde büyük oranda östenit bulunduğundan, çekme deneyi esnasında daha fazla TRIP etkisi gözlemlenebilmektedir. Ancak alüminyum, silisyum kadar ferrit fazını mukavemetlendirememekte, bu da malzemenin genel dayanım miktarını önemli ölçüde değiştirmektedir (Jacques vd., 2001). Bundan dolayı TRIP çeliklerin üretimi esnasında silisyum elementi yerine tamamen alüminyumun kullanılması da istenilen mukavemet/süneklik dengesini bozmaktadır. Tipik düşük alaşımlı TRIP çeliklerde ise mangan malzemenin sertleşebilirliğine önemli katkıda bulunmaktadır. Ayrıca östenitin kararlılığını artırmakta ve sementit oluşum sıcaklığını düşürmektedir (De Cooman, 2004).

Son yıllarda TRIP çeliklerde martenzit oluşum sıcaklığını düşüren ve beynitik dönüşüm esnasında içyapıda karbid oluşumunu geciktiren Niobium elementi üzerine de birçok çalışma yer almaktadır (Hashimoto vd., 2004; Bhattacharyya vd., 2011; Pereloma vd., 1999; Sugimoto vd., 2006). Buna ilave olarak ta malzemenin akma gerilmesini 50 MPa kadar artırırken çekme dayanımında herhangi bir etkisinin bulunmadığı da gözlemlenmiştir (Sugimoto vd., 2006).

1.3 Martenzitik Dönüşüm

Çeliğin su verme işlemi ile sertleştirilmesi binlerce yıldır uygulanmakta olan bir metottur. Yapılan bu işlem ile elde edilen mukavemetlendirme işlemi martenzitik dönüşüm olarak adlandırılan yapısal değişimin bir sonucu olarak karşımıza çıkmaktadır. Martenzitik dönüşüm birçok metalik malzemelerde olduğu gibi seramik malzemelerde de yaygın olarak gözlemlenen bir olgudur. Martenzitik dönüşüm Wayman (1983) tarafından yapılan bir çalışmada detaylı olarak gözden geçirilmiştir. Martenzitik reaksiyon birinci mertebeden katı hal değişimi olarak değerlendirilebilir. Bu duruma, a) yer değiştirmeli b) yayınmasız ve c) kayma benzeri deformasyon ile artış gösteren deformasyon enerjisinin değiştirdiği kinetik ve morfoloji de hakim olmaktadır. Bu üç karakteristik özellik martenzitik dönüşümün tanımlanması için gerekli ve yeterli olmaktadır.

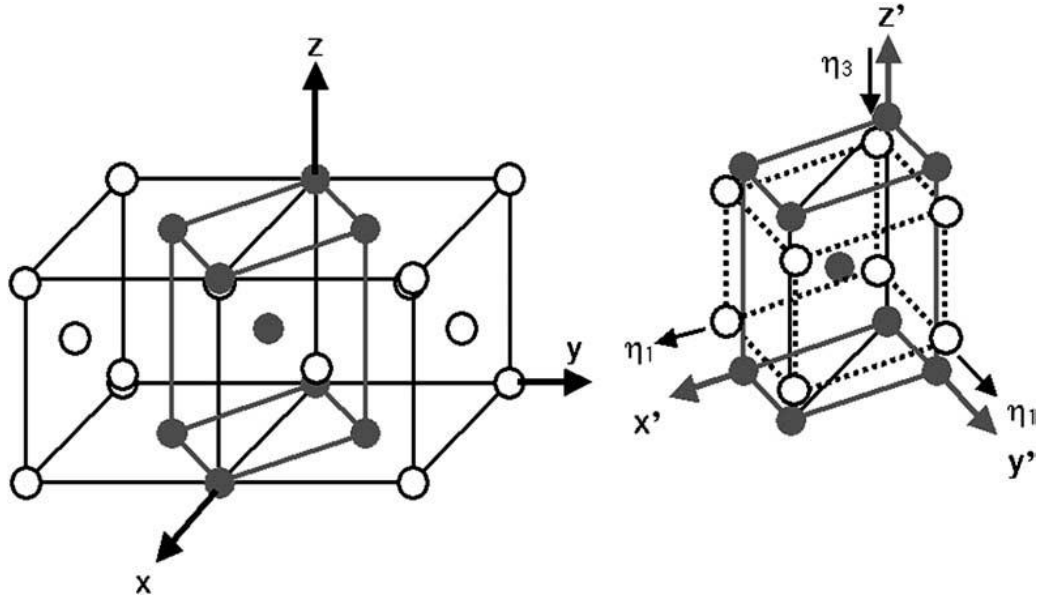
Martenzitik dönüşüm, atomların yer değiştirmesi ile oluşan faz dönüşümünün genel bir sınıflandırması olarak tanımlanabilmektedir. Yer değiştirmeli faz dönüşümü ise atomların bir atom boşluğu mesafesinden çok daha küçük bir mesafede hareket etmesi ile oluşan yüksek hızlı dönüşüm olarak tanımlanabilmektedir. Atomların yer değiştirmesi ile oluşan yeni fazda, atomlar koordineli olarak kayarlar ve bundan dolayı bu tip dönüşüme bazen “military” dönüşüm olarak ta isimlendirilmektedir. Burada atomlar komşu atomlara göre daha organize hareket etmektedirler. Genelde bu tip yer değiştirmeler homojen kafes deformasyonu (homogenous lattice deformation) ve atomların direkt olarak yer değiştirmelerinin (shuffles) bir kombinasyonu olarak ortaya çıkmaktadır. Şekil 1.3’de bu iki durum şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 1.3. Homojen kafes deformasyonu (a), atomun yer değiştirmesi “shuffles” (b)

Bir kafes deformasyonunda koordine edilmiş kayar atomlar Bravais kafesini homojen olarak bir diğerine dönüştürmekte ve aynı zamanda dönüşüme uğrayan bölge ile bitişik bölge arasındaki etkileşimden ötürü rijit-cisim rotasyonu oluşabilmektedir. Bir kristal yapı içerisinde kafes deformasyonu ile değişmeyi başarmış kısım saf deformasyon bölgesini teşkil etmekte ve genelde Bain distorsiyonu veya Bain birim deformasyonu olarak isimlendirilmektedir. Bu terim temelinde demir içerikli alaşımlarda yüzey merkezli kafes yapısından hacim merkezli kafes yapısına dönüşümü gösteren

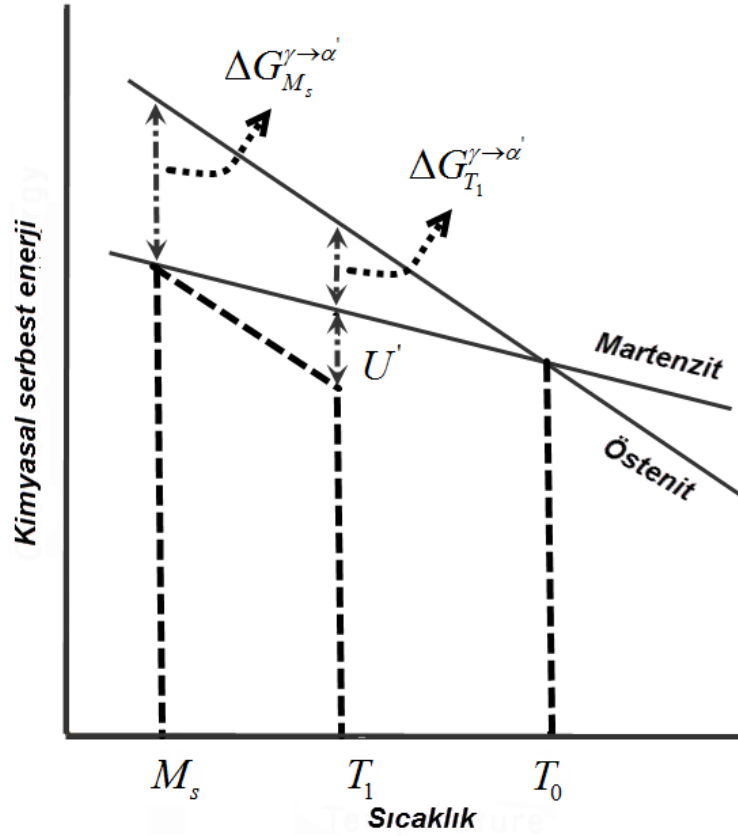
martenzitik dönüşümü ifade etmektedir. Şekil 1.4’de Bain distorsiyonu ile oluşan faz ve onu çevreleyen ana faz, şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 1.4. Demir alaşımlarında YMK demirden HMK demire olan martenzitik dönüşümün şematik olarak gösterilmesi (Han vd., 2004)

Bu dönüşüm kayma birim deformasyonlarını oluşturduğu gibi malzemenin kimyasal kompozisyonuna bağlı olarak yaklaşık %5 oranında hacimce büyümeyi de yanında getirmektedir. Yer değiştirmeli olarak gerçekleşen faz dönüşümleri kafes deformasyonlarının veya atomik yer değiştirmelerin çeşitli kombinasyonlarını içermesine rağmen, martenzitik dönüşüm atomların yer değiştirmesinden daha çok kafes deformasyonu ile meydana gelmektedir.

Martenzitik dönüşümün başlangıcının belirlenmesinde kullanılan bir diğer önemli unsur ise sürüklenme kuvvetidir. Herhangi bir sıcaklık değeri için içyapıdaki en düşük enerji seviyesine bağlı olarak öncelikli bir kristalografik yapı mevcuttur. Martenzit fazı düşük sıcaklıklarda termodinamiksel açıdan tercihli bir yapıya sahip olduğundan çelik malzemeye su verilme işlemi uygulandığında (quenching) yüksek sıcaklıklarda kararlı olan östenit fazı martenzit fazına dönüşmektedir. Şekil 1.5’de martenzitik dönüşüm için gerekli kimyasal serbest enerjinin sıcaklık ile değişimi şematik olarak gösterilmektedir.



Şekil 1.5. Martenzitik dönüşüm için gerekli kimyasal serbest enerjinin sıcaklık ile değişiminin şematik olarak gösterimi

Martenzit ve östenit fazları arasındaki serbest enerji farkı martenzitik dönüşüm için gerekli sürüklenme kuvvetini $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ göstermektedir. Dönüşümün meydana gelebilmesi için bu enerji sınırının aşılması gerekmektedir. Eğer ki tatbik edilen sürüklenme kuvveti yeteri kadar büyük değil ise enerji sınırı aşılamaz, böylelikle kalıntı östenitin termodinamiksel açıdan daha uygun olan martenzit fazına dönüşümü gerçekleşmez. Böylelikle içyapıda kalıntı östenit fazı kararsız halde (metastable) kalmaya devam eder. Östenit ve martenzit fazlarının T_0 sıcaklığındaki serbest enerjileri denge halinde bulunmakta ve sıcaklık T_1 'e doğru düşürüldükçe dönüşüm için gerekli olan kimyasal sürüklenme kuvveti $\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ artmaktadır. Bundan dolayı östenit fazı yeteri kadar düşük sıcaklığa (M_s) hızlı bir şekilde soğutulduğu zaman ani olarak martenzit fazına dönüşüm oluşmaktadır. Östenit (γ) ve martenzit (α') fazlarının M_s sıcaklığındaki serbest enerjileri arasındaki fark martenzitik dönüşüm için gerekli kritik kimyasal sürüklenme

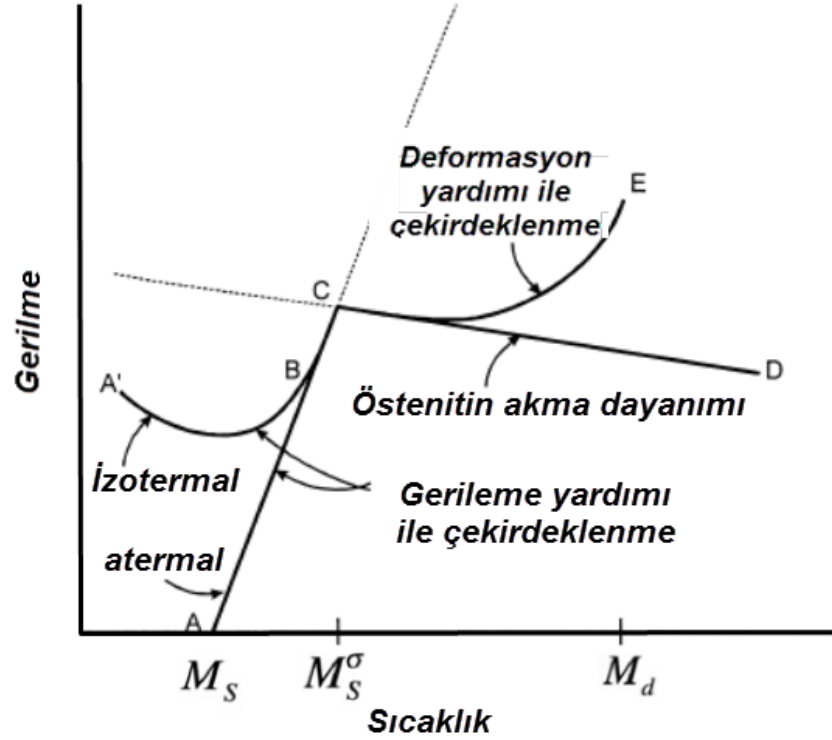
kuvvetini $\Delta G_{Ms}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ göstermektedir. Bu martenzitik dönüşüm M_s sıcaklığının altına kadar devamlı olarak soğutulmaya devam ederse martenzitik dönüşümde kritik M_f sıcaklığına kadar dönüşüm devam etmektedir. Bu sıcaklıktan sonra herhangi bir dönüşüm olmamakta ve içyapıda hala dönüşmemiş halde bulunan östenit fazı kalıntı östenit olarak isimlendirilmektedir. Dönüşüm için gerekli sürüklenme kuvveti bir diğer ifade ile uygulanması gereken mekanik iş olarak da ifade edilebilmektedir. Mekanik iş ise malzemeye uygulanan gerilme olarak değerlendirilebilmektedir. Bu bağlamda östenit fazının martenzit fazına olan dönüşümü eşzamanlı olarak dönüşümün gerçekleştiği sıcaklıktan daha yüksek seviyelerde gerçekleşebilmektedir. M_s sıcaklığının üzerinde gerçekleşen bu dönüşüm mekanik iş takviyeli dönüşüm olarak isimlendirilmektedir.

1.4 Dönüşüm Plastisitesi

Martenzitik dönüşüm esnasında oluşan kayma benzeri yer değiştirme işlemi, harici gerilmelerin uygulanması durumundaki özel etkileşimlerin oluşmasından sorumludurlar. Martenzitik şekil değişiminin kendisi malzemelerin gerilme birim deformasyon davranışını etkileyen ve dönüşüm takviyeli plastisite (TRIP) olarak isimlendirilen ilave deformasyon katkısıdır. Uygulanan gerilme neticesinde oluşan martenzitik dönüşüm malzemelerin mekanik özelliklerini önemli ölçüde değiştirebilmektedir. Bu eşsiz işlem malzemelerdeki dönüşümün avantajının kullanılması ile tasarımlarda kullanılmaktadır. Bu tip yapısal değişimlerin malzeme üzerine olan etkileri malzemedeki yapı ve mekanik özelliklerin bilinen ilişkilerine göre oldukça yenidir.

Martenzitik çekirdeklenme işlemi esnasında elastik gerilmeler ve plastik birim deformasyon arasındaki ilişkinin belirlenmesi, konunun anlaşılması adına faydalı olacaktır. Şekil 1.6'da M_s sıcaklığının çok ta üzerinde olmayan bir sıcaklıkta uygulanan gerilme neticesinde, uygulanan gerilmenin ana fazın akma dayanımından düşük olmasına rağmen çekirdeklenme oluşturabileceğini göstermektedir. Meydana gelen bu dönüşüm uygulanan gerilmenin termodinamik katkısı ile meydana geldiğinden, gerilme nedenli dönüşüm olarak isimlendirilmektedir. Bir diğer ifade ile, M_s sıcaklığına yapılan bir soğutma işlemi neticesinde herhangi bir harici gerilmeye ihtiyaç olmaksızın oluşabilen çekirdeklenme için gerekli kritik sürüklenme kuvvetine, M_s sıcaklığının üzerindeki sıcaklıklarda ilaveten uygulanan mekanik iş ile ulaşılabilir. Bu

mekanik işin malzemeye tatbik edilmemesi durumunda herhangi bir dönüşüm olması söz konusu olamaz. Bu ilişkiden dolayı gerilme takviyeli çekirdeklenme durumu, sıcaklığın artması ile yüksek gerilme değerlerine ihtiyaç duymaktadır. Bu durum şematik olarak Şekil 1.6’da gösterilmektedir.



Şekil 1.6. Gerilme nedeli dönüşüm ve birim deformasyon nedenli martenzitik dönüşüm arasındaki ilişkiyi gösterir grafik (Kubler vd., 2011)

Şekilde AC doğrusu incelendiğinde dönüşüm için gerekli olan gerilme miktarının uygulanan sıcaklık ile arttığı görülmektedir. $M_s^σ$ olarak gösterilen sıcaklık değerinde çekirdeklenme için gerekli olan gerilme değeri östenit fazının akma dayanımına eşit olmaktadır. Bu sıcaklık değerinin üzerinde ise plastik şekil değişimi dönüşümde etkili olmaktadır. Bu dönüşüm deformasyon nedenli dönüşüm olarak isimlendirilmektedir. Bu koşullar altında $M_s^σ$ üzerindeki sıcaklıklarda çekirdeklenme gerilmesi AC doğrusu boyunca azalmamakta ancak CD eğrisi boyunca bu gerilme değeri düşmektedir. Kimyasal sürüklenme kuvvetinin çok düşük olduğu M_d sıcaklığında ve bu sıcaklık değerinin üzerindeki sıcaklıklarda dönüşümün mekanik olarak gerçekleşmesi mümkün olmamaktadır. Makroskobik ölçüde akma, ACD çizgisini izlemektedir. Gerilme ve

deformasyon nedenli sıcaklık değişimlerinde sıklıkla çakışma söz konusudur. Bundan dolayı iki rejimi ayıran sıcaklık noktasının net olarak belirlenmesi olasılığı yoktur. ACD hattı TRIP olayının gerçekleştiği gerilme sıcaklık şartını göstermektedir.

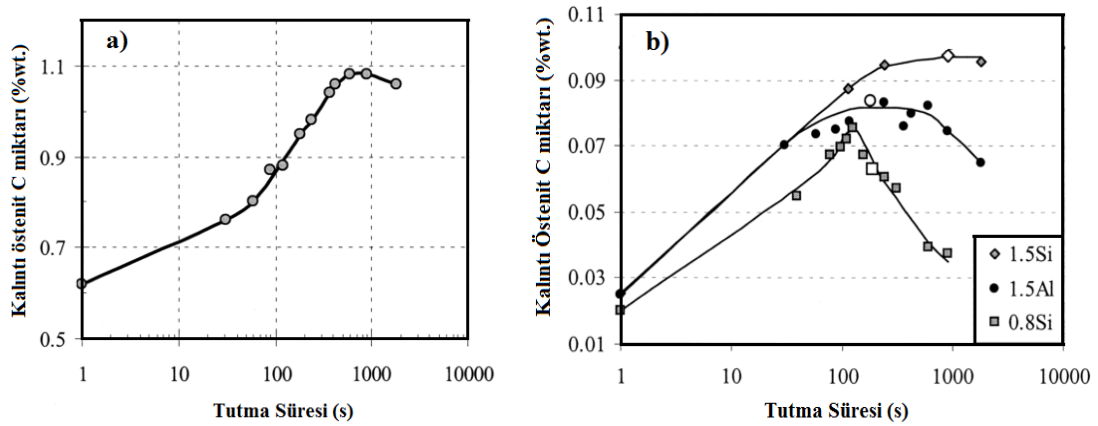
M_s^σ 'nin altındaki sıcaklıklarda gerilme yardımı ile dönüşümün başladığı AB hattının üzerinde, ilave gerilme uygulayarak elde edilecek daha fazla dönüşümden dolayı daha fazla plastik deformasyon elde etmek mümkün olacaktır. Bu şartlar altında martenzit fazının hacim oranı plastik deformasyon ile doğrusal ilişki göstermektedir. Elde edilen faz morfolojisi ise herhangi bir gerilme uygulanmaksızın M_s sıcaklığının altına soğutulması ile eş zamanlı olarak elde edilen faz morfolojisi ile neredeyse benzer özellikler taşımaktadır. M_s^σ üzerindeki sıcaklıklarda ise martenzitik dönüşüm ile plastik birim deformasyon arasında sigmoid bir ilişki söz konusudur. Bu durumda oluşan faz morfolojisi ise BC hattı boyunca ilgili fazın kayma tipli deformasyonu ile oluşan yeni çekirdeklerin morfolojisine bağlı bulunmaktadır.

Karbonca zenginleştirilmiş kalıntı östenit ihtiva eden TRIP takviyeli çeliklerde, bu kalıntı östenit deformasyon ile birlikte kısmi olarak veya tamamen martenzit fazına dönüşebilmektedir. TRIP takviyeli çelikler üzerine yapılan çoğu araştırma büyük plastik deformasyonların uygulandığı çekme deneylerine ve bu çalışmalardan elde edilen sonuçlara dayanmaktadır. Deformasyon nedenli olarak oluşan martenzit fazı, ilk olarak martenzit çekirdeklerinin oluşması ile başlamaktadır. Her bir çekirdek daha sonra sabit bir hacimde martenzit şeritleri oluşturmaktadır. Oluşan martenzit şeritlerinin diğerini tetikleyebildiği otokataliz durumda oluşabilmektedir.

Malzeme içerisinde bulunan kararsız haldeki kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümünü etkileyen birçok parametre bulunmaktadır. Mikro ölçekte dönüşüm üzerine etki eden bu parametreler malzemenin makro ölçekteki mekanik özelliklerini de önemli ölçüde etkilemektedir. Genelde bu parametreler malzeme içerisinde yer alan kalıntı östenitin ve ferritin bir takım mekanik özelliklerine etki etmektedirler. Kalıntı östenitin martenzitik dönüşüme, deformasyonun hangi safhasında başlayacağını bu fazın ne kadar kararlı olup olmadığı tayin etmektedir. Kalıntı östenit fazının kararlılığı ise alaşım elementlerine ve bunların oranlarına, uygulanan ısı işlem sıcaklıklarına ve bunların sürelerine genel anlamda bağlı bulunmaktadır. Alaşım elementleri içerisinde

kalıntı östenitin kararlılığını etkileyen en önemli alaşım elementi karbondur. Daha önce de belirtildiği üzere kalıntı östenitin miktarı ve karbonca zenginleştirilmesi, beynitik dönüşümün uygulandığı evrede yapılmaktadır ki bu noktadaki bekleme süresi ve bu evrede malzeme içerisinde sementitin çökmesini engelleyen silisyum veya alüminyumun içyapıdaki oranları da oldukça önemlidir.

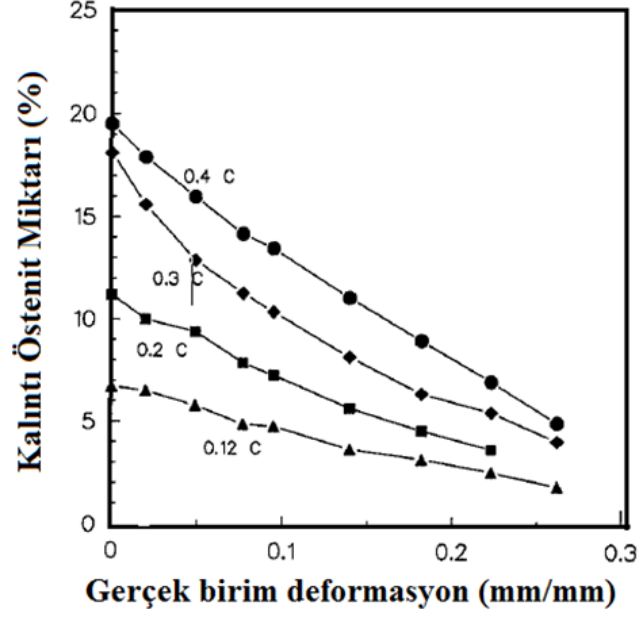
Şekil 1.7 a ve b’de sırasıyla beynitik dönüşüm esnasında bekleme süresinin kalıntı östenit miktarına ve farklı silisyum ve alüminyum içerikli bu çeliklerdeki kalıntı östenit içerisindeki karbon miktarının bekleme süresi ile değişimi görülmektedir. Şekil 1.7-a’da görüldüğü üzere beynitik dönüşüm esnasında bekleme süresi ile kalıntı östenit içerisinde yer alan karbon miktarı artmaktadır. Şekil 1.7-b’de ise farklı silisyum ve alüminyum oranına sahip TRIP takviyeli çeliğin beynitik dönüşüm esnasında kalıntı östenitin karbonca zenginleşmesi görülmektedir. Şekil incelendiğinde aynı alüminyum ve silisyum oranına sahip iki ayrı çeliğin kalıntı östenitinin karbonca zenginleşmesinin silisyum ihtiva eden çelikte daha fazla olduğu görülmektedir. Bununla birlikte silisyum oranı azaldıkça bu oran da azalmaktadır.



Şekil 1.7. Beynitik dönüşüm esnasında bekleme süresinin a) Kalıntı östenit miktarına ve b) Kalıntı östenit içerisindeki karbon miktarına etkisi (Girault vd., 2001)

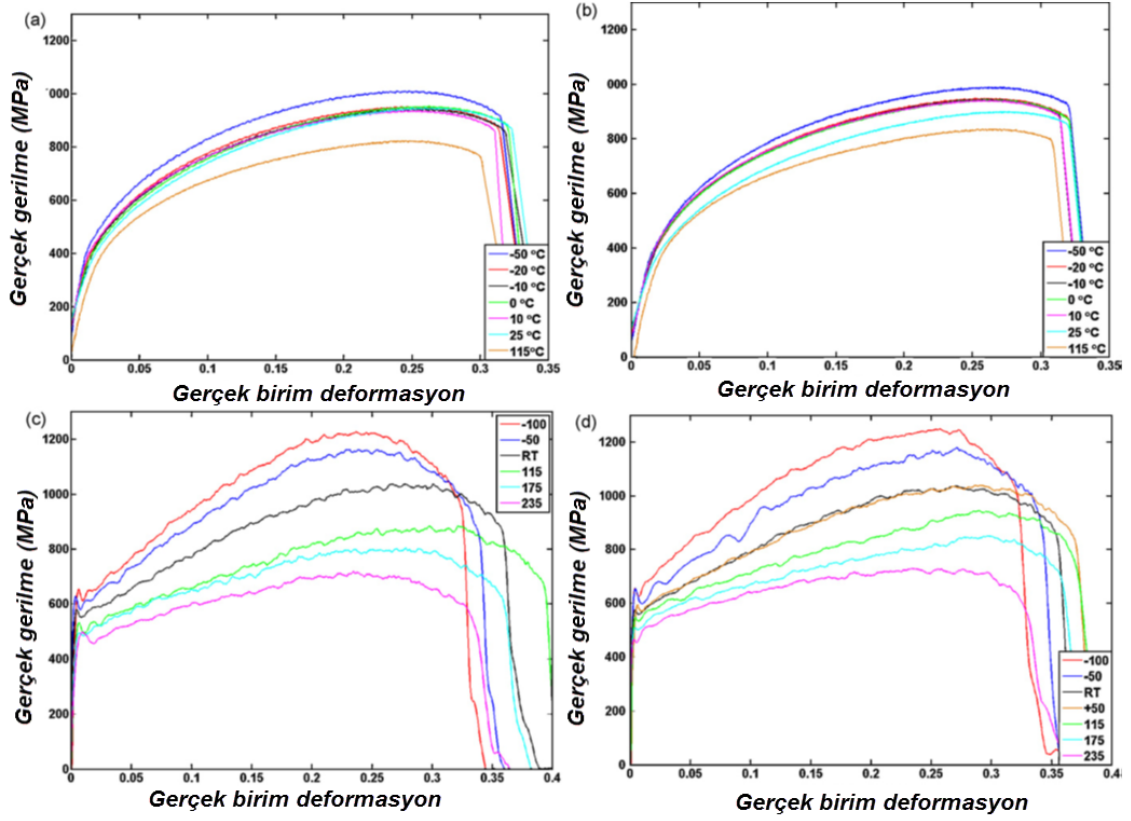
Kalıntı östenitin karbonca zenginleştirilmesi dönüşüm için gerekli olan mekanik sürüklenme kuvvetinin artmasına sebep olur ki bu durum dönüşümün deformasyonun ileriki safhalarında meydana gelebileceğinin bir göstergesidir. Buna ilave olarak ta deformasyon sonunda malzeme içerisinde kalıntı östenit kalabilmektedir ve bu durumda şekillendirme daha sınırlı olmaktadır.

Kalıntı östenitin kararlılığını etkileyen bir diğer önemli parametre ise kalıntı östenitin tane boyutu ve tipidir (Chiang vd., 2011; Guimarães, 2008; Turteltaub ve Suiker, 2006; Mazzoni-Leduc vd., 2010; Oh vd.,; Basuki vd., 1999; Koh vd., 1998). Turteltaub ve Suiker (2006) yapmış oldukları teorik çalışmada kalıntı östenitin kararlılığının tane boyutunun artması ile azaldığını belirlemişlerdir. Bunun nedeni olarak ta çok küçük tane boyutuna sahip kalıntı östenit içerisinde martenzit fazının çekirdeklenmesine katkıda bulunan istiflenme kusurlarının (stacking fault) ve diğer kusurların az olması gösterilmektedir. Buna ilave olarak ta Oh vd. (Oh vd.,) yapmış oldukları çalışmada da granüler tipdeki kalıntı östenitin martenzitik dönüşümünün film tipindekinden daha erken deformasyonlarda başladığını belirlemişlerdir. İçyapıda yer alan kalıntı östenitin kararlılığı yukarıda belirtilen özelliklerin yanı sıra kendisini çevreleyen diğer fazların da bir takım özelliklerine bağlı bulunmaktadır. Bu özelliklerin başında diğer fazların sertlikleri gelmektedir. Bir deformasyon esnasında içyapıdaki fazların sertlikleri (sırayla ferrit, beynit, kalıntı östenit, martenzit) artmaktadır. Ferrit fazında elde edilen sertlik artışı gerilmenin kalıntı östenite aktarılmasını geciktirmekte ve bundan dolayı da TRIP olayı gecikmektedir (Furne vd., 2002). Silisyum içeriği azaltılmış çeliklerde elde edilen kalıntı östenit miktarı da azalmaktadır. Buna rağmen bu çeliklerde olumlu sonuçlar elde edilebilmektedir. Bunun nedeni olarak ta içyapıda matrisi mukavemetlendirebilen martenzit fazının varlığının TRIP etkisini geciktirmesi olarak gösterilebilir. Buna ilave olarak matris fazının sertliğindeki herhangi bir artış mekanik özellikler açısından faydalı olabilirken bu matrisin mukavemet değerlerindeki artış şekillendirilebilme adına her zaman yarar getirmeyebilmektedir. Sakuma vd., (1991a,b) yapmış oldukları çalışmada karbon oranının çelik içerisinde artırılması içyapıdaki kalıntı östenit miktarını artırdığını ve daha kararlı olduğunu belirlemişlerdir. Buna ilave olarak ta içyapıdaki ferrit miktarının azaldığını ve bunun neticesinde de artan mukavemet özelliğine karşılık süneklikte önemli azalma olduğunu tespit etmişlerdir. Şekil 1.8’de görüleceği üzere karbon oranı yüksek olan kalıntı östenitin deformasyonla birlikte dönüşüme uğrama hızı diğer düşük oranlı kalıntı östenite göre daha yavaş olmaktadır.

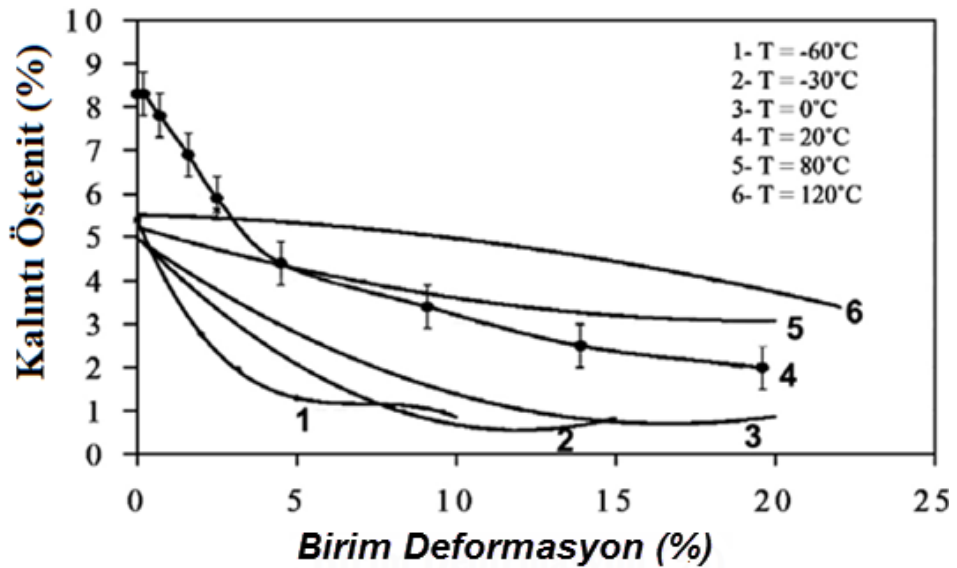


Şekil 1.8. Kalıntı östenitin içerdiği karbon miktarına bağlı olarak birim deformasyon ile değişimi (Sakuma vd., 1991a,b)

İçyapıda yer alan kalıntı östenitin kararlılığını etkileyen makro ölçekteki parametreler ise malzemenin şekillendirme sıcaklığı ve deformasyon hızı olarak gösterilebilir. TRIP takviyeli çeliklerde artan test sıcaklığı dönüşüm için gerekli olan kimyasal sürüklenme kuvvetini düşürdüğünden dolayı içyapıdaki kalıntı östenitin kararlılığını artırmaktadır. Bundan dolayı da sıcaklık malzemenin makro ölçekteki mekanik özelliklerini önemli oranda etkilemektedir. Şekil 1.9 farklı sıcaklık ve birim deformasyon hızlarından elde edilen tek eksenli çekme deneyi eğrilerini göstermektedir. Burada sıcaklığın malzemenin maksimum dayanma yükü üzerindeki etkileri rahatlıkla görülebilmektedir. Öyle ki negatif sıcaklıklarda yapılan deneylerde malzemenin çekme dayanımı artarken homojen uzama miktarı azalmaktadır. Buna ilave olarak ta artan sıcaklıkla birlikte malzemenin hem dayanımı hem de şekillendirilebilme kabiliyeti önemli miktarda azalma göstermektedir.



Şekil 1.9. TRIP çeliğine ait farklı sıcaklık ve birim deformasyon hızlarında elde edilmiş gerçek gerilme birim deformasyon eğrileri (a) 10^{-3} s^{-1} , (b) 10^{-1} s^{-1} , (c) 750 s^{-1} , (d) 1250 s^{-1} (Curtze vd., 2009)

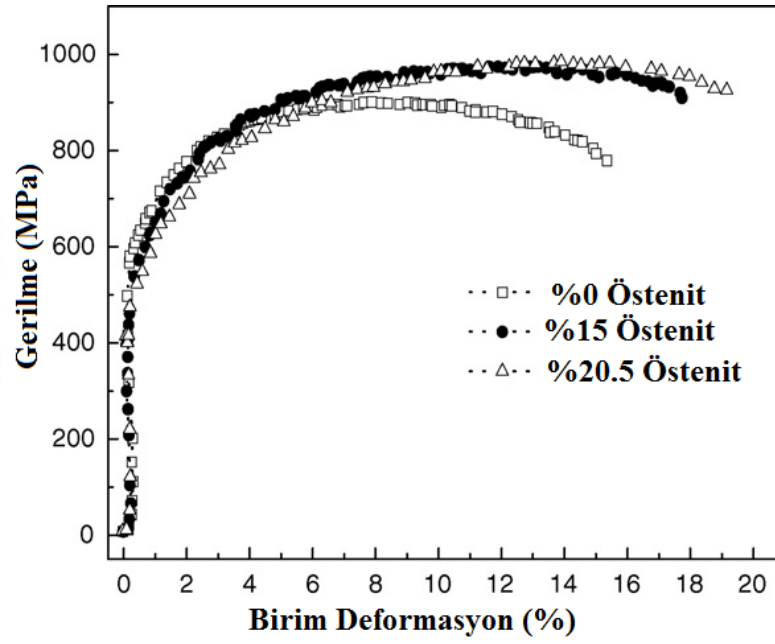


Şekil 1.10. Test sıcaklığının birim deformasyon ile birlikte dönüşen kalıntı östenit miktarı üzerine etkisi (Berrahmoune vd., 2004)

Şekil 1.10’da ise farklı test sıcaklıklarının kalıntı östenitin deformasyonla birlikte dönüşümüne olan etkileri gözlemlenmektedir. Çok düşük sıcaklıklarda dönüşüm hızı çok hızlı iken artan sıcaklıkla birlikte bu hız giderek yavaşlamaktadır. Sonuç olarak TRIP takviyeli çeliklerde oluşan martenzit dönüşümünün artırılan sıcaklıkla geciktirilmesi şekillendirilen parça içerisinde hala kalıntı östenit gözlemlenmesine neden olmaktadır. Bu durumda şekillendirilmiş parçanın çarpışmalar esnasında ilave TRIP etkisi göstererek malzemenin enerji absorbe etme yeteneğini artırmaktadır.

1.5 TRIP Takviyeli Çeliklerin Mekanik Özellikleri

Daha öncede belirtildiği üzere TRIP takviyeli çelikler diğer benzer mukavemet değerlerine sahip çelikler ile kıyaslandığında yüksek şekillendirilebilme kabiliyeti ile bu çeliklere üstünlük sağlamaktadır. İçyapıda beynitik dönüşüm esnasında dönüşmeden kalan kalıntı östenit malzemeye TRIP etkisi kazandırarak şekillendirilebilme kabiliyetine ciddi anlamda katkı sağlamaktadır ve TRIP takviyeli çelik içerisinde bulunan kalıntı östenit miktarı ne kadar artarsa elde edilecek olan şekillendirme de o kadar büyük olmaktadır. Şekil 1.11’de farklı oranlarda kalıntı östenit içeren TRIP çeliğinin çekme diyagramı gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere malzeme içerisinde yer alan kalıntı östenit miktarının artması ile mukavemet ve şekillendirilebilirlik kabiliyeti artmaktadır. Bununla birlikte içyapıda yer alan yüksek miktardaki kalıntı östenit, eksikliği ile malzeme mukavemetini olumsuz etkileyen beynit miktarının azalmasına neden olmaktadır. TRIP takviyeli çeliklerde östenit fazının içyapıda kalması temelde beynitik dönüşüm esnasında tamamlanamayan reaksiyon kavramı ile açıklanabilmektedir (Bhadeshia, 2001). Benzer olarak dönüşüm sıcaklıklar arası tavlama süresinde elde edilen yüksek miktardaki ferrit fazıda beynit miktarının azalmasına neden olmaktadır. Özellikle bu durum yüksek oranda alüminyum içeren çeliklerde östenit fazının ferrit fazına dönüşüm sıcaklığının daha yüksek ve yüksek silisyum içeren çeliklere nazaran daha hızlı dönüşüm kinetiğine sahip olmasından dolayı daha çok gözlemlenmektedir. Silisyum oranı azaltılmış çeliklerde daha az kalıntı östenit fazı gözlemlenmesine rağmen, yüksek silisyum oranına sahip çeliklerde benzer özellikler gözlemlenebilmektedir. Bunun nedeni ise düşük silisyum oranına sahip çeliklerde az miktarda da olsa martenzit fazının oluşmasıdır (Jacques vd., 2001a,b).



Şekil 1.11. Kalıntı östenit miktarına bağlı olarak çekme diyagramı değişimi (Zrnik vd., 2007)

TRIP takviyeli çelikler çift fazlı (DP) çelikler ile kıyaslandığında içerisinde ihtiva ettiği kalıntı östenit sayesinde daha fazla uzama göstermektedirler. İçerisinde başlangıçta martenzit fazı ihtiva etmeyen TRIP takviyeli çeliklerde bu nedenden dolayı çift fazlı (DP) çeliklerden farklı olarak sürekli akma gözlemlenmemektedir. Malzemelerin şekillendirme proseslerinde sürekli akma özelliği malzeme yüzeyinde gerdirme izleri veya Lüder bantlarının oluşmamasını sağlamaktadır. Bu durumda ileriki boyama işlemlerini ve mamül yüzey kalitesini olumsuz olarak etkilememektedir. Çift fazlı çeliklerdeki bu sürekli akma özelliği temelde ferrit fazı içerisindeki, martenzit fazının oluşumu esnasında meydana gelen serbest dislokasyonlardan kaynaklanmaktadır. Bu serbest dislokasyonlar malzemeye uygulanan deformasyonun ilk safhalarında pekleşme özelliği kazandırarak gerilmenin sürekli olarak artmasına vesile olmaktadır. TRIP takviyeli çeliklerin içerisinde martenzit yerine oluşan beynit fazı ferrit fazı içerisinde serbest dislokasyonların oluşmasında çok etkili değildir (Sakuma vd., 1991a,b).

TRIP takviyeli çeliklerde bu martenzitik dönüşümün malzemenin genel şekillendirme miktarına etkisi, elde edilen birim deformasyonun belirli bir kısmını teşkil etmektedir. Öyleki, Bhadeshia, (2002) yapmış olduğu çalışmasında %15-30 olarak elde edilen birim

deformasyon miktarının yalnızca %2'si dönüşümün sağladığı deformasyon olduğunu raporlamışlardır. TRIP takviyeli çeliklerde meydana gelen dönüşüm ile elde edilen hacimsel büyüme, özellikle ferrit fazında uygulanan gerilmenin dışında gerilme ve serbest dislokasyonlar oluşturmaktadır. Bu da ferrit fazının dislokasyon yoğunluğunu artırmaktadır. Buna bağlı olarak ta malzemenin genel anlamda pekleşme hızında artış olmaktadır. Malzemelerin pekleşme kabiliyeti genellikle şekillendirilebilirlik anlamında olumlu etki oluşturmaktadır. TRIP takviyeli çeliklerde elde edilen bu ilave pekleşme kabiliyeti boyun vermeyi veya kırılmayı geciktirebilmektedir. Malzeme içerisinde dislokasyonların giderek artması ve daha sonrasında bunların tane sınırlarında birbirlerini kilitleyerek yoğunlaşması öncelikle mikro boşlukları daha sonrasında ise bu mikro boşlukların birbirleri ile etkileşmesi neticesinde mikro çatlaklar oluşmaktadır. İlerleyen deformasyon ile birlikte malzeme içerisinde oluşan bu mikro çatlaklarda tane sınırlarında ilerleyip büyümektedirler. Bu ilerleme esnasında mikro çatlak sert beynit fazı ile karşılaşır ise bu çatlak ferrit beynit sınırı boyunca ilerlemeye devam etmektedir. Bu mikro çatlakların içyapıdaki kalıntı östenit ile karşılaşması durumunda ise çatlak ucundaki gerilme konsantrasyonunun kalıntı östeniti martenzit fazına dönüştürmesi için yeterli olmasından dolayı bu esnada hacimce bir büyüme meydana getirerek çatlak ucundaki gerilmenin azalmasına neden olmaktadır. Böylelikle bu dönüşüm mikro çatlağın ilerleyerek gelişmesini geciktirmektedir (Yu vd., 2006).

BÖLÜM II

TEZİN AMACI

Son yıllarda otomotiv endüstrisinde araç hafifletme çalışmaları kapsamında geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerin kullanımı hızla yaygınlaşmaktadır. Hafifletme, mevcut parçaların mukavemet ve performans değerlerini koruyarak ve hatta arttırarak daha ince kalınlıktaki yüksek mukavemetli çeliklerin kullanılması ile gerçekleştirilmektedir. Bu çeliklerin sorunsuz olarak ve düşük maliyetle şekillendirilmesi büyük öneme sahiptir. Bu doktora tez çalışmasında geliştirilmiş yüksek mukavemetli TRIP 800 çeliğinin şekillendirilmesi üzerine çalışılmıştır. Çalışmanın amacı, içeriği ve genel kapsamı maddeler halinde açıklanmıştır.

➤ Mekanik Özelliklerin Tayini

○ Çekme deneyleri

Malzemelerin çekme ve akma dayanımları, şekillendirilebilirlik oranları ve pekleşme karakteristikleri gibi özellikler en genel şekli ile tek eksenli çekme deneyleri ile belirlenebilmektedir. Yukarıda belirtilen özelliklerin aynı zamanda şekillendirme işlemi parametreleri olan sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimlerinin belirlenmesi de büyük önem arz etmektedir. Elde edilecek bu veriler ile malzeme modellerindeki katsayıların belirlenmesi işlemi gerçekleştirilerek sonlu elemanlar yazılımlarındaki kullanımının kolaylaştırılması sağlanabilmektedir.

○ Anizotropi deneyleri

Özellikle haddeleme işlemi ile üretilen sac malzemelerin yöne bağlı olarak akma dayanımı, çekme dayanımı, uzama miktarları vs. gibi mekanik özellikleri değişmektedir. Bu anlamda malzemelerin bu anizotropik özelliklerinin belirlenmesi gerekmektedir. Bu çalışma kapsamında yukarıda belirtilen özelliklerin yanı sıra özellikle akma yüzeylerinin belirlenmesinde kullanılan akma yüzeyi fonksiyonları için yöne bağlı olarak değişebilen anizotropi parametrelerini (Lankford

parametreleri) belirlemekte büyük önem arz etmektedir. Belirlenen bu parametreler malzemelerin plastisite kabiliyetlerinin hesaplanmasında kullanılacaktır. Bu parametreler literatürde daha çok malzemenin haddeleme yönü ile 0° , 45° ve 90° açı yapan numunelerin çekme testlerinden elde edilen verilerin kullanımı ile belirlenebilmektedir.

○ *Akma yüzeyinin belirlenmesi*

Sac malzemelerin plastik şekillendirme kabiliyetlerinin belirlenmesinde akma yüzeylerinin teorik ve/veya deneysel yöntemlerle belirlenmesi büyük önem arz etmektedir. Akma yüzeyleri malzemeler üzerine uygulanan gerilmelerin hangi kombinasyonunda malzemenin plastik şekil değiştirmeye başlayacağını gösteren diyagramlar olarak karşımıza çıkmaktadır. Özellikle kalıp üretimi aşamasından önce seçilmiş malzemeler için gerçekleştirilen simülasyon çalışmalarında geometriye bağlı olarak değişen deformasyon miktarları ve bu deformasyonların tiplerinin, bunlara ilave olarak ta şekillendirme işlemi neticesinde malzeme üzerine uygulanan yükün kaldırılması ile elde edilen geri esneme miktarının belirlenmesinde ki kullanımları oldukça önemlidir. Akma yüzeyleri haddeleme ve haddeleme yönüne dik olarak hazırlanmış çekme deney numunelerine uygulanan tek eksenli çekme deneyleri ve, iki eksenli gerilme durumunu gösteren hidrolik şişirme, disk basma veya iki eksenli gerdirme deneyleri ile belirlenebilmektedir. Tez kapsamında farklı yönlerde ki çekme deneyleri gerçekleştirilmiş olup, iki eksenli akma gerilmesi değeri ise teorik olarak belirlenmiştir.

○ *Şekillendirme sınır diyagramı deneyleri*

Sac metal şekillendirme işlemlerinde, malzeme üzerindeki deformasyonların hangi kombinasyonunda malzemenin boyun vereceğini gösteren diyagramlar “şekillendirme sınır diyagramları (SSD, FLD) olarak bilinmektedir. Deneysel olarak farklı deformasyon oranlarının elde edilmesini sağlayan özel olarak hazırlanmış deney numunelerinin küresel zımba ile şekillendirilmesi ve sonrasında malzeme üzerinde oluşan deformasyonların çeşitli görüntü işleme teknikleri kullanılarak

elde edilmesine dayanmaktadır. Elde edilen diyagramlar özellikle şekillendirme simülasyonlarında malzeme üzerinde oluşan deformasyonların kontrolü için kullanılmaktadır.

- *Geri esneme deneyleri*

Sac metal şekillendirme işlemindeki en büyük problemlerden biri de malzemelerin geri esneme davranışlarıdır. Geri esneme, malzemelerin şekillendirme işlemleri sonunda üzerlerine uygulanan yükün kaldırılması ile elde edilen boyutsal bozukluklar olarak karşımıza çıkmakta ve malzemelerin bu özelliklerinin çeşitli deneyler kullanılarak belirlenmesi gerekmektedir. Bu tez çalışmasında geri esneme kabiliyetinin belirlenmesinde 60°'lik V şeklindeki kalıpta eğme deneyleri gerçekleştirilmiştir. Buna ilave olarak gerçekte çoklu şekillendirme işlemlerine maruz kalan malzemedeki ön deformasyonun sonraki şekil değiştirme işleminde malzemenin geri esneme davranışına olan etkisi de bu tez kapsamında incelenmiştir.

- *İçyapı deneyleri (Martenzit oranlarının belirlenmesi)*

Özellikle TRIP çeliklerde malzemeye uygulanan plastik deformasyon ile birlikte içyapıda meydana gelen dönüşümler, malzemenin plastik şekil değiştirme kabiliyetine büyük katkı sağlamaktadır. Bu etkinin belirlenebilmesi için malzemeye çekme deneyi ile uygulanan ön birim deformasyonlar ile martenzit dönüşüm miktarının belirlenmesi adına bir takım deneyler gerçekleştirilmiştir. Bu amaç için XRD cihazı kullanılmıştır. İlave olarak malzemenin başlangıç haldeki içyapı görüntüsü optik mikroskop ile görüntülenmiştir.

➤ **Modelleme Çalışmaları**

- *Çekme deneyi ile elde edilen gerilme birim deformasyon eğrisinin modellenmesi*

Malzemelere ait çekme deneyinden elde edilmiş akma eğrilerin sonlu elemanlar programlarına tanıtılması için bir takım akma modelleri

kullanılmaktadır. Kullanılan akma modellerinin malzemelerin davranışlarını en iyi şekilde temsil etmesi, gerçekleştirilen simülasyonların doğruluğunun artırılmasında önemli bir faktör olarak karşımıza çıkmaktadır. Literatürde genel anlamda dinamik ve kuasi-statik olarak gruplandırılan bu fonksiyonlarda yer alan malzeme parametrelerinin belirlenmesi oldukça önemlidir. Bu anlamda TRIP800 çeliğinin akma eğrisinin literatürde kullanılan mevcut modeller ile temsil edilebilirliği incelenmiştir.

○ *Akma yüzeylerinin çeşitli akma kriterleri ile modellenmesi*

Daha önce akma yüzeylerinin deneysel olarak elde edilmesi ve tanımlaması yapılmıştır. Yapılan deneysel çalışmaların yanı sıra bu özelliğin bir takım anizotropik akma kriterlerinin kullanılması ile belirlenmesi ve kullanılan bu akma kriterlerinin etkinliğinin belirlenmesi de büyük önem arz etmektedir. Daha önce de belirtildiği üzere malzemelerin şekillendirme simülasyonlarındaki plastik şekil değiştirme kabiliyetlerinin belirlenmesi, buna ilave olarak geri esneme gibi davranışların doğru olarak belirlenmesi kullanılan anizotropik akma kriterlerinin temsil kabiliyeti ile doğrudan ilişkilidir. Tez kapsamında sonlu elemanlar yazılımlarında oldukça yaygın olarak kullanılan Hill-48, Barlat-89 ve Barlat-2000 gibi akma kriterlerinin temsil etkinliği belirlenmiştir. Buna ilave olarak modellerde yer alan anizotropik katsayıların belirlenme yönteminin malzemenin temsil kabiliyetine olan etkisi incelenmiş doğru yöntemin tespiti yapılmıştır.

○ *Geri esneme davranışın V-eğme kalıbı için modellenmesi*

Deneysel olarak gerçekleştirilen geri esneme deneylerinin sonlu elemanlar analiz programlarında modellenmesi işlemi tez kapsamında gerçekleştirilmiştir. Yapılan simülasyonlarda kullanılan modellerin temsil kabiliyeti, elde edilen nümerik sonuçların deneysel verilerle karşılaştırılması ile test edilmiştir. Buna ilave olarak değişken elastisite modülünün sonlu elemanlar analiz programında farklı anizotropik akma

kriterleri için kullanılması ile simülasyon sonuçları deneysel sonuçlar ile karşılaştırılmıştır.

○ *Şekillendirme sınır diyagramının modellenmesi*

Şekillendirme sınır diyagramlarının belirlenmesine yönelik uygulanan deneylerin uzun ve zahmetli oluşu daha basit deneylerden elde edilen deneysel veriler ile bir takım karasızlık modellerinin kullanılması ile bu diyagramların belirlenmesi günümüzde giderek yaygınlaşmaktadır. Tez kapsamında literatürde en sık olarak malzemelerin ŞSD'lerinin tahmininde kullanılan Marciniak-Kuczynski (MK) model Matlab'da kodlanarak çeşitli akma kriterleri ve modelleri için karşılaştırmalar gerçekleştirilmiştir. Böylelikle tez kapsamında TRIP800 çeliğinin ŞSD'sinin belirlenmesinde en uygun modelin tayini gerçekleştirilmiştir. Buna ilave olarak ta malzemenin ŞSD'sini tahmin edebilecek daha basit bir model belirlenmiş sonuçlar deneysel verilerle ve MK model ile karşılaştırılmıştır.

○ *İçyapıda meydana gelen dönüşümün modellenmesi*

Tez kapsamında çalışılan TRIP800 çeliğinin en büyük ve ilgi çekici özelliği deformasyon ile birlikte malzeme içerisinde martenzitik faz dönüşümü olayıdır. Bu dönüşüm malzemeye ilave plastisite kabiliyeti sağlayarak şekillendirilebilme kabiliyetini buna ilave olarak ta dayanımını da önemli ölçüde iyileştirmektedir. Bu çalışmamızda içyapıdaki dönüşümün deformasyon hızı ve sıcaklık bağımlı Dan (2007) model ile modellenip kendi malzememiz için elde edilen deneysel verilerle karşılaştırılması yapılmıştır.

➤ **Simülasyon çalışmaları**

- *İçyapıda oluşan dönüşümün sonlu elemanlar analiz programlarına adapte edilmesi ve mekanik testlerin simülasyonlarının gerçekleştirilmesi*
- Çekme deneyi ile belirli oranlarda plastik deformasyona maruz bırakılan çekme deney numunelerinin XRD analizi ile belirlenen faz oranları daha

sonrasında aynı şekillendirme durumu için sonlu elemanlar analiz programında tahmin edilmiştir. Çekme deney numunesi sonlu elemanlar analiz programında modellenerek, içyapıdaki dönüşümün modellenmesi için kullanılan model için doğrulaması gerçekleştirilmiştir. Doğrulama sonrasında çeşitli yükleme durumlarının oluşturulduğu deney numuneleri modellenerek içyapıdaki dönüşümün nasıl etkilendiği belirlenmeye çalışılmıştır.

- *Elde edilen içyapı görüntüsünün sonlu elemanlar ile modellenerek martenzitik dönüşümün mikro ölçekte simülasyonunun gerçekleştirilmesi*

Bu bölümde içyapı görüntüsünü sonlu elemanlar analiz programlarına uyarlayarak uygulanan plastik deformasyonun fazlar ve dönüşüme olan etkileri incelenmiştir. Burada başlangıç durumdaki malzememizin içyapı görüntüsü, görüntü işleme yöntemi ile geliştirilerek sonlu elemanlar programına uyarlanmıştır. Daha sonra içyapıdaki dönüşümün modellenmesinde kullanılan eşitlikler programa uyarlanarak içyapıda yer alan kalıntı östenitteki martenzitik dönüşüm görselleştirilmiştir. Böylelikle mikro-mekanik analiz olarak isimlendirilen bu yöntem tez kapsamında kullanılmış ve dönüşüme olan etki mikro ölçekte incelenmiştir.

BÖLÜM III

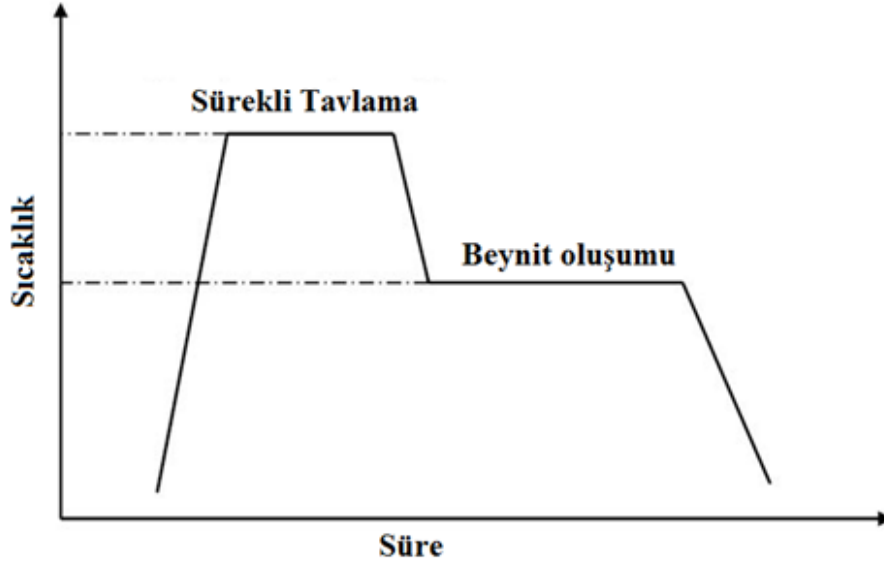
DENEYSEL ÇALIŞMALAR VE SONUÇLAR

Düşük alaşımlı ve birden fazla faz içeren TRIP ve TRIP takviyeli çelikler ferrit, beyrit ve deformasyon ile martenzit fazına dönüşen kararsız haldeki kalıntı östenitin oluşturduğu kompozit bir malzeme olarak düşünülebilir. Daha önce de belirtildiği üzere kararsız haldeki kalıntı östenitin deformasyon ile birlikte martenzit fazına dönüşmesi süneklik ve mukavemetin mükemmel bir kompozisyonunu oluşturmaktadır. Bu özellikleri ile TRIP takviyeli çeliklerin otomotiv endüstrisindeki kullanım alanı da giderek yaygınlaşmaktadır. Literatürde farklı alaşımlandırma elementlerine sahip birçok TRIP çeliğinin mekanik özelliklerine yönelik çalışmalar mevcuttur. Çizelge 1.2’de literatürde çalışılan birtakım TRIP takviyeli çeliklere ait alaşım oranları verilmiştir. Yapılan bu çalışma kapsamında ise ArcelorMittal tarafından üretilen soğuk haddelenmiş TRIP800 çeliği kullanılmıştır. Çalışılan bu malzemenin kimyasal kompozisyonu ise Çizelge 3.1’de verilmiştir.

Çizelge 3.1. TRIP 800 çeliğinin kimyasal kompozisyonu (% ağırlık.)

C	Mn	Cr	Ni	Si	P	Al	S	Fe
0,195	1,48	0,015	0,031	1,43	0,011	0,026	0,0026	96,3

TRIP takviyeli çelikler genel anlamda C-Mn-Si veya C-Mn-Al olmak üzere iki grupta üretilirler. Burada ana alaşımlandırma elementleri içerisinde birinin ki silisyum (Si), diğerinki de alüminyumdur (Al). Bu iki alaşımlandırma elementlerinin malzemeye kazandırdığı özellikler daha önce belirtilmişti. Tez kapsamında çalışılan TRIP takviyeli çeliğin kimyasal kompozisyonu Çizelge 3.1’de görüldüğü üzere ağırlıklı olarak C-Mn-Si elementlerinden oluşmaktadır. Şekil 3.1’de soğuk haddelenmiş TRIP takviyeli bir çelik elde etmek için malzemeye uygulanan termomekanik işlem görülmektedir.



Şekil 3.1. TRIP çelikleri için tipik termomekanik işlemi (Choi vd., 2009)

TRIP takviyeli çelik elde etmek amacı ile uygulanan bu termomekanik işlem esnasında sürekli tavlama işleminden sonra uygulanan hızlı soğutma işlemi ile beynitik dönüşümün vuku bulduğu sıcaklığa kadar malzeme soğutulmaktadır. Bu bölgede malzeme bir süre bekletildikten sonra soğutma hızının ve süresinin kontrollü olarak ayarlanması ile son mikroyapı ferrit, beynit ve kalıntı östenit fazlarından oluşmaktadır. Eğer ki beynitik dönüşüm sıcaklığında bekleme yapılmaksızın malzeme soğutulmaya devam ettirilirse son içyapı, ferrit matris içerisinde martenzit fazının bulunduğu çift fazlı (DP) çelikler elde edilmektedir. Tez kapsamında çalışılacak olan TRIP800 çeliğinin ayrıntılı termomekanik işlem bilgileri üretici firmanın özeli (know-how) olduğundan bilinmemektedir.

3.1 TRIP 800 Çeliğinin Mikroyapı Karakterizasyonu

Malzemelerin makro ölçüdeki mekanik özellikleri içyapı özelliklerine doğrudan bağlı bulunmaktadır. TRIP takviyeli çeliklerde özellikle içyapıda yer alan fazlar ve bunların miktarları, malzemenin mekanik özelliklerini etkilemektedir. Bu anlamda tez kapsamında çalışılan TRIP800 çeliğinin mekanik özelliklerinin ve bunlara etkiyen içyapı özelliklerinin daha iyi anlaşılabilmesi için başlangıç durumdaki ve malzemelerin çeşitli mekanik testler neticesindeki mikroyapı özelliklerinin (içyapıda yer alan fazlar ve

miktarları) karakterizasyonu yapılmıştır. Bu amaç için metalografik işlemler (parlatma ve dağlama), optik mikroskop ve XRD (X ışınları kırınımı) cihazları kullanılmıştır.

3.1.1 Metalografik işlemler

Tez kapsamında çalışılmış yüksek mukavemetli TRIP 800 çeliğe uygulanmış metalografik işlemler aşağıda belirtilmiştir. Tedarik edilen sacların değişik bölgelerinden alınan numunelerin dağlama işlemi öncesi kaba zımparalama ve parlatma işlemleri yapılmıştır. Numuneler parlatma işlemi öncesi Fotoğraf 3.1’de gösterildiği gibi soğuk kalıplama yöntemi kullanılarak epoksi-resin ile kalıplanmıştır.

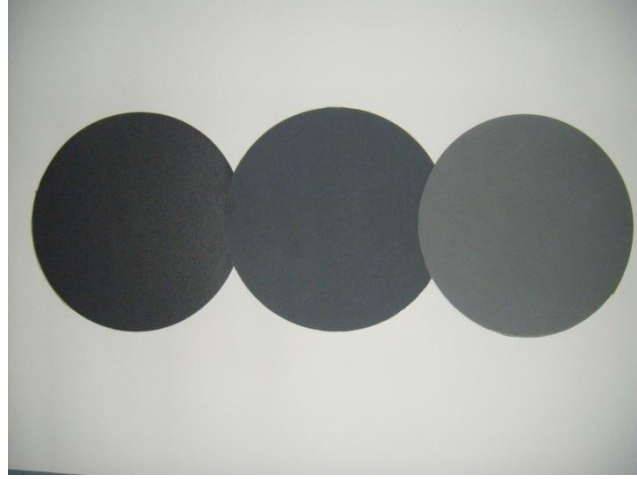


Fotoğraf 3.1. Epoksi-resin ile kalıplanan numuneler

Epoksi-resin ile kalıplanan numunelere daha sonra mikroyapılarını açığa çıkarmak için sırası ile zımparalama, parlatma ve dağlama gibi bir takım metalografik işlemler uygulanmıştır.

3.1.1.1 Numunelerin zımparalanması

Numunelerin zımparalanması işleminde silisyum karbür (SiC) taneleri ve magnetit tozu içeren zımpara kâğıtları kullanılmıştır. Numuneler 320 gridlik zımpara kâğıdından başlanarak, sırası ile 500, 1200, 2400 ve 4000 gride kadar kabadan inceye doğru kademeli olarak zımparalanmıştır. Numunelerin zımparalanmasında kullanılan bazı zımpara kâğıtlarının fotoğrafı Fotoğraf 3.2’de verilmektedir.



Fotoğraf 3.2. Numuneleri zımparalamada kullanılan bazı zımpara kağıtları

Numunelerin zımparalanmasında ve parlatılmasında kullanılan Struers Labopol-5 marka otomatik parlatma cihazının fotoğrafı Fotoğraf 3.3’de verilmektedir. Numuneler zımparalanırken cihazın su modu açılarak numunelere sulu zımparalama yapılması sağlanmıştır. Böylelikle numunenin hem ısınması engellendi hem de homojen bir temas sağlanmıştır. Bu işlemle malzemede oluşan ısı artışı sebebi ile meydana gelebilecek ilave dönüşümünde önüne geçilmiştir.



Fotoğraf 3.3. Otomatik parlatma cihazının fotoğrafı

3.1.1.2 Numunelerin parlatılması

Numuneleri parlatmak için, dönüş hızı ve basınç değeri ayarlanabilen parlatma cihazının disklerine uygun parlatma kumaşları yerleştirildi. Parlatma için, Fotoğraf 3.4’de görülen farklı tane büyüklüğüne sahip elmas süspansiyonlar kullanıldı. Parlatma işleminde kullanılan elmas süspansiyonlar sırasıyla alümina pasta, 3 µm, 1 µm, 0,25 µm tane büyüklüğüne sahip süspansiyonlardır. Parlatma sırasında her bir elmas süspansiyon için ayrı metal diskler üzerine yapıştırılmış parlatma kumaşları kullanıldı. Numune ile parlatma kumaşı arasında yumuşak bir temas sağlamak ve nem miktarını ayarlamak amacıyla parlaticı ile birlikte yağlayıcı kullanıldı. Parlatma sırasında disk dönerken nem azaldıkça, numune yüzeyine parlaticı çözeltiler yapışabilmekte ve yüzeyde leke oluşabilmektedir. Disk üzerindeki kumaşın kurumaması için zaman zaman yağlayıcı ilave edildi. Parlatma işleminde numunenin yüzeyinde iz kalmamasına dikkat edildi. Numunelerin parlatılmasında kullanılan parlatma kumaşları ise Fotoğraf 3.5’de gösterilmiştir.



Fotoğraf 3.4. Parlatmada kullanılan elmas süspansiyonlar



Fotoğraf 3.5. Parlatma kumaşları

3.1.1.3 Numunelerin dağlanması ve mikroyapının gözlemlenmesi

Parlatılmış numunelere mikroskopta bakıldığında, yapıları hakkında bilgi sahibi olmak zordur. Parlatılmış numunenin yüzeyi ışığı eşit bir şekilde dağıttığından yapıdaki ayrıntılar ayırt edilemez. Bu nedenle yapıda zıtlık oluşturulması gerekmektedir. Malzemelerde gerçek içyapı özelliklerini ortaya çıkarmak için metalografide çoğu kez, parlatılmış numune yüzeyine uygun bir reaktif tatbik edilir. Bunun için uygulanan yöntem kimyasal dağlama denilmektedir.

Parlatma işlemi tamamlanan numunelerin mikro yapılarının optik mikroskopta açığa çıkarılması için uygun dağlayıcılar ile dağlanması gerekmektedir. Numunelerin dağlanmasında uygun dağlayıcının belirlenmesinin yanı sıra dağlama süresi de çok önemlidir. Numune çözeltiye az süreli daldırıldığında yapı tamamen ortaya çıkmamakta, fazla süreli dağlandığında ise yapıda kararma meydana gelebilmektedir. Uygun dağlayıcının ve uygun dağlama süresinin belirlenmesi esastır.

Yapılan parlatma işlemi neticesinde ferrit fazının tane sınırlarının belirlenmesi için %1'lik Nital çözeltisinin içerisinde belirli süre dağlandıktan sonra saf su ile yıkanmıştır. Daha sonrasında buna ilave olarak LePera metodu kullanılarak renkli dağlama işlemi gerçekleştirilmiştir. Hazırlanan dağlayıcı iki solüsyonun karışımından oluşmaktadır. Birinci solüsyon 100 ml saflaştırılmış su içerisine 1g $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ katılması ile elde edilmiştir. Diğer solüsyon ise 100ml etanol içerisine katılan 4g pikrik asit ile elde

edilmiştir. Daha sonrasında bu solüsyonlar karıştırılarak numunelerin dağlama işlemleri gerçekleştirilmiştir.

Dağlama işlemleri tamamlanan numunelerin yüzeylerinden elde edilen fotoğraflar, Olympus BX-51 (Fotoğraf 3.6) marka optik mikroskop ile farklı objektifler (x5, x10, x20, x50, x100) kullanılarak çekilmiştir.



Fotoğraf 3.6. Optik mikroskopun fotoğrafı

3.1.2 X-ışınları kırınımı ile faz tayini

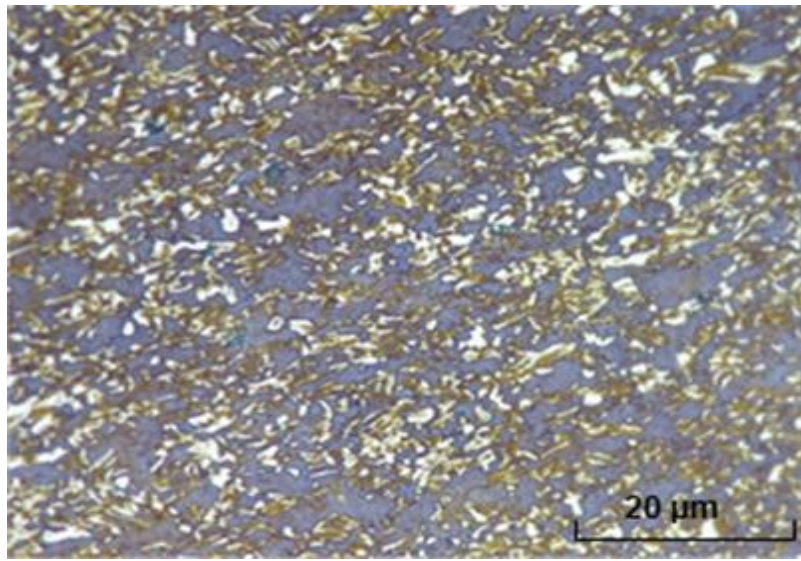
Farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarında uygulanan çekme deneyi işlemleri neticesinde malzeme içerisinde bulunan fazların oranlarının belirlenmesinde Rigaku marka X-ışınları kırınım yöntemi ile faz analizi yapan cihaz kullanılmıştır. X-ışınları detektörü ile 15 dereceden 90 dereceye kadar 2 derece/dk hızla tarama yapılarak kırınımına uğramış X-ışınları demeti toplanarak faz tayini yapılmıştır. X-ışınları analizinde Cu K α ışınımı yapan bakır anotlu X-ışınları tüpü kullanılmıştır. Malzeme içerisinde bulunan kalıntı östenit fazı miktarı aşağıdaki eşitlik kullanılarak belirlenmiştir.

$$f_{\gamma} = \frac{1.4I_{\gamma}}{I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}} \quad (3.1)$$

Burada f_γ malzeme içerisindeki kalıntı östenit fazının hacmi, I_γ {220} ve {311} düzlemlerindeki östenit fazının toplam şiddetinin ortalaması ve I_α ise {211} düzlemindeki ferrit fazının toplam şiddetini göstermektedir.

3.2 TRIP800 Yüksek Mukavemetli Çeliğinin İçyapısı ve Özellikleri

Uygulanan içyapı çalışmaları neticesinde herhangi bir mekanik işlem uygulanmamış yüksek mukavemetli TRIP 800 çeliğine ait optik mikroskop ile görüntülenmiş içyapı resmi Fotoğraf 3.7’de verilmektedir.

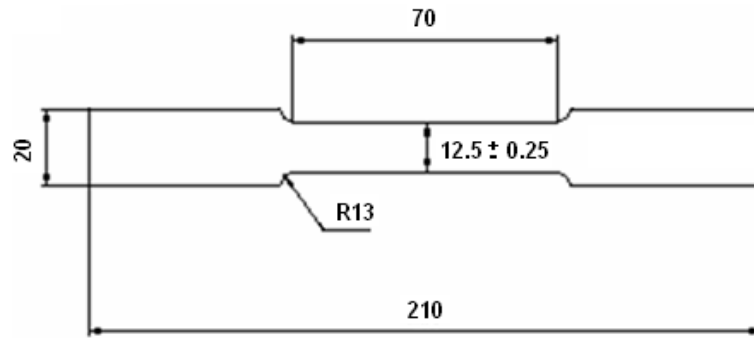


Fotoğraf 3.7. Yüksek mukavemetli TRIP800 çeliğinin içyapı görüntüsü

Fotoğrafta gösterilen içyapı resminde ferrit fazı mavi, beynit fazı kahverengi, kalıntı östenit ise beyaz renkte gösterilmektedir. TRIP 800 çeliği içerisinde bulunan fazların oranları yapılan XRD deneyi vasıtasıyla %71 ferrit, %11.4 beynit, %13,8 kalıntı östenit ve %3,8’de martenzit fazı olarak belirlenmiştir. Buna ilave olarak elde edilen içyapı fotoğraflarında fazların morfolojisi hakkında bilgi sahibi olmakta mümkün olmaktadır. Özellikle kalıntı östenitin deformasyonla birlikte martenzit fazına olan dönüşümünde etkili olan tane yapısı, östenit için granüler tiptedir ki bu özellik daha öncede belirtildiği üzere filament (iğnemsî yapı) tipine göre dönüşüme daha yatkın olmaktadır.

3.3 Çekme Deneyi

Tez kapsamında otomotiv endüstrisinde son zamanlarda oldukça yaygın kullanılan TRIP800 çeliğinin şekillendirilebilme kabiliyetleri ve içyapıdaki değişimler farklı hızlarda ($0,0016-0,33 \text{ s}^{-1}$) ve sıcaklıklarda ($25-225^\circ\text{C}$) tek eksenli çekme deneyi uygulayarak belirlenmeye çalışılmıştır. Numune kalınlığı 1,5 mm' dir. Deneysel çalışma için test numuneleri Şekil 3.2'de gösterilen ASTM-E8 standardına göre hazırlanmış olup bütün numuneler malzeme yüzeyindeki ısıl ve çentik etkileri minimuma indirmek amacıyla su jeti ile kestirilmiştir.



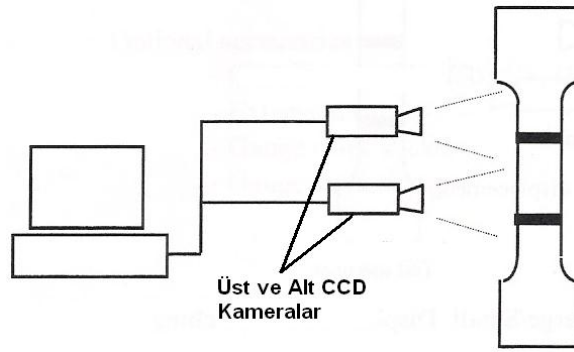
Şekil 3.2. ASTM-E8 standardına göre hazırlanmış deney numunesi ölçüleri (mm)

3.3.1 Deney düzeneği

Deneyler, Shimadzu Autograph 100 kN mekanik çekme cihazında gerçekleştirilmiştir. Ayrıca deneyler esnasında malzemelerdeki deformasyonların ölçümü için video tip deformasyon ölçer kullanılmıştır. Bu sistem, çekme deneyi uygulanacak numunelerin yüzeylerine çizilen çizgilerin (deneyler esnasında iki çizgi arası (gauge length) $L_o=50$ mm olarak ayarlanmıştır) yer değiştirme miktarını %0,1 hassasiyetle belirleyebilen kameralar ve bir de yazılımdan oluşmaktadır. Böylece mekanik temaslı deformasyon ölçerlere göre daha hassas sonuçlar elde edilebilmektedir. Fotoğraf 3.8'de deney sistemi ve Şekil 3.3'de ise deformasyon ölçüm sistemi görülmektedir.



Fotoğraf 3.8. Deney düzeneği

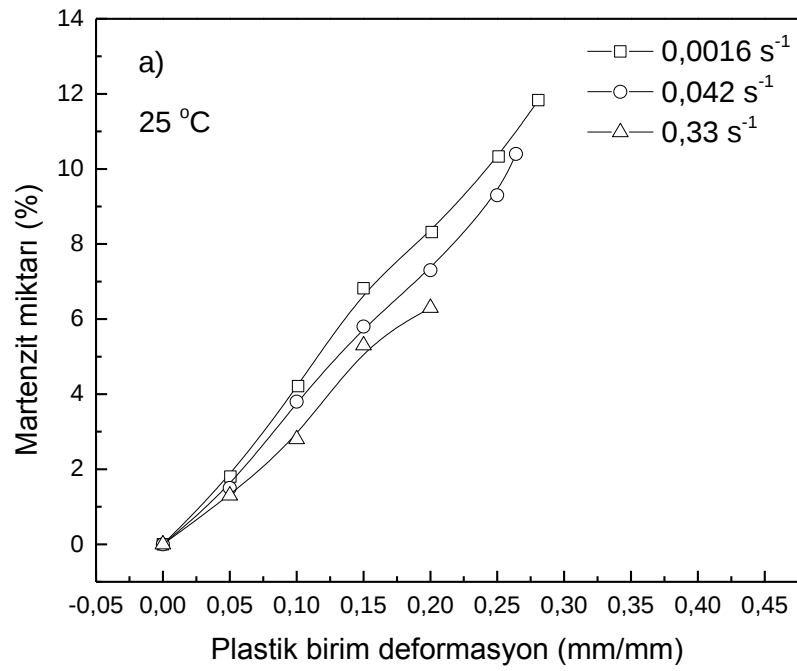


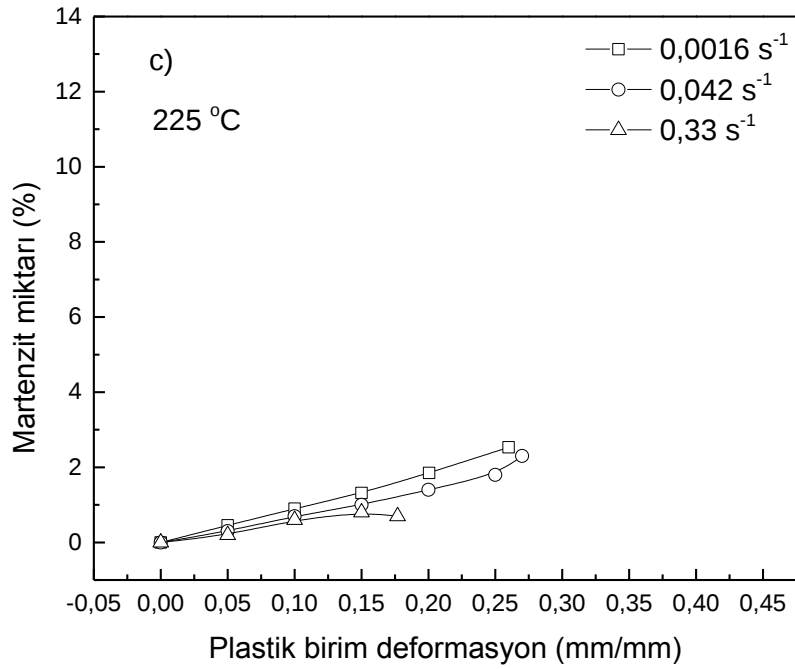
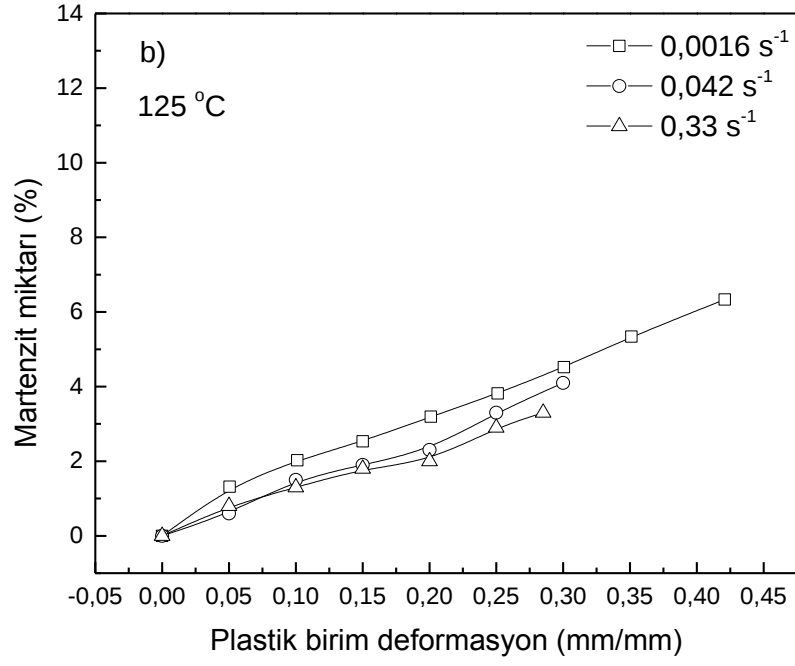
Şekil 3.3. Deformasyon ölçüm sistemi

3.4 Sıcaklık ve Deformasyon Oranının Martenzitik Dönüşüm Üzerine Etkisi

Literatürde farklı koşullar altında uygulanan şekillendirme işlemleri neticesinde martenzitik dönüşümün nasıl değiştiği, bu değişimin şekillendirme üzerine etkileri özellikle paslanmaz çelikler üzerinde incelenmiştir. TRIP çeliklerin bu koşullar altındaki değişiminin belirlenmesine yönelik yapılan çalışmalar ise oldukça az sayıdadır. Yapılan bu tez kapsamında da yüksek mukavemetli TRIP800 çeliğin farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarında gerçekleştirilen çekme deneyleri ile nasıl değiştiği incelenmiş ve sonuçlar yorumlanmıştır.

Şekil 3.2’de gösterilen deney numunelerine farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarında çekme deneyleri gerçekleştirilmiştir. Ayrıca martenzitik dönüşümün, uygulanan plastik deformasyon ile değişimini belirleyebilmek için farklı miktarlarda plastik deformasyon uygulanmıştır. Malzemenin içyapısında meydana gelen dönüşüm deney ortamında belirlenemediğinden her bir durum için farklı plastik deformasyonlar uygulanmış daha sonra çekme numunelerinin orta noktasından numuneler kesilerek içyapı görüntüleme ve XRD numuneleri hazırlanmıştır. Her bir numunenin başlangıç durumundaki faz oranları yukarıda belirtilen oranlarda olduğu kabulü yapılmıştır.





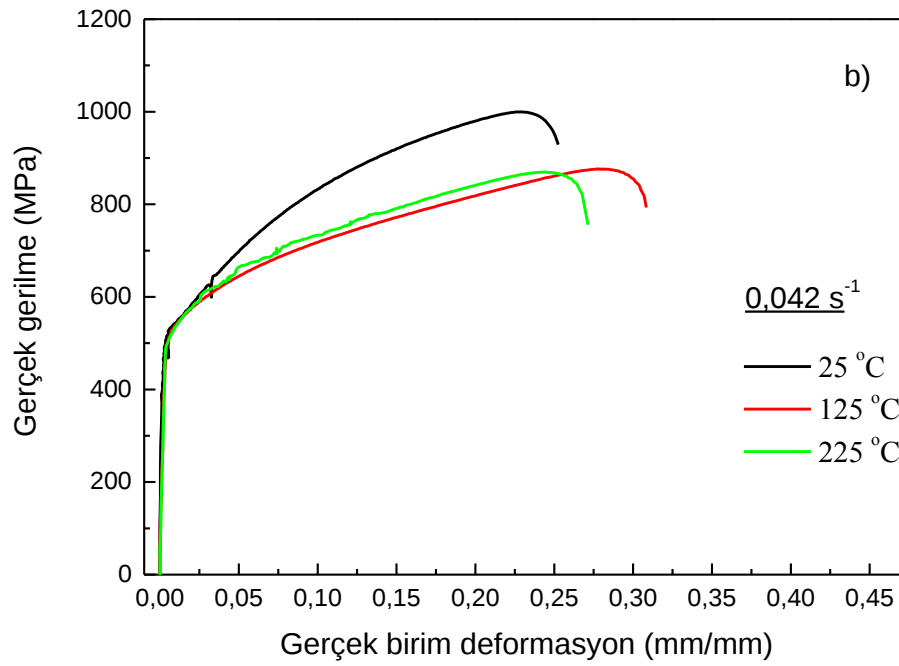
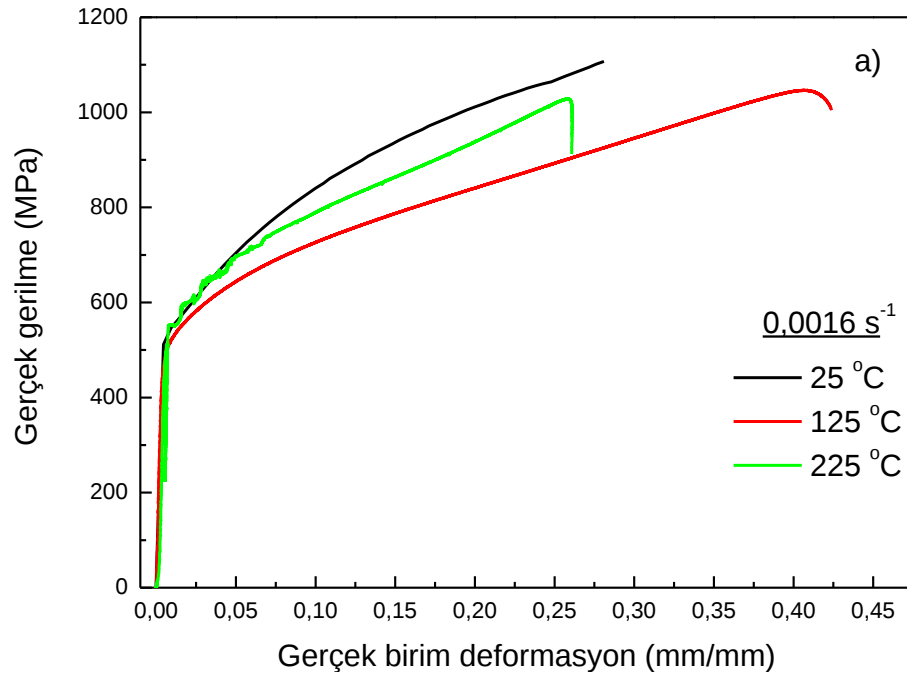
Şekil 3.4. TRIP800 çeliğinde martenzitik dönüşümün sıcaklık ve deformasyon oranları ile değişimi

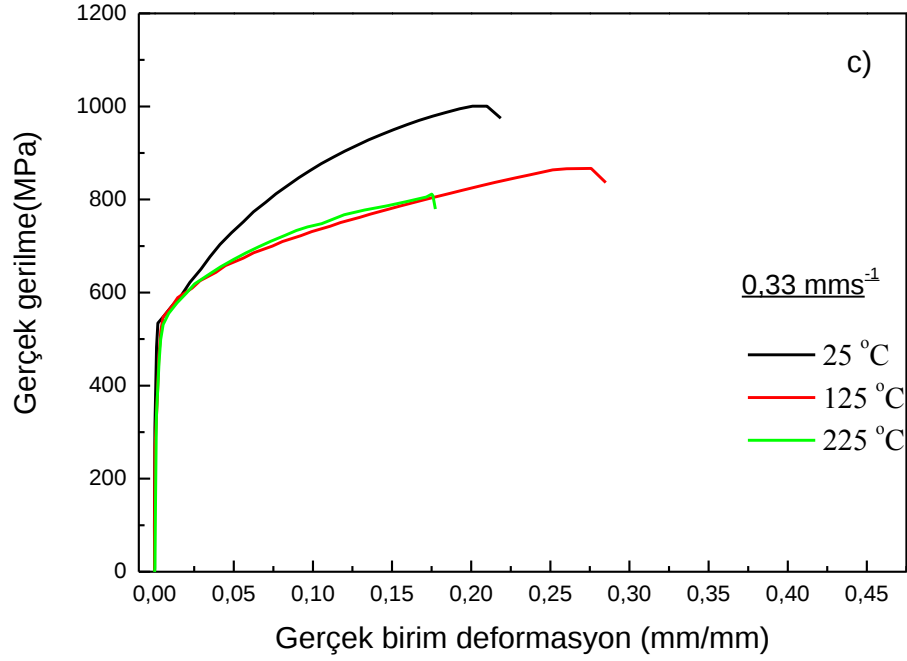
Şekil 3.4(a-c)'de martenzitik dönüşümün farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarında, uygulanan plastik deformasyon ile değişimi gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere sıcaklığın, uygulanan plastik deformasyon ile birlikte olan dönüşüm üzerinde önemli miktarda etkisi bulunmakta iken şekillendirme hızının etkisi çok fazla

bulunmamaktadır. Yapılan çalışma kapsamında artan sıcaklık ve deformasyon hızı ile malzeme içerisinde yer alan kalıntı östenitin martenzit fazına olan dönüşümü azalmaktadır. Bu durum direkt olarak kalıntı östenitin kararlılığının sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olduğunu göstermektedir. Sugitomo vd. (1992) kalıntı östenitin kararlılığının sıcaklığa olan bağlılığını incelemiş ve sonuç olarak ta kalıntı östenitin deformasyon nedenli dönüşümünün baskılandığını ve deformasyona karşı daha kararlı bir hal aldığını belirlemiştir.

Yapılan deneylerden elde edilen sonuçlara göre, oda sıcaklığında malzeme içerisinde bulunan kalıntı östenit miktarı $0,0016 \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızı için %13,8'den yaklaşık %2 oranlarına kadar azalırken bu değer $0,042 \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızı için %3,4'e, $0,33 \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızı için ise %7,5'e düşmüş bulunmaktadır. Uygulanan deformasyon sonucunda malzeme içerisinde tespit edilen kalıntı östenit miktarı şekillendirme sıcaklığı ile artış göstermiştir. Bu durumda malzemenin çekme dayanımını önemli ölçüde etkilemektedir.

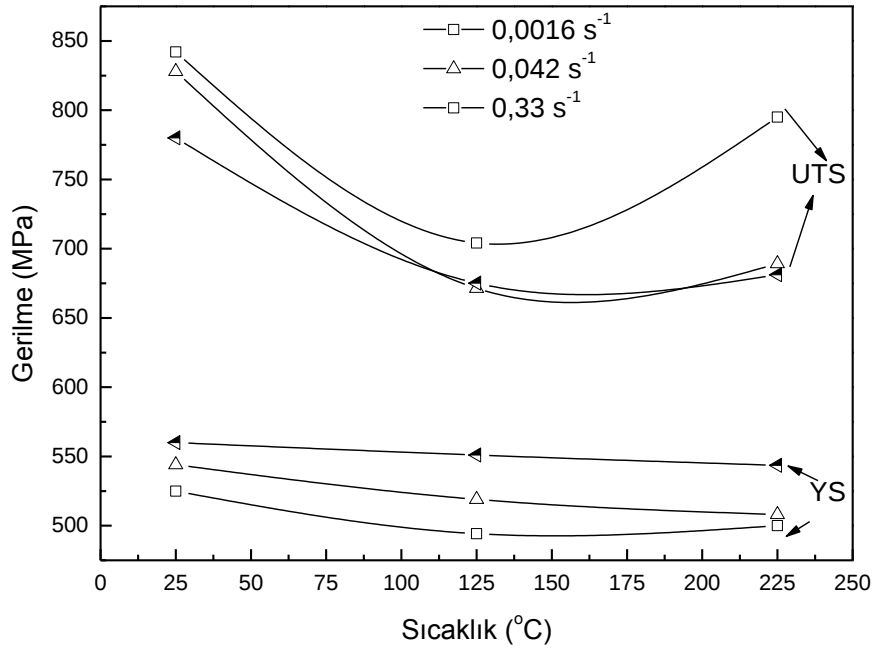
Şekil 3.5(a-c)'de yukarıda verilen deney şartlarında elde edilmiş gerilme-birim deformasyon diyagramları gösterilmektedir. Elde edilen veriler TRIP800 çeliğinin akma eğrisinin şekillendirme sıcaklığı ve birim deformasyona bağlı olduğunu göstermektedir. Özellikle sıcaklığın 125°C 'ye yükseltilmesi ile malzeme dayanımı önemli ölçüde azalmaktadır. Bu durum da direkt olarak malzeme içerisinde meydana gelen martenzitik dönüşümün etkisine dayanmaktadır. Bununla birlikte sıcaklık 125°C 'nin üzerine çıkartıldığı zaman malzemenin dayanımı dinamik deformasyon yaşlanmasından (dynamic strain aging) dolayı tekrar artış göstermiştir (Sugimoto vd., 1992).





Şekil 3.5. Sıcaklık ve deformasyon oranlarının gerilme-birim deformasyon eğrisi üzerine etkisi

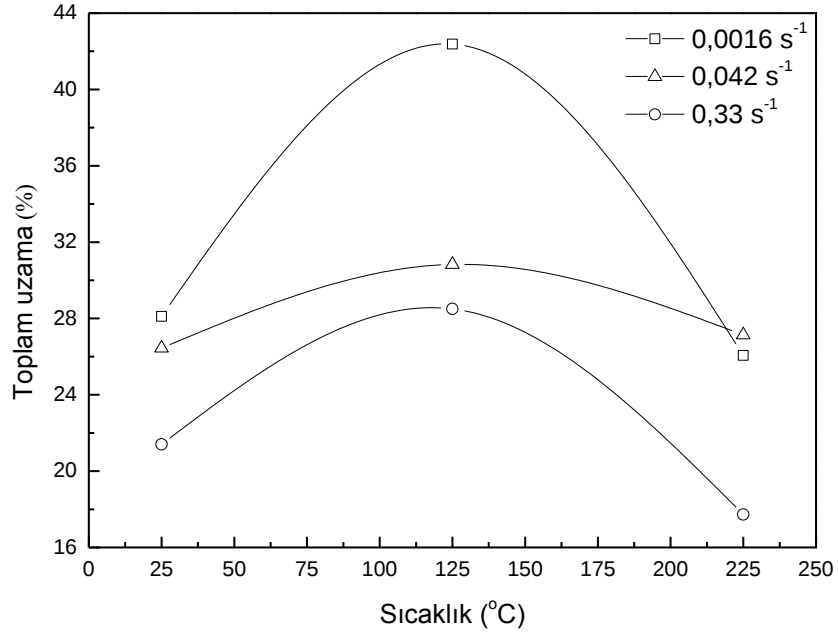
Artan sıcaklığın, malzemenin dayanımı ve şekillendirilebilme kabiliyeti üzerine olan etkisinin yanı sıra özellikle 225 °C’de ve düşük deformasyon hızlarında akma eğrisinin şekli üzerinde de etkisi bulunmaktadır. Bu sıcaklık değerinde malzemenin gerilme diyagramında gerilme artışında bir dalgalanma görülmektedir ki bu durum PLC (Portevin–Le Chatelier) etkisi olarak ta isimlendirilmektedir. Bu etki daha çok malzemelerde solüt atomların (çözülmüş yabancı atomların) deformasyon esnasında oluşan dislokasyonların hareketlerini engellemesi ile oluşmaktadır (Abbadi vd. 2002). Dinamik deformasyon yaşlanması olayı plastik deformasyon boyunca difüzyon olan atomlar ile hareket halindeki dislokasyonların etkileşmesi olayıdır. Bu olay dislokasyonların ve diffüz olan solüt atomların hızının artmasına neden olan deformasyon hızına ve sıcaklık değerlerine bağlıdır (Akbarpour, 2007). Bu çalışmada elde edilen deneysel veriler gösteriyor ki; düşük sıcaklıklarda solüt atomların hızının dislokasyon hızına göre oldukça düşük olması bu deformasyon yaşlanmasına neden olmaktadır. Yüksek sıcaklıklarda ise bu durumun tam tersine solüt atomların enerjileri artmakta ve dislokasyonlarla beraber hareket edebilmektedir ve dinamik deformasyon yaşlanması görülmemektedir. Ayrıca bu etki çalışılan malzemede belirli miktar plastik deformasyondan sonra elde edilmeye başlanmıştır ki bu durum literatürde bu konuda yapılan çalışmalar ile de uyum göstermektedir (Gupta vd., 2000; Andrew, 1965).



Şekil 3.6. Sıcaklık ve deformasyon oranlarının malzemenin çekme (UTS) ve akma (YS) dayanımları üzerine etkisi

Şekil 3.6’da TRIP800 çeliğinin çekme ve akma dayanımlarının sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere her iki mekanik özellikte başlangıçta uygulanan sıcaklıkla beraber azalma eğilimi göstermektedirler ancak 125 °C’nin üzerine çıkıldığında malzemenin çekme dayanımında artma gözlemlenmiştir. Bununla birlikte 125 °C’de bu özellikler minimum değerlerini almıştır. Akbarpour (2007) akma ve çekme dayanımlarındaki bu değişime termal olarak aktifleşmiş plastik akma, içyapıda bulunan beynit fazının temperlenmesi ve deformasyon süresince içyapıdaki kalıntı östenitin deformasyonla birlikte martenzit fazına dönüşmesinin neden olabileceğini vurgulamıştır. Özellikle artan şekillendirme sıcaklıklarında kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümü gecikmektedir. Daha öncede belirtildiği üzere şekillendirme sıcaklığı, M_s sıcaklığından uzaklaştıkça dönüşüm için gerekli olan mekanik işte artmaktadır. Bu da kalıntı ostenitin martenzite olan dönüşümünü geciktirmektedir. Artan sıcaklıklarda dinamik deformasyon yaşlanması pekleşmesinin yanı sıra yumuşama etkisi de oluşmaktadır. Beynit fazının temperlenmesi neticesinde gerilme düşer ve bu da yumuşamaya sebep olmaktadır. Şekil 3.6’da ayrıca artan deformasyon hızı ile çekme dayanımı azalırken, akma dayanımı artmaktadır. Malzemenin çekme dayanımındaki bu azalma kalıntı ostenitin martenzit fazına olan

dönüşümünün azalmasından kaynaklanmaktadır. Bu durum ise malzemenin artan deformasyon hızında adyabatik olarak daha fazla ısınmasından kaynaklanmaktadır (Tomita ve Iwamoto,1995; Xi-cheng vd., 2007). Bunun yanı sıra elde edilen deneysel verilere göre artan deformasyon hızı ile birlikte uygulanan deformasyon miktarları neticesinde oluşan martenzit oranlarının azalmasına karşın başlangıç duruma göre yine de bir miktar artış göstermiştir.



Şekil 3.7. Sıcaklık ve deformasyon oranlarının malzemenin toplam uzama miktarı üzerine etkisi

Şekil 3.7’de TRIP 800 çeliğinin çalışılan sıcaklık ve deformasyon hızlarındaki toplam uzama değerleri gösterilmektedir. Malzemenin toplam uzamasının artan deformasyon hızı ile azaldığı görülmektedir. Malzemedeki bu davranışın muhtemel açıklaması; yüksek deformasyon hızlarında, sert faz etrafında daha hızlı olarak artış gösteren dislokasyonların kaymayı zorlaştırması bundan dolayı da yumuşak ferrit fazının daha fazla mukavemetlenmesini sağlamasıdır. Deformasyonun yoğunlaştığı bölgelerde malzeme içerisinde bulunan kalıntı östenit martenzit fazına dönüşebilmektedir. Kalıntı östeniti çevreleyen fazın mukavemet özellikleri dönüşüm üzerinde de etkili olmaktadır. Bu fazı çevreleyen fazın mukavemet özellikleri iyileştikçe kalıntı östenitin deformasyon miktarı azalmakta dolayısı ile dönüşüm için gerekli enerji seviyesine ulaşması gecikmekte veya ulaşamamaktadır. Kalıntı östenitin dönüşümündeki bu azalma toplam

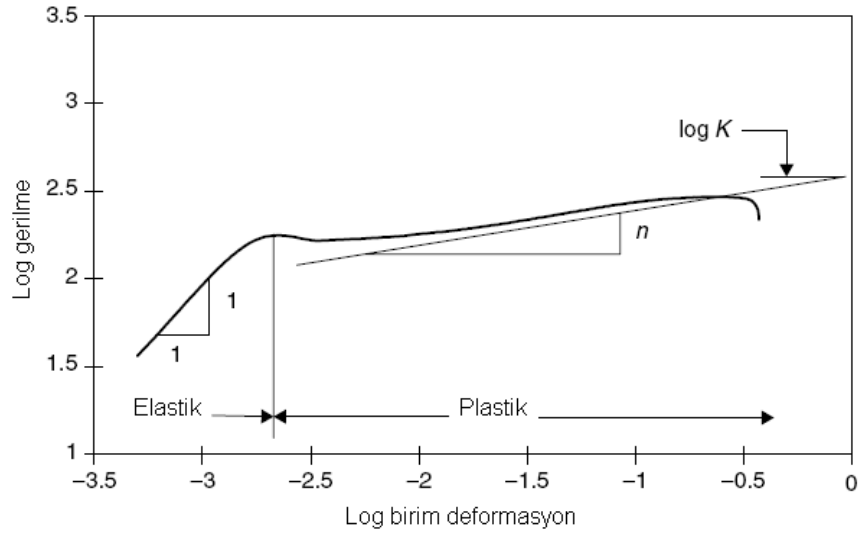
şekillendirilebilirliği doğrudan etkilemektedir. Bunun yanı sıra malzemenin şekillendirilmesi süresince içyapıda oluşan mikro çatlakların büyüyerek ilerlemesi, oluşan martenzitik dönüşüm vasıtası ile geciktirilebilmektedir. Böylelikle şekillendirilebilirlik artmaktadır. Çatlak ucunda oluşan gerilme konsantrasyonu anlık olarak kalıntı östeniti martenzit fazına dönüştürmekte ve dönüşüm ile birlikte belirli bir oranda hacimce büyüme elde edilmektedir. Bu da çatlak ucundaki gerilme miktarını düşürerek ilerlemesini geciktirmektedir. Böylelikle malzemede boyun verme ve kırılma durumu gecikmektedir.

3.4.1 Pekleşme kabiliyetinin incelenmesi

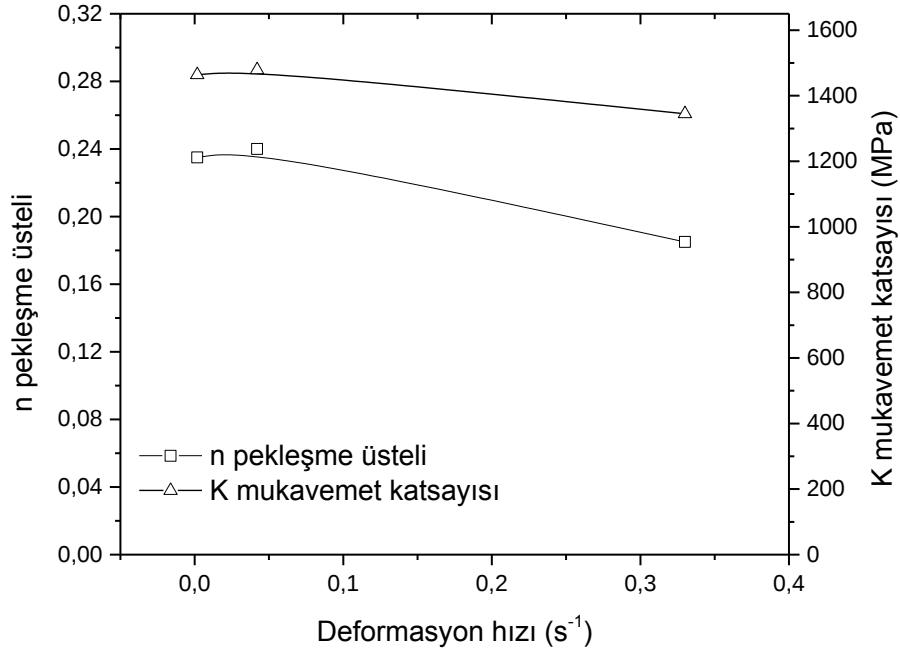
İçyapıda meydana gelen bu dönüşümün bir diğer etkisi de malzemenin pekleşme karakteristiği üzerinde olmaktadır. Malzemelerin şekillendirilebilme kabiliyetlerinin tayininde kullanılan pekleşme değerinin niteliği oldukça büyük önem arz etmektedir. Özellikle pekleşme kabiliyeti yüksek olan malzemelerin şekillendirilebilme kabiliyeti de o kadar büyük olduğu gözlemlenmektedir. Yani malzemeye uygulanan herhangi bir şekillendirme işlemi neticesinde elde edilecek uzama miktarı o kadar büyük olacak demektir. Genelde malzemelerin pekleşme karakteristiğinin belirlenmesinde Eşitlik (3.2) kullanılmaktadır.

$$\log \sigma = \log K + n \cdot \log \epsilon^p \quad (3.2)$$

Burada çekme deneyi neticesinde elde edilmiş akma eğrisinin logaritmik olarak çizdirilmesi neticesinde elde edilen grafiğe $y = ax + b$ eşitliğinin uydurulması neticesinde belirlenmektedir. Burada a pekleşme üsteli, x birim deformasyon, b değeri ise mukavemet katsayısı olan $\log(K)$ değerini göstermektedir.



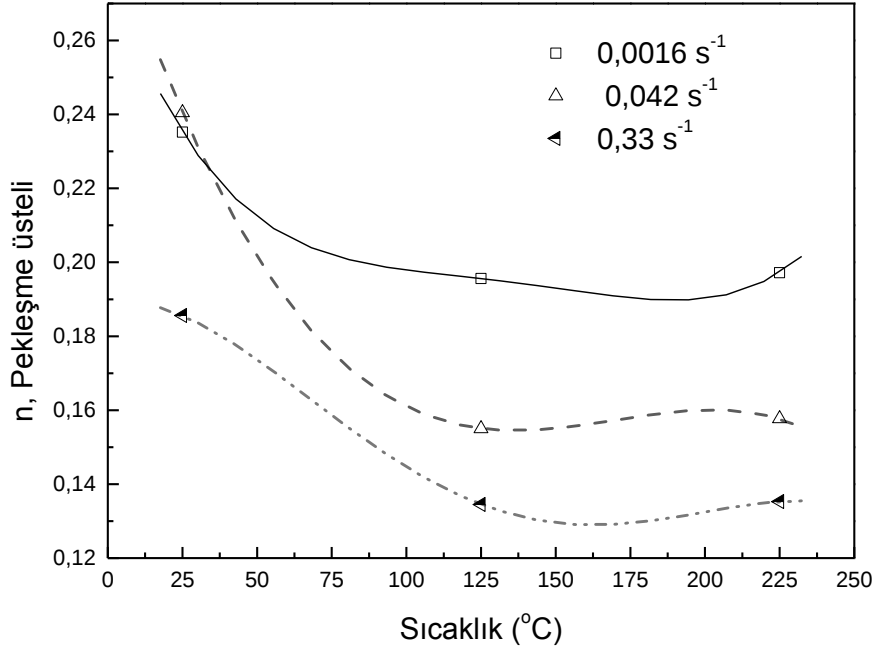
Şekil 3.8. Log gerilme-Log birim şekil değişimi grafiği (Marciniak vd., 2002)



Şekil 3.9. TRIP 800 gelişmiş yüksek mukavemetli çeliğin pekleşme üsteli ve mukavemet katsayısının deformasyon hızı ile değişimi

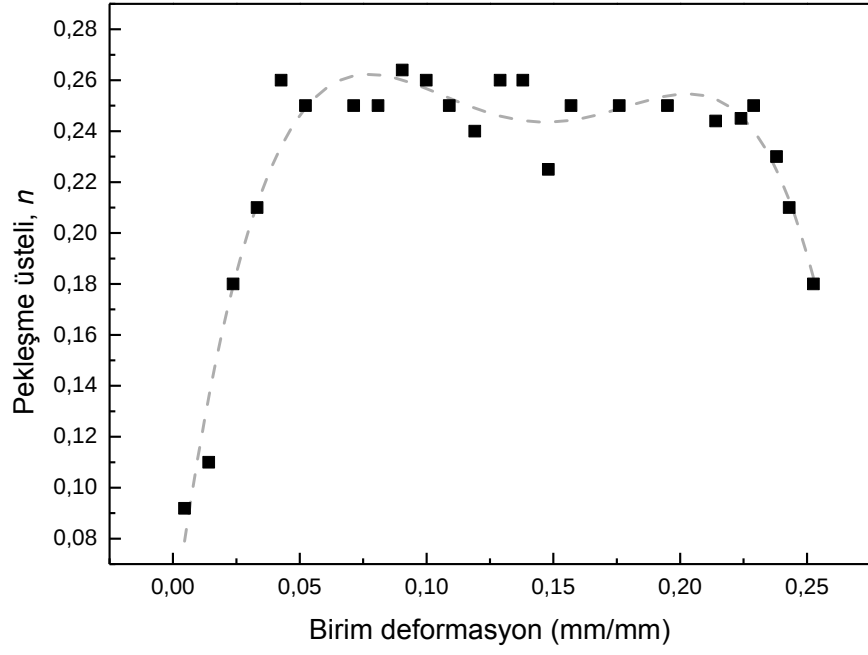
Yapılan tez kapsamında malzemenin pekleşme üsteli ve mukavemet katsayısı değerleri farklı deformasyon hızlarında elde edilmiş deneysel akma eğrilerinden hesaplanmış ve sonuçlar Şekil 3.9’da verilmiştir. Şekilden de görüleceği üzere malzemenin pekleşme üsteli değeri n ile mukavemet katsayısı K , değerleri deformasyon hızı ile azalmaktadır. Bu durum malzemenin şekillendirilebilirliğinin deformasyon hızı ile azaldığını göstermektedir. Grafikten de görüleceği üzere davranışlar birbirine benzer olmaktadır.

Deformasyon hızına ilave olarak belirtilen hızlarda malzemenin pekleşme karakteristiğinin farklı sıcaklıklardaki değişimi de Şekil 3.10'da verilmektedir. Genel itibari ile malzemenin pekleşme değeri artan sıcaklık ve deformasyon hızı ile azalmaktadır.

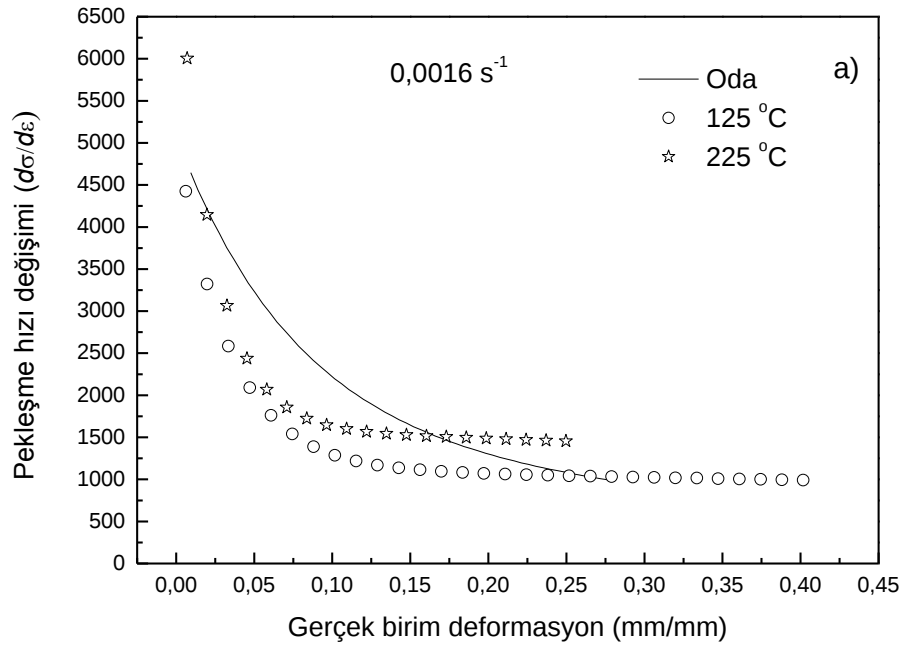


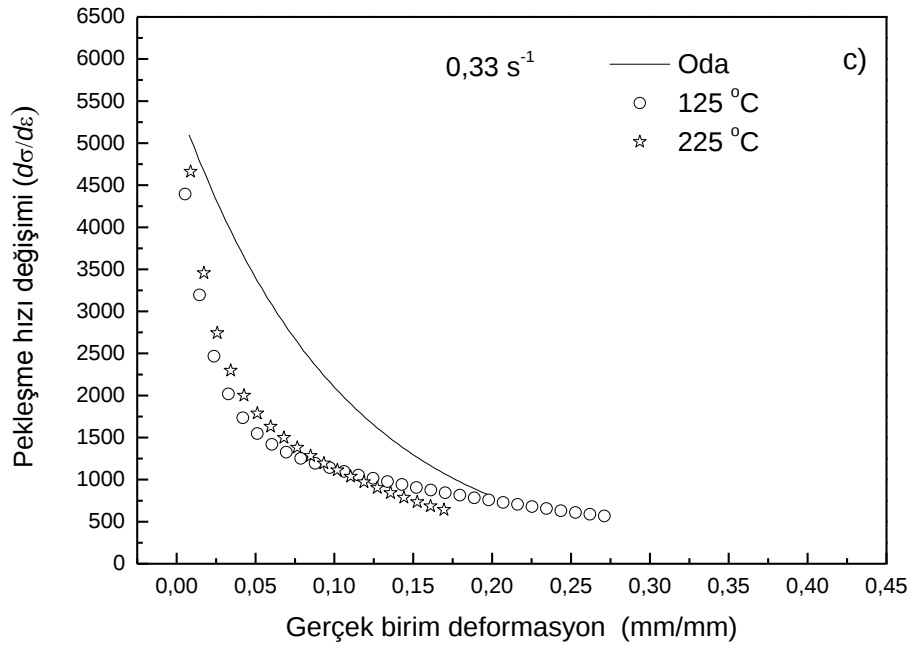
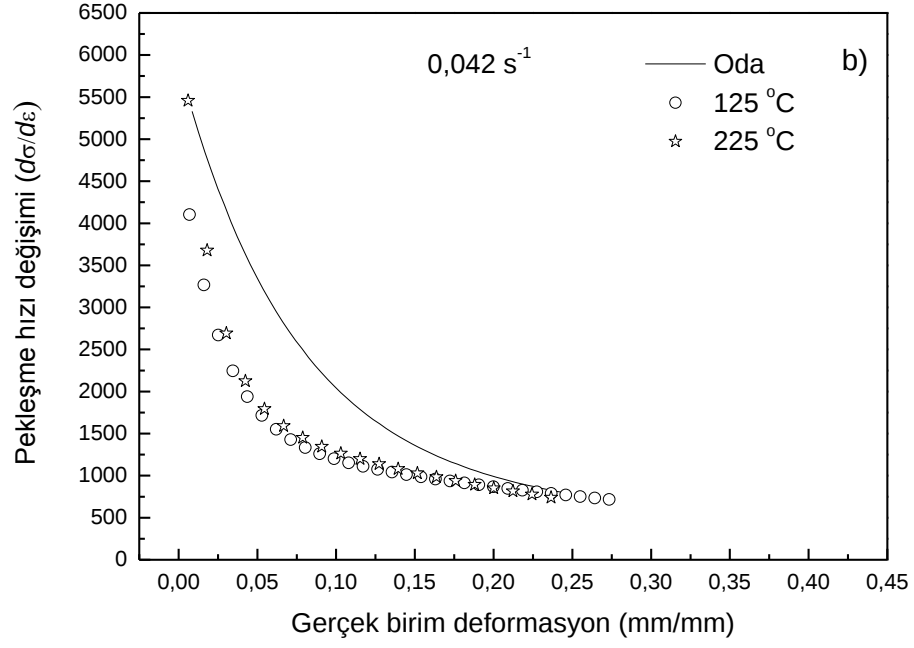
Şekil 3.10. TRIP 800 gelişmiş yüksek mukavemetli çeliğin pekleşme üsteli sıcaklık ile değişimi

Malzemenin genel deformasyon boyunca davranışını gösteren pekleşme üsteli ve mukavemet katsayısı değerlerinin hesaplanmasında gerilme eğrisinin tamamı kullanılmaktadır. Bununla birlikte TRIP800 çeliğinin pekleşme değerinin deformasyon ile değişimi Şekil 3.11'de gösterilmektedir. Buradan da görüleceği üzere pekleşme üsteli esasen tek bir değer değil, deformasyon ile değişebilen bir özellik olarak karşımıza çıkmaktadır. Buna bağlı olarak ta mukavemet katsayısı değeri deformasyon ile birlikte değişmektedir. Malzemenin pekleşme üsteli deformasyonun ilk safhasında hızlı bir şekilde arttıktan sonra düzenli olarak azalmaya başlamıştır. Deformasyonun ilerleyen noktasında tekrar artmış ve boyun verme bölgesinde tekrar azalmıştır. Bu değer 0,08 ila 0,26 arasında değişmektedir.



Şekil 3.11. TRIP 800 gelişmiş yüksek mukavemetli çeliğin pekleşme üstelinin uygulanan birim deformasyon ile değişimi.



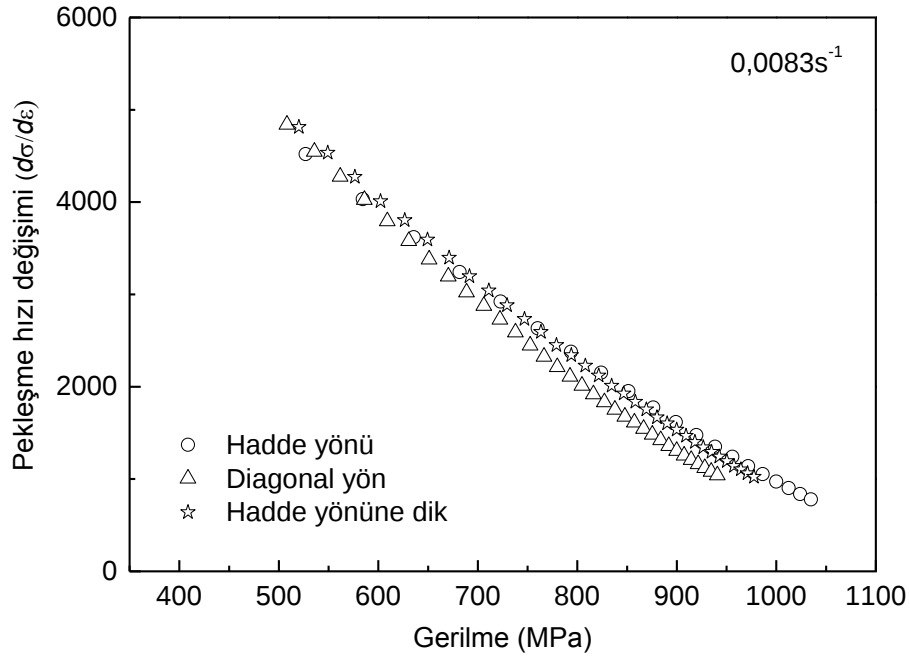


Şekil 3.12. TRIP 800 çeliğinin pekleşme hızının deformasyon hızı ve sıcaklık ile değişimi

Malzemeye uygulanan deformasyon ile birlikte anlık olarak pekleşme hızının nasıl değiştiğinin anlaşılması içyapıda deformasyon ile gelişen olayların anlaşılması açısından büyük önem arz etmektedir. Yeni nesil çelik ailesinden olan TRIP800

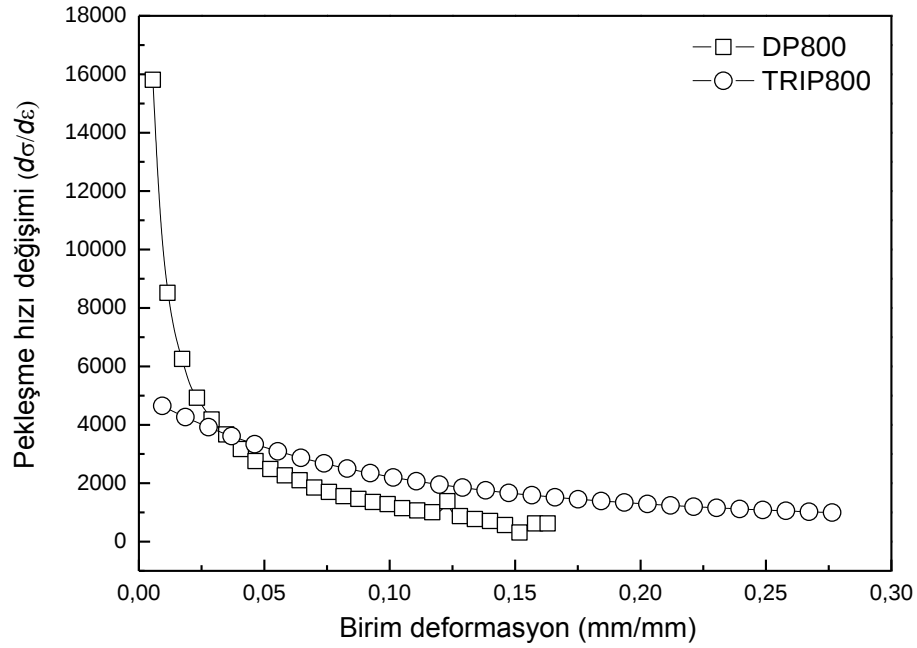
çeliğinin pekleşme hızı değerinin deformasyonun ilerleyen safhalarında nasıl değiştiğini gösteren grafik Şekil 3.12 (a-c)'da verilmektedir. Şekil 3.12 (a-c) incelendiğinde TRIP800 çeliğinin pekleşme hızının deformasyon hızı ve sıcaklık ile değişiminin farklılık arz ettiği görülmektedir. Genel itibarı ile pekleşme hızındaki azalma deformasyonun erken safhalarında artan sıcaklık ile birlikte artmıştır. Bu durum malzemenin içyapısındaki dönüşümün bir etkisi olarak karşımıza çıkmaktadır. Oda sıcaklığında elde edilen değişim diğer sıcaklıktaki değerlere göre daha yavaş olmaktadır. Bu durum martenzitik dönüşümün bir etkisi olarak açıklanabilmektedir. İçyapıda dönüşüm ile oluşan martenzit fazı kendisini çevreleyen fazların daha fazla pekleşmesini sağlayarak bu değer hızla azalmasını geciktirmektedir. Bu durumda malzemenin boyun verme durumunu geciktirerek şekillendirilebilirliğe önemli katkı sağlamış olmaktadır. Yüksek deformasyon oranlarında ise pekleşme hızı deformasyonun ilk safhasında yüksek olmaktadır. Fakat martenzitik dönüşüm ara yüzeyinde gerilme yoğunluğunun azalması ile dislokasyon pekleşmesinin yavaşlamasına sebep olmaktadır. Bu da pekleşme hızının hızlı bir şekilde düşmesine neden olmaktadır (Rong vd., 2006). Deformasyon pekleşmesi hızı, düşük hızlarda çok daha yavaş olarak azalmaktadır. Dönüşüm ile oluşan martenzit miktarı deformasyonun bir fonksiyonu, pekleşme kabiliyeti ise martenzit oluşumundan kaynaklı ilave pekleşmenin toplamı olarak ifade edilebilmektedir. Östenit ve martenzit fazlarının arayüzey katmanı dislokasyon kaynağı olarak davranmakta ve östenit fazı içerisinde dislokasyon yoğunluğunun artmasına neden olmaktadır. Bu da içeride martenzit fazının oluşumuna katkı sağlamaktadır (Guimaraes ve Maria, 1980). İşlem parametrelerinin yanı sıra malzemenin yükleme durumu da önem arz etmektedir. Özellikle anizotropik özellik gösteren malzemelerin bir takım mekanik özelliklerinin yöne bağlı olarak değişmesi ve bu özelliklerin belirlenmesi modellemeler açısından da önem arz etmektedir. Hadde yönü ile 0° , 45° ve 90° açı yapacak şekilde kesilmiş çekme deney numunelerinden elde edilen gerilme birim deformasyon diyagramlarından da pekleşme karakteristikleri belirlenmeye çalışılmıştır. Bu çalışılan yönlerde ait pekleşme hızlarının sabit deformasyon hızındaki değişimi Şekil 3.13'de gösterilmiştir. Pekleşme hızı üç yön için de aynı seviyelerden başlamıştır. Buna rağmen farklı gerilme değerlerinde son bulmuştur. Hadde yönünde ki numuneden elde edilen pekleşme hızındaki değişim diğer yönlerde göre daha yavaş olmuştur. Bu durum martenzit oluşumunun yöne bağlı olarak ta değişiminin bir göstergesi olarak ta gösterilebilirken, haddeleme işlemi ile uzayan

taneler içerisinde deformasyon ile oluşan dislokasyonların hareket serbestliği ile de ilişkilendirmek mümkündür.



Şekil 3.13. TRIP800 çeliğinin pekleşme hızının farklı yönlerle değişimi

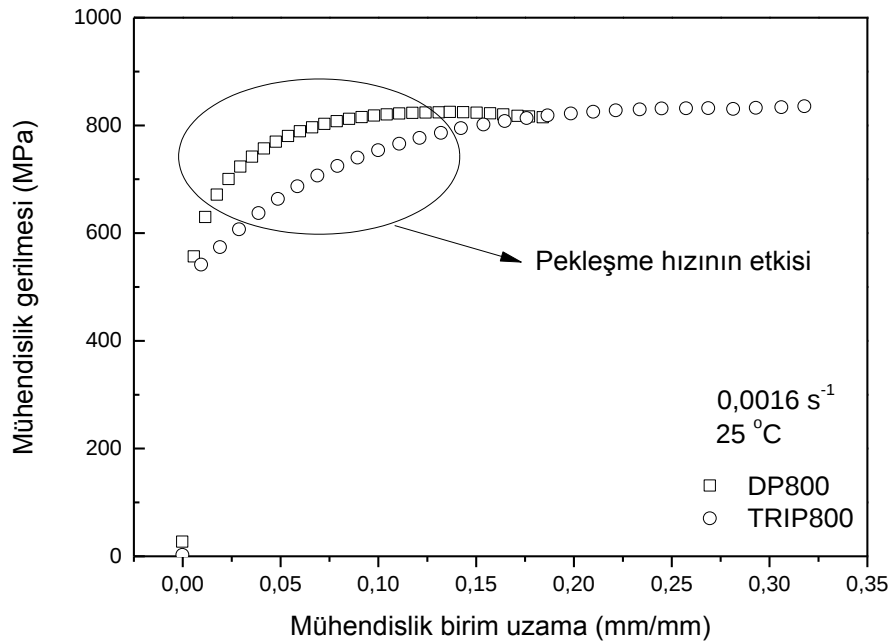
Bu tez kapsamında TRIP malzeme içerisinde meydana gelen dönüşümün etkisini daha iyi bir şekilde ifade edebilmek için benzer mukavemet özelliklerine sahip çift fazlı DP800 çeliğinin pekleşme özellikleri ve bu özelliğin akma eğrisi üzerindeki etkileri karşılaştırılmıştır. Çift fazlı DP 800 çeliğinde deformasyon ile içyapıda sonradan oluşan herhangi bir dönüşüm etkisi söz konusu değildir. Bu iki çeliğin pekleşme karakteristikleri karşılaştırıldığında DP800 çeliğinde çok daha hızlı gerçekleşmektedir. İçyapıda hali hazırda bulunan martenzit fazı deformasyon ile birlikte ferrit fazını hızlı bir şekilde mukavemetlendirmektedir. Ancak bu durum TRIP takviyeli çeliklerde deformasyonun ileriki safhalarında meydana geldiğinden pekleşme hızındaki düşüş daha yavaş gerçekleşmektedir. Malzemenin pekleşme hızındaki değişimin yavaş ve uzun soluklu olması incelmeye karşı direnci ve sonuç olarak ta malzemedeki boyun vermeyi geciktirmektedir. Şekil 3.14’de $0,0016s^{-1}$ deformasyon hızında tek eksenli çekme deneyi uygulanmış DP800, TRIP800 çeliklerinin pekleşme hızları karşılaştırılmıştır.



Şekil 3.14. TRIP800 ve DP800 çeliklerinin pekleşme hızlarının deformasyon miktarı ile değişiminin karşılaştırılması

Grafikten de görüleceği üzere çift fazlı çelik olan DP800 çeliğinin deformasyonun erken safhalarındaki pekleşme hızı ve bu değerdeki değişim TRIP800 çeliğine göre oldukça büyük ve hızlı olmaktadır. Bu durum deformasyonun ilerleyen safhalarında da devam etmekte ve TRIP800 çeliğinin pekleşme hızı DP800 çeliğine göre daha büyük olmaktadır. Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerden olan çift fazlı DP800 çeliği mikroyapı olarak ferrit ve martenzit fazlarından oluşmaktadır. İçyapıda yer alan martenzit fazı ferrit fazına kıyasla oldukça sert ve yüksek dayanıma sahiptir. Malzemeler üzerine uygulanan yük neticesinde, fazlarda meydana gelen deformasyonlar birbirlerini etkilemektedir. Daha zor deformasyona uğrayan martenzit fazı, ferrit fazı içerisinde oluşan dislokasyon yoğunluğunun hızlı bir şekilde artmasına vesile olarak yüksek oranda pekleşme meydana gelmektedir. Bir malzeme içerisinde dislokasyon yoğunluğunun deformasyon ile artması pekleşme olayını gerçekleştirmektedir. Öyle ki içyapıda yer alan dislokasyonların tane sınırlarında birikmesi ve birbirlerini kilitlemesi malzemenin deformasyonu için gerekli olan kuvvetin artırılmasını gerektirmektedir. Bu durumda malzemenin mukavemetini artırmaktadır. Maksimum çekme dayanımları aynı olan TRIP800 ve DP800 çeliğinin bu anlamda akma eğrileri incelendiğinde (Şekil 3.15) çift fazlı çelikte meydana gelen pekleşme hızının başlangıçta oldukça yüksek olması deformasyonun ilk safhalarında gerilme değerlerinin yüksek olmasını sağlamaktadır.

Ancak TRIP çeliklerde deformasyonun ilk safhalarında gerilme değerleri daha az olmakta ve maksimum gerilme değerine deformasyonun çok daha ileriki safhalarında ulaşabilmektedir. Bu durum malzemedeki boyun vermenin gerçekleşeceği birim uzama miktarının açıklanması için de benzerlik arz etmektedir. Taneler içerisinde deformasyonla birlikte oluşan veya sayısı artan dislokasyonlar tane sınırlarında giderek birikmektedir. Biriken dislokasyonlar daha sonrasında tane sınırlarında mikro çatlakları oluşturmaktadır. Oluşan bu mikro çatlaklar daha sonra deformasyon ile birlikte büyüyerek ilerler ve malzemenin kırılmasına neden olur. TRIP ve TRIP takviyeli çeliklerde ise dislokasyonların birikmesi ile oluşan mikro çatlaklar ilerlerken içyapıda yer alan kalıntı östenitler ile karşılaşmaktadır. Çatlak uçlarında yer alan gerilme yığılmaları bu kalıntı östenitin martenzit fazına dönüşümünü hızlandırmaktadır. Martenzit fazı hacimce östenit fazından daha büyüktür. Çatlak ucunda meydana gelen bu hacimce genişleme çatlak ucundaki gerilme miktarını azaltmakta ve ilerlemesini engellemektedir. Bu sayede malzemenin boyun vermesi de gecikerek homojen şekil değişimi miktarını artırmaktadır (Yan, 2008).



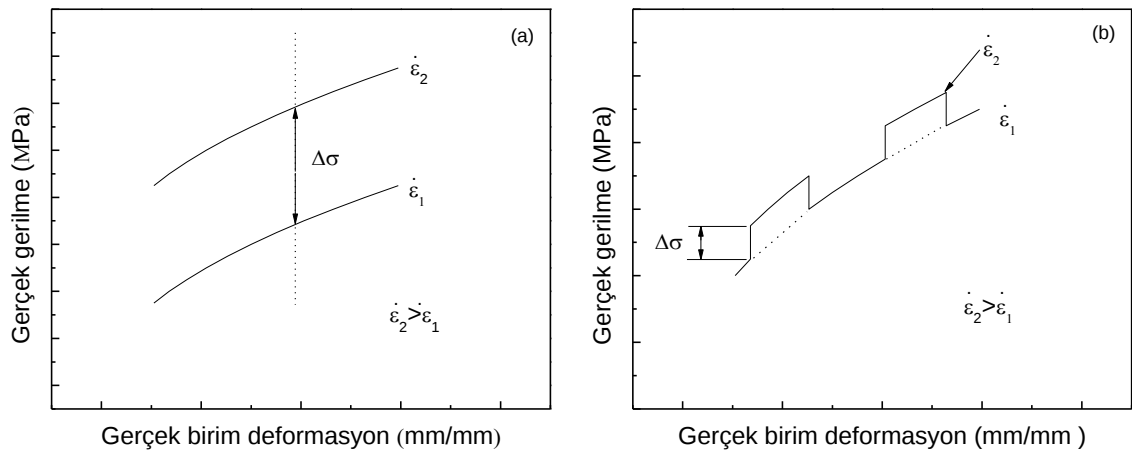
Şekil 3.15. TRIP800 ve DP800 çeliklerinin mühendislik gerilme-birim deformasyon eğrilerinin karşılaştırılması

3.4.2 Şekillendirme hız duyarlılığının incelenmesi

Malzemelerin pekleşme karakteristiğinin yanı sıra şekillendirme hızı duyarlılığı da şekillendirilebilirlik üzerinde etkili olmaktadır. Birçok sac malzemenin şekillendirme hız duyarlılığı oda sıcaklığında küçük değerlere sahiptir. Çelik malzemeler için çoğu zaman pozitif ve alüminyum malzemeler içinse 0 veya negatif değerlere sahiptir. Genelde pozitif şekil değiştirme hız duyarlılığı şekillendirmeyi geliştirmekte ve deformasyon pekleşmesine benzer bir etki yaratmaktadır. Eşitlik (3.3)'de malzemelere ait hız duyarlılığın hesaplanması gösterilmektedir.

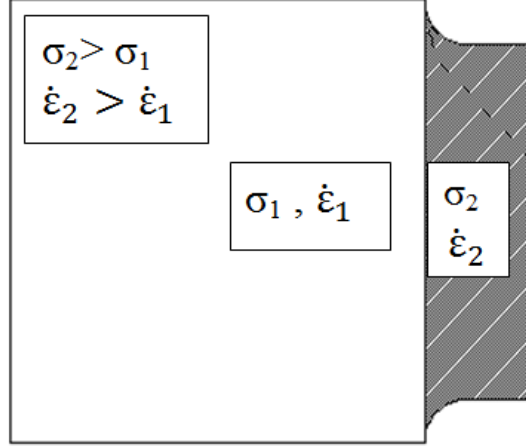
$$m = \log(\sigma_2 / \sigma_1) / \log(\dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1) \quad (3.3)$$

Malzemelere ait hız duyarlılığı genelde farklı hızlarda yapılan devamlı çekme ile veya deney esnasında malzemeye sıçrama testi (jump test) uygulanarak belirlenmektedir. Çekme deneyi esnasında malzeme farklı iki hızda ve tekrarlı bir şekilde çekilerek gerilmelerdeki değişimlerin belirlenmesi ile bulunmaktadır. Şekil 3.16-a'da farklı iki hızda çekme deneyine tabi tutulmuş malzemelerin gerçek gerilme ve birim deformasyon grafikleri görülürken Şekil 3.16-b'de sıçrama testi uygulanmış bir deneyin grafikleri görülmektedir



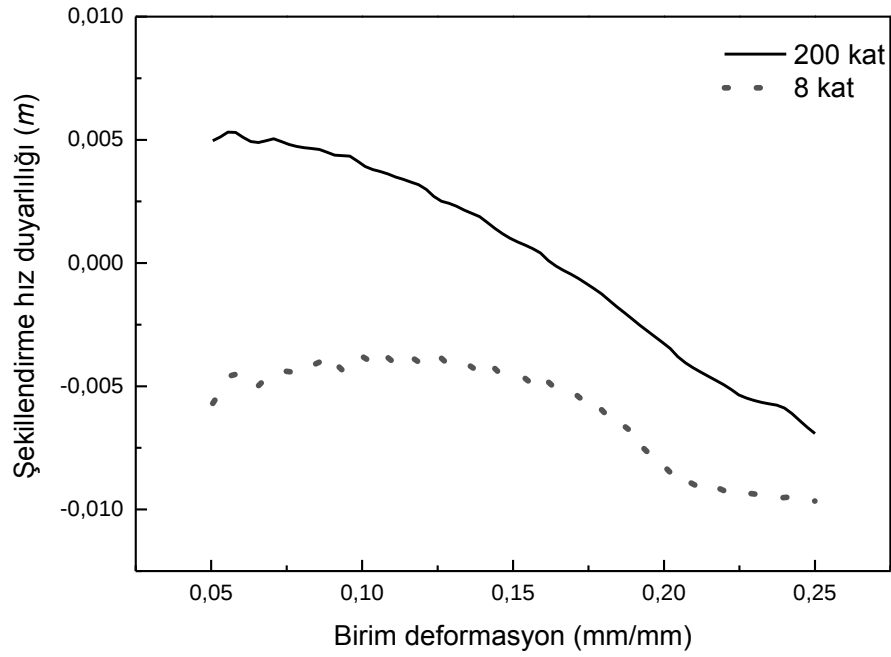
Şekil 3.16. Deformasyon hızı hassasiyetinin belirlenmesinde kullanılan yöntemler
(Marciniak vd., 2002)

Malzemelerin maksimum dayanım noktasına kadar gösterdiği birim deformasyon miktarı (homojen şekil değişimi miktarı) malzemenin şekillendirme hız duyarlılığı olan m değerine de bağlı bulunmaktadır. Malzemeler genel olarak bir deformasyona uğrarken belirli bir noktada incelmeye başlamaktadır. İncelen nokta pekleşerek daha mukavemetli hale gelmektedir.



Şekil 3.17. Malzemelerde pekleşme durumunun şematik olarak gösterimi

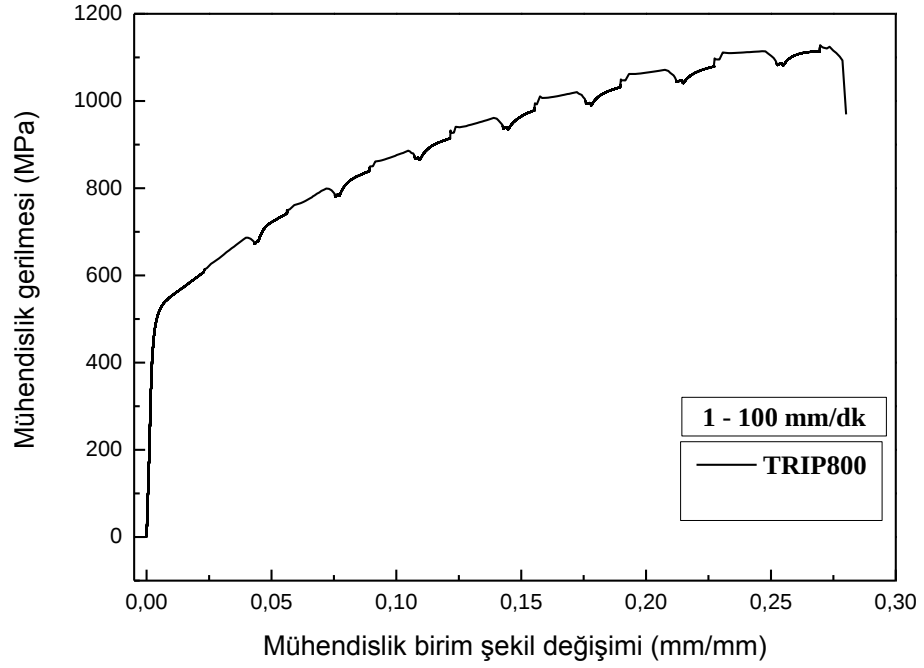
Şekil 3.17’ de bu durum şematik olarak izah edilmektedir. Bu durumu takiben incelen bölgeye komşu olan diğer bölgede incelererek pekleşmekte ve bu sayede malzemenin her bölgesi mukavemetlenmektedir. Malzemelerin deformasyonu esnasında meydana gelen bu incelme noktasında deformasyon hızı diğer incelmemiş bölgeye göre daha fazla olmaktadır. Eğer ki malzemenin şekillendirme hız duyarlılığı (m) düşük olursa bu bölge yeteri kadar pekleşme sağlayamaz ve daha sonrasında boyun vererek inceliyor kopar. Dolayısı ile şekillendirme hız duyarlılığı değeri bir malzemenin ne kadar büyük olursa bu bölgedeki mukavemetlenme o kadar büyük olmakta ve şekillendirilebilirlik kabiliyeti de o kadar artmaktadır. Daha önce de belirtildiği üzere bir malzemenin şekillendirme hız duyarlılığı iki tip deney uygulanarak belirlenebilmektedir. Bunlardan birincisi sıçrama deneyi sonucunda gerilme değerindeki artışların kullanılması ile hesaplanmakta diğeri ise farklı deformasyon oranlarında gerçekleştirilen deneylerin maksimum gerilme veya belirli birim deformasyonlara karşılık gelen gerilme değerleri kullanılarak hesaplanabilmektedir. TRIP800 çeliğine ait farklı şekillendirme hızlardaki akma eğrileri Şekil 3.5’de verilmiştir.



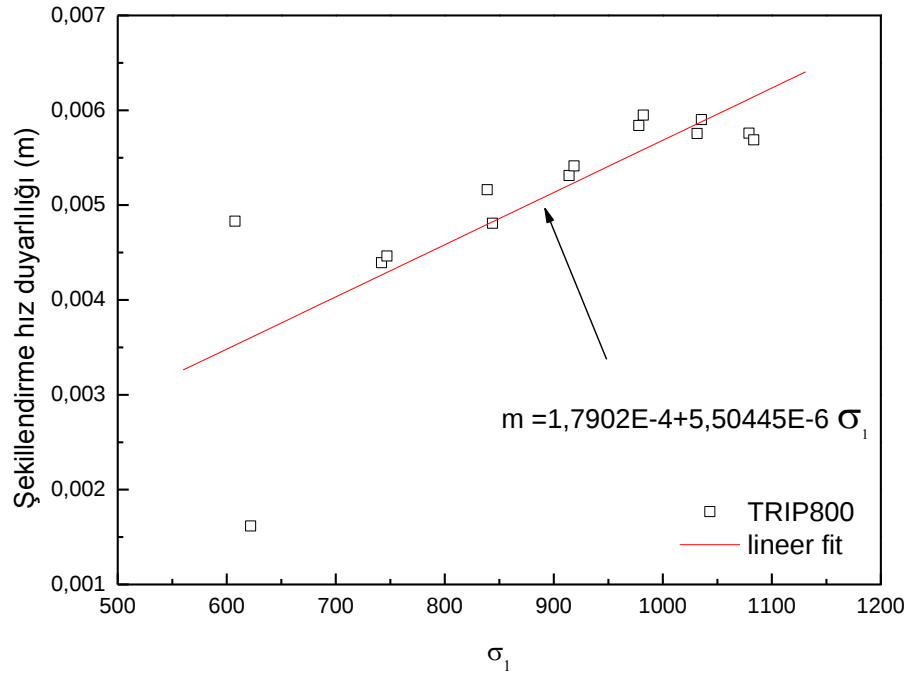
Şekil 3.18. Birim deformasyon ve hız oranı ile şekillendirme hız duyarlılığının değişimi

Burada malzemenin şekillendirme hız duyarlılığının farklı şekillendirme miktarları ve farklı şekillendirme hızı oranları için farklı olduğu gözlemlenmiştir. Bu sebeple malzemenin şekillendirme hız duyarlılığı bu hesaplama yöntemi kullanılarak birim deformasyon ve hız oranlarına göre değişimi Şekil 3.18’de verilmiştir. Şekilden de görüleceği üzere TRIP800 çeliğine ait şekillendirme hız duyarlılığı deformasyonla birlikte değişiklik göstermektedir. Bununla birlikte farklı deformasyon hızlarından elde edilen akma eğrilerinden hesaplanan bu değerler hız oranının değişmesi ile de değişkenlik göstermektedir. Genel itibari ile malzemelerin şekillendirme hız duyarlılığı (m) değeri malzemeye uygulanan deformasyon arttıkça azalmaktadır. Şekil 3.18 incelendiğinde benzer bir davranış malzemenin ileri ki deformasyon oranlarında da gözlemlenmiştir. Şekillendirme hız duyarlılığı farklı hız oranları için negatif değerler almıştır. Bu durum malzemede elde edilebilecek gerilme artışının azalacağını ve hatta daha küçük deformasyon oranlarında gözlemlenen gerilme değerlerinden daha düşük gerilme değerlerinin elde edileceğini göstermektedir. Bir malzemeye ait şekillendirme hız duyarlılığının belirlenmesinde kullanılan bir diğer yöntem ise daha öncede belirtildiği üzere sıçrama testidir (Jump test). TRIP800 çeliğine sıçrama deneyi 100 katlık bir hız farkı oluşturularak elde edilen grafik Şekil 3.19’de ve elde edilen gerilme piklerinin kullanılması ile hesaplanan şekillendirme hız duyarlılığı (m) değerlerinin pik

başlangıç gerilme değerlerine göre değişimi de Şekil 3.20’de gösterilmiştir. Deformasyon hızı olarak 1mm/dk ile 100mm/dk seçilmiştir.



Şekil. 3.19. Sıçrama testi uygulanmış TRIP800 çeliğinin akma eğrisi



Şekil 3.20. Sıçrama testi uygulanmış TRIP800 çeliğinin şekillendirme hız duyarlılığının gerilme miktarı ile değişimi

Sıçrama deneyinden elde edilen sonuçlar diğer test yönteminden elde edilen sonuçlara nazaran aynı test numunesi üzerinde deneyin gerçekleştirilmesinden dolayı daha güvenilir olmaktadır. Sıçrama deneyi neticesinde elde edilen her bir pikten hesaplanan şekillendirme hız duyarlılığının (m) gerilme ile değişimini gösteren Şekil 3.19 incelendiğinde içyapıda yer alan dönüşümün etkisi de anlaşılabilmektedir. Deformasyon ile birlikte içyapıda yer alan kararsız haldeki kalıntı östenitin kararlı ve daha mukavemetli olan martenzit fazına dönüşmesi diğer fazlarda birim deformasyon hızında daha fazla pekleşme özelliği kazandırarak gerilmenin daha fazla artmasına sebep olabilmektedir. Bu durum deformasyon ile kısmi olarak incelen bölgenin ilave olarak pekleşmesine ve buna bağlı olarak ta boyun vermenin gecikmesine vesile olmaktadır.

3.4.3 Anizotropi özelliklerinin belirlenmesi

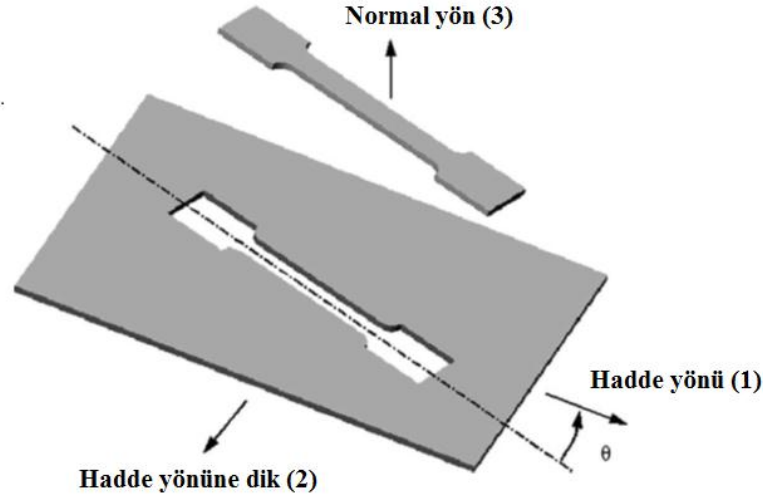
Malzemelerin şekillendirilebilme kabiliyetlerini belirleyen bir diğer önemli parametre ise anizotropik özellikleridir. Malzemelerin mekanik özelliklerinin yöne bağlı olarak değişmesi anizotropi olarak isimlendirilmekte ve R sembolü ile gösterilmektedir. Anizotropi, şekillendirme esnasında malzemenin genişliğinde oluşan birim şekil değişiminin $\epsilon_w = \ln(w/w_0)$, kalınlıktaki birim şekil değişimine $\epsilon_t = \ln(t/t_0)$ oranı şeklinde ifade edilmektedir. Burada w_0 ilk genişlik, w ise deformasyon sonunda ölçülen genişlik değerini gösterirken bezer olarak t ve t_0 değerleride sırası ile ölçülen kalınlık ve ilk kalınlık değerlerini göstermektedir. Bazı durumlarda ölçümlerde malzemenin boyundaki ve genişliğindeki birim şekil değiştirmeler belirlenerek kalınlıktaki değişimler hacmin korunumu prensibine göre Eşitlik (3.4) veya (3.5)'den hesaplanabilmektedir.

$$wtl = w_0 t_0 l_0 \quad (3.4)$$

$$t/t_0 = (w_0 l_0) / (wl) \quad (3.5)$$

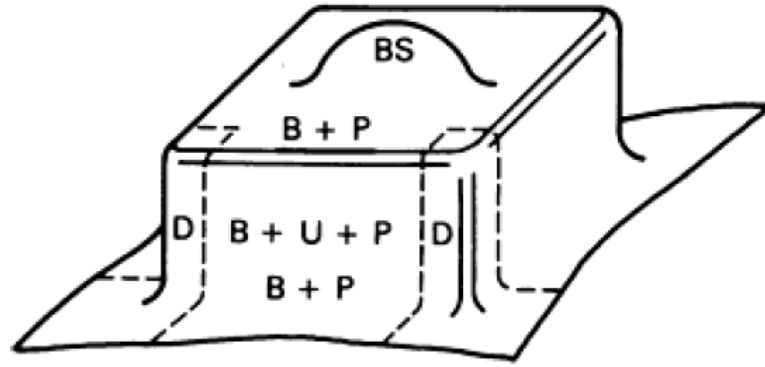
Bu durumda malzemenin anizotropi değeri Eşitlik (3.6) kullanılarak belirlenebilmektedir.

$$R = \ln(w/w_0) / \ln(w_0 l_0 / wl) \quad (3.6)$$



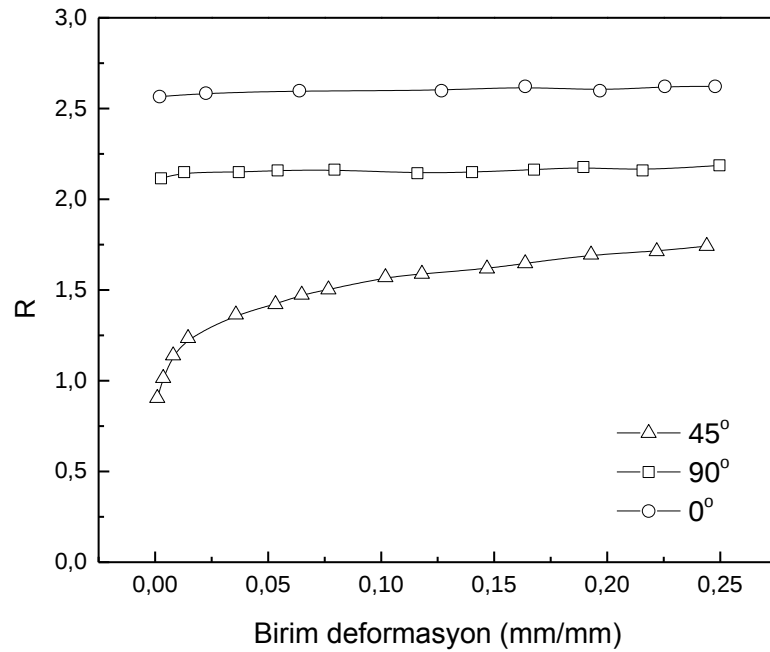
Şekil 3.21. Haddелеme yönü ile belirli açı yapan çekme numunelerinin gösterimi
(Banabıc, NewYork)

Özellikle haddелеme işlemi ile üretilen sac malzemelerde içyapıda tanelerin farklı yönlenmeleri neticesinde anizotropi özelliği gösterirler. Malzeme içyapısındaki tanelerin hadde yönünde deforme edilmesi ve bu yöne bağlı olarak içyapıda başlangıçtaki dislokasyonların haddелеme yönüne bağlı olarak değişmesi malzemenin mekanik özelliklerinin farklı olmasına sebep olmaktadır. Bu anlamda genel olarak bir malzemenin anizotropik özelliklerinin belirlenmesi için Şekil 3.21’de gösterilen bir sac numuneden farklı yönlerde (Genel itibari ile literatürde bu özelliklerin belirlenmesi için geliştirilen modeller hadde yönü 0° , diyagonal yön 45° ve hadde yönüne dik 90° doğrultularda hazırlanmış deney numunelerinden elde edilen veriler kullanılmaktadır.) hazırlanmış deney (çekme) numuneleri hazırlanmaktadır. Böylelikle bu yönlerde hazırlanmış deney numenlerine çekme deneyi uygulanarak malzemelerin akma gerilmeleri, dayanımları, birim şekil değiştirme oranları, anizotropik katsayıları belirlenmektedir. Gerçek bir sac şekillendirme işleminde deformasyonlar sadece malzemenin tek bir doğrultusunda meydana gelmeyebilir. Şekil 3.22’de bir derin çekme işleminde malzeme üzerinde oluşabilecek gerilme tipleri gözlemlenmektedir.



Şekil 3.22. Tipik bir derin çekme işleminde mazleme üzerinde görülen deformasyon modları. B: Eğme, BS: İki eksenli gerdirmeye, D: Derin çekme, P: Düzlem birim deformasyon gerdirmeye, U: Düzeltme (tek eksenli) (ASM Handbook, Volume 14)

Malzemelerin genişliğindeki değişim testler boyunca ölçülürse R değeri sürekli bir şekilde elde edilebilir. Ancak R değerlerinde deformasyonla birlikte bir takım farklılıklar gözlemlenebilir bunun için genel de mühendislik uzamasının %15'ine denk gelen değer malzemenin anizotropi değeri olarak kabul edilmektedir.



Şekil 3.23. Malzeme anizotropi değerinin birim deformasyon ile değişimi (Hosford, 1996)

Malzemelerin mekanik özelliklerinin yöne bağlı olarak değişip değişmediğini genelde farklı yönlerde hazırlanmış deney numunelerine çekme deneyi uygulanarak belirlenebilir ve bu deney numuneleri genel olarak hadde yönü, diyagonal ve hadde yönüne dik doğrultulardan hazırlanmış numunelerden belirlenmektedir. Bu yöne bağlı değişimin hassasiyetinin artırılması adına daha dar açı değerlerinde numunelerin hazırlanıp anizotropi değerlerinin belirlenebilmektedir. Yöne bağlı olarak değişen anizotropi değerleri genelde R_0 , R_{45} ve R_{90} olarak gösterilirler ve bunlarda sırası ile hadde yönü, diyagonal ve hadde yönüne dik olarak hazırlanmış numunelerin anizotropi değerlerini ifade etmektedirler. Eğer deneyleri yapılacak bir sac malzeme için bu değerler birbirinden farklı iseler düzlemsel (planar) anizotropi olarak adlandırılmakta olup derin çekmede görülen kulak oluşumu gibi problemlerin çıkmasına neden olur. Eşitlik (3.7)'deki gibi ifade ile tanımlanabilir.

$$\Delta R = (R_0 + R_{90} - 2R_{45})/2 \quad (3.7)$$

Eğer ölçülen anizotropi değeri tüm yönlerde aynı fakat 1'den farklı ise normal anizotropi sözkonusudur ve Eşitlik (3.8) ile belirlenmektedir.

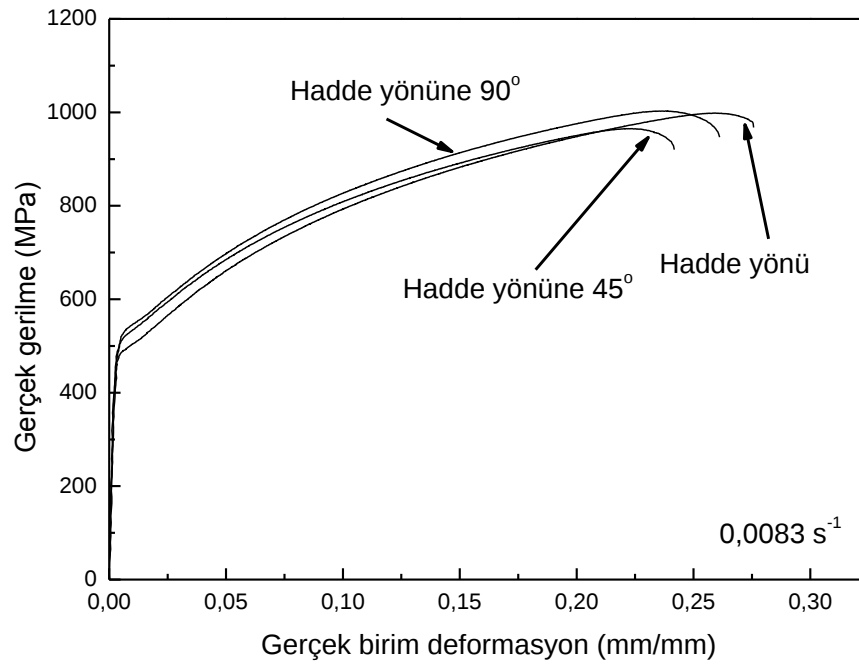
$$R = (R_0 + R_{90} + 2R_{45})/4 \quad (3.8)$$

Düzlemsel anizotropi değeri pozitif veya negatif yönde büyük olursa şekillendirilen malzemelerde asimetriklik ve kulaklanma hataları büyük oranda gözlemlenebilmektedir. Eğer normal anizotropi oranı büyük değere sahip olursa çekme deneylerinde gözlemlenen genişlikteki deformasyonun kalınlıktaki deformasyondan büyük olduğunu göstermektedir. Bu ise malzemenin kalınlık yönünde büyük mukavemet göstermesi ile ilişkilendirilebilmektedir ve bu özellik derin çekme işlemlerinde malzemenin incelmeye karşı dayanımının artmasını ve daha derin parçaların elde edilmesini sağlamaktadır. Ayrıca bu özellik şekillendirilen parçalarda kırışıklık ve malzeme yüzeyinde dalgalanma oluşma olasılığını da azaltmaktadır.

Daha öncede belirtildiği üzere haddeleme yöntemi ile üretilen sac malzemelerde yöne bağlı olarak mekanik özellikler değişmektedir ve bu durum malzemenin anizotropik olduğunu göstermektedir. Gerçek sac metal şekillendirme işlemlerinin

simülasyonlarında elde edilen sonuçların doğruluğunun artırılması için bu özelliğin doğru bir şekilde belirlenmesi büyük önem arz etmektedir. Şekillendirme işlemlerinin simülasyonlarında kullanılan malzeme modellerinin anizotropik özellikleri gösterebilmesi için bu özelliklerin belirlenmesi gerekmektedir.

Bir malzemeye ait anizotropi değerlerinin belirlenmesi için haddeleme yönüne farklı açılar yapan çekme deney numuneleri kullanılmaktadır (Bknz. Şekil 3.20). Bir malzemenin anizotropi değeri belirlenirken farklı yönlerde hazırlanmış çekme deney numunelerinin (Örnek olarak haddeleme yönüne 0°, 45°, 90° veya daha dar olan 0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75° ve 90° aralıklarda) boyundaki ve enindeki boyut değişimlerinin kullanılması ile hesaplanmaktadır. Şekil 3.24’de haddeleme yönüne 45’er derece yapacak şekilde su jeti ile kestirilmiş deney numunelerinin çekme eğrileri gösterilmektedir. Deneyler $0,0083\text{s}^{-1}$ deformasyon oranında gerçekleştirilmiştir.

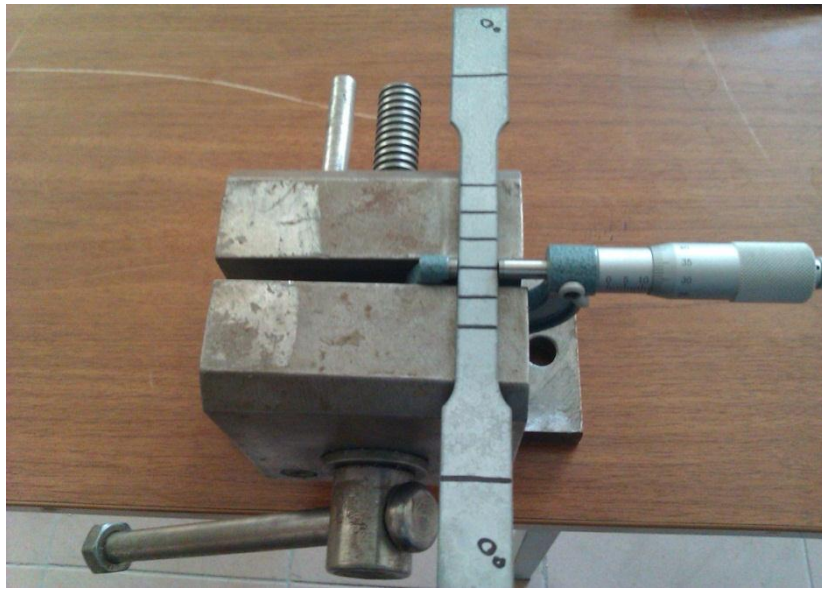


Şekil 3.24. Farklı yönlerde hazırlanmış numunelerin akma eğrileri

Şekil 3.24’den görüleceği üzere TRIP800 yüksek mukavemetli çeliğin farklı yönlerdeki gerilme değerlerinde fazla farklılık gözlemlenmemektedir. Ancak toplam uzamalardaki farklılıklar dikkat çekmektedir. TRIP çelikler içerisinde oluşan martenzitik dönüşümün malzemenin haddeleme yönüne olan bağılılığı bu durumu izah edebilmektedir. Daha

sonraki bölümlerde temsili bir geometri üzerinde yapılan simülasyonlar ile östenitin yükleme yönüne olan açısının dönüşüme etkisi incelenmiştir.

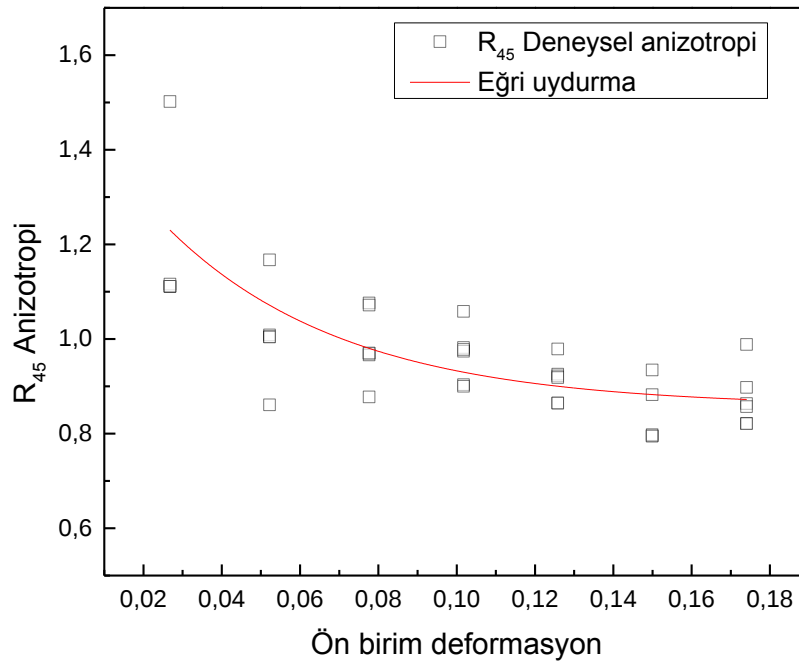
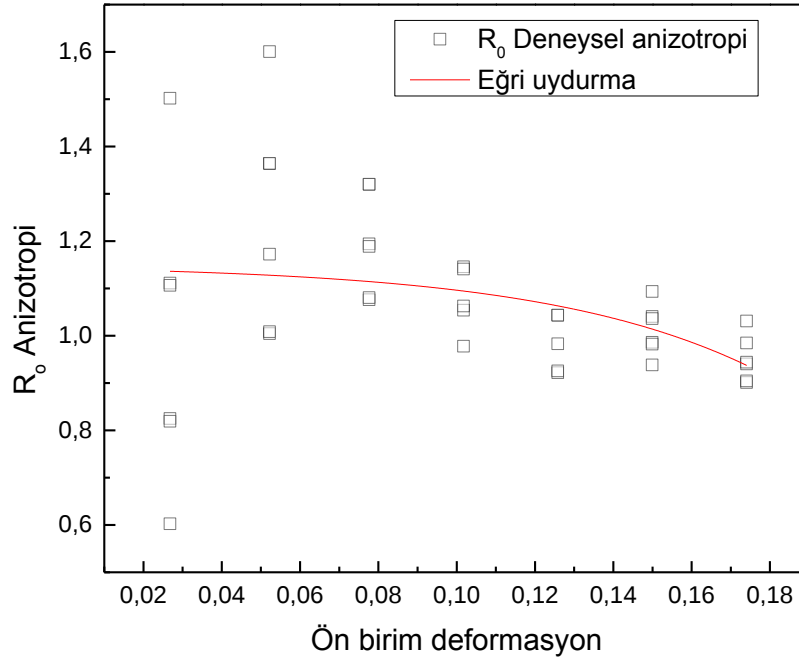
Yapılan tez kapsamında daha önce de belirtildiği üzere deney numunesinin boyunda ki değişim video tipi deformasyon ölçer kullanılarak belirlenmiştir. Ancak enindeki daralma malzemenin ölçü boyu içerisinde belirli aralıklarda çizilmiş çizgilerin mikrometre ile ölçülmesi ile belirlenmiştir (Fotoğraf 3.9). Bunun için malzemelere belirli oranda ön birim deformasyon verilmiş, daha sonrasında malzeme çenelerden alınarak aşağıdaki gösterilen sistemde mikrometre ile ölçülmüştür.

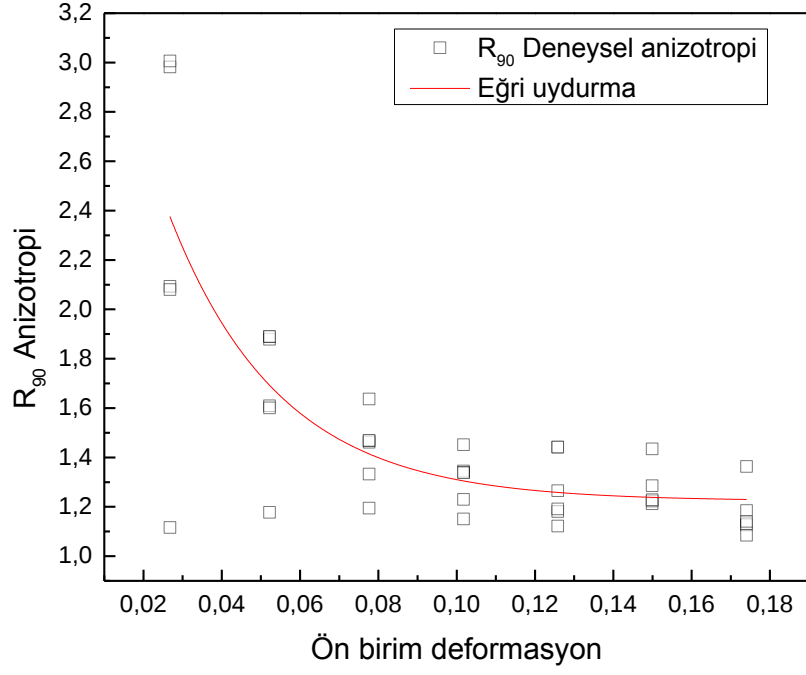


Fotoğraf 3.9. Anizotropilerin belirlenmesinde kullanılan yöntem

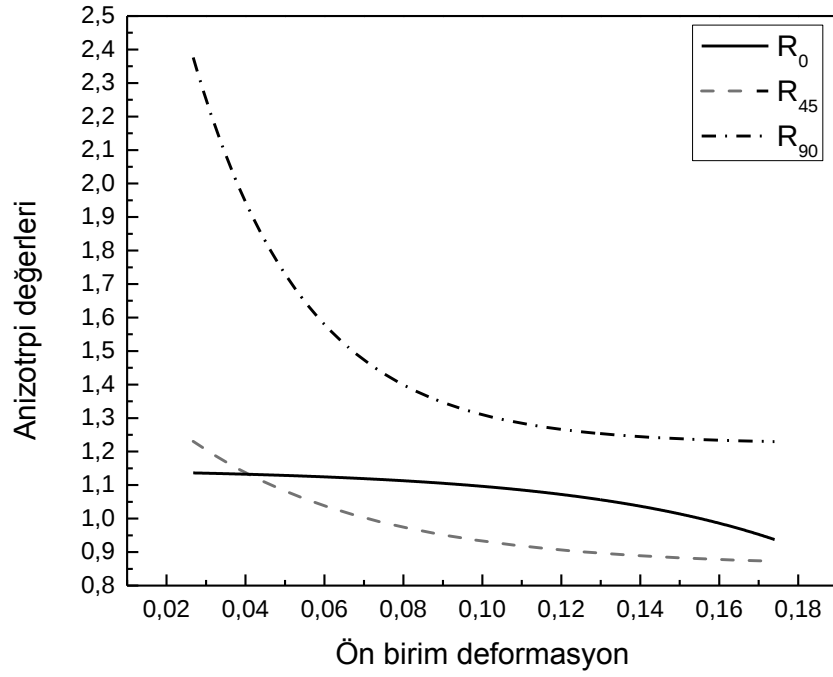
Malzemelere ait anizotropi değeri, deney numunesine uygulanan deformasyon miktarının artması ile değişebilmektedir. Literatürde genelde %15'lik mühendislik birim deformasyonuna karşılık gelen anizotropi değerleri kullanılmaktadır (Marciniak, 2002). Bununla birlikte bu değerden çok daha fazla veya az şekillendirilebilen malzemelerde farklı birim deformasyon oranlarında da anizotropi belirlenmesi yapılabilmektedir. Tez kapsamında çalışılan yüksek mukavemetli TRIP800 çeliğinin toplam birim uzama miktarı Şekil 3.5'de görüleceği üzere $0,0016s^{-1}$ deformasyon hızı için 0,28 mm/mm civarındadır. Bu anlamda anizotropi değeri daha ileriki birim deformasyon değerlerinden de belirlenebilir. TRIP malzemelerde deformasyon ile birlikte içyapıda yer alan kalıntı östenitin çok daha mukavemetli martenzit fazına dönüşmesi mekanik

özellikleri etkileyebildiğinden, tez kapsamında çalışılan malzemenin farklı ön birim deformasyon miktarlarındaki (%3, 6, 9, 12, 15, 18 ve 21) anizotropi değerleri belirlenmeye çalışılmıştır. Deney numuneleri haddelendirme yönüne 0° , 45° ve 90° açı yapacak şekilde su jeti ile kestirilmiş ve $0,0016s^{-1}$ deformasyon oranında çekme deneyine tabi tutulmuştur. Yukarıda belirtilen her bir ön gerilme miktarı için elde edilen anizotropi değerlerinin değişimi Şekil 3.25’de verilmiştir.





Şekil 3.25. Anizotropi değerlerinin farklı ön birim deformasyon ve yöne bağlı olarak değişimi

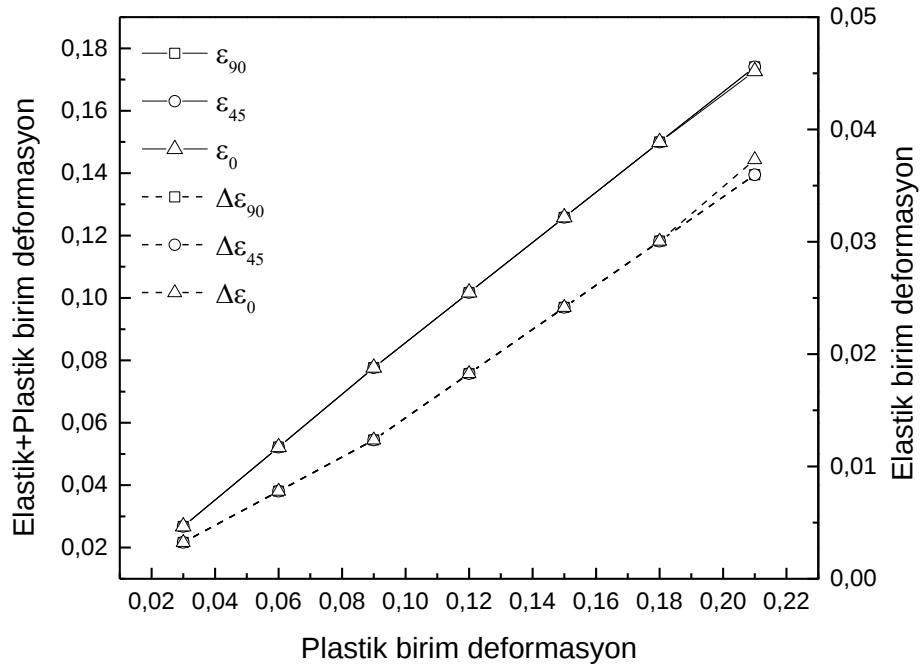


Şekil 3.26. Farklı yönler için elde edilmiş anizotropi değerlerinin değişiminin karşılaştırılması

Şekil 3.25'den de görüleceği üzere TRIP 800 çeliğinin yöne bağlı olarak değişkenlik gösteren anizotropi değerleri uygulanan birim deformasyon ile de değişkenlik

göstermektedir. Genel olarak malzemenin anizotropi değerleri azalış göstermiştir. Bu değerlerin karşılaştırılmasını gösteren grafik ise Şekil 3.26'da verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere haddeleme yönü ile 90° yapan deney numunelerinden elde edilen anizotropi değerleri deformasyonunu her noktasında diğer yönlerle kıyasla daha büyük değerler almaktadır. İlâveten bu açı için değişim hızı diğer yönlerle kıyasla daha hızlı gerçekleşmektedir. Bu durum malzemenin pekleşme karakteristiği ve deformasyon ile oluşan martenzitik dönüşümün etkisi ile açıklanabilmektedir.

Burada anizotropi değerlerinin hesaplanmasında yükleme yönündeki birim deformasyon olarak yükün kaldırılması neticesinde ki elastik ön deformasyon miktarının ortadan kaldırılması ile elde edilen birim deformasyon miktarları seçilmiştir. Dolayısı ile yükleme durumunun ortadan kaldırılması ile elde edilen plastik birim deformasyon verileri kullanılmış olmaktadır. Verilen birim deformasyonlar ile yükün geri kaldırılması neticesinde elde edilen birim uzama miktarları ise Şekil 3.27'de verilmektedir.



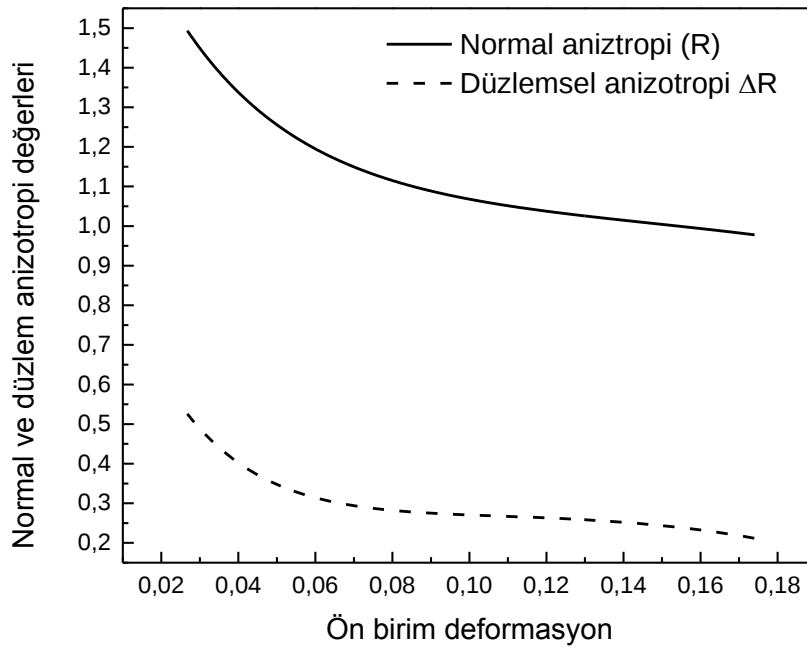
Şekil 3.27. Malzemeye uygulanan ön birim deformasyon miktarı ile yüklemenin kaldırılması sonunda elde edilen birim deformasyon miktarlarının karşılaştırılması

Şekilden de görüleceği üzere malzeme üzerine uygulanan deformasyon miktarı arttıkça malzemede oluşan elastik birim deformasyon miktarı artmaktadır. Bu fark malzemede

pekleşmenin artması ile artmaktadır. Ancak değişim yöne bağlı olarak değişmemektedir.

Anizotropi değerlerinde genel itibari ile azalma eğiliminin olması malzemenin pekleşme karakteristiğinin bir sonucu olarak karşımıza çıkmaktadır. Öyle ki TRIP800 yüksek mukavemetli çeliğinin pekleşme hızı deformasyonla birlikte azalmaktadır. Buna bağlı olarak ta malzemenin deformasyona karşı olan direnci düşmektedir. Bu durum karşısında malzemenin anizotropi değeri de giderek azalmaktadır.

Şekil 3.28’de ise elde edilen anizotropi değerlerinden hesaplanan normal ve düzlemsel anizotropi değerlerinin ön birim deformasyon ile değişimi gösterilmektedir. Bu değerlerde diğer anizotropi değerleri gibi deformasyonla birlikte azalma göstermişlerdir.



Şekil 3.28. Normal ve Düzlemsel Anizotropi değerlerinin ön birim deformasyon ile değişimi

3.4.4 İki eksenli (Biaxial) anizotropi değerinin belirlenmesi

Bir malzemeye ait anizotropi değerleri yukarıda belirtildiği üzere tek eksenli çekme deneyi vasıtası ile belirlenebilmektedir. Ancak gerçek şekillendirme işlemlerinde malzeme üzerinde oluşan deformasyon tipleri tek eksenli çekme deneyindeki

deformasyon tipinin yanı sıra iki eksenli de meydana gelebilmektedir. Bu anlamda malzemelerin iki eksenli gerilmeler altındaki anizotropik özelliğinin de belirlenmesi gerekmektedir. Literatürde iki eksenli anizotropi değerlerinin belirlenmesine yönelik iki eksenli çekme (Hashimoto vd., 2010) veya disk basma (Barlat vd., 2005) deneyleri uygulanmaktadır. Bu tez kapsamında ise iki eksenli anizotropi (Biaxial anisotropy) değerinin belirlenmesi amacı ile delik genişletme (hole expansion) deneyi gerçekleştirilmiştir. Deneyler MTS marka şekillendirme cihazında gerçekleştirilmiş olup deney düzeneği ve deformasyona uğratılmış numune Fotoğraf 3.11’de gösterilmiştir.

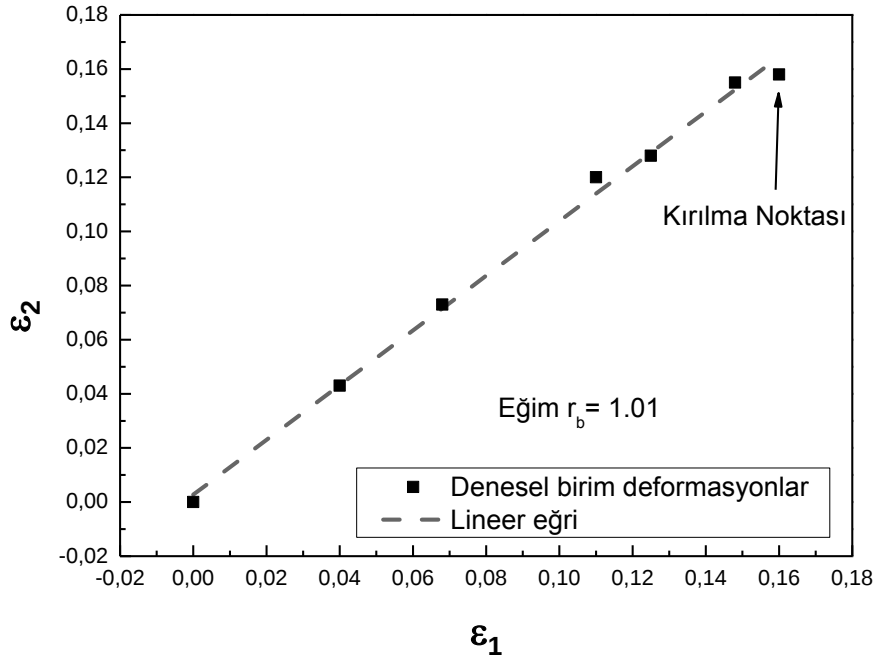


Fotoğraf 3.10. a) Delik genişletme deney düzeneği, b) deformasyona uğratılmış numune

Burada 200x200 mm’lik kare şeklinde numuneler kestirilmiş ve tam orta noktasından 25 mm’lik bir delik açılmıştır. Daha sonrasında hazırlanan malzemeler MTS şekillendirme cihazında 100 mm çapındaki silindirik zımba ile malzeme yırtılıncaya dek belirli miktarlarda şekillendirilmiştir. Her bir şekillendirme mesafesi için haddeleme yönüne paralel ve dik doğrultularda delikte meydana gelen deformasyonlar ölçülmüş Eşitlik (3.9) kullanılarak iki eksenli anizotropi değeri belirlenmiştir.

$$r_b = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad (3.9)$$

Şekil 3.29’da deliğin belirtilen eksenlerinde meydana gelen birim deformasyonların zımbanın her bir mesafesi için değişimi gösterilmektedir. Burada elde edilen birim deformasyonlara lineer bir eğri uydurulmuş daha sonrada eğrinin eğimi belirlenerek iki eksenli anizotropi değeri belirlenmiştir. Yapılan deney neticesinde $r_b = 1.01$ olarak belirlenmiştir.



Şekil 3.29. Delik genişletme deneyinden elde edilen 1 ve 2 yönündeki birim deformasyonlar

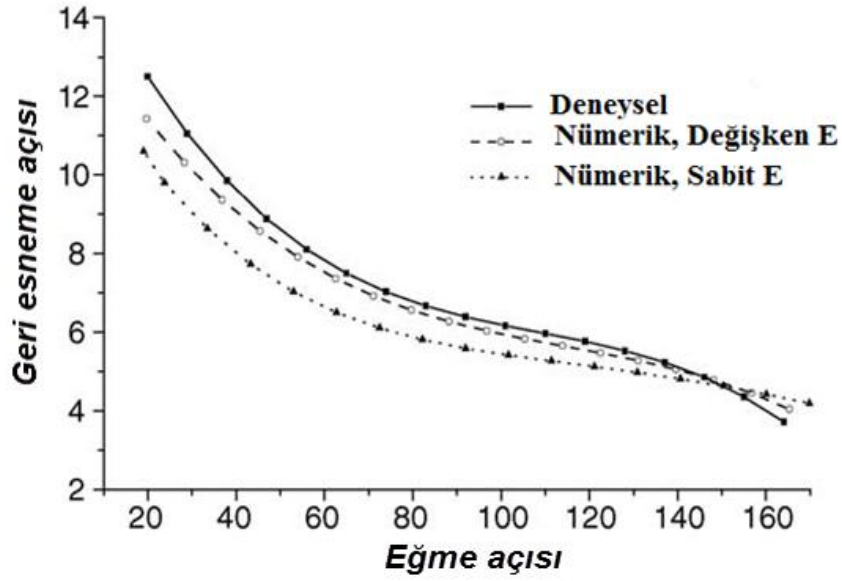
3.4.5 Elastisite modülünün belirlenmesi

Bu bölümde TRIP800 çeliğinin elastisite modülünün ve bu özelliğin deformasyon ile değişimi belirlenmeye çalışılmıştır. Sac metal şekillendirme işlemlerinde şekillendirme işlemi sonrası elde edilen boyutsal farklılık geri esneme olarak isimlendirilmektedir. Son yıllarda şekillendirme işlemleri sonrası gözlemlenen geri esneme miktarının tahmin edilmesine yönelik uygulanan şekillendirme simülasyonlarının doğruluğunun artırılması üzerine yapılan çalışmalarda, malzemelerin elastisite modülünün deformasyon ile değişkenlik göstermesinin geri esneme simülasyon sonuçlarını önemli ölçüde etkilediği gözlemlenmiştir (Kubli vd., 2008; Kim vd., 2011; Fei vd., 2006). Genel olarak malzemelerin elastisite modülleri malzemelerin göre değişmekte olup ve atomlar arası bağ kuvvetlerine bağlıdır. Çelikler için elastisite modülü 180-225 GPa arasında

değişmektedir ve bu değer özellikle haddelenmiş numuneler için yöne bağlı olarak ta değişmektedir. Ayrıca malzemelerin kimyasal kompozisyonuna ve uygulanan ısı işleme de bağlı olarak değişmektedir.

Ön deformasyon bağımlı elastisite modülü zaman bağımlı elastik davranış (anelastik) etkisi ile açıklanabilmektedir. Anelastik deformasyon ise, deformasyon ile malzeme içerisinde oluşan dislokasyonların, malzeme üzerine uygulanan yükün kaldırılması sonunda dislokasyonların yükleme yönün tersine hareket etmesi ile oluşmaktadır. Bu tersine yönelik hareketin artması, deformasyon esnasında artan dislokasyonların oluşturduğu *pile-ups*'lar bir yay mekanizması gibi davranarak yükün kaldırılması ile dislokasyonları ters yönde elastik olarak hareket ettirmektedir. Zamana bağlı olarak gelişen bu davranışlar genel olarak viskoelastik davranış olarak izah edilmektedir (Geoffroy vd., 1993). Yapılan deneysel çalışmalar yükün kaldırılması sonrasında zamanla geri esneme miktarının değiştiğini kanıtlamaktadır. Geoffroy vd., (1993) ve Ryde (1995) yapmış oldukları deneysel çalışmalarda elastisite modülünün ön birim deformasyon ile değişimini hem çekme deneyi hem de rezonans deneyi ile belirlemeye çalışmışlardır. Sonuç olarak çekme deneyi ile yapılan deneylerde elastisite modülünün ön birim deformasyon ile azaldığını tespit etmişlerdir buna karşın rezonans deneyinden elde edilen verilerde başlangıç duruma göre herhangi bir değişim olmadığı tespit edilmiştir.

Yapılan simülasyonlarda kullanılan malzeme modellerinde elastisite modülünün uygulanan plastik birim deformasyon ile değişken olduğunun tanımlaması yapılarak simülasyonların geri esneme tahminlerini iyileştirebilmektedir. Özellikle TRIP etkisi gösteren çeliklerde deformasyon ile birlikte içyapıda oluşan martenzitik dönüşüme bağlı olarak elastisite modülünün de değiştiği gözlemlenmiştir (Fei vd., 2006). Şekil 3.30'da Fei ve Hodgson (2006) 'nın yapmış olduğu çalışmalarda TRIP malzeme için yaptığı üç nokta eğme deneyinin sonuçları ile değişken ve sabit elastisite modülü kabulü yapılarak elde edilen nümerik sonuçlar karşılaştırılmaktadır. Buradan da görüleceği üzere nümerik çalışmalarda değişken elastisite modülü kullanımının geri esneme tahmini üzerinde pozitif etkisi bulunmaktadır.

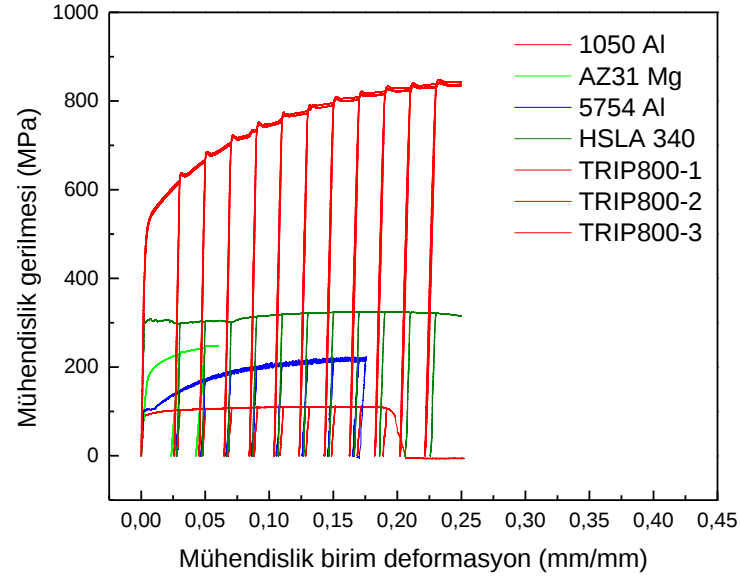


Şekil 3.30. Değişken elastisite modülünün geri esneme tahmini üzerindeki etkisi (Fei vd., 2006)

Cleveland ve Ghosh (2002), alüminyum alaşımları ile yüksek mukavemetli çeliklerin geri esneme etkisini deneysel olarak incelemişlerdir. Yapmış oldukları deneylerde malzemelerin ortalama elastisite modüllerini yükleme ve boşaltma durumları için ayrı ayrı belirlemişlerdir. Sonuç olarak ise elastisite modülünün uygulanan deformasyon ile düştüğünü belirlemişlerdir. Buna ilave olarak ta malzeme üzerine uygulanan yükün kaldırılması neticesinde ölçülen elastisite modülünün yükleme durumuna göre daha fazla azaldığını tespit etmişlerdir. Bu durumu ise yükleme esnasında birbirlerine baskı uygulayan dislokasyonların (örnek olarak, pile-ups, dislokasyon yumağı veya dislokasyon alanları) geriye doğru olan hareketinin etkisi ile açıklanmaktadır. Ayrıca Luo ve Ghosh (2003) DQSK çeliği için yükün boşaltılması durumundaki elastisite modülünün daha fazla düşmesini çok küçük ölçüdeki dislokasyon hareketleri vasıtası ile artan plastik deformasyon ile açıklamaktadırlar.

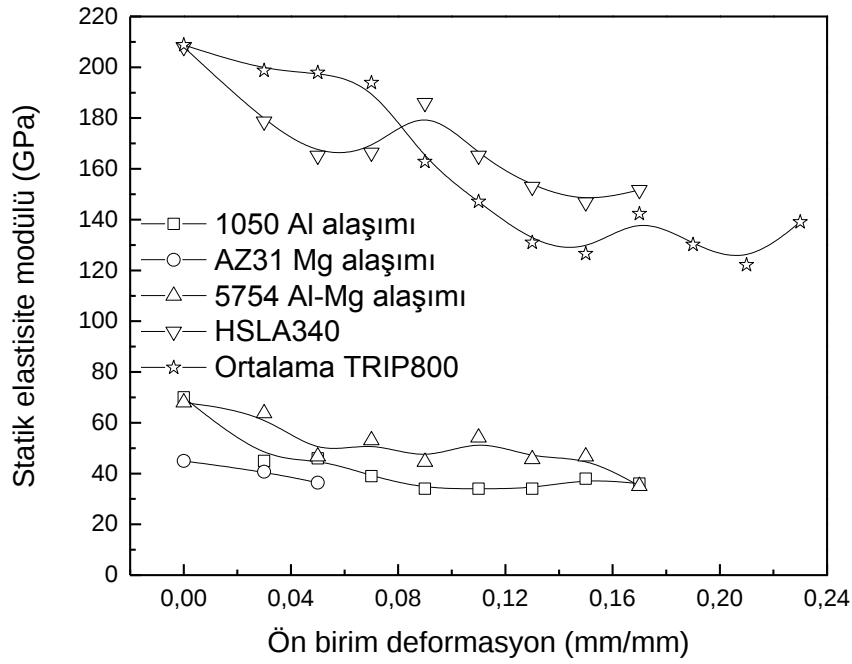
Tez kapsamında TRIP800 çeliğinin statik elastisite modülünün deformasyon ile birlikte değişiminin belirlenmesi amacı ile haddeleme yönüne paralel olarak hazırlanmış deney numunesine %2'lik artırımlarla yükleme boşaltma işlemi uygulanmıştır. Burada malzemeye ilk etapta %3 plastik deformasyon uygulanmış daha sonra üzerindeki yük kaldırılmıştır. Daha sonra bu durum her %2'lik plastik deformasyon artışı için tekrarlanmıştır. Deformasyon hızı olarak ta elastik bölgede yeteri kadar veri alabilmek

için 1 mm/dk seçilmiştir. Ayrıca elastisite modülü belirleme yönteminin geçerliliğinin incelenmesi adına farklı cins malzemeler içinde deneyler tekrarlanmıştır. Yapılan deney neticesinde elde edilen gerilme-birim deformasyon eğrisi Şekil 3.31’de verilmiştir.



Şekil 3.31. TRIP800 çeliğinin yükleme boşaltma deneyi neticesinde elde edilen gerilme- birim deformasyon eğrisi

TRIP800 çeliği için deneyler 3 kez tekrarlanmış olup kırmızı renkte gösterilmiştir. Diğer malzemeler için deneyler tek tekrarlı olarak oluşturulmuştur. Malzemelerin elastisite modüllerinin hesaplanmasında, her bir tekrar yükleme esnasında elde edilen pik gerilemelerinin %10-30'luk kısımları arasında kalan bölgeler kullanılmıştır. Daha sonra bu bölgelere uydurulmuş lineer eğrilerin eğiminin hesaplanması ile elastisite modülleri belirlenmiştir.



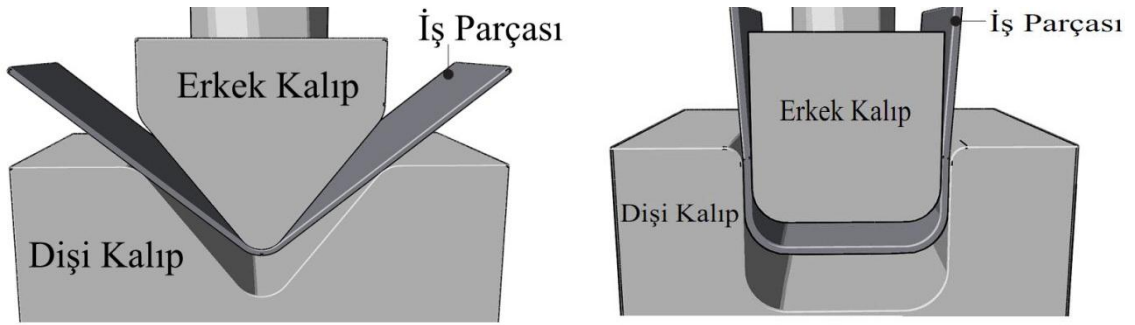
Şekil 3.32. TRIP800 çeliğinin elastisite modülünün deformasyon ile değişimi

Şekil 3.32’de deneyleri gerçekleştirilmiş malzemelerin elastisite modülünün deformasyon ile değişiminin grafiği verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere malzemenin elastisite modülü uygulanan yükleme durumları ile birlikte azalma göstermektedir. Yapılan çalışmada TRIP800 çeliğine uygulanan %23’lük deformasyon sonucunda elastisite modülünün yaklaşık olarak %30 civarında azaldığı tespit edilmiştir. Bu durum çoklu şekillendirme işlemi uygulanan proseslerde malzemelerin geri esneme özelliklerinin belirlenmesinde büyük önem arz etmektedir.

3.5. TRIP800 Çeliğinin Geri Esneme Davranışının Belirlenmesi

Malzemelerde geri esneme, şekillendirme esnasında kullanılan takımların uyguladığı yükün malzeme üzerinden kaldırılması neticesinde oluşan elastik şekil değişimi olarak tanımlanabilmektedir. Esasında bu durum şekillendirme işlemi neticesinde oluşan gerilme hallerinden kaynaklanan karmaşık bir fiziksel olaydır. Ürün geometrisine ve deformasyon işlemine bağlı olarak sac metal şekillendirme işlemlerinde eğilme, membran, çarpılma ve hem eğilme hem de çarpılmanın birlikte olduğu geri esneme türleri mevcuttur (Wang, 2002). Saf bükme geri esnemesi genelde düzlem birim deformasyon altında yapılan eğme işlemi neticesinde oluşur ki tez kapsamında da bu tip geri esnemenin deneysel ve sonlu elemanlarda ki tahmininin çalışması

gerçekleştirilmiştir. Membran tip geri esneme ise düzlem içi gerilme veya basma hali oluşan malzemelerin yük boşalması esnasında oluşmaktadır. Çarpılma tipli geri esneme durumu ise numune üzerinde şekillendirme işlemi ile oluşan plastik birim deformasyon miktarlarının çok farklı olduğu durumlarda oluşmaktadır. Eğme ve membran tipli geri esneme davranışın birlikte olduğu durum endüstriyel uygulamalarda daha sık görülmektedir. Ürün geometrisi genelde çok karmaşık bir haldedir ve bu geometrilerde genelde germe ve basma gerilmeleri aynı anda oluşabilmektedir.



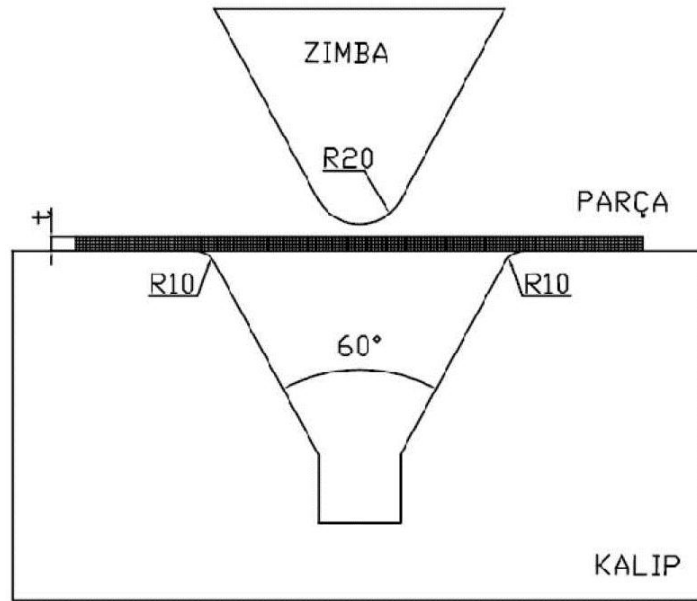
Şekil 3.33. Malzemelerin geri esneme davranışının belirlenmesinde yaygın olarak kullanılan deneysel yöntemler

Geri esneme davranışının doğru bir şekilde modellenenebilmesi için bu durumun iyi bir şekilde anlaşılması gerekmektedir. Malzemelerin geri esneme davranışlarının bir takım işlem parametrelerine olan bağımlılığını belirleyebilmek adına basit deneyler uygulanmaktadır. Bu deneyler içerisinde en popüler ve yaygın olanları silindirik eğme (Yang vd., 2002), U-eğme (Chou ve Hung, 1999; Han ve Park, 1999), V-eğme (Han ve Park, 1999; Tekiner, 2004; Zhang vd., 1997) ve flanşlama (Livatyalı vd., 2002)'dir. Bu metotlar geri esnemenin büyük ve ölçümünün kolay olmasından dolayı oldukça çekicidir. Bu deneyler için gerçekleştirilen sonlu elemanlar analizlerinde elde edilen verilerin deneysel sonuçlara olan yakınsama miktarı, seçilen modeller ve malzeme parametreleri belirlenerek gerçek geometrilerle uyandırabilmektedir. Sonlu elemanlar analizi esnasında seçilen malzeme modellerinin uygunluğu ve güvenilirliği bu basit deneyler için belirlendikten sonra gerçek kalıplarda yapılan şekillendirme işlemlerinden elde edilen verilere olan güvenilirlikte artmaktadır. Daha sonrasında elde edilen bu verilere göre kalıplar tekrar tasarlanarak ve/veya işlem parametreleri tekrar

düzenlenerek malzemelerdeki geri esneme durumu büyük oranda ortadan kaldırılabilmektedir.

Malzemelerde şekillendirme işlemi neticesinde oluşan geri esneme davranışı; akma dayanımı, maksimum çekme dayanımı, elastisite modülü, anizotropi değerleri vs. gibi malzeme özelliklerine, deformasyon hızı ve sıcaklığı gibi şekillendirme işleminin özelliklerine ve iş parçası kalınlığı, kullanılan kalıplardaki köşe bölgelerdeki çaplama oranları gibi iş parçası ve kalıp geometrileri gibi birçok parametreye bağlı bulunmaktadır. Elde edilen simülasyon sonuçlarının büyük oranda deneysel geri esneme değerlerine yakın sonuçlar verebilmesi için sistemin ve malzemelerin iyi bir şekilde modellenmesi gerekmektedir.

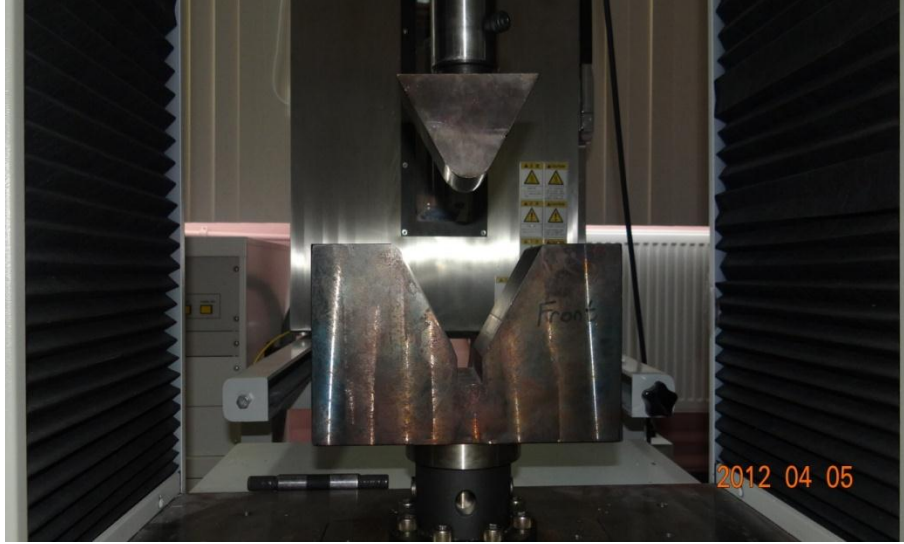
Tez kapsamında V-eğme şeklindeki geri esneme kabiliyetinin belirlenmesi adına 60°'lik V kalıbı üretilmiş ve deneyler gerçekleştirilmiştir. Deneyler Shimadzu marka çekme/basma cihazında şekillendirme mesafesi kontrollü olarak gerçekleştirilmiştir. Deney sistemine ait kalıp geometrileri ve deneyler için kestirilmiş numunelerin teknik çizimi sırası ile Şekil 3.34 ve Şekil 3.35'de gösterilmiştir. Deney düzeneği ise Fotoğraf 3.12'de gösterilmektedir. Numuneler 200x35x1.5 mm ebatlarında haddeme yönüne paralel olarak kestirilmiştir.



Şekil 3.34. 60° açılı V-eğme kalıbının geometrik özellikleri



Şekil 3.35. V-eğme için hazırlanmış deney numunesi ölçüleri



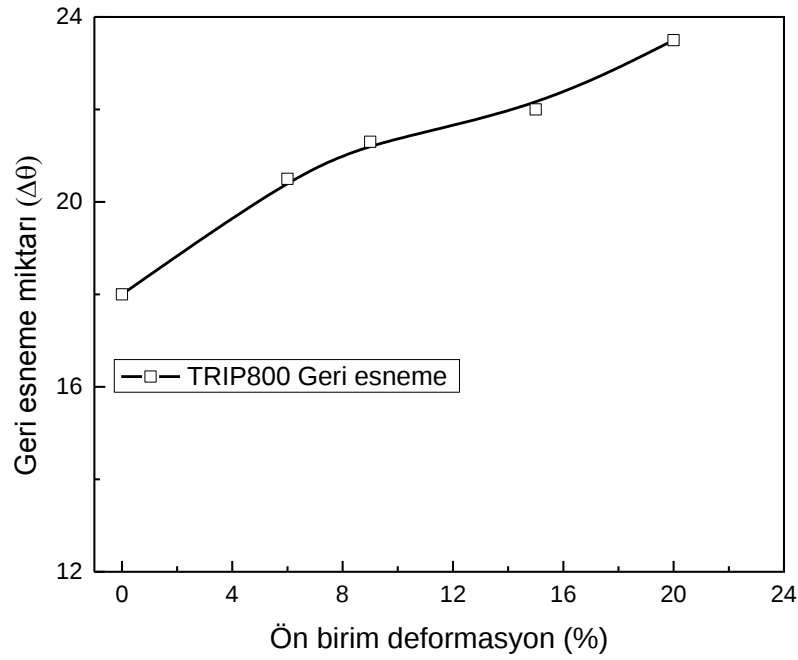
Fotoğraf 3.11. V-eğme deney düzeneği

Sac metal şekillendirme işlemleri pek çok zaman çoklu şekillendirme işlemi gerektirebilmektedir. Yani iş parçasının belirli bir özelliği bir kalıpta kazandırılırken başka bir geometrik özellik diğer bir kalıpta kazandırılabilir. Daha öncesinde belirli oranlarda plastik şekil değişimine maruz kalan iş parçalarının mekanik özellikleri ikinci işleme değişmiş olarak gelmektedir. Bu durumda şekillendirme işlemi öncesindeki malzeme özelliklerinin ikinci veya daha ileriki adımlarında da kullanmak analizler açısından yanıltıcı olacaktır. Tez kapsamında bu durumun geri esneme üzerindeki etkisinin belirlenebilmesi için deney numunelerine çekme durumu halinde %6, 9, 15 ve 20’lik ön birim deformasyonlar uygulanmış ve sonrasında da eğme işlemi gerçekleştirilmiştir. Sonuç olarak her bir numunenin geri esneme değerleri belirlenerek

ön birim deformasyona tabi tutulmamış numune ile kıyaslamada bulunulmuştur. İş parçalarındaki geri esneme ölçümleri Fotoğraf 3.13’de gösterilen bir açıölçer vasıtası ile gerçekleştirilmiştir.



Fotoğraf 3.12. Geri esneme açısı ölçümü



Şekil 3.36. TRIP 800 çeliğinin geri esneme miktarının ön birim deformasyon ile değişimi

Şekil 3.36’da yüksek mukavemetli TRIP800 çeliğin V-eğme şeklindeki geri esneme miktarının ön birim deformasyon ile değişimi gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere iş parçasına uygulanan ön birim deformasyon ile malzemedeki geri esneme değeri giderek artmaktadır. Bu durumun başlıca sebebi ise malzemenin bir takım mekanik özelliklerinin değişimi olarak gösterilebilir. Malzemelerin geri esneme özelliğine

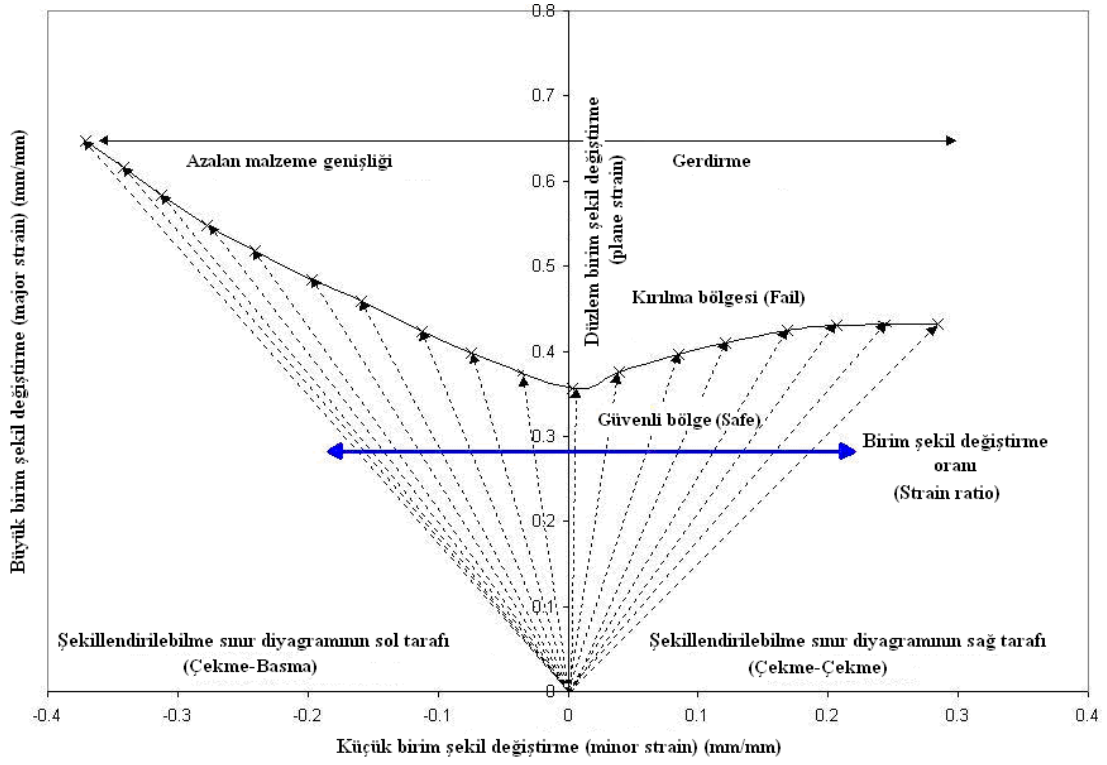
elastisite modülünün etkisi oldukça büyüktür ve elastisite modülü düşük olan malzemelerde genel itibari ile daha fazla geri esneme davranışı gözlemlenmektedir. Elastisite modülünün küçük olmasının yanı sıra malzemenin akma noktası büyük olursa bu tip malzemelerde çok büyük oranda geri esneme davranışı elde edilebilmektedir. Bunun başlıca sebebi ise elastik bölge içerisinde depolanan enerji miktarının giderek artması olarak gösterilebilir. Örnek olarak elastisite modülü 110 GPa ve akma dayanımı 1000 MPa olan titanyum alaşımı ile elastisite modülü 70 GPa ve akma gerilmesi yaklaşık 110 MPa olan alüminyum alaşımının geri esneme davranışları kıyaslandığında Ti alaşımı çok büyük oranda geri esneme davranışı gösterebilmektedir. Bu durum elastik bölgede depolanan ve yükün kaldırılması ile geri verilen enerji miktarı ile açıklanabilmektedir. Malzemelerde uygulanan plastik deformasyon ile birlikte elastik deformasyonda devam etmektedir. Deformasyonun ilerleyen bölgelerinde yükün kaldırılması ile malzemedeki depolanan elastik enerji geri verilmektedir ve bu durum malzemelerin geri esneme davranışı göstermesine sebep olmaktadır. Şekil 3.30 incelendiğinde malzeme üzerine uygulanan yükün kaldırılması ile gerilme değeri yaklaşık olarak başlangıçtaki elastik bölgeye paralel olarak azalmakta ve beklemeksizin yapılan tekrar yükleme durumunda ise yaklaşık olarak yükün boşaltıldığı noktadan devam etmektedir. Tekrar yükleme durumunda ki bu artış malzemenin akma dayanımının arttığını göstermektedir. Bununla birlikte malzememizin elastisite modülü ise uygulanan plastik birim deformasyon ile azaldığı bir önceki bölümde gösterilmişti. Malzemedeki bu değişiklikler dikkate alındığında geri esneme davranışında ki artış, beklenen bir sonuç olarak karşımıza çıkmaktadır. Şekil 3.27’de TRIP800 çeliğinin plastik deformasyon ile elde edilen elastik şekil değişimi gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere malzemenin elastik şekil değişimi uygulanan plastik deformasyon ile artış göstermektedir. Bununla birlikte artan gerilme değeri depolanan elastik enerjinin önemli ölçüde arttığını göstermektedir.

3.6. TRIP 800 Çeliğinin Şekillendirme Sınır Diyagramının Belirlenmesi

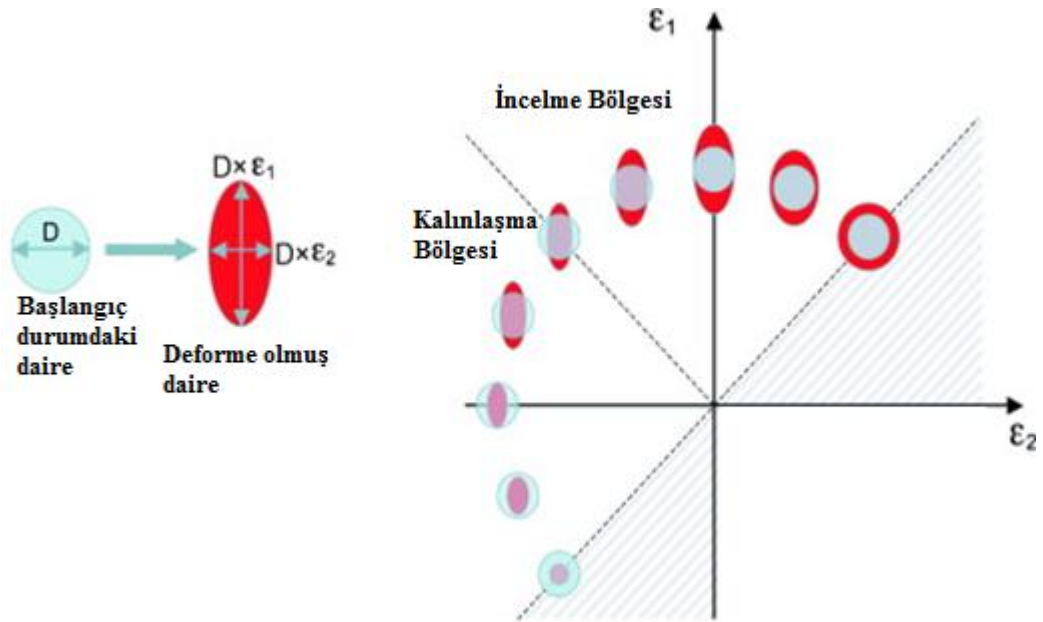
1960 öncesi gerçekleştirilen metal şekillendirme operasyonları neticesinde elde edilen parçalar üzerinde büyük çoğunlukla kırılma veya kalınlık boyunca oluşan boyun verme gibi hatalar yaygın olarak gözlemlenmekteydi. Sac malzemelerde kalınlık boyunca oluşan boyun verme hatası, sacın yüzeyi boyunca belirli bir genişlikte ve derinlikte

oluşmaktadır. Bu boyun vermeler daha sonrasında sünek malzemelerde kırılma ile sonuçlanmaktadır. Şekillendirme işlemlerindeki bu zorluklarının yanı sıra normal şekillendirme işlem parametreleri ve farklı malzemelerin kullanımı malzemelerdeki hatalara da yol açabilmektedir. Bu durumda atık iş parçalarının oluşmasına dolayısı ile imalat maliyetlerinin artmasına sebep olabilmektedir.

Sac malzemelerin şekillendirme işlemlerini herhangi bir hata oluşmaksızın gerçekleştirebilmek için, malzeme üzerinde oluşan deformasyon miktarı ve tiplerine bağlı olarak güvenilir, kritik ve hata bölgelerini gösteren diyagramlar kullanılmaktadır. Bu diyagramlar genel itibari ile Şekillendirme Sınır Diyagramları (ŞSD, FLD) olarak bilinmektedir. Bu diyagram basit çekme deneyinden başlayarak, düzlem birim şekil değiştirme ve iki eksenli gerdirme hallerinin hepsini ihtiva etmektedir. Sac metal endüstrisinde ve bu alanda yapılan çalışmalarda oldukça yaygın olarak kullanılmasının yanı sıra, sac malzemelerin çeşitli durumlar altında şekillendirme sınırlarının belirlenmesinde kullanılan önemli bir araçtır. Her bir sac malzeme kendi şekillendirilebilme kabiliyetini, deformasyon limitlerini ve kritik bölgelerini gösteren diyagrama sahiptir. Şekillendirme sınır diyagramının deneysel olarak elde edilmesi oldukça zaman alıcı ve özel ölçüm sistemleri gerektiren bir çalışmadır. Şekillendirme sınır diyagramı ilk defa 1963 yılında Keeler ve Backofen (1964) ve 1968 yılında Goodwin (1968) tarafından ortaya atılmıştır. Keeler büyük ve küçük birim şekil değiştirme oranlarının pozitif olduğu kısmı (şekillendirme sınır diyagramının sağ tarafı) geliştirmiştir. Goodwin ise büyük ve küçük birim şekil değiştirme oranlarının negatif olduğu kısmı (şekillendirme sınır diyagramının sol tarafı) geliştirmiştir. Şekil 3.37 ve 3.38’de sırası ile Şekillendirme sınır Diyagramı ve bu diyagram üzerinde görülen deformasyon tipleri şematik olarak gösterilmiştir.



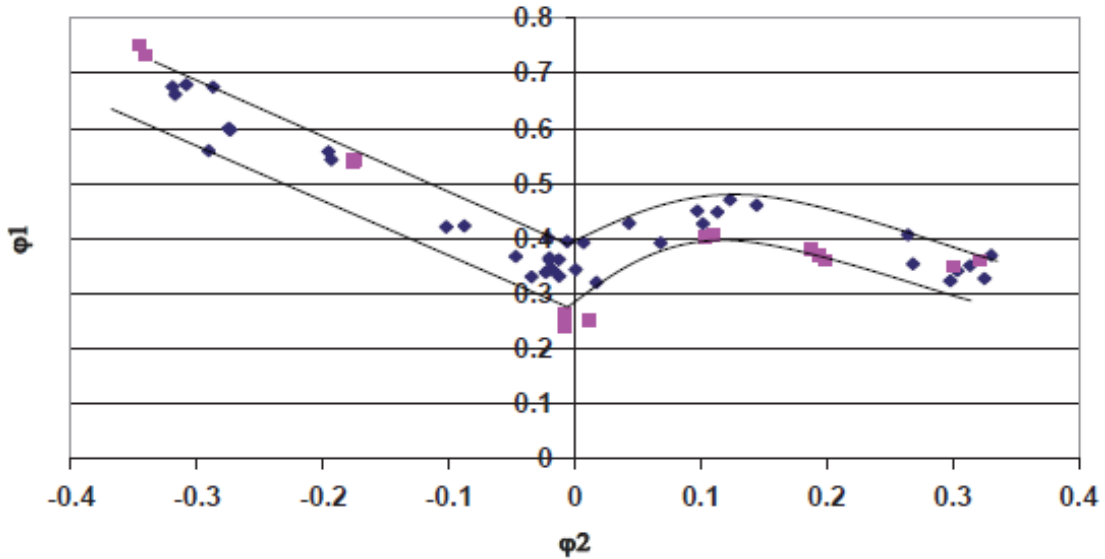
Şekil 3.37. Şekillendirme sınır diyagramı (Ozturk ve Lee, 2005)



Şekil 3.38. Şekillendirme esnasında malzeme üzerinde oluşan deformasyon tipleri (Pepelnjak ve Kuzman, 2007)

Şekil 3.37'de de görüldüğü gibi şekillendirme sınır diyagramları x ekseninde küçük birim şekil değiştirme ve y ekseninde büyük birim şekil değiştirme olmak üzere iki eksenle çizilmektedir. Bu eksenler 1 ve 2 yönündeki şekil değişimlerini ihtiva

etmektedir. Daha genel bir ifade ile şekillendirme sınır diyagramları, malzemelerin şekillendirilme işlemleri esnasında farklı yönlerde oluşan birim deformasyonların hangi kombinasyonunda boyun vermenin oluşabileceğini gösteren diyagramlardır. Eğer malzeme üzerinde iki yönde belirlenen deformasyon miktarları pozitif ise malzemede gerdirme, eğer negatif ise malzemede çekme tipi deformasyon elde edilmiş demektir. Diyagramlarda gösterilen deformasyonlar gerçek birim deformasyonlarıdır. Yapılan deneysel çalışmalar neticesinde elde edilen şekillendirme sınır eğrisinin konumu ve şekli hata noktalarından belirli bir güvenilirlik oranında uzak olmalıdır. Bu ise elde edilen deneysel şekillendirme sınır diyagramının belirli bir oranda ötelenmesi ile elde edilmektedir. Böylelikle deneysel olarak elde edilen şekillendirme sınır diyagramlarının gerçek şekillendirme işlemlerine uyarlanması mümkün olmaktadır. Şekil 3.39’de tipik bir şekillendirme sınır diyagramı gösterilmektedir.



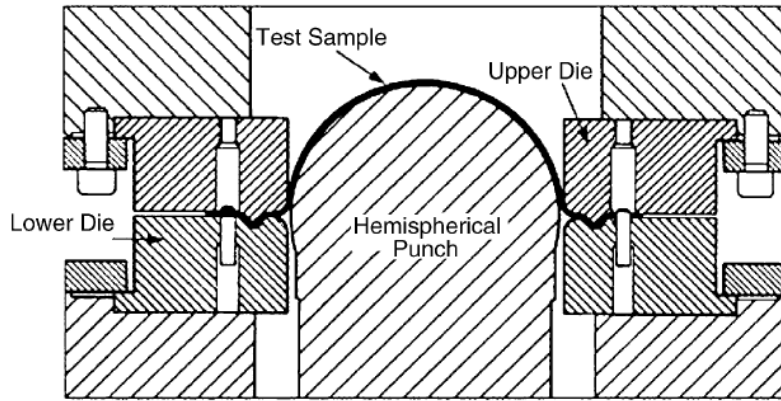
Şekil 3.39. Düşük karbonlu bir çeliğe ait şekillendirme sınır diyagramı (Keeler, 1965)

3.6.1. Deneysel olarak şekillendirme sınır diyagramlarının belirlenmesi

Malzemelerin şekillendirilmesi esnasındaki hasar noktalarının belirlenmesi ve şekillendirme sınır eğrisinin oluşturulması için deneysel veriler kullanılmaktadır. Daha öncede belirtildiği üzere malzemelerin şekillendirme sınırının deneysel olarak belirlenmesine yönelik ilk çalışmalar 1963 yılında Keeler ve Backofen (1964) tarafından malzemelerin iki eksenli gerdirme işlemleri neticesinde oluşan deformasyon tiplerinin ve kritik ve hata noktalarının belirlenmesine yöneliktir. Yaptıkları

çalışmalarda sonuç olarak iki eksenlilik derecesinin artırılması ile malzemelerin şekillendirme kabiliyetleri de artmaktadır. Alüminyum, çelik, bakır ve pirinç gibi malzemelerin katı bir zımba aracılığı ile şekillendirilmesi neticesinde, iki eksenli gerdirme işlemlerinde deformasyon dağılımlarının malzemeye göre değiştiğini göstermişlerdir. Malzemenin pekleşme üsteli “ n ” arttıkça daha homojen deformasyon dağılımı elde edilmektedir. Fakat düşük n değerli malzemelerde deformasyon değişimi çok keskin olmakla beraber deformasyon daha küçük alanlarda oluşması erken hatalara neden olabilmektedir. Sonraları Keeler, asal gerilme düzleminde ($\varepsilon_1, \varepsilon_2$), kritik ve güvenli bölgeyi birbirinden ayıran bir grafik ortaya koymuştur. Sırası ile ε_1 ve ε_2 büyük ve küçük birim deformasyonları temsil etmektedir. Goodwin (1968) ise çalışmalarını orta karbonlu çeliklerin şekillendirme sınır diyagramlarının elde edilebilmesi üzerine deneysel çalışmalarını sürdürmüştür. Daha öncede belirtildiği üzere şekillendirme sınır diyagramları tek eksenli çekme tipli deformasyon modundan başlayarak iki eksenli çekme moduna kadar çeşitli durumlardaki deformasyon tiplerini göstermektedir. Literatürde alüminyum, çelik vs. gibi birçok malzemenin şekillendirme sınır diyagramlarının belirlenebilmesi üzerine geliştirilmiş deneysel yöntemler bulunmaktadır. Tek eksenli çekme deneyi, hidrolik şişirme deneyi, zımba ile gerdirme deneyi, Hecker deneyi, Nakazima deneyi ve Marciniak deneyi, malzemelerin deneysel şekillendirme diyagramlarının belirlenmesinde kullanılan en yaygın yöntemlerdendir (Banabic vd., 2000). Tek eksenli çekme deneylerinde sürtünme durumu ortadan kaldırılmıştır ve sadece şekillendirme sınır diyagramının negatif bölgesi olan sol tarafındaki ($\varepsilon_2 < 0$) veriler elde edilebilmektedir. Hidrolik şişirme deneylerinde ise şekillendirme sınır diyagramlarının sağ ($\varepsilon_2 > 0$) tarafındaki deformasyon modları elde edilebilmektedir. Bu deneyde de yine sürtünme olayı ortadan kalkmış durumdadır. Bunların dışında ise diğer yaygın olarak kullanılan yöntem ise zımba ile farklı deformasyon modları elde edebilmek için çeşitli geometrilerde hazırlanmış deney numunelerinin zımba ile sürtünmeli bir ortamda şekillendirilmesi yöntemidir. Burada kalıplar arasında sıkıştırılmış numune bir yarı küre veya eliptik bir zımba (erkek kalıp) aracılığı gerdirilerek şekillendirilmektedir. Bu deney yöntemlerinde deneysel iş yükü oldukça fazladır. Farklı sürtünme katsayılarının elde edilmesi ile aynı kalıp ve malzeme geometrileri üzerinde şekillendirme sınır diyagramlarının sağ tarafları Hecker test ile elde edilebilmektedir. Marciniak deneyinde ise ortası oyuklu bir zımba kullanılmaktadır. Bununla birlikte iş parçası ve kalıp arasında duran ortası delik bir ara

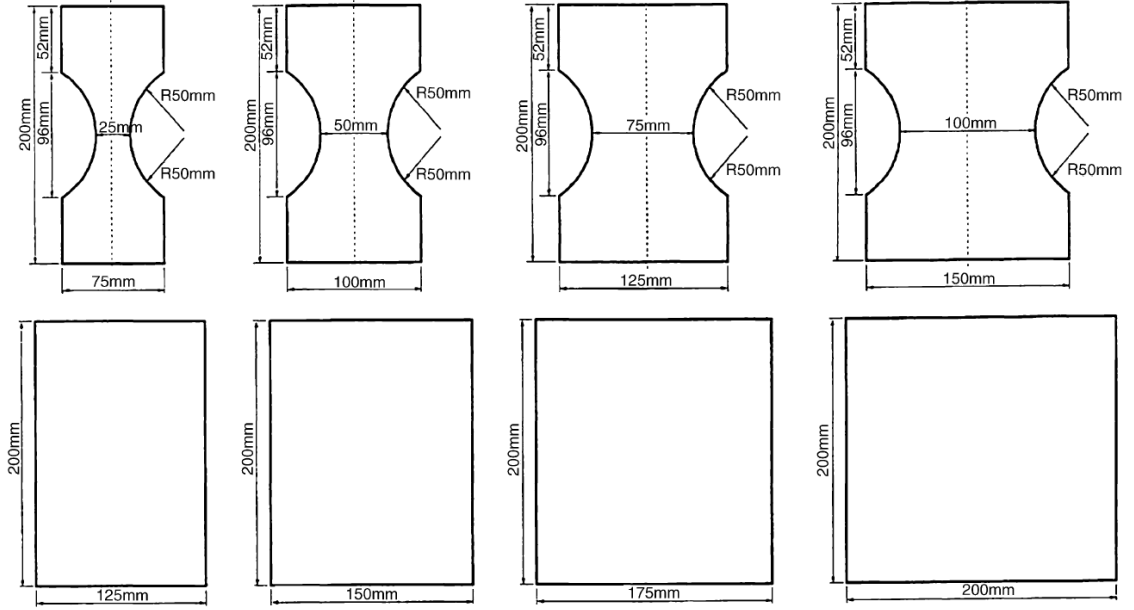
parça kullanılmaktadır. Bu parçanın kullanımındaki temel amaç iş parçasının düzlem kısmında yırtılma elde edilmesidir. Aksi taktirde zımbanın kenarlarında yırtılma olacaktır. Karmaşık geometrilere sahip zımba ve kalıplar gerektirmektedir. Bununla birlikte sadece pozitif bölgedeki deformasyon sınırlarının belirlenmesinde kullanılabilir. Ancak farklı geometrilerdeki iş parçalarının ve ara elemanlarının hazırlanması durumunda tüm şekillendirme sınır diyagramları elde edilebilmektedir. Son olarak Nakazima deneyi ile bütün şekillendirme sınır diyagramını farklı genişlikteki deney numunelerinin kullanılması ile elde etmek mümkündür.



Şekil 3.40. Şekillendirme sınır diyagramı testinin şematik görüntüsü (Ozturk ve Lee, 2005)

Tez kapsamında TRIP800 çeliğinin şekillendirme sınır diyagramının tespitinde yarı küresel zımba (out-of-plane) testi kullanılmıştır. Şekil 3.40’da yapılan deneyin şematik görüntüsü ve Fotoğraf 3.11-a’da ise deney düzeneği fotoğrafı gösterilmektedir. Son yıllarda şekillendirme sınır diyagramlarına ilgi oldukça artmış ve malzemelerin şekillendirme işlemi esnasında yırtılma kontrolünde yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır. Özellikle şekillendirme kalıpları hazırlanırken ön simülasyonlarda sacın ilgili şekli alıp alamayacağı, yırtılıp yırtılmayacağı gibi sorulara önceden cevap verme imkânı sağlamaktadır. Örnek olarak bir kapı sacı ele alındığında simülasyon gerçekleştirildikten sonra şekillendirilmiş sacın her noktasındaki deformasyonlar şekillendirme sınır diyagramına göre kontrol edilmektedir. Şekillendirme esnasında malzeme üzerinde oluşabilecek hatalar önceden tespit edilerek gerekli değişiklikler kalıpların tasarım aşamasında yapılmaktadır. Önemli miktarda zaman tasarrufu sağlanmakta ve maliyetler azalmaktadır.

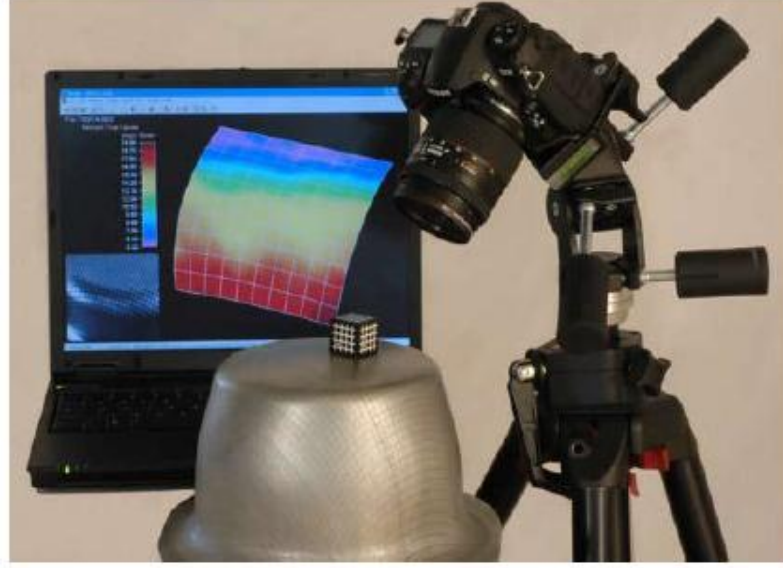
Daha öncede belirtildiği üzere ŞSD'nın tüm bölgelerindeki limit birim deformasyon miktarlarının belirlenmesi için farklı geometrilerdeki numunelerin kullanılması gerekmektedir. Şekil 3.41'de deney kapsamında kullanılan numunelerin teknik resimleri verilmiştir. Şekilden de görüleceği üzere malzemelerin genişliği 25 mm'den 200 mm'ye kadar artırılmaktadır. Böylelikle tek eksenli çekme tipi deformasyondan başlayarak iki eksenli gerdirme deneyi sonuçlarına kadar her bir limit nokta belirlenebilmektedir.



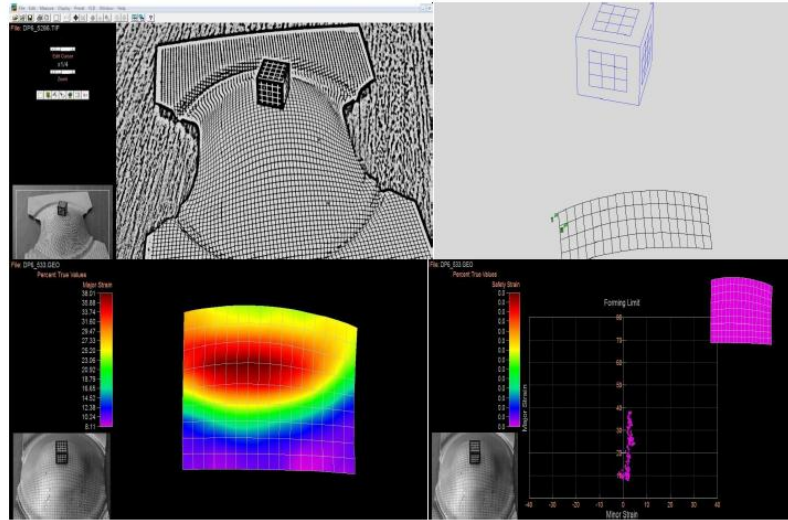
Şekil 3.41. Şekillendirme sınır diyagramı için kullanılan numunelerin teknik resimleri
(Ozturk ve Lee, 2005)

Numuneler şekillendirilmeden önce, yüzeylerine şekillendirme sonrası deformasyonların ölçümünün yapılabilmesi için çeşitli geometrik motifler elektrokimyasal yöntemlerle ya da serigrafi (ipek baskı) yöntemi ile oluşturulmaktadır. Deney kapsamında çalışılan malzemelerin yüzeyine motifler serigrafi yöntemi ile 2.5x2.5 mm'lik kare motifler uygulanmıştır. Daha sonra numuneler bir küresel zımba yardımı ile şekillendirilerek oluşturulan motiflerde deformasyona uğratılmıştır. Tam bir gerilme halinin elde edilebilmesi amacı ile şekillendirme kalıplarında süzdürme çubukları kullanılmıştır. Böylelikle malzeme parça tutucu ve kalıp arasında tutulması sağlanarak küresel bir zımba ile şekillendirilmiştir. Şekillendirme sonrası deformasyona uğramış kare motiflerin ölçülmesinde, ASAME (Automated Strain Analysis and Measurement Environment) teknolojilerinden Target Model yöntemi kullanılmıştır (ASAME Technology LLC, 2008). Target Model yöntemi, referans küpünü esas alarak

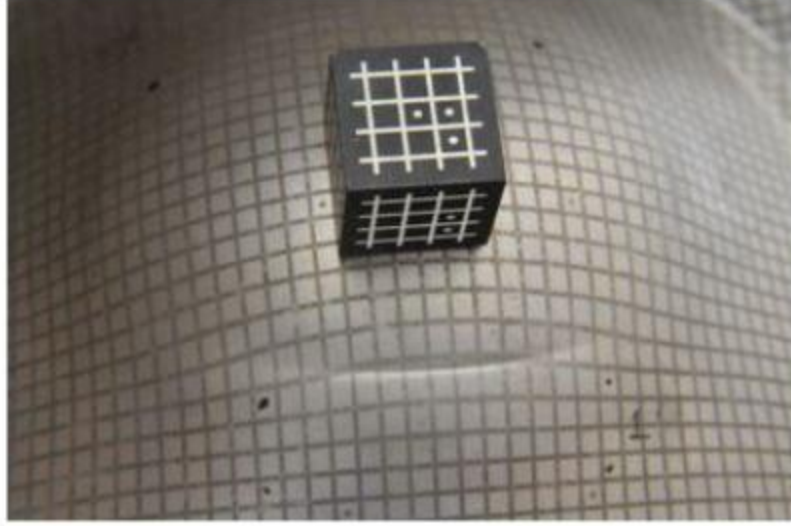
grid üzerindeki deformasyonu ölçme temeline dayanmaktadır. Fotoğraf 3.13’de ölçümlerde kullanılan referans küpü gösterilmektedir.



Fotoğraf 3.13. Malzeme üzerindeki gridleri okuma sistemi



Şekil 3.42. ASAME programı ara yüzü ve kullanılışı



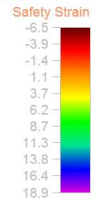
Fotoğraf 3.14. Boyun vermiş malzeme

Şekil 3.42’de ise deformasyonların ölçülmesinde kullanılan programın ara yüzü ve birde uygulaması yer almaktadır. Şekilden de görüldüğü üzere malzemelerin ŞSD’lerinin belirlenmesi esnasında malzemenin bütün bölgesinin değil kırılma veya boyun verme bölgesinin veya bu bölgelerin karşı bölgesinde bulunan gridlerin deformasyon miktarları ölçülmektedir. Boyun vermiş bir malzeme görüntüsü ise Fotoğraf 3.14’de verilmektedir.

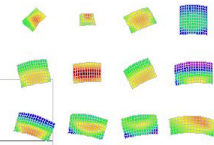
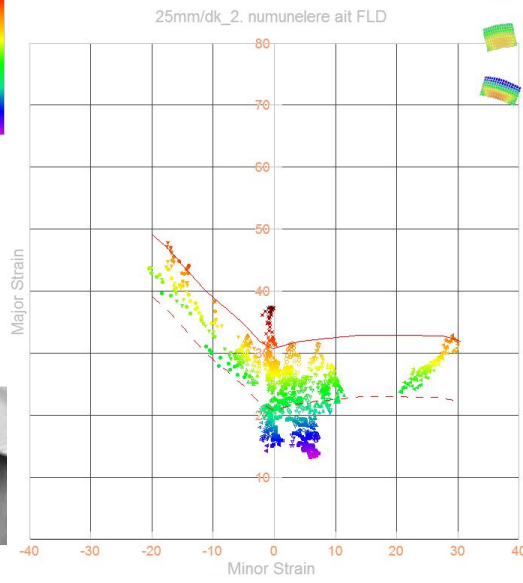
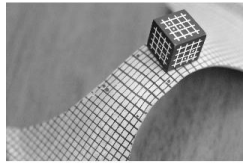
TRIP800 yüksek mukavemetli çelik için yapılan ŞSD deneyleri sırası ile 25 mm/dk, 125 mm/dk ve 625 mm/dk olmak üzere 3 ayrı şekillendirme hızında gerçekleştirilmiştir. Deneyler neticesinde ASAME ile elde edilen ölçümler sırası ile Şekil 3.43a-c’de gösterilmiştir. Normalde bu tip deneylerden elde edilen birim şekil değiştirme miktarları malzemenin kırılma ya da boyun verme noktalarını göstermektedir. Bu anlamda bir miktar güvenlik katsayısı belirlenerek elde edilen grafikler bir miktar daha aşağıya doğru çekilmektedir. Şekil 3.43 (a-c)’de görüldüğü üzere 2 adet şekillendirme sınır eğrisi gösterilmektedir. Bunlardan üstte yer alan eğri kırılma ve/veya boyun verme bölgelerini, alttaki eğri ise belirli oranda güvenlik katsayısı ile oluşturulmuş eğriyi göstermektedir. Bu oran malzemedan malzemeye değişkenlik gösterirken genelde sünek malzemeler için bu oran %10 mertebelerindedir.

File: 25MM-DK-2.NUMUNELER.GEO

Percent True Values



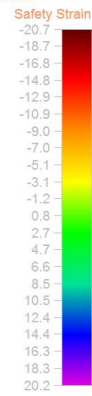
Line 1
 ● 25-E.GEO
 ▼ 25-E2.GEO
 △ DP6_936.GEO
 ◁ 75-E1.GEO
 + 75-E2.GEO
 × 100-E2.GEO
 ▷ 100-E2.GEO
 ■ 125-1.GEO
 ○ 125-2.GEO
 ▽ DP6_937.GEO
 ▲ DP6_937.GEO
 ◀ 200-VAZ.GEO



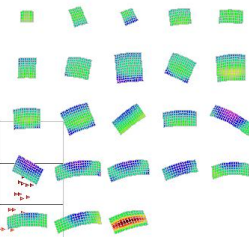
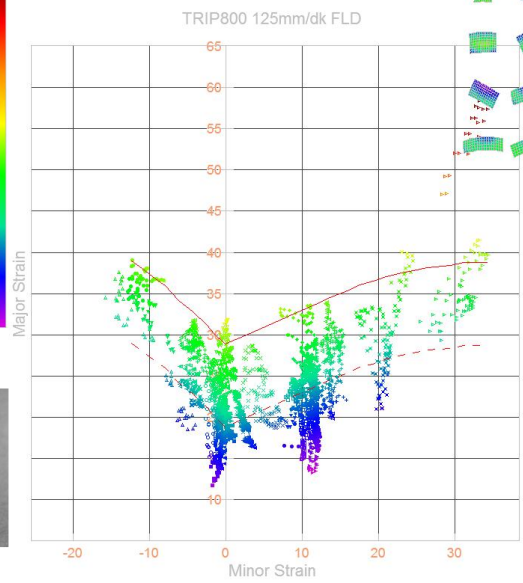
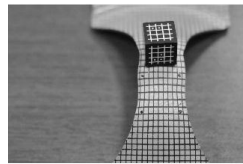
a)

File: 125-MMDK.GEO

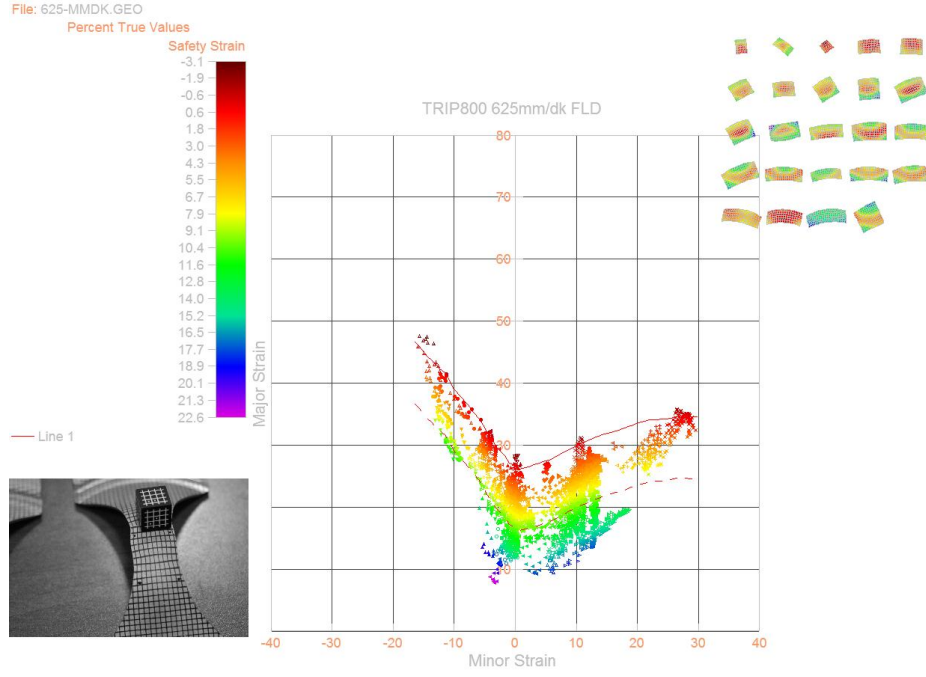
Percent True Values



Line 1



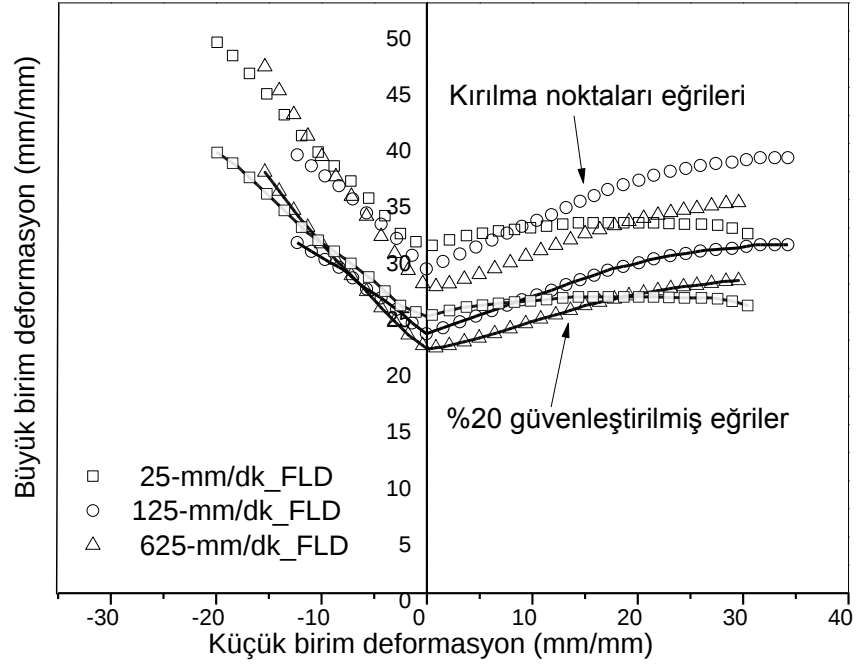
b)



c)

Şekil 3.43. TRIP800 çeliğine ait farklı hızlarda elde edilmiş şekillendirme sınır diyagramları

Şekil 3.44’de ise TRIP800 çeliğine ait farklı deformasyon hızlarında elde edilmiş ŞSD’ler gösterilmektedir. Burada kırılma ve/veya boyun verme bölgelerinden alınan ölçümlerden elde edilen noktaların üzerinden geçen eğriler ile %20 oranında güvenleştirilmiş ŞSD’ler karşılaştırılmıştır. Sonuç olarak malzemenin ŞSD’si deformasyon hızı ile bir miktar azalmıştır. Kritik nokta olan düzlem birim deformasyon noktası ($\epsilon_{\text{küçük}}=0$) karşılaştırıldığında 25 mm/dk’da % 31’lik bir şekil değişimi sözkonusu iken 125 ve 625 mm/dk’lık deformasyon hızlarında sırası ile %29 ve %27’lik şekil değişimi oluşmuştur. Bu durum malzemenin şekillendirilme kabiliyetinin artan deformasyon hızı ile azaldığını göstermektedir. Malzememizin tek eksenli çekme eğrileri de karşılaştırıldığında benzer sonuçlar elde edilmiştir.



Şekil 3.44. TRIP 800 çeliğine ait ŞSD

BÖLÜM IV

MEKANİK ÖZELLİKLERİN MODELLENMESİ

Sac metal şekillendirme işlemlerinde sonlu elemanlar yazılımlarının kullanımı hızla artmaktadır. Şekillendirme esnasında ortaya çıkabilecek problemlerin büyük bir çoğunluğu simülasyonlarla önceden belirlenebilmektedir. Kalıp tasarımları da sonlu elemanlar simülasyonlarından elde edilen sonuçlara göre yapılmaktadır. Simülasyon çalışmalarının doğruluğu simülasyonda kullanılan malzeme modelleri ile doğrudan ilgilidir. Kullanılan modellerin malzemenin davranışını en iyi şekilde temsil etmesi büyük öneme sahiptir. Genelde malzeme modelleri tek eksenli çekme verileri kullanılarak oluşturulmaktadır. Malzemenin davranışını en iyi ifade eden matematiksel denklem, malzeme modeli olarak isimlendirilmektedir. Bu tez kapsamında TRIP800 çeliğine ait olan deneysel veriler farklı malzeme modelleriyle ifade edilmiş ve modeller arasındaki farklar detaylıca incelenmiştir. Daha sonra ise malzemenin hangi gerilme kombinasyonunda plastik deformasyona uğrayacağını gösteren akma yüzeyini, çeşitli anizotropik akma kriterleri ile modelleyerek akma kriterinin uygunluğunun belirlenmesi gerçekleştirilmiştir. Bu modelleme çalışmasında sonlu elemanlar yazılım programlarında yaygın olarak kullanılan Hill48, Barlat89 ve YLD2000-2d anizotropik akma kriterleri kullanarak malzemenin akma yüzeyi belirlenmiştir. Özellikle bu çalışmalar gerçek sac şekillendirme işlemlerinde malzemelerdeki plastik deformasyonun doğru ve hassas olarak tanımlanmasında oldukça önemli olmaktadır.

Tez kapsamında yapılan bir diğer önemli modelleme çalışması ise malzemenin çeşitli kararsızlık modelleri kullanılarak şekillendirme sınır diyagramının (SSD) belirlenmesi çalışmasıdır. Bu çalışma ile malzemelerin şekillendirilmesi esnasında meydana gelen deformasyonların hangi kombinasyonunda kırılma ve/veya boyun vermenin oluşacağı tahmin edilebilmektedir. SSD'ler özellikle gerçek sac şekillendirme işlemlerinde karmaşık geometriye sahip nihai ürünün yüzeyindeki hataların değerlendirilmesi için kullanılmaktadır. Mevcut kararsızlık modelleri daha basit deneylerden elde edilmiş bir takım verilerin kullanılması ile elde edilebilmektedir. Bu çalışma kapsamında mevcut modellerin yanı sıra tez çerçevesinde geliştirilen ve basit çekme deneyi verilerinin kullanılması ile belirlenebilen ampirik bir SSD modeli de oluşturulmuştur.

Ayrıca yüksek mukavemetli TRIP800 çeliğinin deformasyonu esnasında meydana gelen martenzitik dönüşümün belirlenmesi için içyapı modelleme çalışmalarında gerçekleştirilmiş, sonuçlar deneysel verilerle karşılaştırılmıştır. Böylece içyapıda meydana gelen martenzitik dönüşümün malzemenin çeşitli yükleme durumu karşısında nasıl davrandığının belirlenmesi, bu dönüşümün şekil değişiminin hangi safhasında etkili olduğunun anlaşılması tespit edilmeye çalışılmıştır.

4.1. Akma Eğrisinin Modellenmesi

Malzemelerin farklı deformasyon hızlarındaki davranışın mevcut programlara tanımlanmasında genelde iki yöntem uygulanmaktadır. Bunlardan birincisi, farklı hızlarda elde edilmiş deneysel verilerin doğrudan programlara girilmesi, diğeri ise malzemelerin farklı hızlar ve/veya sıcaklıklardaki davranışlarını tahmin eden modellerin kullanılmasıdır. Paket programlarda yapılan şekillendirme veya çarpışma testi simülasyonlarının doğruluğu, yapıda kullanılan malzemelerin davranışının belirlenmesi için kullanılan modellerle doğrudan ilgilidir. Mevcut kullanılan modeller genelde birim deformasyon, deformasyon hızı ve sıcaklık gibi parametrelere bağlı bulunmaktadır. Bunun için kullanılacak modellerin çalışılan malzeme için doğruluğunun belirlenmesi gerekmektedir. Bu anlamda malzeme davranışını temsil edebilecek birçok model üzerinde çalışılması gerekmektedir.

Bu tez çalışması kapsamında TRIP800 çeliğinin farklı hızlar altındaki davranışının modellenmesi amacı ile literatürde yer alan bazı modellerin etkinliğinin karşılaştırılması yapılmıştır. Çalışma kapsamında farklı sıcaklıklara ait deneysel verilerin bulunmasına rağmen bu tip çeliklerde gerçek şekillendirme işlemleri oda sıcaklıklarında gerçekleştirildiğinden, farklı sıcaklıkların kullanılması tercih edilmemiştir. Modeller genel itibari ile iki kategoride gruplanmaktadır. Bunlardan birincisi dinamik akma eğrisi modelleri ve diğeri ise kuasi-statik akma eğrisi modelleridir.

4.1.1 Dinamik akma eğrisi modellemesi

Dinamik akma eğrilerinin şekillendirme ve çarpışma işlemlerinin simülasyonlarında kullanımı giderek yaygınlaşmaktadır. Bu anlamda malzemelerin farklı hızlar ve sıcaklıklardaki davranışlarının matematiksel olarak ifadesi için geliştirilen modeller sonlu elemanlar yazılımlarına uyarlanmaktadır. Modellerde yer alan malzeme parametreleri ise deneysel verilerden elde edilmektedir. Model içerisinde yer alan parametrelerin, malzemenin farklı sıcaklıklardaki ve/veya deformasyon hızlarındaki davranışının belirlenmesi için yeterli miktarda deneysel verilere ihtiyaç duyulmaktadır. Gerçekte bir şekillendirme işleminin simülasyonu gerçekleştirilirken malzemenin her bölgesi aynı hızda deformasyona uğramaz. Buna ilave olarak ısı transferi gibi etkilerden dolayı da malzeme yüzeyindeki sıcaklık dağılımı da her yerde aynı olmamaktadır. Mevcut bu değişiklikler için malzeme davranışının ayrı ayrı deneysel olarak belirlenmesi ve yazılımlara tanıtılması da oldukça zor ve uzun zaman alacaktır. Bundan dolayı yapılan simülasyonların doğruluğunu artırmak için belirli şartlar altında elde edilen deneysel verilere, belirli modeller uydurularak malzemenin değişen işlem parametreleri altında davranışını temsil edebilecek hale getirilmelidir. Bu anlamda mevcut modellerin malzeme davranışını temsil edebilmesinde ki etkinliğinin incelenmesi büyük önem arz edecektir. Dinamik modeller genel itibari ile kuasi-statik modellerin sıcaklık ve deformasyon hızı gibi etkilerin de hesaba katılması amacı ile genişletilmiş formları olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu nedenle bu bölümüm ilk kısmında literatürde yer alan kuasi-statik modellerin TRIP çelik için etkinliğinin belirlenmesi gerçekleştirilecektir.

4.1.2 Kuasi-statik yapısal denklemlerin TRIP800 çeliğine uygulanması

Literatürde malzemelerin genelde tek eksenli çekme deneyinden elde edilen akma eğrisinin modellenmesinde kullanılan birçok kuasi-statik model bulunmaktadır. Mevcut modeller malzemenin akma ve maksimum gerilme arasında kalan uniform birim deformasyon bölgesi için gayet uyumlu olmasına karşın malzemenin akma eğrisinin uzatılması neticesinde bu uyumluluk önemli miktarda değişmektedir. Bu çalışma kapsamında literatürde yaygın olarak kullanılan birtakım modellerin malzeme davranışını tahmin etmesindeki doğruluk derecesi karşılaştırmalı olarak incelenmiştir.

TRIP800 çeliğinin farklı hızlar altındaki davranışını gösteren akma eğrileri Şekil 4.2’de verilmiştir. Daha önce de belirtildiği üzere malzememizin akma eğrisinde çalışılan deformasyon hızları için herhangi önemli bir değişiklik görülmemektedir. Ayrıca malzemeye ait deformasyon hızı hassasiyetinin belirlenmesi kapsamında yapılan çalışma incelendiğinde (Bknz. Bölüm 3) malzemenin şekillendirme hız duyarlılığı (m) oldukça küçük bir değer olan 0,006 olmaktadır. Bu değer malzemenin akma eğrisinin artan hız ile birlikte oldukça düşük miktarda değiştiğini göstermektedir.

Çizelge 4.1. Kuasi-statik modeller

Modeller	Eşitlikler	
Hollomon (1945)	$\sigma(\varepsilon) = C_1 \varepsilon^{C_2}$	(4.1)
Ludwik (1909)	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + C_2 \varepsilon^{C_3}$	(4.2)
Swift (1952)	$\sigma(\varepsilon) = C_1 (C_2 + \varepsilon)^{C_3}$	(4.3)
Voce (1948)	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + (C_2 - C_1) \exp(-C_3 \varepsilon)$	(4.4)
Hockett and Sherby (1975)	$\sigma(\varepsilon) = C_2 - (C_2 - C_1) \exp(-C_3 \varepsilon^{C_4})$	(4.5)
Gosh (1977)	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + C_2 (C_3 + \varepsilon)^{C_4}$	(4.6)
Swift-Voce (Kessler and Gerlach, 2006)	$\sigma(\varepsilon) = C_1 \sigma_{\text{swift}}(\varepsilon) + (1 - C_2) \sigma_{\text{Voce}}(\varepsilon)$	(4.7)
Swift-Hockett/Sherby (Kaps vd., 1999)	$\sigma(\varepsilon) = C_1 (C_2 + \varepsilon)^{C_3} + C_4 \exp(-C_5 \varepsilon^{C_6})$	(4.8)
El-Magd (Totten ve diğ., 2004)	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + C_2 \varepsilon + C_3 [1 - \exp(-C_4 \varepsilon)]$	(4.9)
Genelleştirilmiş Voce (Thome ve diğ., 1984)	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + (C_2 + C_3 \varepsilon) [1 - \exp(-C_4 \varepsilon)]$	(4.10)
Bergström (Bergström, 1969, Van Liempt, 1994)	$\sigma(\varepsilon) = C_1 + C_2 (C_3 (C_4 + \varepsilon) + [1 - \exp[-C_5 (C_4 + \varepsilon)]]^{C_6})$	(4.11)

Bu anlamda ilk etapta malzemenin $0,0016s^{-1}$ deformasyon oranı için elde edilen deneysel akma eğrisi üzerinde kuasi-statik modellerin karşılaştırılması yapılmıştır. Çalışma kapsamında kullanılan kuasi-statik modeller Çizelge 4.1’de verilmiştir. Modeller içerisinde var olan malzeme parametrelerinin hesaplanmasında plastik akma eğrisi (akma gerilmesi ile maksimum gerilme arasında kalan bölge) kullanılmıştır. Daha

sonrasında hesaplanan parametreler ile malzemenin akma eğrisi, birim deformasyon miktarı 1,5 olana kadar hesaplatılmıştır. Böylelikle deformasyonun ilerleyen oranlarındaki model davranışları arasındaki farklar daha açık bir şekilde belirlenebilmektedir.

4.1.2.1. Model parametrelerinin belirlenmesi

Modeller içerisinde yer alan malzeme parametrelerinin ($C_{1,...,n}$) belirlenmesinde modellerin deneysel verilere uydurulması yöntemi kullanılmıştır. Deneysel verilere modellerin uydurulmasında Kuasi-Newton algoritması kullanılmıştır. Bilindiği üzere belli bir noktadaki bir fonksiyonun eğiminin belirlenmesi, fonksiyonun o noktadaki birinci dereceden türevinin hesaplanması ile belirlenebilmektedir. O nokta için belirlenen eğimin eğimi ise fonksiyonun ikinci dereceden türevinin hesaplanması ile belirlenebilmektedir ki bu durum bize eğimin ne kadar hızlı ve hangi yönde değiştiğini göstermektedir. Kuasi-Newton metodu, her bir adımda farklı noktalarda birinci ve ikinci dereceden türevlerinin belirlenmesi için farklı noktalarda gerçekleştirmektedir. Daha sonra bu bilgiyi kayıp fonksiyonun minimumunu belirlemek için kullanmaktadır. Fonksiyonlarda yer alan parametrelerin tanımlanan verilere göre belirlenmesinde uygulanan minimizasyon yöntemlerinden en yaygını olan Kuasi-Newton metodu parametreler için belirlenmiş bir başlangıç noktası için fonksiyonun ikinci dereceden Taylor sersine açılmış şekli olarak aşağıdaki gibi ifade edilebilir;

$$F(x) \cong F(x_0) + \left. \frac{\partial F}{\partial x} \right|_{x_0} (x - x_0) + \frac{1}{2} \left. \frac{\partial^2 F}{\partial^2 x} \right|_{x_0} (x - x_0)^2 \quad (4.12)$$

n boyutlu bir fonksiyon için ifade aşağıdaki gibi genelleştirilebilir;

$$F(x) \cong F(x_0) + g_i^T (x - x_0) + \frac{1}{2} (x - x_0)^T G_{ij} (x - x_0) \quad (4.13)$$

Burada g_i fonksiyonumuzun birinci dereceden türevinin vektörü, G_{ij} ikinci türevin oluşturduğu matristir. G_{ij} matrisi aynı zamanda Hessian matrisi olarak ta anılmaktadır.

Elde edilen parametrelerin minimum olup olmadığı ise aşağıdaki ifade ile kontrol edilebilmektedir.

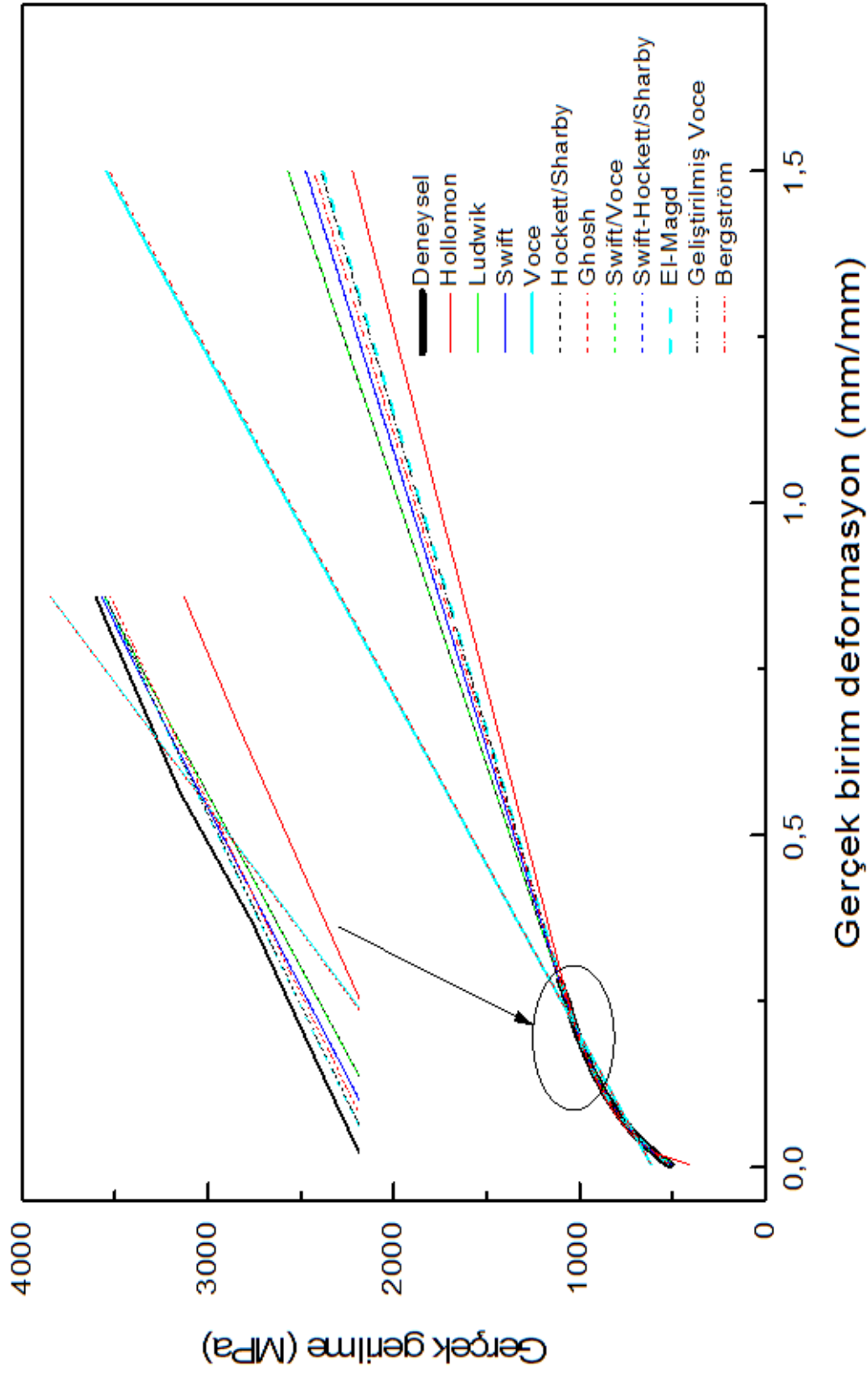
$$x_{\min} = x_0 - G^{-1}g \quad (4.14)$$

Mevcut kullanılan bu modelin tek dezavantajı her bir iterasyonda Hessian matrisinin tekrar hesaplanarak parametrelerinin minimumluğunun kontrol edilmesi durumudur. Bu durum parametrelerin belirlenmesindeki hızı oldukça yavaşlatmakta buna rağmen bulunan değerlerin tutarlılığını da artırmaktadır.

4.1.2.2. Kuasi-statik yapısal denklemlerin parametreleri ve akma eğrileri

Çizelge 4.1’de verilen kuasi-statik modellerin TRIP800 çeliğine uyarlanması neticesinde elde edilen malzeme parametreleri ve bu parametreler kullanılarak oluşturulan akma eğrileri bu bölümde detaylı olarak verilmiştir. Şekil 4.1’de $0,0016s^{-1}$ deformasyon oranında elde edilmiş plastik akma eğrisi (akma gerilmesi ile maksimum gerilme arasında kalan bölge) ile kuasi-statik modellerin kullanılarak elde edilen sonuçlar karşılaştırılmıştır. Bununla birlikte model sonuçlarının arasındaki farkların daha belirgin olarak gösterilebilmesi için 1,5 plastik birim deformasyona kadar uzatılmıştır.

Belirlenen modellerin deneysel verilere uydurulması neticesinde elde edilen parametreler ve sonuçların deneysel verilere uyma oranı (R) Çizelge 4.2’de verilmektedir. Genel olarak denklemlerin yapıları incelendiğinde lineer olmayan çekme eğrilerinin modellenmesi için geliştirilen matematiksel ifadelerde “exp” teriminin bulunması bu ifadelerin deney sonuçlarına uyma kabiliyetini arttırmaktadır. Sonuç olarak ta en iyi uyumu El-Magd, genelleştirilmiş Voce ve Bergström modelleri vermiştir.



Şekil 4.1. Deneysel akma eğrisinin, kuasi-statik modeller ile karşılaştırılması

Çizelge 4.2. Model parametreleri

Modeller	C₁	C₂	C₃	C₄	C₅	C₆	R
Hollomon	1474,659	0,237559					0,9903
Ludwik	375,1166	1310,834	0,452826				0,9991
Swift	1592,831	0,016714	0,298703				0,9996
Voce	-538936	608,7518	-0,003629				0,975
Hockett/Sherby	374,8966	-267389	-0,004886	0,452185			0,9991
Gosh	-15982,3	4780,668	5,895858	0,701274			0,9762
Swift-Voce	39,8173	0,01655	0,29700				0,9996
Swift-Hockett/Sherby	291,7155	4,669893	-40,2104	273,1446	-1,85888	0,220024	0,9987
El-Magd	494,2192	872,0349	379,6344	11,50369			0,9999
Genelleştirilmiş Voce	494,6926	366,7238	904,8112	14,16419			0,9999
Bergström	-524,174	962,3715	1,022856	0,403244	14,56842	153,6220	0,9999

4.1.3. Dinamik yapısal denklemlerin TRIP çeliğine uygulanması

Malzemelerin farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarındaki davranışlarının modellenmesinde kullanılan dinamik yapısal denklemlerin seçilmesi ve bu seçilen denklemlerde yer alan parametrelerin belirlenmesi de büyük önem arz etmektedir. Son zamanlarda malzemelerin şekillendirilebilirliğinin iyileştirilmesi için uygulanan sıcaklığın etkisini veya daha önce de belirtildiği üzere çarpışma analizlerinde yüksek ve anlık şekillendirme hızlarının etkisini kullanan modeller geliştirilmektedir. Geliştirilen matematiksel denklemlerde yer alan parametrelerin belirlenmesi için farklı sıcaklık ve/veya deformasyon oranlarında deneysel verilere ihtiyaç vardır. Burada da malzeme parametreleri, elde edilen deneysel verilere uydurulması neticesinde belirlenebilmektedir. Otomobillerde kullanılan geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerin şekillendirilmesinde genel anlamda sıcaklık işlemi uygulanmamaktadır. Bunun yerine üretim hızının artırılması adına daha yüksek hızlarda şekillendirme işlemlerine tabi tutulmaktadır. Genel bir şekillendirme işleminde iş parçasının karmaşıklığına bağlı olarak malzemenin her noktasındaki birim deformasyon hızı aynı olmamaktadır. Bundan dolayı şekillendirme oranı hassasiyeti yüksek olan malzemelerin akma eğrilerinin modellenmesinde, farklı hızlardaki davranışını da temsil eden

matematiksel modellerin kullanılması gerekmektedir. Öyle ki farklı deformasyon hızlarında oldukça farklı mekanik özellikler gösteren malzemelerin karmaşık geometrili parça şekillendirme simülasyonlarında tek bir akma eğrisinin kullanılması da elde edilecek sonuçları büyük oranda etkilemektedir. Bu anlamda literatürde oldukça yaygın olarak kullanılan dinamik akma modellerinin simülasyonlarda ki kullanımı, elde edilecek sonuçların doğruluğunu önemli ölçüde etkilemektedir. Çizelge 4.3’de literatürde sık olarak karşımıza çıkan dinamik akma modelleri yer almaktadır. Bu modellerin de bir kısmı bu tez kapsamında incelenmiş ve TRIP 800 çeliğinin farklı deformasyon oranlarında elde edilmiş çekme eğrilerinin modellenmesinde kullanılmıştır.

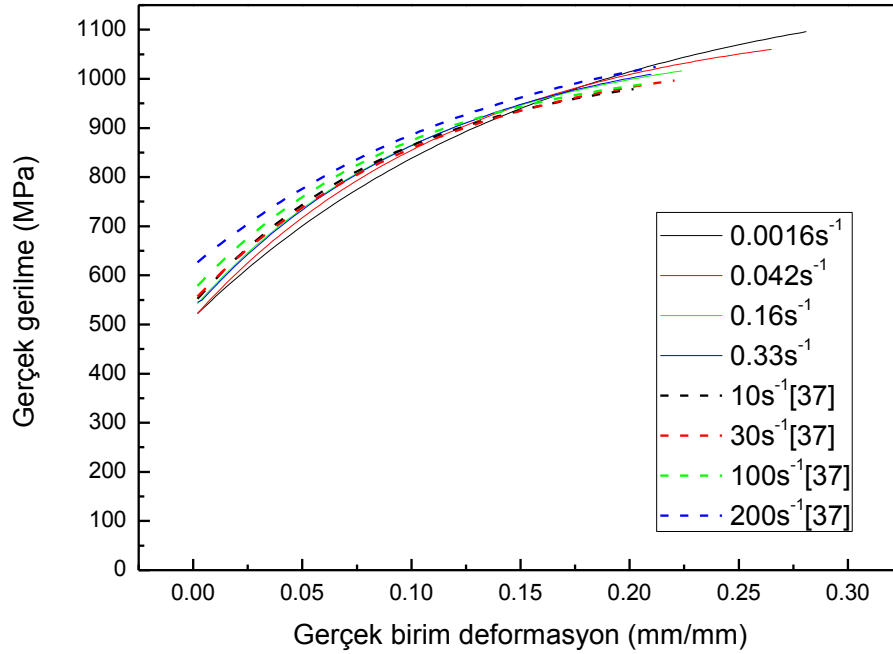
Çizelge 4.3. Dinamik modeller

<i>Cowper-Symonds</i> (Cowper ve Symonds, 1958): $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = (C_1 + C_2 \varepsilon^{C_3}) \left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{C_4} \right)^{\frac{1}{C_5}} \right]$	(4.15)
<i>Johnson-Cook</i> (Johnson ve Cook, 1983) $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = (C_1 + C_2 \varepsilon^{C_3}) \left[1 + C_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^{C_5} \right]$	(4.16)
<i>Geliştirilmiş Johnson-Cook</i> (Holmquist ve Johnson, 1991; Kang vd., 1999): $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = (C_1 + C_2 \varepsilon^{C_3}) \left[1 + C_4 \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) + C_5 \left(\ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right)^2 \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_0}{T_m - T_0} \right)^{C_6} \right]$	(4.17)
<i>Zerilli-Armstrong</i> (Zerilli, 1987) <i>cubic centred (cc) materials</i>: $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = (C_1 + C_2 \varepsilon^{C_3}) + C_4 \exp(-C_5 T + C_6 T \ln(\dot{\varepsilon}))$	(4.18)

<i>Zerilli-Armstrong</i> (Zerilli, 1987) <i>cubic face centred (cfc) materials</i>: $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = (C_1 + C_2 \varepsilon^{C_3}) \exp(-C_4 T + C_5 T \ln(\dot{\varepsilon}))$	(4.19)
<i>El-Magd-Swift</i> (El-Magd ve Abouridouane, 2001): $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \left[(C_1 (C_2 + \varepsilon)^{C_3} + C_4 \dot{\varepsilon}) \right] \exp\left(-C_5 \frac{T - T_0}{T_m}\right)$	(4.20)
<i>Geliştirilmiş El-Magd</i> (El Magd, 1994): $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \left\{ C_1 + C_2 \varepsilon + C_3 \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{C_4}\right) \right]^{C_5} + C_6 \left(\dot{\varepsilon}^{C_7} - \dot{\varepsilon}_0^{C_7} \right) \right\} \exp(-C_8 (T - T_0))$	(4.21)
<i>Tanimura-Ludwik</i> (Zhao, 1997) $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \left\{ C_1 + C_2 \varepsilon^{C_3} + (C_4 - C_5 \varepsilon^{C_6}) \log\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) + C_7 \dot{\varepsilon}^{C_8} \right\} [1 - C_9 (T - T_0)]$	(4.22)
<i>Tanimura-Hockett/Sherby</i> (Zhao, 1997): $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \left\{ C_1 + (C_2 - C_1) \exp(-C_3 \varepsilon^{C_4}) + (C_5 - C_6 \varepsilon^{C_7}) \log\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) + C_8 \dot{\varepsilon}^{C_9} \right\} [1 - C_{10} (T - T_0)]$	(4.23)
<i>10 Parameter “BMW” model</i> (Kaps vd., 1999) $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = C_1 \left(1 + C_2 \varepsilon^{C_3} \right)^{C_4} (1 + \varepsilon)^{C_5} \left[1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right]^{C_6} \left[1 + C_7 \varepsilon^{C_8} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{C_9} \right]^{C_{10}}$	(4.24)
<i>“Corus” model</i> (Bergström, 1969; Van Liempt, 1994): $\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = C_1 + C_2 \left(C_3 (C_4 + \varepsilon) + \left\{ 1 - \exp[-C_5 (C_4 + \varepsilon)] \right\}^{C_6} \right) + \sigma_0^* \left(1 - \frac{kT}{\Delta G_0} \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}}\right) \right)^m$	(4.25)

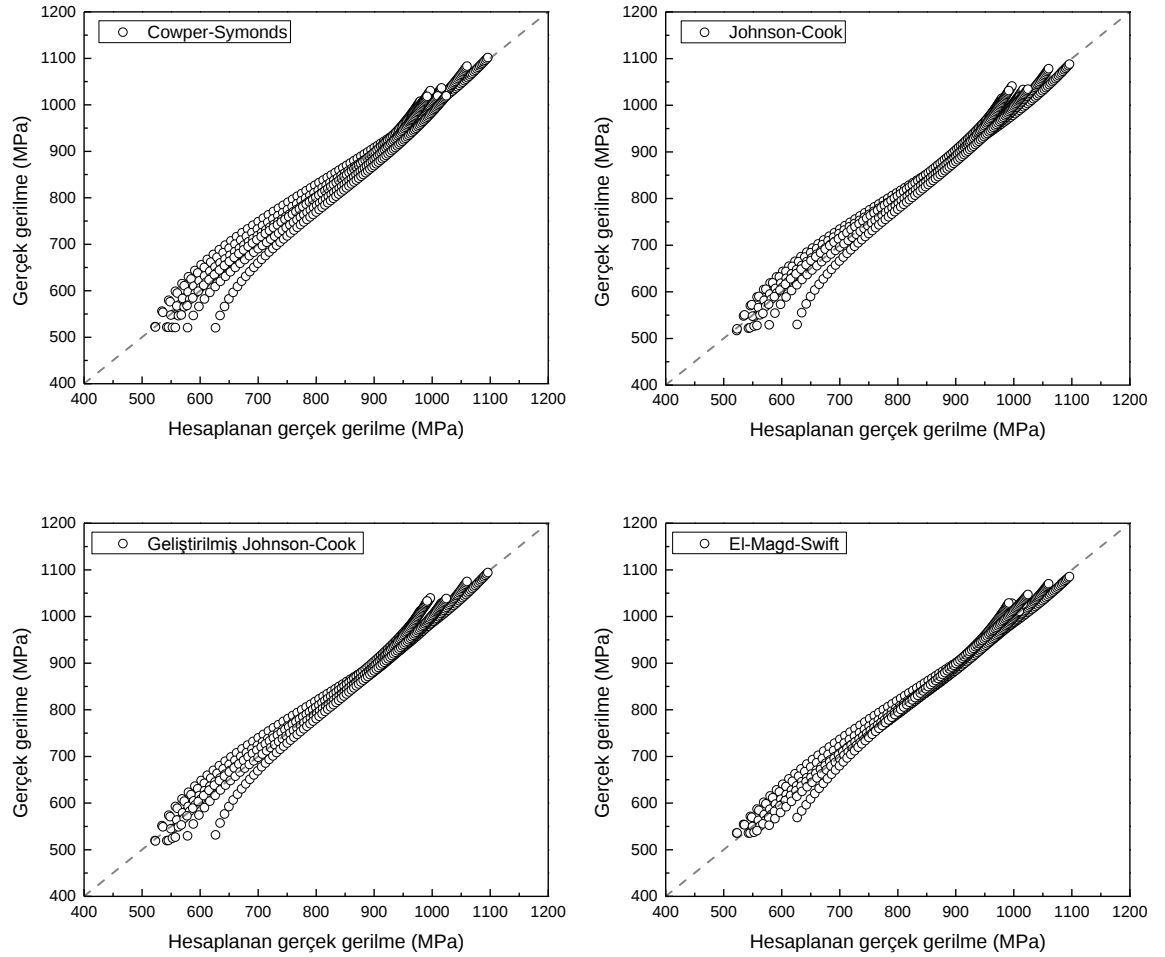
<i>Softening Model</i> (Toros ve Ozturk, 2010) $\sigma_f = C(T, \dot{\varepsilon}) \varepsilon^{n(T, \dot{\varepsilon})} \exp(-C_8 \cdot \log(T) - T_h \varepsilon)$ $C(T, \dot{\varepsilon}) = C_1 + C_2 \left[1 - \exp\left(C_3 \frac{T - 273}{T_m}\right) \right] + C_4 \log\left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{ref}}\right)$ $n(T, \dot{\varepsilon}) = n_0 + C_5 \left[1 - \exp\left(C_6 \frac{T - 273}{T_m}\right) \right] + C_7 \log\left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{ref}}\right)$	(4.26)
---	--------

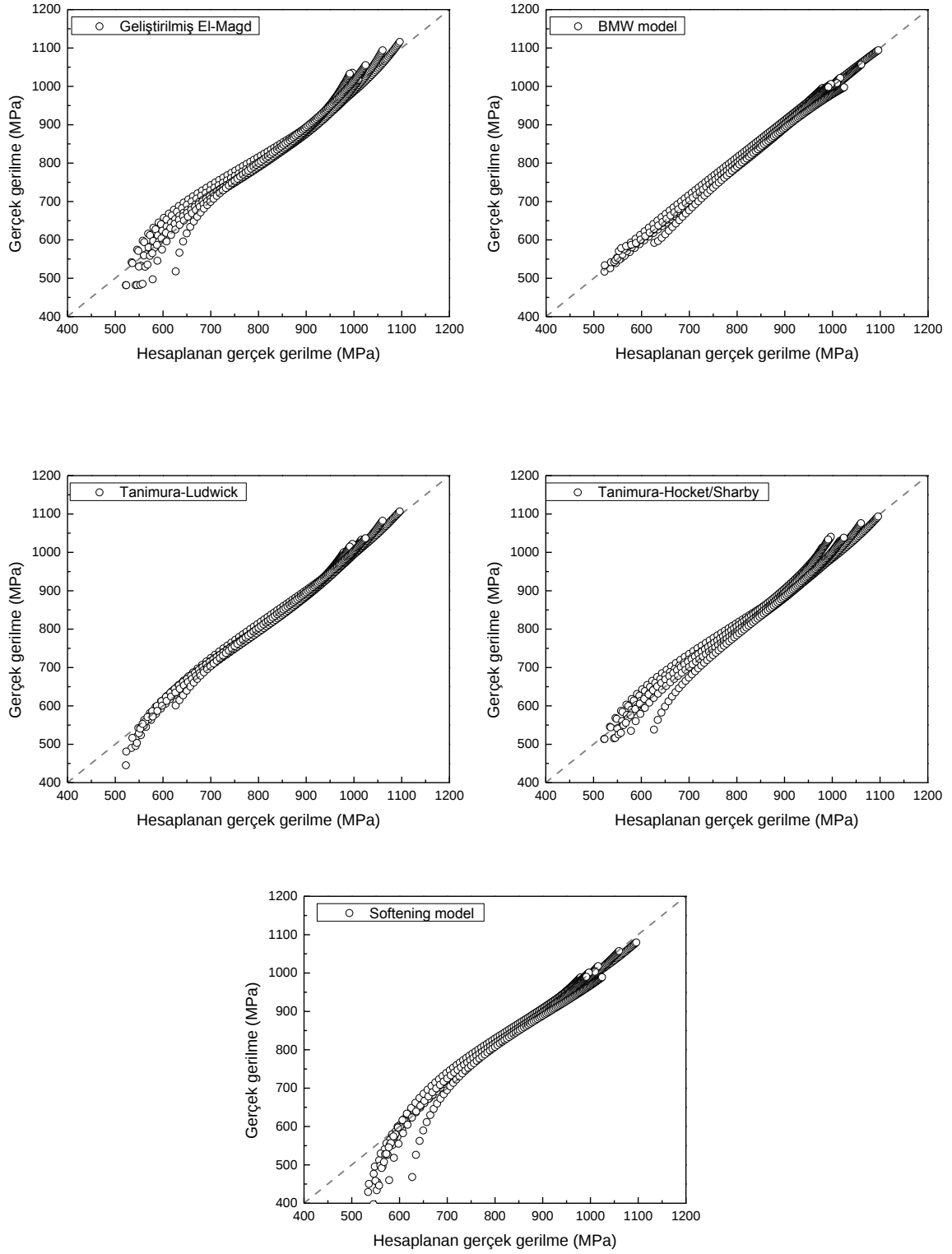
Dinamik modellerde yer alan malzeme parametreleri Bölüm 4.1.2.1’de tanımlandığı şekilde belirlenmiştir. Burada parametreler belirlenirken farklı sıcaklık ve deformasyon oranlarında elde edilmiş deneysel verilerden gerilme değeri bağımlı değişken, sıcaklık deformasyon hızı ve uzama değerleri ise bağımsız değişkenler olarak tanımlanmaktadır. Yani denklemlerde yer alan gerilme değerinin hesaplama hassasiyeti dikkate alınmaktadır. Çizelge 4.3’de yer alan model parametreleri Şekil 4.2’de gösterilen deneysel veriler kullanılarak belirlenmeye çalışılmıştır.



Şekil 4.2. Farklı deformasyon oranlarında elde edilmiş tek eksenli çekme eğrileri

Yüksek deformasyon oranlarına ait deneysel veriler (10^{-2} s⁻¹) ise Huh vd. (2008)'nin yapmış oldukları çalışmadan alınmıştır. Deneysel veriler incelendiğinde yüksek mukavemetli TRIP 800 çeliğinin gerilme değerleri plastik deformasyonun başlangıç evresinde düşük deformasyon oranlarından elde edilen verilere nazaran artmış daha sonrasında ise düşmüş bulunmaktadır. TRIP çeliklerde daha önceki bölümlerde açıklandığı üzere içyapıda meydana gelen martenzitik dönüşümün malzemenin şekillendirilebilme kabiliyetine önemli katkı sağlamaktadır. Malzemelerin şekillendirme hızı arttıkça bu dönüşüm azalmaktadır. Bu durum ise beklenen pekleşme kabiliyetinin dolayısı ile şekillendirilebilirliğin elde edilememesine sebep olmaktadır. Bu durum Bölüm 3'de deneysel olarak gösterilmiştir.

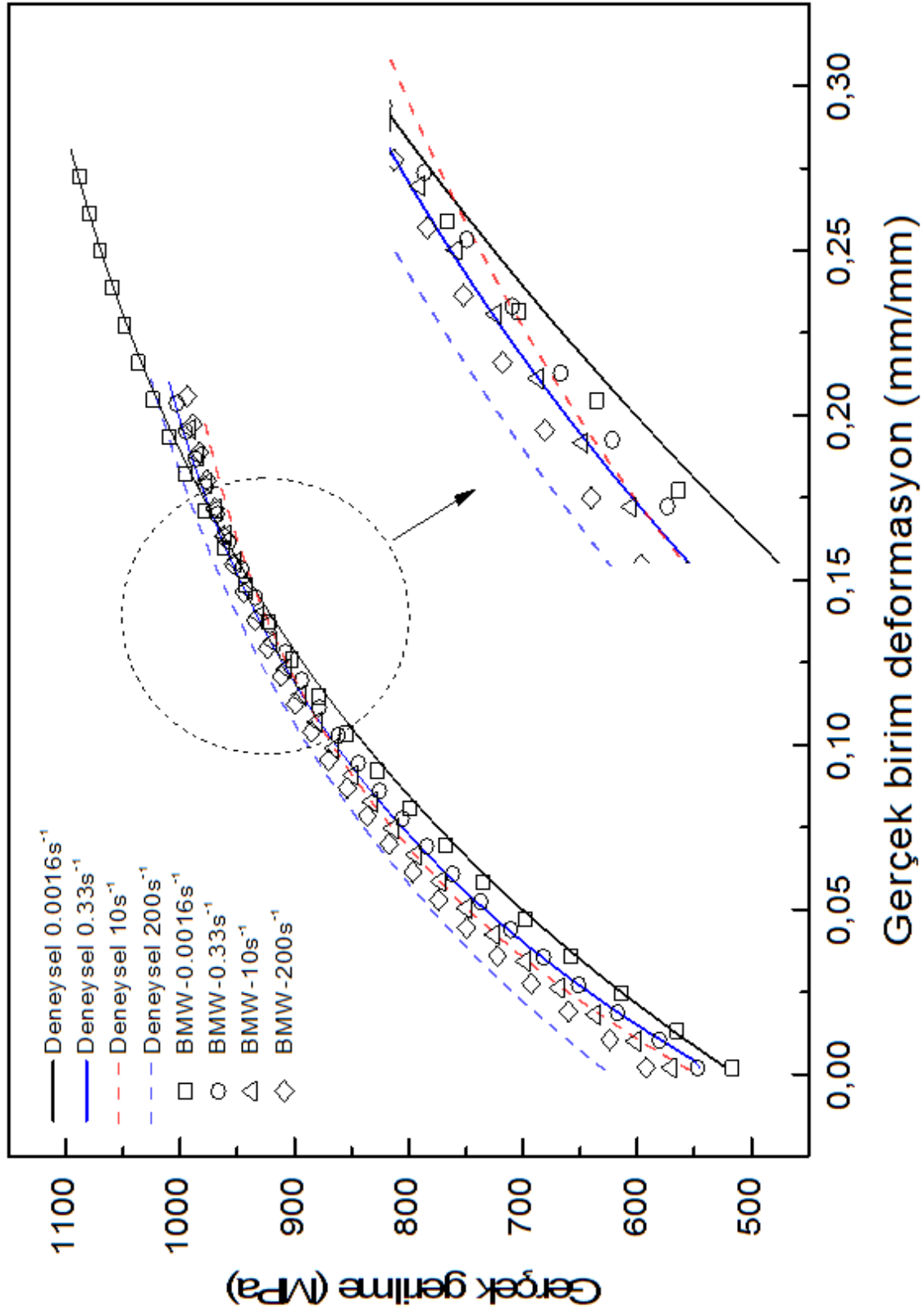




Şekil 4.3. Hesaplanan gerilme değ rlerinin deneysel değ rlerle farklı modeller i in kar ıla tırılması

Şekil 4.3’de dinamik modellerin kullanılması neticesinde hesaplanan gerilme değ rleri deneysel gerilme değ rlerine kar ı her birim deformasyon değ ri i in  izdirilmi  ve

karşılaştırılmıştır. Şekilden de görüleceği üzere en iyi sonuçlar BMW model tarafından tahmin edilmiştir. Bu modelden elde edilmiş gerilme-birim deformasyon diyagramı ise Şekil 4.4’de gösterilmiştir. Gerilme değerlerini veren malzeme parametreleri ve modellerin deneysel verilerle uyumunun istatistiksel sonucu olan R değeri her bir model için Çizelge 4.4’de verilmiştir.



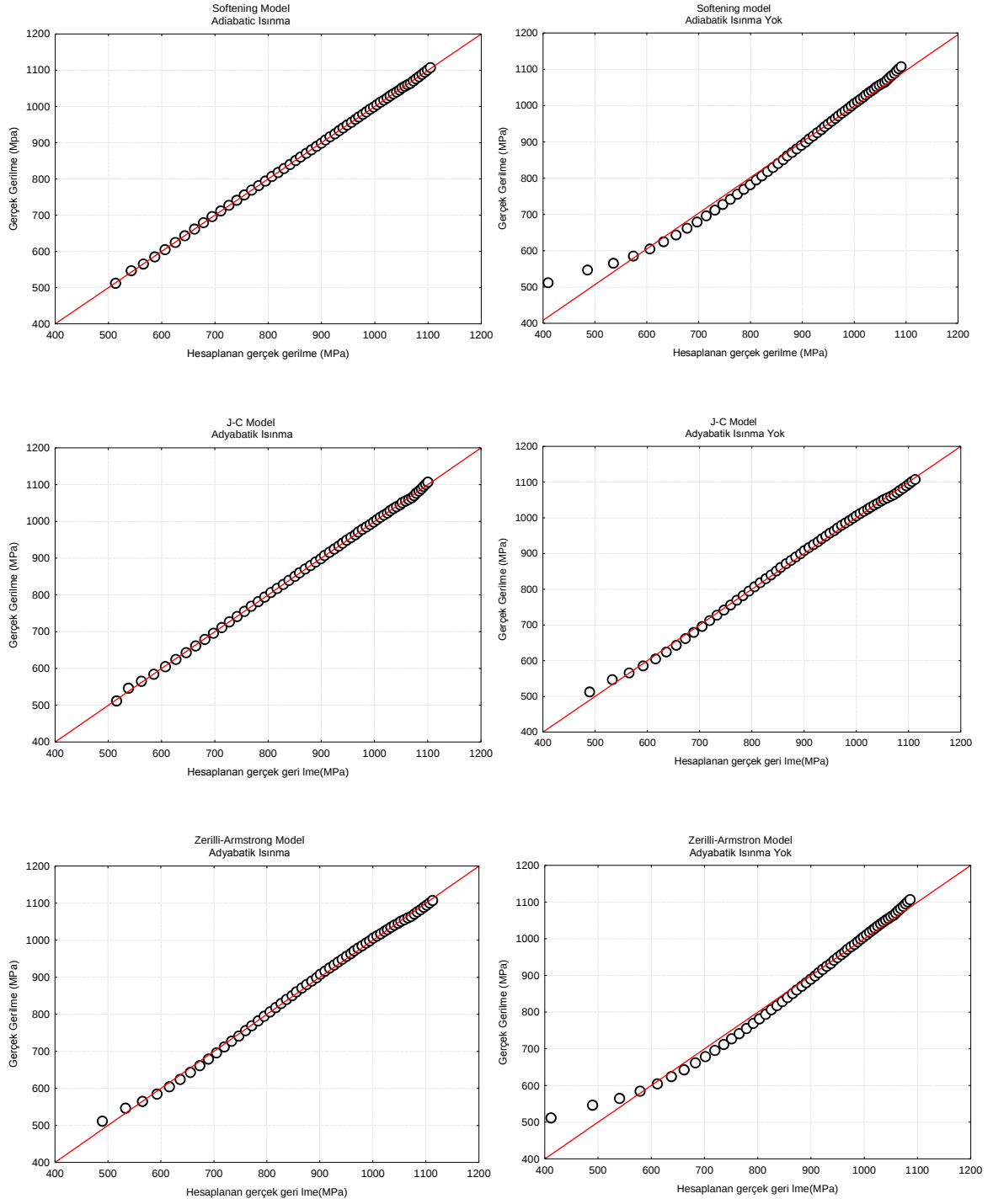
Şekil 4.4. Deneyel akma eğrilerinin BMW model ile karşılaştırılması

Çizelge 4.4. Dinamik akma modellerinin parametreleri (isotermal)

<i>Modeller</i>	C ₁	C ₂	C ₃	C ₄	C ₅	C ₆	C ₇	C ₈	C ₉	C ₁₀	R
Cowper-Symonds	227,83	578,1022	0,4572	0,000112	-1375,45						0,9897
Johnson-Cook	456,80	1154,345	0,4754	0,002138	200,00						0,9917
Geliştirilmiş Johnson-Cook	458,0132	1157,811	0,471597	-0,001503	0,000294	138,5634					0,9919
El-Magd-Swift	1489,839	0,018263	0,262323	0,166627	1514,941						0,9949
Geliştirilmiş El-Magd	50051,06	1138,091	48779,1	507,4257	-0,001295	0,048934	1,245050	0,100000			0,9907
10 Parameter "BMW" model	2,122221	37,52557	-0,030772	1,412844	-12,0432	0,012742	0,633899	0,792131	-0,005081	19,20935	0,9976
Tanimura-Ludwick	337,5004	1273,943	0,397343	2782,477	2788,014	0,000951	0,000444	2,086665	0,100000		0,9966
Tanimura-Hockett/Sherby	-163642	-2590,57	-0,007241	0,471683	39,03070	507138,0	2079179	2795,943	-0,013099	0,100000	0,9926
Softening model	970,5097	17,78157	126,1698	-9,59821	1,100751	-0,8015	-0,0060	-0,0876			0,9890

Yukarıda elde edilen veriler malzemede deformasyon ile meydana gelen ısı artışının ihmal edilmesi ile belirlenmiştir. Buna ilave olarak malzemelerin özellikle yüksek deformasyon oranlarında ürettiği ısı, ısı transferi ile verilemediğinden dolayı sıcaklık değeri giderek artmaktadır. Adyabatik ısınma olarak isimlendirilen bu artış malzemelerin mekanik özellikleri üzerinde önemli etkilere sahiptir. Deformasyon hızı artması ile oluşan bu sıcaklık artışı malzemelerde yumuşamaya sebebiyet verebilmektedir. Bu nedenden dolayı dinamik modellerde bu etkinin de göz önünde bulundurulması gerekmektedir. Malzemelerin dinamik akma eğrilerinin belirlenmesinde kullanılan modellerin sıcaklığa bağlı olanları, bu değişimin etkisinin de dikkate alınması ile daha doğru sonuçlar verdiği Toros ve Ozturk'un (2012) yapmış olduğu çalışmada gösterilmiştir. Bununla birlikte bütün deformasyon oranlarındaki eğrilerin sıcaklığın deformasyon ile değişimi kabulü ile aynı anda hesaba alınması TRIP800 çeliği için modellerin temsil kabiliyetlerini azaltmaktadır. Bu durumun başlıca sebebi ise TRIP800 çeliğinin sıcaklık ve hızla beklenen sonuçların dışında cevap vermesinden kaynaklanmaktadır. TRIP 800 çeliğinde yüksek deformasyon oranlarına çıkılmasına karşın gerilme değerlerinde beklenildiği kadar bir artış söz konusu olmamaktadır. Bununla birlikte Bölüm 2'de farklı sıcaklıklardaki çekme eğrileri dikkate alındığında malzeme sıcaklık artışının her bir kademesinde yumuşama göstermemektedir. Bu durumda sıcaklık değişiminin her bir hız için ayrı ayrı hesaplatılıp model parametrelerinin her bir durum için belirlenmesi gerekmektedir.

Tez kapsamında TRIP800 çeliğinin $0,0016 \text{ s}^{-1}$ deformasyon oranı için elde edilen gerilme-birim deformasyon eğrisi Softening model, JC model ve Zerilli Armstrong model ile adyabatik ısınmanın olduğu ve olmadığı durumlar için ayrı ayrı belirlenmiş, sonuçlar Şekil 4.5'de karşılaştırılmıştır. Bununla birlikte çalışılan modeller için belirlenen katsayılar Çizelge 4.5-4.7'de verilmektedir.



Şekil 4.5. Adyabatik ısınmanın olduğu ve olmadığı durumlar için modellerin karşılaştırılması

Çizelge 4.5. Softening model için malzeme parametreleri

Softening model									
	C₁	C₂	C₃	C₄	n₀	C₅	C₆	C₇	C₈
Adyabatik	1424	786,4726	-122,651	-2603,30	0,22	1,385	2,878	-0,156	-0,118
Adyabatik yok	1424	0,16	0,16	-15,0	0,22	-0,11	0,048	0,025	-0,0074

Çizelge 4.6. Johnson-Cook model için malzeme parametreleri

Johnson-Cook Model					
	C₁	C₂	C₃	C₄	C₅
Adyabatik	762,94	9126,17	0,758	0,100	0,107
Adyabatik yok	375,11	1310,83	0,452	0,100	0,100

Çizelge 4.7. Zerilli-Armstrong model için malzeme parametreleri

Zerilli-Armstrong Model						
	C₁	C₂	C₃	C₄	C₅	C₆
Adyabatik	375,11	0,100	0,100	0,100	1310,83	0,452
Adyabatik yok	375,11	0,100	0,100	0,100	1310,83	0,452

Malzemelerdeki deformasyonla birlikte oluşan sıcaklık artışı deneysel yöntemlerle (Nemat-Nasser ve Isaacs,1997; Schneider ve Bleck, 2008) veya analitik olarak hesaplanabilmektedir (Dixon ve Parry, 1991). Bu çalışmada ise aşağıda belirtilen numerik yöntem kullanılmıştır.

$$\Delta T = T - T_0 = \int_0^{\varepsilon} \frac{\beta}{\rho \cdot C_p} \sigma d\varepsilon = \frac{\beta}{\rho \cdot C_p} W(\varepsilon) \quad (4.27)$$

Burada ρ malzemenin yoğunluğu (7800 kg/m³), C_p özgül ısı kapasitesi (420 J/kgK), β ise mekanik enerjinin ısıya dönüşme oranını göstermektedir. Çekme eğrisi altında kalan alan numune tarafından absorbe edilen enerji $W(\varepsilon)$ ile gösterilmektedir. Verilen plastik şekil değişimi neticesinde elde edilen sıcaklık artışı yukardaki denklemin Trapez yöntemi ile nümerik olarak integre edilmesi ile aşağıdaki şekilde hesaplanabilmektedir.

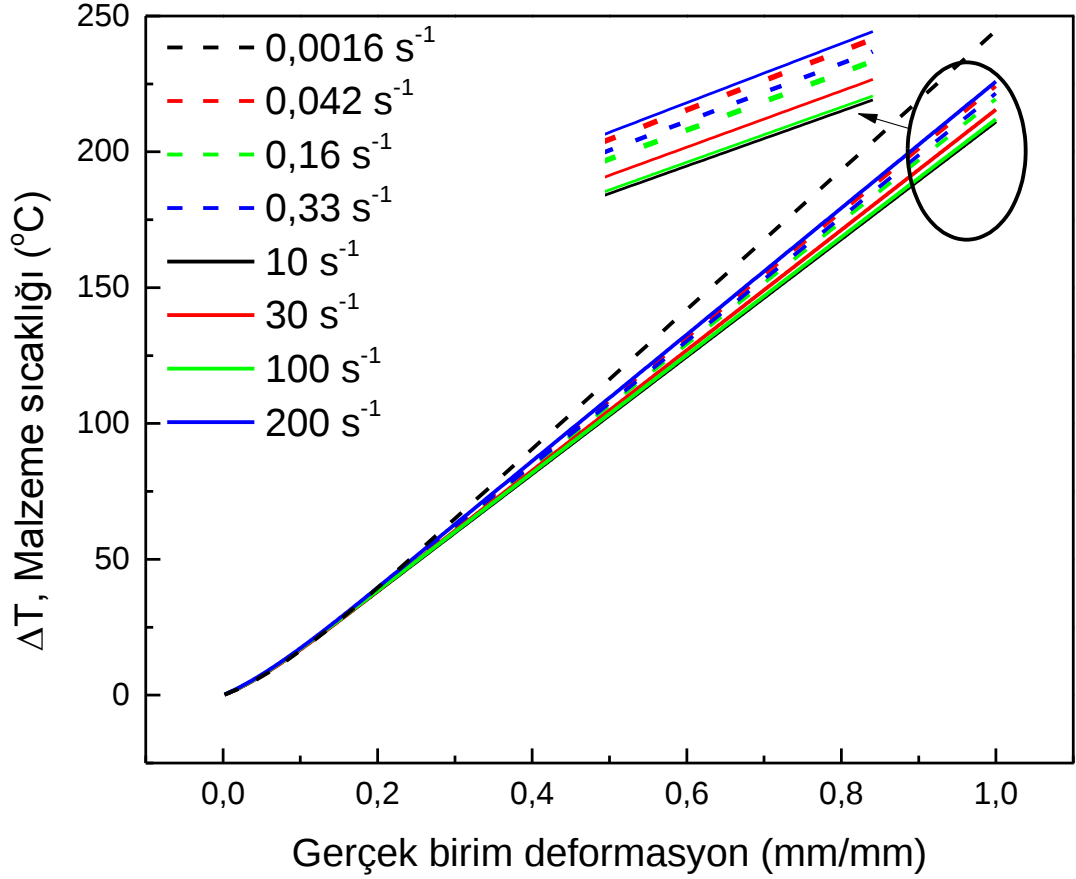
$$T_{i+1} = T_0 + \frac{\beta}{\rho \cdot C_p} \cdot W_i = T_0 + \frac{\beta}{2 \cdot \rho \cdot C_p} \cdot 10^6 (\varepsilon_i - \varepsilon_{i-1})(\sigma_i - \sigma_{i-1}) \quad (4.28)$$

Eşitlik 4.28’de yer alan β değeri genelde sabit olarak alınmasına karşın deformasyona bağlı olarak aşağıdaki şekilde de ifade edilebilmektedir (Zehnder, 1991).

$$\beta = 1 - n \left(\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} \right)^{n-1} \quad (4.29)$$

Bununla birlikte malzemelerin deformasyonu esnasında ortamla olan ısı transferi ile, malzemede artan sıcaklık bir miktar azalmaktadır. Bununla birlikte metaller için 10 s^{-1} deformasyon oranına yakın şekillendirme hızlarında ısı transferinin meydana gelmesini sağlayacak kadar zaman olmamaktadır. Bu anlamda bu deformasyon hızından büyük hızlarda sistem adyabatik durum olarak kabul edilebilir ve taşınım ile gerçekleşen ısı transferi 0 olarak alınabilir (Klepaczko et al., 2009; Oussouaddi and Klepaczko, 1991; Rusinek and Klepaczko, 2001; Rusinek vd., 2007).

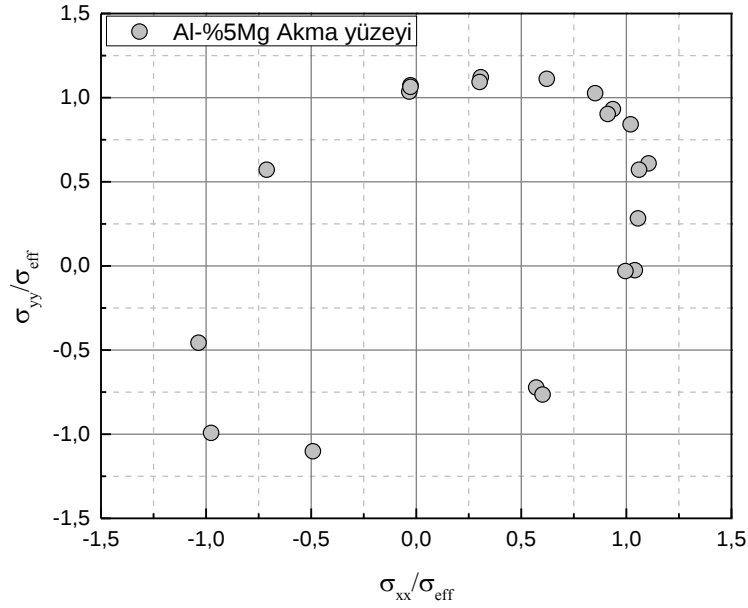
Yukarda belirtilen eşitlik ile farklı hızlarda yapılan çekme deneyleri neticesinde malzemede oluşan ısı artışı Şekil 4.6’da verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere düşük deformasyon oranı olan $0,0016 \text{ s}^{-1}$ ’de sıcaklık artışı oldukça düşük olmasına karşın deformasyon oranı arttıkça oluşan sıcaklık artışı çok daha büyük olmaktadır. Buna karşın tez kapsamında çalışılan TRIP800 çeliğinin yüksek deformasyon oranlarında ki gerilme artış miktarı yok denilecek kadar az olmasının yanında toplam uzama miktarı da azalmaktadır. Bu anlamda yüksek deformasyon oranlarında malzemede deformasyon ile oluşan adyabatik ısınma miktarı, $0,0016 \text{ s}^{-1}$ deformasyon oranındakinden daha düşük olmaktadır. Ancak bu deformasyon oranlarında adyabatik ısınmanın yanı sıra ısı taşınımı da vuku bulduğundan sıcaklık artışı çok daha az olmaktadır.



Şekil 4.6. Farklı deformasyon oranlarında malzeme yüzeyinde oluşan sıcaklık artışı

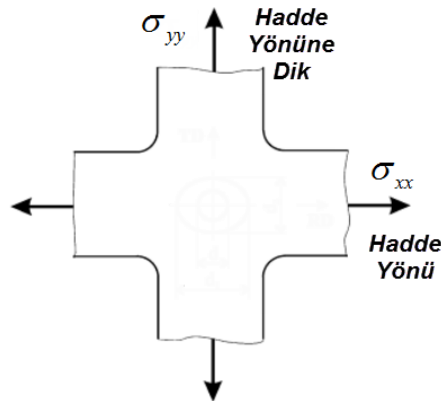
4.2. Akma Yüzeylerinin Modellenmesi

Malzemelerde akma yüzeyi, üzerlerine uygulanan yük neticesinde oluşan gerilme dağılımlarının hangi kombinasyonunda malzemede plastik şekil değişiminin başlayacağını gösteren diyagramlar olarak tanımlanabilmektedir. Tek eksenli çekme deneylerinde malzemenin plastik deformasyon başlangıcı, elde edilen gerilme birim deformasyon eğrisinden kolaylıkla belirlenebilirken, gerçek şekillendirme işlemlerinde olduğu gibi çok eksenli gerilme halinde plastik deformasyonun başlangıcını gösterir bir gerilme birim deformasyon eğrisi bulunmamaktadır. Bunun yerine, malzeme üzerinde oluşan gerilmelerin kullanılması vasıtası ile belirlenen iki eksenli gerilme diyagramları oluşturulmaktadır (Şekil 4.7).



Şekil 4.7. Deneysel olarak elde edilmiş akma yüzeyi (Kim vd., 2007)

Şekil 4.7’de farklı yönlerde eş zamanlı olarak gerçekleştirilmiş yüklemeler neticesinde elde edilmiş Al alaşımına ait deneysel akma yüzeyi bulunmaktadır. Bir akma yüzeyi diyagramı tek eksenli çekme halini, iki eksenli çekme halini (aynı ve farklı oranlarda), basma halini ve saf kayma hallerinin hepsini ihtiva etmektedir. Ancak literatürde ağırlıklı olarak akma yüzeyleri tek ve iki eksenli gerdirme deneylerinden elde edilen veriler ($\sigma_{xx} \geq 0$, $\sigma_{yy} \geq 0$) kullanılarak oluşturulmaktadır. Tek eksenli akma gerilmeleri basit çekme deneyleri ile gerçekleştirilirken, iki eksenli gerdirme deneyleri ise düzlem gerdirme (Şekil 4.8), şişirme ($\sigma_{xx} = \sigma_{yy}$), veya disk basma deneyleri neticesinde elde edilebilmektedir.



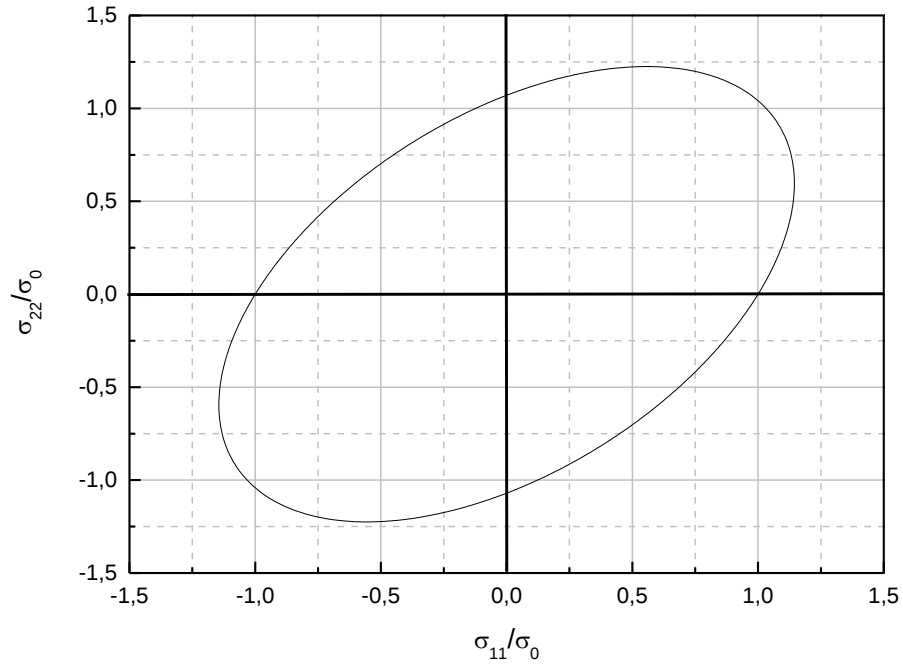
Şekil.4.8. Düzlemsel gerdirme deneyinin şematik görüntüsü

Yukarıda belirtilen deney düzeneği ile iki ayrı yönde uygulanan gerilme oranları birbirlerinden farklı miktarlarda uygulanabilmektedir. Böylelikle pozitif bölge için kapsamlı deneysel veriler elde etmek mümkün olmaktadır. Bununla birlikte literatürde, iki eksenli şişirme deneyi daha yaygın olarak kullanılmaktadır. Bu deney ile malzeme üzerinde düzlemsel olarak farklı iki yönde meydana gelen gerilmelerin eşit olması durumunda ki plastik akmanın başlangıç noktası belirlenebilmektedir. Benzer durum negatif bölge için disk basma deneyinden de elde edilebilmektedir. Malzemelerin çekme ve basma davranışlarının izotropik olduğu kabulünün yapılması ile bu deney ile elde edilmiş veriler akma yüzey diyagramının pozitif bölgesi içinde kullanılabilmektedir.

Bilindiği üzere çok eksenli gerilme durumu altında malzemenin elastik bölgeden plastik bölgeye olan geçiş anını belirlemek çok zor olmaktadır. Bu anlamda yükleme durumunda malzeme üzerinde oluşan asal gerilmelerin Eşitlik (4.30) verilen koşulu sağlaması gerekmektedir.

$$f(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, Y) = 0 \quad (4.30)$$

Burada $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ asal gerilmeler olup Y ise basit bir deneyden (çekme deneyi, basma deneyi veya kayma deneyi) elde edilmiş akma gerilmesidir. Eşitlik (4.30) asal gerilmelerin oluşturduğu üç boyutlu uzaydaki bir yüzeyin matematiksel formu olarak yorumlanabilmektedir. Bu yüzey kapalı, düzgün ve konveks yapıda olmalıdır. Şekil 4.9’da örnek bir akma yüzeyi gösterilmektedir. Bu akma yüzeyi düzlem gerilme halinin (sac malzemelerde kalınlık yönünde oluşan gerilmeler 0 olarak kabul edilmektedir.) olması durumunda elde edilen bir yüzeydir. Şekilden de görüleceği üzere yukarıda belirtilen özellikler akma yüzeyinde mevcut bulunmaktadır. Bu eğri içerisinde kalan her bölge henüz plastik akmanın başlamadığını, dışı ise plastik şekil değişiminin başladığını göstermektedir.



Şekil 4.9. Örnek bir akma yüzeyi

Akma yüzeylerinin basit deneysel verilerden elde edilen bir takım parametrelerin kullanılması ile tahmin edilmesine yönelik çalışmalar oldukça yaygın olarak literatürde çalışılmaktadır. Genel itibari ile farklı yönlerde hazırlanmış çekme deney numunelerine uygulanan basit tek eksenli çekme deneyleri ile elde edilen akma gerilmeleri ve devamında belirlenen anizotropi oranları kullanılarak malzemelerin akma yüzeyleri tahmin edilebilmektedir. Akma yüzeylerinin modellenmesi malzemelerin plastik şekil değişiminin tanımlanması adına oldukça önemli olmaktadır. Özellikle son yıllarda sonlu elemanlar analiz programlarında geri esneme ve şekillendirme gibi malzeme karakteristiklerinin belirlenmesinde kullanılan modellerin başında akma kriterleri gelmektedir. Sonlu elemanlar analiz programlarında kullanılan akma fonksiyonları deformasyon sonucunda oluşan iç gerilmelerin belirlenmesinde kullanılan önemli bir parametredir. Literatürde farklı akma kriterlerinin performanslarını ve seçilen akma fonksiyonların malzemelerin doğru şekillendirme sınırının (Butuc vd., 2002; Firat,2008; Boudeau ve Gelin, 1994; Majak vd., 2007; Avila ve Vieira, 2003; Safari vd., 2003) ve geri esneme karakteristiğinin (Meinders vd., 2006; Eggertsen ve Mattiasson, 2010; Yoon vd., 2004; Gomes vd., 2005) belirlenmesindeki etkinliğini vurgulayan birçok çalışma bulunmaktadır. Butuc vd. (2002) iki farklı anizotropik akma kriteri olan Yld96 ve BBC2000'nin alüminyum alaşımının şekillendirme sınırını tahmin etmede ki etkinliğini incelemişlerdir. Avila ve Vieira (2003) Hill'in akma kriterlerinin alüminyum

alaşımının şekillendirme sınırının tahmin edilmesindeki etkinliğinin karşılaştırmasını yapmışlardır.

Tez kapsamında çalışılan TRIP800 çeliğinin akma yüzeyinin belirlenmesinde, sonlu elemanlar yazılım programlarında gerçekleştirilen şekillendirme ve geri esneme simülasyonlarında sıkça kullanılan kuadratik Hill48 (Hill, 1948), kuadratik olmayan Barlat89 (Barlat ve Lian, 1989) ve Yld2000-2d (Barlat vd., 2003) akma kriterlerinin etkinliği karşılaştırılmıştır. Bununla birlikte akma kriterlerinde malzemelerin anizotropik özelliklerinin belirtilmesinde kullanılan parametrelerin belirlenme şekli ve bunların yüzeyler üzerinde etkileri de incelenmiş bulunmaktadır.

4.2.1 Hill-48 kuadratik akma kriteri

Sac malzemeler büyük çoğunlukla haddelemenin etkisi ile içyapıda tanelerin farklı yönlerde farklı oranlarda uzamasından dolayı anizotropik özellik göstermektedirler. Bu anlamda sac metal şekillendirme işlemlerinin simülasyonlarında anizotropik özellikleri kullanan modellerin kullanılması, elde edilen sonuçların doğruluğunu arttırmaktadır. Simülasyon programlarında kullanılan en yaygın anizotropik akma kriterlerinden biri olan Hill48 (Hill, 1948) akma fonksiyonu Eşitlik (4.31)'de ifade edilmiştir.

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_y - \sigma_z)^2 + G(\sigma_z - \sigma_x)^2 + H(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{zx}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (4.31)$$

Burada F , G , H , L , M , ve N anizotropi sabitleri olup deneysel olarak elde edilmiş anizotropi katsayıları kullanılarak belirlenebilmektedir. Daha önce de belirtildiği üzere sac metal şekillendirme işlemlerinde büyük çoğunlukla düzlem gerilme hali kabulü yapılmaktadır. Yani bir yönde meydana gelen gerilme değeri diğer yönlerde meydana gelen gerilme değerlerine nazaran oldukça küçük olduğundan dolayı ihmal edilmektedir. Sac malzemelerde bu anlamda kalınlık yönünde oluşan gerilmeler ihmal edilmektedir. Bu durum ilgili hesaplamalarda büyük kolaylıklar sağlamaktadır. Düzlem gerilme altında Hill-48 akma fonksiyonu Eşitlik (4.32)'deki gibi yazılabilir;

$$2f(\sigma_{ij}) = (G + H)\sigma_x^2 - 2H\sigma_x\sigma_y + (H + F)\sigma_y^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1 \quad (4.32)$$

Eşitlik (4.32)'deki F, G, H , ve N parametreleri, deneysel olarak ve sac üzerinde farklı yönlerde hazırlanmış çekme deney numunelerinden elde edilen r_0, r_{45}, r_{90} . anizotropi değerleri cinsinden aşağıdaki şekilde ifade edilebilir;

$$F = \frac{r_0}{r_{90}(1+r_{90})}, G = \frac{1}{(1+r_0)}, H = \frac{r_0}{(1+r_0)}, N = \frac{(r_0+r_{90})(1+2r_{45})}{2r_{90}(1+r_0)} \quad (4.33)$$

Bununla birlikte Hill48 akma kriteri, normal ve kayma gerilmeler cinsinden Eşitlik (4.34)'deki şekli ile ifade edilebilmektedir.

$$\sigma_{11}^2 - \frac{2r_0}{1+r_0}\sigma_{11}\sigma_{22} + \frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)}\sigma_{22}^2 + \frac{r_0+r_{90}}{r_{90}(1+r_0)}(2r_{45}+1)\sigma_{12}^2 = \sigma_0^2 \quad (4.34)$$

Asal gerilmeler cinsinden yazılacak olursa, $\sigma_{12}=0$ olmaktadır ve Eşitlik (4.34), Eşitlik (4.35) şeklinde yazılabilmektedir.

$$\sigma_1^2 - \frac{2r_0}{1+r_0}\sigma_1\sigma_2 + \frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)}\sigma_2^2 = \sigma_0^2 \quad (4.35)$$

4.2.2 Barlat89 akma kriteri

Barlat ve Lian (1989) tarafından geliştirilen kuadratik olmayan anizotropik akma kriteri aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir;

$$\phi = a|K_1 + K_2|^m + a|K_1 - K_2|^m + c|2K_2|^m = 2\sigma_y^m \quad (4.36)$$

Burada σ_y tek eksenli çekme deneyinden elde edilen akma gerilmesi değeridir. K_1 ve K_2 ler ise aşağıdaki şekilde eksen gerilmeleri cinsinden ifade edilebilmektedir.

$$K_1 = \frac{\sigma_x + h\sigma_y}{2}, \quad K_2 = \sqrt{\left(\frac{\sigma_x + h\sigma_y}{2}\right)^2 + p^2 \tau_{xy}^2} \quad (4.37)$$

$$a = 2 - c = 2 - 2\sqrt{\frac{r_0}{1+r_0} \frac{r_{90}}{1+r_{90}}}, \quad h = \sqrt{\frac{r_0}{1+r_0} \frac{1+r_{90}}{r_{90}}} \quad (4.38)$$

Anizotropik malzeme sabitleri olan a , c , ve h değerleri anizotropi değerleri cinsinden (r_0 , r_{45} ve r_{90}) Eşitlik (4.38)'deki gibi ifade edilebilmektedir. Uygulanan tek eksenli çekme deneyinde kayma gerilmesi olmadığından dolayı p değeri önemsiz olmaktadır. Bununla birlikte p değeri Newton'un iteratif yöntemi ile de belirlenebilmektedir.

4.2.3 Düzlem gerilme akma fonksiyonu Yld2000-2d

Haddelenmiş sac malzemelerin anizotropik davranışını karakterize etmek için, bir diğer akma yüzeyi fonksiyonu Barlat vd. (2003) tarafından düzlem gerilme durumu için oluşturulmuştur. Literatürde bu fonksiyon Yld2000-2d olarak anılmaktadır. Barlat89 gibi daha önce sunulan akma kriteri ile karşılaştırıldığında bu akma fonksiyonda malzemenin anizotropik özelliğinin karakterize eden 8 adet parametre yer almaktadır. Bu 8 parametre deneysel olarak belirlenen farklı yönlerdeki akma gerilmeleri (σ_0 , σ_{45} , σ_{90} , σ_b) ve anizotropi (r_0 , r_{45} , r_{90} , r_b) değerleri sayesinde belirlenebilmektedir. Burada σ_b ve r_b değerleri dengelenmiş iki eksenli gerilme ($\sigma_{11} = \sigma_{22}$) durumunda elde edilmektedir ki iki eksenli anizotropi değerinin elde edilmiş yöntemi daha önce tanımlanmıştır. İki eksenli gerilme değerinin belirlenmesinde ise tez kapsamında teorik yöntem uygulanmıştır. Hill48 akma kriteri için $\sigma_b = \sigma_{11} = \sigma_{22}$ olarak yazılıp verilen parametreler için iki eksenli gerilme değeri çözdürülebilmektedir. Bu durumda haddeleme yönü akma gerilmesi değeri ile normalize edilmiş iki eksenli gerilme değeri $\sigma_b = 1,018$ olarak belirlenmiştir.

Yld2000-2d akma fonksiyonu en genel halde aşağıdaki gibi verilebilir;

$$f^{\frac{1}{M}} = \left\{ \frac{\phi}{2} \right\}^{\frac{1}{M}} = \bar{\sigma} \quad (4.39)$$

Burada $\bar{\sigma}$ efektif gerilme, M değeri malzemelerin kristalografik yapısına göre belirlenen bir katsayı olup Hosford (1972) yapmış olduğu çalışmalara göre HMK yapıya sahip malzemeler için önerisi olan 6 değeri kullanılmıştır ve ϕ ifadesi ise;

$$\phi = \left| \tilde{S}'_I - \tilde{S}'_{II} \right|^M + \left| \tilde{S}''_I + 2\tilde{S}''_{II} \right|^M + \left| 2\tilde{S}''_I + \tilde{S}''_{II} \right|^M \quad (4.40)$$

burada $\tilde{S}'_k$ and $\tilde{S}''_k$ ($k=1,2$) deviatorik gerilme tensörü $\tilde{s}$ 'in asal değerleri olup iki lineer dönüşüm uygulayarak elde edilmektedir;

$$\tilde{s}' = C' \cdot s = C' \cdot T \cdot \sigma = L' \cdot \sigma \quad (4.41)$$

$$\tilde{s}'' = C'' \cdot s = C'' \cdot T \cdot \sigma = L'' \cdot \sigma \quad (4.42)$$

Burada C' and C'' anizotropik sabitleri ihtiva etmekte olup T, Cauchy gerilme tensörü olan σ 'yı deviatorü olan s tensörüne dönüştürmektedir. Bu dönüşüm için kullanılan iki lineer dönüşüm matrisi Eşitlik (4.43) ve (4.44)'de verilmiştir.

$$\begin{bmatrix} L'_{11} \\ L'_{12} \\ L'_{21} \\ L'_{22} \\ L'_{66} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 2/3 & 0 & 0 \\ -1/3 & 0 & 0 \\ 0 & -1/3 & 0 \\ 0 & 2/3 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \alpha_1 \\ \alpha_2 \\ \alpha_7 \end{bmatrix} \quad (4.43)$$

$$\begin{bmatrix} L''_{11} \\ L''_{12} \\ L''_{21} \\ L''_{22} \\ L''_{66} \end{bmatrix} = \frac{1}{9} \begin{bmatrix} -2 & 2 & 8 & -2 & 0 \\ 1 & -4 & -4 & 4 & 0 \\ 4 & -4 & -4 & 1 & 0 \\ -2 & 8 & 2 & -2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 9 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \alpha_3 \\ \alpha_4 \\ \alpha_5 \\ \alpha_6 \\ \alpha_8 \end{bmatrix} \quad (4.44)$$

Burada yer alan $\alpha_1 - \alpha_8$ değerleri anizotropik katsayıları vermektedir.

4.2.4 Anizotropi katsayılarının belirlenmesi

Normalde Hill48 akma kriterinde bulunan F, G, H, L, M ve N anizotropi parametreleri malzemenin akma gerilmeleri değerleri veya daha önce de belirtildiği Lankford parametreleri r_0, r_{45}, r_{90} kullanılarak belirlenebilmektedir. Buna bağlı olarak malzemenin akma yüzeyi yukarıda verilen parametreler kullanılarak kolayca oluşturulabilmektedir ki bu çalışma kapsamında bu yöntemle belirlenen akma yüzeyi “Durum-I” olarak isimlendirilmiştir. Çalışma kapsamında bu duruma ilave olarak F, G, H ve N parametreleri bir hata fonksiyonu tanımlayarak ve tanımlanan bu hata fonksiyonunun minimizasyonunun yapılması sonucunda da belirlenmeye çalışılmıştır. Yapılan bu çalışma ise “Durum-II” olarak isimlendirilmiştir. Bu çalışmadaki temel amaç ise akma yüzey fonksiyonları kullanılarak farklı yönler için hesaplanan akma gerilmelerinin ve anizotropi değerlerinin daha hassas bir şekilde hesaplanmasını sağlayacak katsayıların belirlenmesidir. Hata fonksiyonu aşağıdaki şekilde tanımlanmıştır;

$$\varepsilon(\text{parametre}) = \sum_{i=1}^k \left(\frac{Y_{\varphi_i} - \sigma_{\varphi_i}^{den}}{\sigma_{\varphi_i}^{den}} \right)^2 + \sum_{i=1}^k \left(\frac{\bar{r}_{\varphi_i} - r_{\varphi_i}^{den}}{r_{\varphi_i}^{den}} \right)^2 = \text{Min} \quad (4.45)$$

Burada φ_i hadde yönüne göre hazırlanmış malzeme açısını göstermektedir. Fonksiyonda ki Y_{φ_i} ve $\bar{r}_{\varphi_i}$ ifadeleri ise sırası ile farklı yönler için hesaplanan akma gerilmelerini ve anizotropi değerlerini göstermektedir ki Eşitlik (4.46) ve (4.47) kullanılarak belirlenmiştir.

$$Y_{\varphi} = \frac{\bar{\sigma}}{F_{\varphi}} \quad (4.46)$$

$$\bar{r}_{\varphi} = \frac{\bar{\sigma}}{Y_{\varphi} \left(\frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma_{11}} + \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma_{22}} \right)} - 1 \quad (4.47)$$

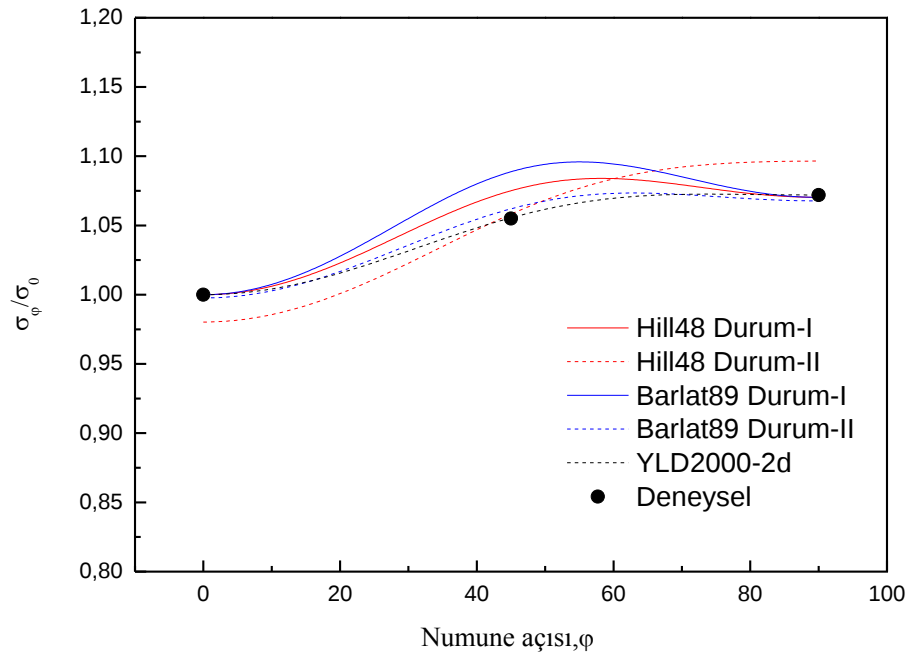
Bu değerlerin hesaplatılmadan nce efektif gerilme fonksiyonunda tanımlanan gerilme değerleri haddeleme aısının bir fonksiyonu olarak aşağıdaki şekilde ifade edilmelidir.

$$\begin{aligned}\sigma_{11} &= Y_{\varphi} \cos^2(\varphi) \\ \sigma_{22} &= Y_{\varphi} \sin^2(\varphi) \\ \sigma_{12} &= Y_{\varphi} \sin(\varphi) \cos(\varphi)\end{aligned}\tag{4.48}$$

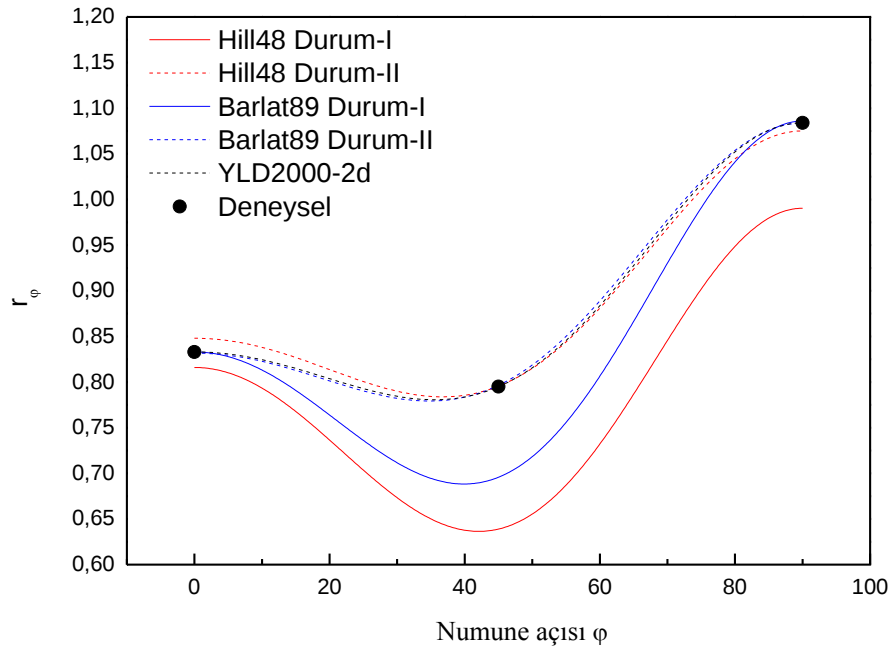
Eşitlik (4.48) daha sonra efektif gerileme ifadesinde yazıldıktan sonra buradan Y_{φ} ekilebilmektedir. Yukarıda belirtilen minimizasyon yöntemi ayrıca Barlat89 akma kriterinin anizotropik katsayılarının belirlenmesi için de kullanılmıştır.

4.2.5 Anizotropik akma fonksiyonların TRIP800 eliğine uyarlanması

Tez kapsamında çalışılan akma yüzeyi fonksiyonlarının TRIP800 eliği için temsil etme kabiliyeti Eşitlik (4.46) ve (4.47)'de verilen fonksiyonların kullanılması ile hesaplanan akma gerilmesi ve anizotropi değerlerinin farklı yönler için değişiminin deneysel verilerle uyuşup uyuşmadığının kontrolü yapılarak tespit edilebilmektedir. Daha önce de belirtildiği üzere Hill48 ve Barlat89 akma yüzeyi fonksiyonlarının anizotropi sabitlerinin belirlenmesinde iki durum uygulanmış ve elde edilen sonuçlarda hem hadde yönünde elde edilmiş akma gerilmesi değeri ile normalleştirilmiş akma gerilmelerinin değişimi hem de anizotropi değerlerinin değişimi sırası ile şekil 4.10 ve 4.11'de karşılaştırılmıştır. Ayrıca diğer anizotropi akma fonksiyonu olan Yld2000-2d için elde edilen sonuçlar grafiklerde verilmiştir.



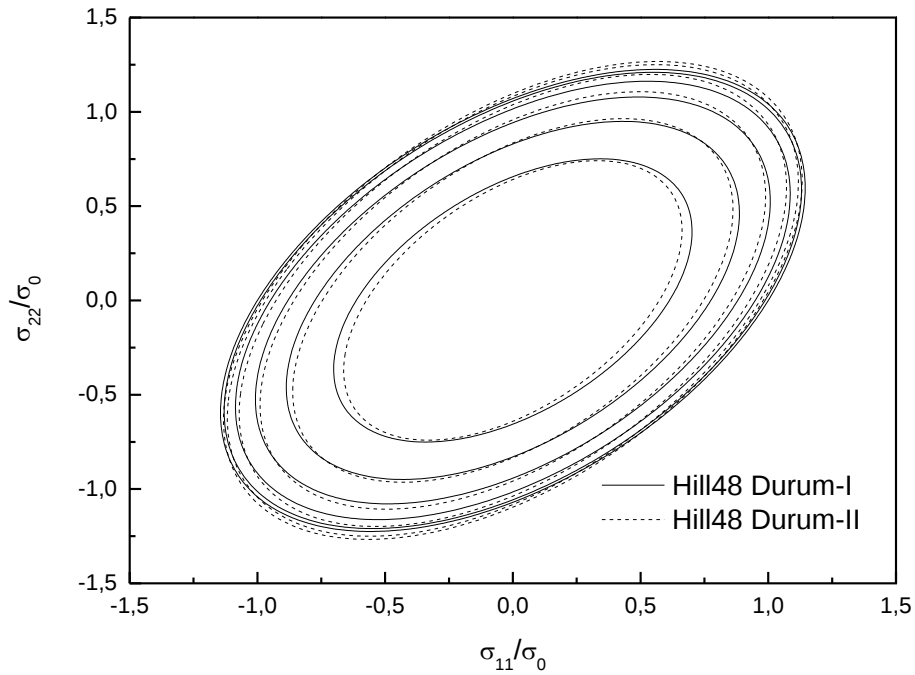
Şekil 4.10. Farklı yönlerdeki akma gerilmelerinin deneysel ve modeller için karşılaştırılması



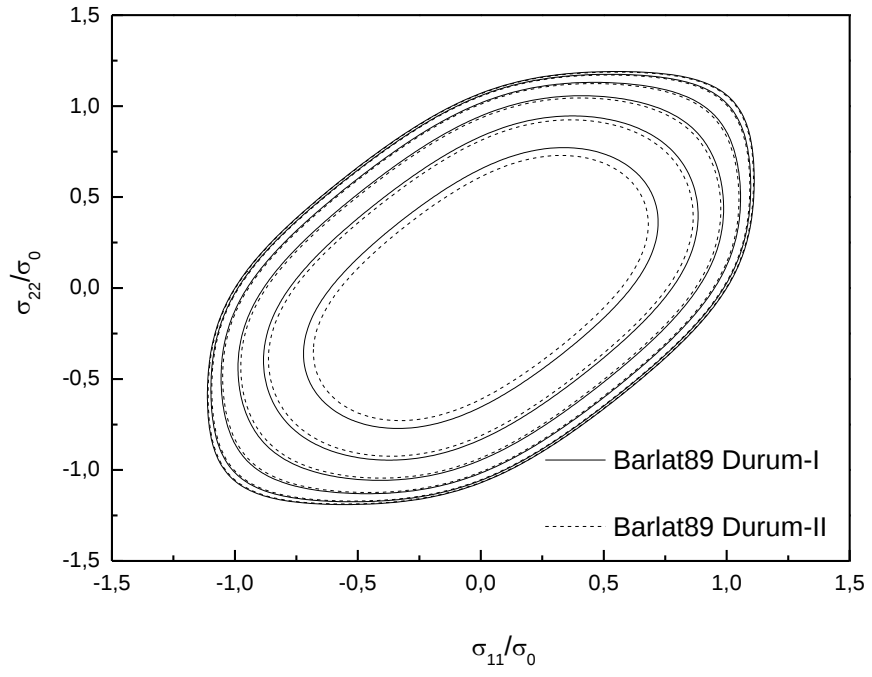
Şekil 4.11. Farklı yönlerdeki anizotropi değerlerinin deneysel ve modeller için karşılaştırılması

Şekil 4.10 ve 4.11'den de görüleceği üzere Hill48 ve Barlat89 akma kriterlerinin Durum-II için elde edilen sonuçlar deneysel verilerle daha iyi uyum göstermektedir. Bu sonuç Durum-II için elde edilen akma yüzeylerinin Durum-I'den daha doğru olduğunu

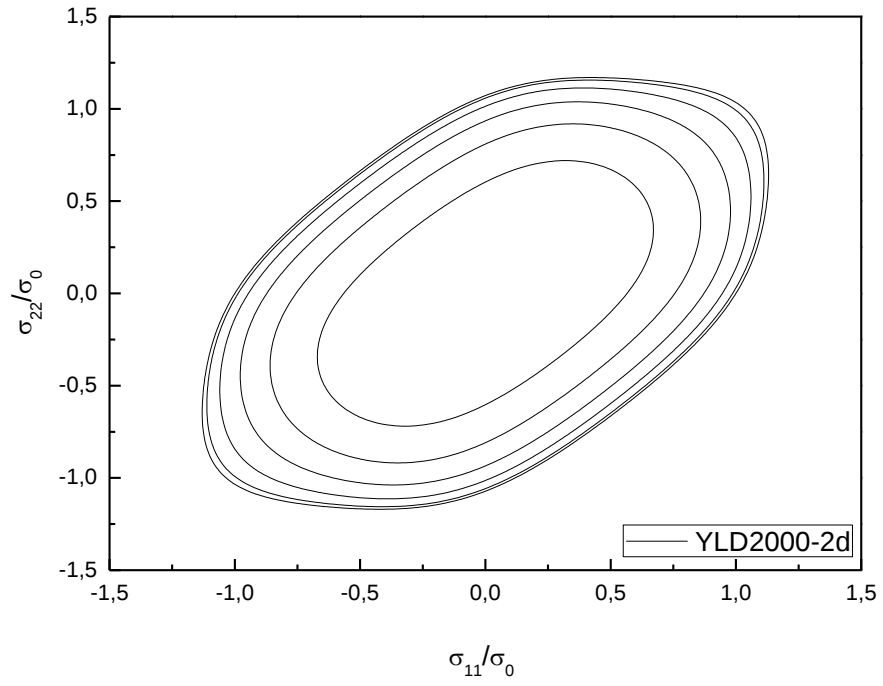
göstermektedir. Ayrıca deneysel verilerle en iyi uyum Yld2000-2d akma yüzeyi fonksiyonundan elde edilmiştir. Bu parametrelerin malzemelerin akma yüzeyleri üzerine olan etkileri Banabic (New York, 2010)'in kitabında ayrıntılı olarak verilmiştir. TRIP800 çeliğinin çalışılan modeller ve durumlar için elde edilen akma yüzeyleri aşağıda sırası ile Şekil 4.12, 4.13 ve 4.14'de verilmiştir. Modellerin karşılaştırılması ise Şekil 4.15'da verilmiştir. Ayrıca aşağıdaki grafiklerde kayma gerilmesinin farklı değerleri için elde edilen akma yüzey eğrileri de çizdirilmiştir. Burada normalize edilmiş kayma gerilmesi değerleri $\sigma_{12} = 0, 0,1 , 0,2 , 0,3 , 0,4 , 0,5$ olarak seçilmiştir ve akma yüzeyi kayma gerilmesi değerinin büyümesi ile dışardan içeri doğru küçülmektedir. Bu durum ise plastik deformasyon başlangıcının çok daha erken olacağını göstermektedir.



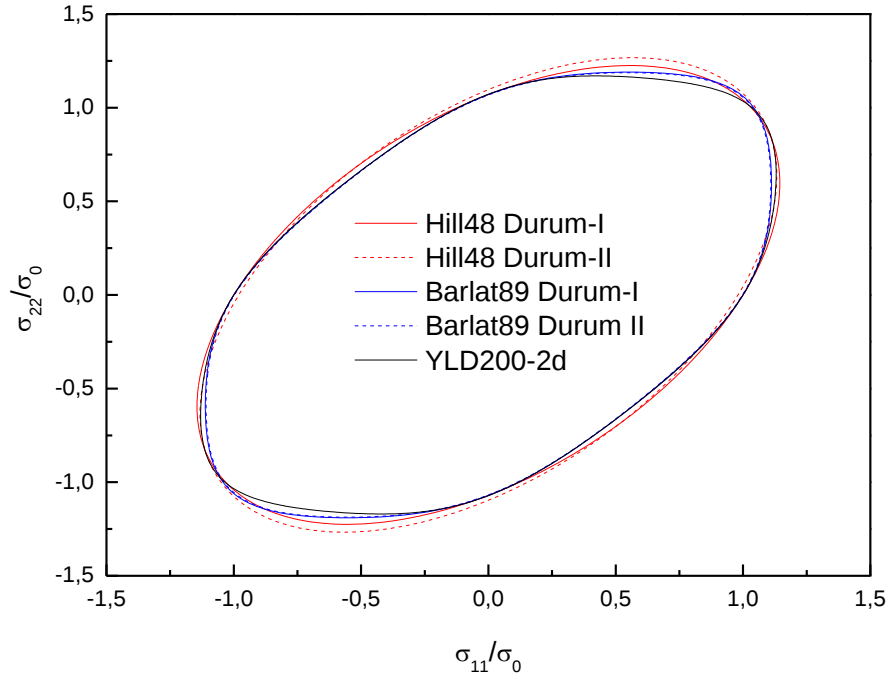
Şekil 4.12. Hill48 akma yüzeyi fonksiyonu kullanılarak elde edilen akma yüzeyi



Şekil 4.13. Barlat89 akma yüzeyi fonksiyonu kullanılarak elde edilen akma yüzeyi



Şekil 4.14. Yld2000-2d akma yüzeyi fonksiyonu kullanılarak elde edilen akma yüzeyi



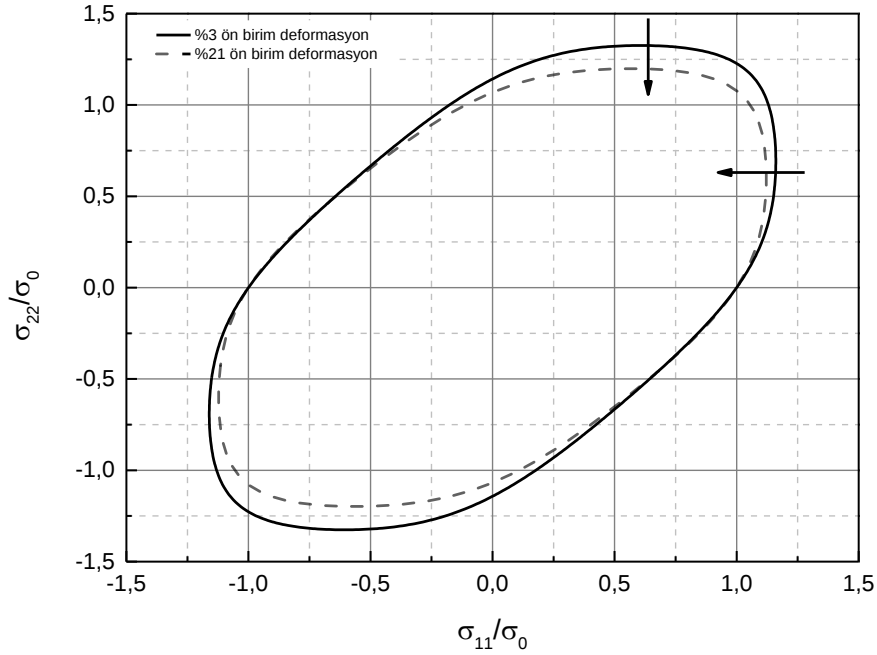
Şekil 4.15. Akma yüzeylerinin birbirleri ile karşılaştırılması

Yukarıda akma yüzeyi fonksiyonları için hesaplanan anizotropi parametreleri de Çizelge 8.1’de verilmektedir. Çizelgeden de görüleceği üzere Hill48 ve Barlat89 akma yüzeyi fonksiyonlarının anizotropi parametreleri Durum-I ve II için farklılıklar arz etmektedir.

Çizelge 4.8. Akma yüzeyi fonksiyonları için anizotropi parametreleri

Hill48					
	<i>F</i>	<i>G</i>	<i>H</i>	<i>N</i>	
Durum I	0,3687	0,5455	0,4544	1,2493	
Durum II	0,3655	0,5744	0,4662	1,3160	
Barlat89					
	<i>a</i>	<i>c</i>	<i>h</i>	<i>p</i>	
Durum I	1,027	0,9728	0,9342	0,9 (Kabul)	
Durum II	1,042	0,9856	0,9343	0,9289	
YLD2000-2d					
<i>α₁</i>	<i>α₂</i>	<i>α₃</i>	<i>α₄</i>	<i>α₅</i>	<i>α₆</i>
0,9980	0,9231	1,1024	0,9627	0,9873	0,8783
<i>α₇</i>	<i>α₈</i>				
0,9322	0,9414				

Bu çalışmalara ilave olarak Bölüm 3’de belirtildiği üzere anizotropi değerlerinin plastik deformasyon ile değişiminin akma yüzeyi üzerindeki etkileri Barlat-89 anizotropik akma kriteri için Şekil 4.16 da gösterilmiştir. Burada da yine anizotropi değişiminin etkisinin belirlenebilmesi için hadde yönünden elde edilen akma gerilmesi ile normalize edilmiş akma yüzeyleri çizdirilmiştir. Yüzeyler çizdirilirken düzlem gerilme hali için sadece r_0 ve r_{90} anizotropi değerlerindeki değişimin etkisi incelenmiştir.



Şekil 4.16. Anizotropi değişiminin akma yüzeyi üzerinde ki etkisi

%3 ve %21’lik farklı iki ön birim deformasyon uygulanarak belirlenmiş anizotropi değerlerinin akma kriterlerinde kullanılması ile elde edilen akma yüzeyleri karşılaştırılmıştır. Sonuç olarak şekilden de görüleceği üzere akma yüzeyi anizotropi değerinin azalması ile daralmaktadır. Akma yüzeyleri plastik deformasyon ile pekleşen malzemelerdeki gerilme değerlerinin artması ile genişlemektedir. Bununla birlikte bu yüzeyler oluşturulurken genel itibari ile literatürde %15 veya %20 plastik şekil değişimine karşılık gelen anizotropi değerleri kullanılmaktadır. Gerçek sac şekillendirme işlemlerinde iş parçasının her bölgesi aynı oranda ve bu seviyelerde plastik deformasyona uğramamaktadır. Bu durumda daha düşük oranlarda deformasyona uğramış bölgeler için akma yüzeyi TRIP800 çeliği için daha büyük olması gerekirken küçük anizotropi değerlerinin kullanılmasından ötürü daha küçük

olarak belirlenmektedir. Bu durum özellikle geri esneme problemlerinin doğru olarak belirlenmesinde büyük önem arz etmektedir.

4.3. Nümerik Olarak Şekillendirme Sınır Diyagramlarının Belirlenmesi

Malzemelerin şekillendirme sınır diyagramlarının belirlenmesinde kullanılan deneysel yöntemlerin deneysel altyapı gerektirmesi ve oldukça fazla zaman almasından dolayı bu diyagramların analitik modeller ile elde edilmesine çalışılmıştır. Bu anlamda gerçekleştirilen ilk çalışmalar Swift (1952) ve Hill (1952)'in çalışmalarıdır. Bu çalışmalarda malzemelerin deformasyon esnasındaki kararsızlık noktasının belirlenmesi büyük önem arz etmektedir. Swift iki eksenli olarak yüklemeye tabi tutulmuş eleman için maksimum kuvveti esas alan boyun verme teorisini geliştirmiştir. Bu model ile şekillendirme sınır diyagramlarının sağ tarafı yani pozitif birim deformasyon sınırları tahmin edilebilmektedir. Daha sonra ise Hill, malzeme üzerine yerleşmiş boyun verme ilkesini esas alarak şekillendirme sınır diyagramlarının sol tarafını tahmin edebilmektedir. Bu teoriye göre kalıcı boyun verme hiç uzama göstermeyen yönde oluşmaktadır. Bu iki teorinin birlikte kullanılması ile şekillendirme sınır diyagramlarının sağ ve sol tarafı tahmin edilebilmektedir. İlave olarak geliştirilen her iki model de anizotropik malzemeler için de kullanılabilir. Stören-Rice (1975) kalıcı boyun verme anını tahmin eden ve vertex teorisine dayanan bir model ortaya koymuşlardır. Bu model de kalıcı boyun verme akma yüzeyindeki vertex olayından dolayı vuku bulmaktadır. Burada akma teorisi yerine, J2 deformasyon teorisi kullanılmaktadır. Bu yöntem ile şekillendirme sınır diyagramları üzerindeki her bir deformasyon modu için kalıcı boyun vermenin başladığı noktalar tahmin edilebilmektedir. Bununla birlikte bu model özellikle şekillendirme sınır diyagramlarının sağ tarafı ile oldukça uyumludur. Ancak şekillendirme sınır diyagramının sol tarafı için limitler biraz aşağıda kalmaktadır. Zhu vd. (2001) kuvvet dengesinin yanı sıra moment dengesini de düşünerek Stören-Rice modeli geliştirmişlerdir. Sing and Rao (1997a-c; 2000) şekillendirme sınır diyagramını malzemenin şekillendirilmesi esnasında oluşan limit gerilme değerlerini kullanan bir model ortaya koymuşlardır. Bu modelin en önemli avantajı basit deneylerden elde edilmiş verilerin kullanılmasıdır. Bir şekillendirme sınır gerilme eğrisi genelde eliptik şeklinde olmasından ötürü, lineer regrasyon tekniği uygulayarak düz bir doğru şekline

dönüştürülmüştür. Bu doğrusal şekillendirme sınır diyagramından, pekleşme kuralı, normal akma kriteri ve anizotropik akma kriterlerinin çeşitli durumları kullanılarak şekillendirme sınır diyagramları elde edilebilmektedir. Elde edilen şekillendirme sınır diyagramları çelik ve bakır alaşımları için oldukça iyi uyum göstermiştir. Kafatnoğlu (1966) ise plastik deformasyon üzerine teorik ve deneysel bir çalışma yapmış, gerdirerek şekillendirme işlemlerinde malzemelerin kararsızlık ve kırılma noktalarını incelemiştir. Çalışmasında derin çekme ve hidrolik şişirme işlemlerinde kullanılmak üzere çok daha sade teorik metotlar önermiştir. Buna ilaveten, sac metal şekillendirme işlemlerinde sürtünme katsayısının belirlenmesi için iki muhtemel metot önerisinde bulunmuştur. Aynı zamanda derin çekme oranı limitinin tahmin edilmesine yönelik ampirik bir ifadenin belirlenmesi, ve malzemelerin Erichsen sayısına etki eden faktörlere yönelik deneysel çalışmalarda bulunmuştur. Banabic vd. (2005a) sac malzemelerin şekillendirme sınır diyagramlarının belirlenmesi için farklı modelleme yaklaşımları üzerine odaklanmışlardır. Çalışmalarında BBC2003 (Banabic vd., 2005b) ortotropik akma kriterini, Marciniak-Kuczynski model, Hora vd. (1996) tarafından yenilenmiş maksimum kuvvet kriteri (MMFC), Swift (1952) ve Hill'in (1952) boyun verme yaklaşımlarında kullanmışlardır. Deneysel çalışmalarında 1 mm kalınlığındaki AA5182-O alüminyum alaşımını kullanmış, ABAQUS sonlu elemanlar analiz programında şekillendirme simülasyonlarını gerçekleştirmişlerdir. Yaptıkları çalışmalarda sonuç olarak, Marciniak-Kuczynski (M-K) modelinin deneysel sonuçlar ile çok daha iyi sonuçlar verdiği gözlemlenmiştir. Arrieux (1996) ise derin çekme işlemlerinde boyun verme başlangıcını numerik olarak belirlemeye çalışmıştır. Çalışmada malzemeye ait şekillendirme sınır gerilme diyagramı (SSGD) M-K modeli kullanılarak belirlenmeye çalışılmıştır. Daha sonra doğrusal olmayan deformasyon yollarını gösteren teorik bir model oluşturmuş, ilave olarak elde edilen SSGD'yi sonlu elemanlar analiz programına uyarlayarak derin çekme esnasındaki boyun verme başlangıcını belirlemeye çalışmıştır. Toh ve Kobayashi (1985) ise çalışmasında membran teorisi yaklaşımına dayanarak kare kap derin çekme işleminde sınır deformasyonlarının belirlenmesi üzerinde çalışmışlar ve bir sonlu birim deformasyon formülasyonu oluşturmuşlardır. Çalışmalarında malzemelerin anizotropi özelliklerini de tahmin edebilen Hill'in akma kriterini kullanmışlardır. Daha sonrasında da teorik sonuçları deneysel sonuçlarla karşılaştırmışlar ve teorik sonuçlar ile deneysel sonuçların iyi uyumunu göstermişlerdir. Bu sonuçlara ilave olarak şekillendirme esnasında parçalar

arası sürtünmenin de önemini göstermişlerdir. Xu ve Weimann (1998) alüminyumdan yapılmış otomobil gövde panellerinin $\dot{\epsilon}$ SSD'sini belirlemeye çalışmışlardır. Hill-1993 akma kriterini kullanarak bir model geliştirmişlerdir. Geliştirdikleri modelde daha sonra Hill-1948 ve Hill-1993 akma kriterlerini kullanarak deneysel sonuçlarla model sonuçlarını karşılaştırmışlardır. Sonuç olarak Hill-93 akma kriteri ile malzemenin $\dot{\epsilon}$ SSD'si daha iyi bir yaklaşımla tahmin edilebildiğini belirlemişlerdir. Bu çalışmaya ilaveten $\dot{\epsilon}$ SSD'nin sol tarafı için kritik kalınlık birim deformasyon kriteri geliştirmişlerdir.

Aghaie-Khafri ve Mahmudi (2004) yapmış oldukları çalışmalarında John-Gillis'in 3 bölge deformasyon kriterini baz alarak $\dot{\epsilon}$ SSD'yi belirlemeye çalışmışlardır. Burada 1. bölge maksimum yüke kadar olan homojen şekil değiştirmeyi, 2. bölge sabit yük altındaki deformasyonu, 3. bölge ise yükteki ani düşüş ile bölgesel boyun vermeyi göstermektedir. Yapılan analizlerde $\dot{\epsilon}$ SSD'nin sağ ve sol tarafları boyun verme başlangıcı olan 2. bölge için geliştirilen diferansiyel denklemlerin çözülmesi ile belirlenmektedir. Yapılan çalışmada farklı pekleşme kurallarına göre elde edilmiş sonuçlar 2 farklı alüminyum alaşımından deneysel sonuçlarla karşılaştırılmıştır. Ayrıca geliştirilen modelde malzemenin anizotropi ve pekleşme katsayısının etkisi de incelenmiştir. Wang ve Lee (2006) ise yapmış oldukları çalışmada farklı akma kriterleri kullanılarak gerçekleştirilen numerik simülasyon sonuçlarını deneysel sonuçlarla karşılaştırmıştır. Ayrıca farklı akma kriterlerinin deformasyon yolunun belirlenmesindeki etkisini de incelemişlerdir. Akma kriterleri olarak Hill ailesi akma kriterleri (Hill48, Hill90 ve Hill93) kullanılmış ve sonuçlar SPCC (JIS G3141) ve Al6xxx malzemeleri için karşılaştırılmıştır. Sonuç olarak ise Hill90 ve Hill93 kriterleri kullanılarak elde edilmiş $\dot{\epsilon}$ SSD'leri Hill48'e göre daha doğru sonuçlar vermiştir. Hill48 ile elde edilmiş $\dot{\epsilon}$ SSD'ler deneysel sonuçlara göre daha aşağıda kalmıştır.

Yükleme yönünün anizotropi sac malzemelerin plastik kararsızlık deformasyon miktarına olan etkisi ise Chakrabarty ve Chen (2005) yapmış oldukları çalışmada incelemişlerdir. Çalışmalarında malzeme üzerine iki yönde farklı gerilme oranları uygulayarak malzemeye ait kararsızlık noktasını incelemişlerdir. Burada malzeme normal anizotropi gösterdiği ve uniform deformasyon oranına sahip olduğu kabulü

yapılmıştır. Kararsızlık anı için asal birim deformasyonlar ve efektif gerilme durumları için analitik bir ilişki elde edilmiştir.

Bleck ve Deng (1998) yapmış oldukları çalışmasında ise farklı çelik malzemeler için elde edilmiş deneysel $\dot{\epsilon}$ SD'leri, Swift ve Hill'i içeren iki farklı $\dot{\epsilon}$ SD modeli ve birde NADDRG tarafından deneye dayalı olarak geliştirilen formüllerin kullanılması ile tahmin edilen $\dot{\epsilon}$ SD'leri karşılaştırmışlardır. $\dot{\epsilon}$ SD'leri tahmin etmede kullanılan bu yaklaşımların arasındaki farklara ve pekleşmenin hesaplanan $\dot{\epsilon}$ SD'ler üzerindeki etkisini incelemişlerdir. Sonuç olarak malzemelerin $\dot{\epsilon}$ SD'leri kalınlık ile olumlu yönde değiştiğini ayrıca sonuçların diğer malzeme parametreleri olan akma ve çekme dayanımları, pekleşme kabiliyeti ve şekillendirme hız duyarlılığı ile de etkilendiğini göstermişlerdir. Kullanılan modeller ile elde edilen sonuçların deneysel verilere çok yaklaşmadığı belirtilmiştir.

DX 54D, DX 53D, ZStE220P ve ZStE340 gibi çelik malzemeler için kapsamlı bir $\dot{\epsilon}$ SD çalışması Slota ve Spisak (2005) tarafından gerçekleştirilmiştir. Çalışmada M-K model, Hill-Swift model ve Sing-Rao model olmak üzere üç ayrı $\dot{\epsilon}$ SD modeli ile NADDRG tarafından geliştirilen deneye dayalı model kullanılmıştır. Çalışma sonunda sonuç olarak her modelin her malzeme için kullanılamayacağını vurgulamışlardır. Sing-Rao model ile tahmin edilen $\dot{\epsilon}$ SD'lerin bazı çeliklerin deneysel $\dot{\epsilon}$ SD'leri ile uyumlu olmasına karşın Hill-Swift and M-K modellerin çok küçük FLDo noktası (Düzlem birim deformasyon noktası) verdiklerini gözlemlemişlerdir. Pepelnjak ve Kuzman (2007) ise yapmış oldukları çalışmada Marciniak test yönteminin sonlu elemanlar analiz programında simülasyonu ile $\dot{\epsilon}$ SD'nin bütün bölgelerini tahmin edebilen bir metot geliştirmişlerdir. Geliştirilen metodun doğruluğunun test edilebilmesi için iki ayrı derin çekme çeliği, 3000 serisi bir alüminyum alaşımı ve bir de Ti alaşımının deneysel sonuçları ile karşılaştırmıştır. Yapılan çalışmada ilk olarak kritik düğüm noktalarındaki kalınlıklar belirlenmekte, incelmenin zamanla olan değişimi belirlenmektedir. Daha sonra bu kritik noktalar için birinci ve ikinci türevleri alınmaktadır. Boyun verme noktasında kalınlık boyunca oluşan birim deformasyonda anlık bir değişim olduğu belirlenmektedir. Kritik düğüm noktasının ve kalıcı boyun verme anının belirlenmesi için sinyal işlem algoritması geliştirmişlerdir. Elde edilen sonuçlara göre, deneysel sonuçlar ile tahmin edilen sonuçlar arasında bir paralellik olduğunu belirlemişlerdir.

Ancak 3000 serisi alüminyum alaşımının sağ tarafı için elde edilen sonuçlar doğru olarak tahmin edilememiştir.

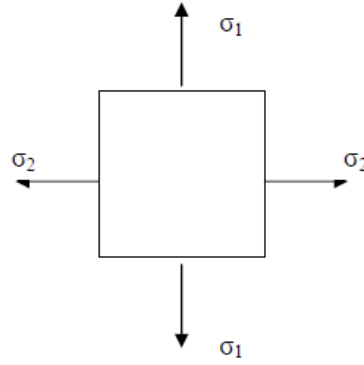
Huang vd. (2008) parça ve kırılma kalınlığının malzemenin ŞSD'si üzerindeki etkilerini incelemişlerdir. Basit çekme deneyindeki kırılma anında elde edilen kalınlık, kırılma kriteri olarak kabul edilmiş sonlu elemanlar analiz programına uyarlanmıştır. Kırılma modeli Prandtl-Reuss akma modeline ve Hill'in akma kriterine göre geliştirilmiş ve parçadaki kırılma anı tanımlanan kırılma miktarına eşit olduğu durumda meydana geleceği tanıtılmıştır.

Bununla birlikte sanayide şekillendirilen malzemelerin hepsi tek kalınlığa sahip malzemelerden oluşmamaktadır. İmalat sürecinde farklı kalınlıklardaki malzemelerin de şekillendirilmesi uygulamaları ile karşılaşmak mümkündür. Bu tip farklı kalınlıklardaki malzemelerin birbirleri ile kaynatılması işlemi "Tailor-welded" (TWB) yöntemi olarak isimlendirilmektedir. Bu tip malzemelerin de ŞSD'lerinin belirlenmesi büyük önem arz etmektedir ve literatürde de bu alanda gerçekleştirilmiş birçok çalışma yer almaktadır. TWB yöntemi ile kaynak yapılmış iki paslanmaz çeliğin ŞSD'leri Jie vd. (2007) tarafından belirlenmeye çalışılmıştır. İlk olarak farklı genişlikteki parçalar ve farklı yönlerde kaynatılmış malzemelerin sınır kubbe yüksekliğinin (LDH) belirlenmesine yönelik LsDyna sonlu elemanlar yazılım programlarında çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Daha sonrasında ise deneysel sonuçlar ile simülasyon sonuçları karşılaştırılmıştır.

4.3.1 Kararsızlık kriterleri

4.3.1.1 Swift model

Swift (1952) pozitif artış gösteren deformasyon hızları (ŞSD'lerin sağ bölgesi) için bir kararsızlık noktası tanımlamaya çalışmıştır. Plastik kararsızlık, boyun vermenin yer almaya başlaması ile şekillendiği kabulünü yapmışlardır. Bu noktanın başlangıcı ise belirli yüklemeler altında pekleşmeden kaynaklanan efektif gerilmedeki artış miktarının o andaki efektif gerilme miktarından az olmaya başladığı nokta olarak tanımlanmaktadır. Boyun vermenin başlangıcından sonra malzemenin kesit alanı önemli miktarda düşer bununla birlikte uygulanan kuvvette de hızlı bir düşüş olmaktadır.



Şekil 4.17. İki eksenli gerdirme durumu

Boyun vermenin başlangıç anı uygulanan kuvvetin maksimum noktaya ulaştığı anda başlar. Bu durumun matematiksel olarak ifade edilecek olursa Eşitlik (4.49) ‘deki gibi yazılabilir.

$$dF = 0 \quad (4.49)$$

Asal eksenlerdeki deformasyon değerleri arasındaki ilişkinin sabit tutulması kaydı ile Swift boyun verme başlangıcı durumu aşağıdaki şekilde yazılabilmektedir.

$$\frac{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} \right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)^2}{\frac{\partial f}{\partial \sigma_e} \left(\sigma_1 \frac{\partial f}{\partial \sigma_1} + \sigma_2 \frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)} = \frac{d\sigma_e}{\sigma_e d\varepsilon_e} \quad (4.50)$$

Eşitlik (4.50) aşağıdaki şekilde de ifade edilebilir.

$$\frac{d\sigma_e}{\sigma_e} = \frac{d\varepsilon_e}{Z_d} \quad (4.51)$$

Sonra Z_d için aşağıdaki ifade yazılabilir

$$\frac{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} \right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)^2}{\frac{\partial f}{\partial \sigma_e} \left(\sigma_1 \frac{\partial f}{\partial \sigma_1} + \sigma_2 \frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)} = \frac{1}{Z_d} \quad (4.52)$$

Ludwik-Hollomon pekleşme kuralı kabulü yapılması durumunda,

$$\sigma_e = K \varepsilon_e^n \quad (4.53)$$

Eşitlik (4.51) aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\frac{d\sigma_e}{\sigma_e} = \frac{Kn\varepsilon_e^{n-1}d\varepsilon_e}{K\varepsilon_e^n} = \frac{d\varepsilon_e}{Z_d} \quad (4.54)$$

Eşdeğer limit birim deformasyon için Eşitlik (4.55) elde edilmektedir.

$$\varepsilon_e^* = nZ_d \quad (4.55)$$

veya bir diğer ifade ile;

$$\varepsilon_e^* = \frac{\frac{\partial f}{\partial \sigma_e} \left(\sigma_1 \frac{\partial f}{\partial \sigma_1} + \sigma_2 \frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)}{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} \right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)^2} n \quad (4.56)$$

Asal eksenlerdeki birim deformasyonlar ise Levy-Mises eşitlik bağıntısı kullanılarak aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\frac{\varepsilon_1}{\left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} \right)} = \frac{\varepsilon_2}{\left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)} = \frac{\varepsilon_3}{\left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_3} \right)} \quad (4.57)$$

Bundan dolayı Considere (1885) kriteri kullanılması durumunda Ludwik- Hollomon kuralına uyan malzemelerde boyun verme, malzemedeki birim deformasyonun pekleşme değerine eşit olduğu durumda başlamaktadır. Swift her iki yönden gerdirilmeye çalışılan bir elemanı analiz etmiş ve her bir yön için Considere kriterini uygulamıştır. Sonuç olarak her iki yön için limit birim deformasyonları aşağıdaki şekilde belirlemiştir.

$$\varepsilon_1^* = \frac{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} \right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right) \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} \right)}{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} \right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)^2} n \quad (4.58)$$

$$\varepsilon_2^* = \frac{\sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)^2 + \sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} \right) \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)}{\sigma_1 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} \right)^2 + \sigma_2 \left(\frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right)^2} n \quad (4.59)$$

Burada f akma fonksiyonudur.

4.3.1.2 Hill model

Hill (1952) ince sac malzemelerde kalıcı boyun verme durumunu gerilme ve birim deformasyonun süreksiz olması durumunda incelemiş ve bu durum altında kriterini geliştirmiştir. Teorisinde düzlem gerilme durumunu esas almıştır. Bu kritere göre, kalıcı boyun verme sadece artan birim deformasyon oranının negatif olması durumunda oluşmaktadır. Bu kriter ise ŞSD'nin sol tarafını tahmin edebilmektedir. Malzemeye ve yükleme tipine bağlı olarak bu tip kararsızlık noktası maksimum yükten önce veya sonra meydana gelebilmektedir. Kalıcı boyun verme durumu esnasında kesit alanda meydana gelen azalma ihmal edilebilmektedir.

Tek eksenli çekme durumunda kalıcı boyun verme yükleme yönü boyunca meydana gelmektedir. Hill, boyun vermenin sıfır uzamanın meydana geldiği yön boyunca olduğu

kabulünü yapmış bundan dolayı da boyun verme bölgesindeki deformasyonun sadece incelleme şeklinde olduğunu belirtmişlerdir.

Hill'in genelleştirilmiş kalıcı boyun verme kriteri aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\frac{\left[\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} + \frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right]}{\frac{\partial f}{\partial \sigma_e}} = \frac{d\sigma_e}{\sigma_e d\varepsilon_e} \quad (4.60)$$

Limit birim deformasyonların belirlenmesi için yapılan işlemler Swift modelindeki gibi yapılmaktadır. Burada Z_d yerine Z_L yazılarak kalıcı boyun verme (localized necking) ifade edilebilmektedir.

Sonrasında eşdeğer sınır birim deformasyon ifadesi yazılacak olursa;

$$\varepsilon_e^* = \frac{\frac{\partial f}{\partial \sigma_e}}{\left[\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} + \frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right]} n \quad (4.61)$$

Son olarak ta farklı yönlerdeki sınır birim deformasyon ifadeleri aşağıdaki şekilde yazılabilmektedir.

$$\varepsilon_1^* = \frac{\frac{\partial f}{\partial \sigma_1}}{\left[\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} + \frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right]} n \quad (4.62)$$

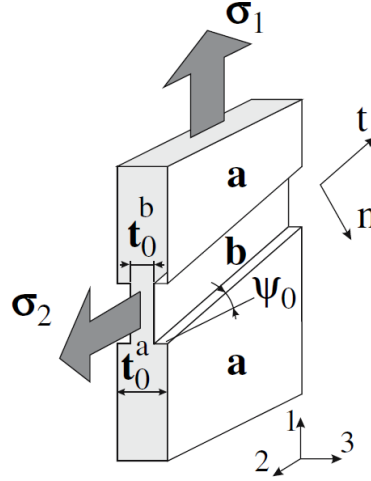
$$\varepsilon_2^* = \frac{\frac{\partial f}{\partial \sigma_2}}{\left[\frac{\partial f}{\partial \sigma_1} + \frac{\partial f}{\partial \sigma_2} \right]} n \quad (4.63)$$

Burada farklı iki yöndeki birim deformasyon miktarlarının toplanması durumunda ifadenin malzemenin pekleşme üsteli değerine eşit olduğu görülebilmektedir.

$$\varepsilon_1^* + \varepsilon_2^* = n \quad (4.64)$$

4.3.1.3 M-K ve H-N modelleri

Marciniak ve Kuczynski (1967) yapı veya geometrilerde bir homojensizlik tanımlayarak ŞSD'leri belirlemeye çalışmışlardır (Şekil 4.18 homojensizlik bölgesinin açısı $\psi=0$). Burada homojensizlik malzeme üzerinde bir oyuk misali oluşmuş ve maksimum asal gerilme yönüne dik olacak şekilde geometride ki kalınlık azalması olarak tanımlanmıştır. Sac malzeme burada uniform bölge (kalınlık bandının dışı, a bölgesi) ve uniform olmayan bölge (kalınlık bandı, b bölgesi) olmak üzere iki bölgeye ayrılmıştır. Uniform olmayan bölgedeki birim deformasyon ε_1^b , uniform kalınlığa sahip bölgede meydana gelen deformasyon ise ε_1^a olarak tanımlanmıştır. Şekillendirme işlemi esnasında $\varepsilon_1^a / \varepsilon_1^b$ oranı çok büyüdüğünde uniform bölgede oluşan birim deformasyon malzemenin limit birim deformasyonu olarak kabul edilmektedir. İlk M-K modelde malzemelerin iki eksenli gerdirmeye halleri için ŞSD elde edilirken daha sonraki yıllarda Hutchinson ve Neale (1978) tarafından ŞSD'nin negatif birim deformasyon bölgesi (ŞSD'nin sol bölgesi) de tahmin edilebilir hale getirilmiştir. Hutchinson ve Neale (1978) tarafından geliştirilen bu yeni modelin M-K modelden olan diğer bir farkı ise başlangıçta malzeme üzerinde var olan kalınlık farklılığının yükleme yönüne olan açısı farklı olarak tanımlanabilmektedir ($\psi \neq 0$). Şekil 4.18'de görüldüğü üzere $\psi=0$ olması durumu M-K model, $\psi \neq 0$ olması durumu ise H-N modeli göstermektedir.



Şekil 4.18. M-K ve H-N modellerinde kullanılan geometrik ilişkiler

Hutchinson ve Neal yapmış oldukları çalışmalarda ŞSD'nin sol tarafındaki her bir deformasyon oranı için minimum sınır birim deformasyonu veren bir homojensizlik açısı mevcuttur. Azrin ve Backofen (1970) tarafından birçok malzeme için düzlem içi gerdirme şeklinde birçok deneysel çalışma gerçekleştirilmiştir. Sonuç olarak ise kalınlıktaki homojensizlik oranı $t_0^a / t_0^b = 0.97$ veya daha az olması durumunda M-K analizi ile deneysel sonuçlar çok iyi uyum göstermektedirler. M-K model anlaşılması ve uygulaması oldukça kolay olmasına karşın, homojensizliğin farklı oranları için deneysel sonuçlar ile iyi uyum gösterememektedir. Benzer davranışlar Sowerby ve Duncan (1971) ve Marciniak vd. (1973) tarafından yapılan çalışmalarda da gösterilmiştir. Sowerby ve Duncan (1971) yapmış olduğu çalışmasında bu durumun yanı sıra malzemelerin anizotropik özelliğinin de sınır birim deformasyon miktarlarını önemli ölçüde etkilediği belirtilmiştir.

M-K model uygulaması

M-K modelde şekillendirme öncesinde malzeme üzerinde bir kalınlık homojensizliğinin bulunduğu ve bu homojensizliğin asal birim deformasyon yönüne dik doğrultuda olduğu kabul edilmektedir. Başlangıçtaki kalınlık homojensizliği f_0 olarak sembolize edilmektedir ve oluklu bölgenin kalınlığının normal bölgenin kalınlığına olan oranı $f_0 = (t_0^b / t_0^a)$ olarak tanımlanmaktadır. İki eksenli gerilme halinin homojen bölgeye uygulanması ile a ve b bölgelerinde deformasyon artışı oluşmaya başlayacaktır. Oluk

kısımdaki efektif birim deformasyon miktarının güvenli bölgedeki efektif birim deformasyon miktarının 10 katı olması durumunda, malzemede boyun verme oluşacak kabulü yapılmaktadır (Cao vd., 2000; Yao ve Cao, 2002; Butuc vd., 2002a,b). İterative olarak yapılan hesaplamalar esnasında oluk kısmındaki kuvvet denge eşitlikleri aşağıdaki şekilde sağlamak zorundadır;

$$\begin{aligned} F_{nt}^a &= F_{nt}^b \\ F_{nn}^a &= F_{nn}^b \end{aligned} \quad (4.65)$$

Burada F_{nn} ve F_{nt} oluk kısımdaki normal ve paralel kuvvetleri göstermektedir. Bu alanlardaki gerilme halleri tanımlanacak olursa Eşitlik (4.65) aşağıdaki şekilde yazılabilir;

$$\begin{aligned} \sigma_{nt}^a \exp(\varepsilon_3^a) t_0^a &= \sigma_{nt}^b \exp(\varepsilon_3^b) t_0^b \\ \sigma_{nn}^a \exp(\varepsilon_3^a) t_0^a &= \sigma_{nn}^b \exp(\varepsilon_3^b) t_0^b \end{aligned} \quad (4.66)$$

Burada σ_{nn} ve σ_{nt} , ‘‘n’’ ve ‘‘t’’ yönlerindeki gerilmeleri t_0^a ve t_0^b güvenli ve oluk bölgelerindeki kalınlıkları göstermektedir. Malzemenin bu bölgelerindeki kalınlık değişimi başlangıçtaki hata f_0 cinsinden aşağıdaki şekilde ifade edilebilir.

$$f = f_0 \exp(\varepsilon_3^b - \varepsilon_3^a) \quad (4.67)$$

Burada ε_3 sıkıştırılamamazlık prensibine göre hesaplanabilen kalınlık yönündeki birim deformasyon miktarını göstermektedir. Ve Sıkıştırılamamazlık prensibine göre yapılan hesaplama ise Eşitlik (4.68)’de verilmiştir.

$$\varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2) \quad (4.68)$$

Bundan dolayı oluşacak kuvvet denge durumu aşağıdaki şekilde ifade edilebilir.

$$\begin{aligned} f\sigma_{nt}^b &= \sigma_{nt}^a \\ f\sigma_{nn}^b &= \sigma_{nn}^a \end{aligned} \quad (4.69)$$

Burada t yönünde meydana gelen birim deformasyonların her iki bölge için aynı olduğu kabulü yapılmaktadır.

$$d\varepsilon_{tt}^b = d\varepsilon_{tt}^a \quad (4.70)$$

Akma kuralının kullanılması ile birim deformasyonlardaki artış bileşenleri efektif birim deformasyon ve artırımı ve gerilmesi cinsinden aşağıdaki şekilde ifade edilebilir.

$$d\varepsilon_{ij} = d\bar{\varepsilon}_{ij} \frac{\partial \bar{\sigma}_y}{\partial \sigma_{ij}} \quad (4.71)$$

Buna bağlı olarak oluk kısmında oluşan bilinmeyenler $\sigma_{nn}^b, \sigma_{tt}^b, \sigma_{nt}^b$ ve $d\bar{\varepsilon}^b$ olarak karşımıza çıkmaktadır. Fakat birçok durumda nt yönündeki gerilme bileşeni oluk açısının 0 olması durumunda ihmal edilebilmektedir. Limit birim deformasyon miktarının hesaplanmasında oluk bölgesindeki bilinmeyen parametrelerin belirlenmesi için bir seri denklem sisteminin Newton-Raphson gibi iteratif yöntem ile belirlenmesi gerekmektedir. Bu hesaplamanın yapılması esnasında parçadaki güvenli bölge sabit bir gerilme oranı α ile yüklenmesi gerekmektedir. Ve bu yükleme durumunda α hep sabit olarak kalması gerekmektedir. Başlangıçta küçük bir efektif birim deformasyon $d\bar{\varepsilon}_a$ artışı (örneğine 10^{-4} mm/mm) verilir. Verilen artışın pekleşme denklemine yerleştirilerek efektif gerilme hesaplanabilmektedir. Pekleşme kuralından elde edilen gerilme değeri ile akma fonksiyonundan elde edilen gerilme değeri eşit olması gerektiğinden σ_x^a, σ_y^a değerleri hesaplanabilmektedir. Efektif gerilme ve birim deformasyon arasındaki ilişki aşağıdaki Swift akma eğrisi denklemi ile ifade edilebilir.

$$\bar{\sigma}_Y = K(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon})^n \left(\dot{\bar{\varepsilon}}\right)^m \quad (4.72)$$

Burada K mukavemet katsayısı, ε_0 ön birim deformasyon, n pekleşme üsteli ve m ise deformasyon oranı hassasiyetidir. Başlangıçta kabul edilen efektif birim deformasyon değerine göre gerilme ve birim deformasyon bileşenleri hesaplanabilmektedir. Dönme matrisi T kullanılarak birim deformasyon ve gerilme tensörleri oluk bölgesindeki koordinat eksenine dönüştürülebilmektedir.

$$\sigma^{ntz} = T \sigma^{xyz} T^T = \begin{pmatrix} \sigma_{nn} & \sigma_{nt} \\ \sigma_{nt} & \sigma_{tt} \end{pmatrix} \quad (4.73)$$

Burada T ;

$$T = \begin{pmatrix} \cos(\theta) & \sin(\theta) \\ -\sin(\theta) & \cos(\theta) \end{pmatrix} \quad (4.74)$$

Oluk bölgesindeki bilinmeyenler ise değişken matrisi x olarak tanımlanabilmektedir.

$$x = \left(\sigma_{nn}^b \quad \sigma_{tt}^b \quad \sigma_{nt}^b \quad d\bar{\varepsilon}_b \right) \quad (4.75)$$

Uyumluluk ve kuvvet denge kurallarının kullanılması durumunda 3 ayrı fonksiyon elde edilebilmektedir. Ayrıca enerji ilişkisinin de kullanılması ile Eşitlik (4.76) elde edilmektedir.

$$d\varepsilon_{nn}^b \sigma_{nn}^b + d\varepsilon_{tt}^b \sigma_{tt}^b + d\varepsilon_{nt}^b \sigma_{nt}^b = d\bar{\varepsilon}_b \bar{\sigma}_Y \quad (4.76)$$

Fonksiyon vektörü aşağıdaki şekilde tanımlanabilmektedir:

$$F = \left(F_1 \quad F_2 \quad F_3 \quad F_4 \right) \quad (4.77)$$

Burada;

$$\begin{aligned}
F_1 &= \frac{d\varepsilon_{nn}^b \sigma_{nn}^b + d\varepsilon_{tt}^b \sigma_{tt}^b + d\varepsilon_{nt}^b \sigma_{nt}^b}{d\bar{\varepsilon}_b \bar{\sigma}_Y} - 1 = 0 \\
F_2 &= \frac{d\varepsilon_{tt}^b}{d\varepsilon_{tt}^a} - 1 = 0 \\
F_3 &= f \frac{\sigma_{nn}^b}{\sigma_{nn}^a} - 1 = 0 \\
F_4 &= f \frac{\sigma_{nt}^b}{\sigma_{nt}^a} - 1 = 0
\end{aligned} \tag{4.78}$$

Daha öncede belirtildiği üzere malzeme üzerinde kalıcı boyun verme oluk kısmındaki eşdeğer birim deformasyon artışı miktarının güvenli bölgedekinin 10 katı olması durumunda oluşmaktadır. Buradaki denklem sistemi oluk açısının 0 kabul edilmesi ile 3'e düşürülebilmektedir ve burada nt bileşeni de 0 olmaktadır.

Denklem sisteminin çözümü

Lineer olmayan denklem sistemlerinin çözümünde kullanılan birçok yöntem mevcuttur. Bu yöntemlerin başında Bisection, false position, Secant, Bus ve Dekker, ve Newton-Raphson metotları gelmektedir. Yapılan bu çalışma kapsamında ise Newton-Raphson yöntemi MATLAB' da kodlanarak gerekli hesaplamalar gerçekleştirilmiştir.

Newton-Raphson yöntemi kısaca ifade edilecek olursa N bilinmeyenli N adet denklem sistemi için aşağıdaki şekilde ifade edilebilir;

$$F_i(x_1, x_2, \dots, x_N) = 0 \quad i=1,2,\dots,N \tag{4.79}$$

F fonksiyonun Taylor serisine açılması durumunda F_i aşağıdaki şekilde genişletilebilir.

$$F(x+\delta x) = F(x) + J \cdot \delta x + O(\delta x^2) \tag{4.80}$$

Burada J, fonksiyonların bilinmeyenler cinsinden kısmi türevleri ifade etmekte olup Jacobian matrisi olarakta tanımlanmaktadır.

$$J_{ij} = \frac{\partial F_i}{\partial x_j} \quad (4.81)$$

δx^2 teriminin ihmal edilmesi durumunda Eşitlik (4.80) aşağıdaki şekilde ifade edilebilir.

$$F + J \cdot \delta x = 0 \quad (4.82)$$

veya

$$\delta x = -J^{-1} \cdot F \quad (4.83)$$

Sonra δx değişkeni çözüm vektörüne eklenir

$$x_{new} = x_{old} + \delta x \quad (4.84)$$

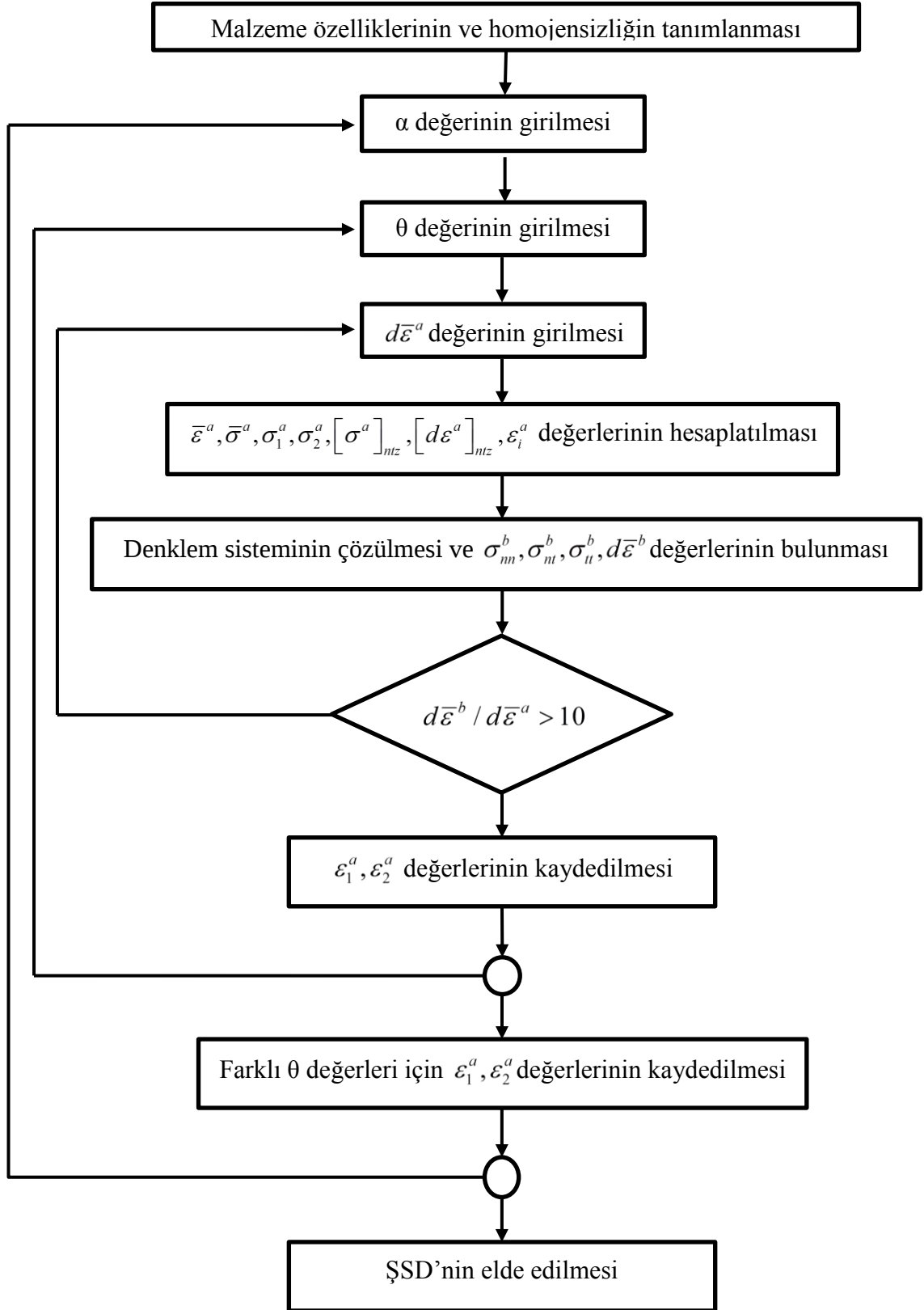
Newton metodunun yakınsama oranı bilinmeyen terimleri için belirlenmiş başlangıç değerlerine önemli ölçüde bağlı bulunmaktadır. Eğer seçilen başlangıç değerleri denklem köklerine yeteri kadar yakın seçilmezse, lineer olmayan denklem sisteminin çözümü mümkün olmayabilmektedir. Bu problemin aşılabilmesi amacı ile küresel yakınsama algoritması olan geri izleme (backtracking) algoritmasının sisteme bütünleşmiş hale getirilmesi gerekmektedir. Bu algoritma Eşitlik (4.84) kullanılarak aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$x_{new} = x_{old} + \lambda \delta x \quad 0 < \lambda \leq 1 \quad (4.85)$$

Burada λ adım büyüklüğü δx ise Newton adımının yönünü göstermektedir. Geri izleme algoritmasının kullanılmasındaki temel gaye kabul edilebilir λ değerini bulmaktır. Bu amaç için öncelikle bir g fonksiyonunu tanımlanması gerekmektedir.

$$g = F \cdot F \quad (4.86)$$

Kabul edilebilir bir λ değerinin bulunması için Newton'un her bir iterasyon değeri için g değerinin azalması gerekmektedir. Fonksiyonların her bir adımdaki çözüm değeri için denklem sisteminin gerçekte çözümü olmayan yerel minimumları bulmak mümkündür. Bu durumda ortadan kaldırılması ve daha hızlı yakınsamanın sağlanması adına "Armijo" (1966) koşulu olarak bilinen algoritmanın da denklem sisteminin çözümüne entegre edilmesi gerekmektedir. Bu işlem farklı gerilme oranları α ve oluk açıları için ayrı ayrı gerçekleştirilmektedir. Malzemelerin geliştirilmiş M-K modele göre ŞSD'larını tahmin edilebilmek için geliştirilen hesaplama yönteminin akış şeması aşağıda gösterilmiştir.



Şekil 4.19. Akış şeması (Ghanzanfari ve Assempour, 2012)

Bu bölümde uygulama olarak Hosford (1985) akma kriteri baz alınarak malzemede şekillendirme esnasında farklı yönlerde meydana gelen birim deformasyonların hesaplanması gösterilmiştir. Hosford akma kriteri için düzlem gerilme kabulü yapılması durumunda aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$f = \frac{1}{[R_{90}(1+R_0)]} \left(R_{90} |\sigma_1|^a + R_0 |\sigma_2|^a + R_0 R_{90} |\sigma_1 - \sigma_2|^a \right) = \sigma_e^a \quad (4.87)$$

Burada eşdeğer gerilme σ_e ifadesi düzenlenecek olursa aşağıdaki şekilde yazılabilmektedir.

$$\sigma_e = \frac{1}{[R_{90}(1+R_0)]^{1/a}} \left(R_{90} |\sigma_1|^a + R_0 |\sigma_2|^a + R_0 R_{90} |\sigma_1 - \sigma_2|^a \right)^{1/a} \quad (4.88)$$

$$\varphi = \frac{\sigma_1}{\sigma_e} = \left[\frac{R_{90}(1+R_0)}{R_{90} + R_0(\alpha)^a + R_0 R_{90}(1-\alpha)^a} \right]^{1/a} \quad (4.89)$$

Asal gerilme ve birim deformasyon oranları ise aşağıdaki şekilde ifade edilmektedirler.

$$\alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \quad \rho = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_1} \quad (4.90)$$

Yardımcı akma kriteri ise;

$$d\varepsilon_{ij} = d\lambda \frac{\partial \sigma_e}{\partial \sigma_{ij}} \quad (4.91)$$

Dolayısı ile her bir yönde meydana gelen birim deformasyonlar arasındaki ilişki ise gerilmeler cinsinden aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\frac{d\varepsilon_1}{R_{90}(\sigma_1)^{a-1} + R_{90}R_0(\sigma_1 - \sigma_2)^{a-1}} = \frac{d\varepsilon_2}{R_0(\sigma_2)^{a-1} - R_{90}R_0(\sigma_1 - \sigma_2)^{a-1}} = \frac{-d\varepsilon_3}{R_{90}(\sigma_1)^{a-1} + R_0(\sigma_2)^{a-1}} = \frac{d\varepsilon_e}{R_{90}(R_0 + 1)\sigma_e^{a-1}} \quad (4.92)$$

buradan da 1 ve 2 yönündeki asal birim deformasyon miktarları

$$d\varepsilon_1 = \frac{d\varepsilon_e \varphi^{a-1}}{R_{90}(R_0+1)} \left[R_{90} + R_0 R_{90} (1-\alpha)^{a-1} \right] \quad (4.93)$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{d\varepsilon_e \varphi^{a-1}}{R_{90}(R_0+1)} \left[R_0 (\alpha)^{a-1} + R_0 R_{90} (1-\alpha)^{a-1} \right] \quad (4.94)$$

Birim deformasyonlar arasındaki oran ise aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\rho = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_1} = \frac{R_0 (\alpha)^{a-1} - R_0 R_{90} (1-\alpha)^{a-1}}{R_{90} + R_0 R_{90} (1-\alpha)^{a-1}} \quad (4.95)$$

Malzemelerin plastik deformasyonu süresince hacim korunmaktadır. Bu prensibe göre kalınlık yönündeki birim deformasyonun belirlenebilmesi için,

$$d\varepsilon_1 + d\varepsilon_2 + d\varepsilon_3 = 0 \quad (4.96)$$

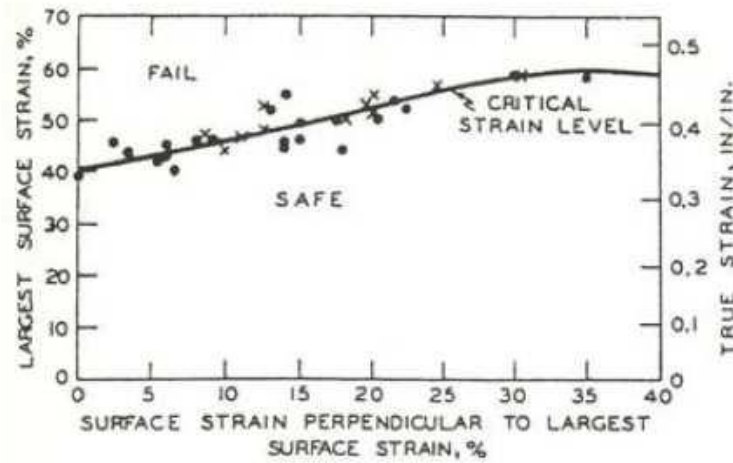
ifadesi kullanılmaktadır. Eşitlikler (4.93) ve (4.94), Eşitlik (4.96)'de yerine yazılıp düzenlenecek olursa Eşitlik (4.97) elde edilecektir.

$$d\varepsilon_3 = \frac{d\varepsilon_e \varphi^{a-1}}{R_{90}(R_0+1)} \left[R_{90} + R_0 (\alpha)^{a-1} \right] \quad (4.97)$$

4.3.1.4 Keeler and Goodwin model

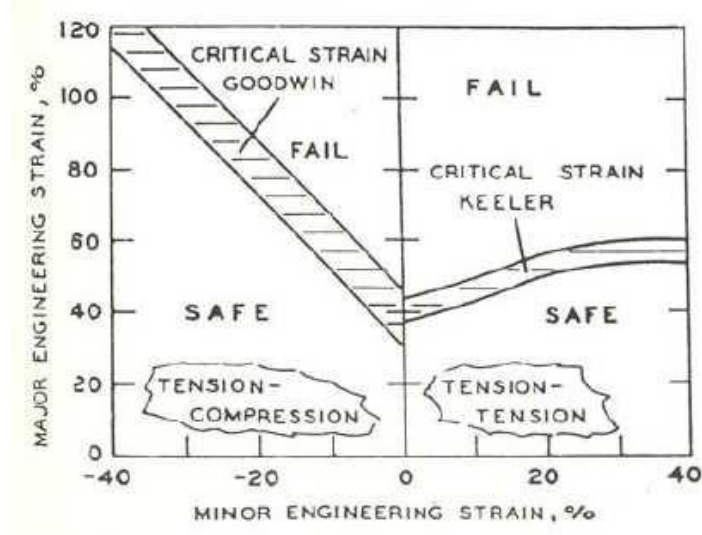
Asal birim deformasyonların ε_1 ve ε_2 maksimum değerleri şekillendirilme işlemine tabi tutulmuş ve kırılmış malzemelerin kırılma bölgelerinin ölçülmesi ile belirlenebilmektedir. Bu alandaki çalışmalar Gensamer (1946) tarafından yapılan çalışmalar esas alınarak Keeler (1975) tarafından oluşturulmuştur ve bu çalışmalarda deformasyonların tanımlanmasında global indisler yerine bölgesel deformasyonların kullanılması gerektiği vurgulanmıştır. Malzeme üzerine şekillendirme öncesi çeşitli yöntemlerle yerleştirilmiş daire şeklindeki gridler deformasyon neticesinde elips şeklini

almaktadır. Keeler daha sonra yapmış olduğu iki eksenli şekillendirme ($\varepsilon_1 > 0$; $\varepsilon_2 > 0$) çalışmasında belirlediği maksimum asal birim deformasyon değerlerini minimum asal birim deformasyon değerlerine karşılık gelecek şekilde çizdirmiştir. Burada malzemenin kırılma bölgesinde yer alan gridler kullanılmıştır. Bu çalışması ile tolere edilebilir aralıkta bir şekillendirme sınır eğrisi elde etmiştir (Şekil 4.20).



Şekil 4.20. Keeler tarafından tanımlanan ŞSD (Keeler, 1965)

Daha sonra ise Goodwin (1968) ŞSD'nın sol tarafını ($\varepsilon_1 > 0$; $\varepsilon_2 < 0$) değişik mekanik testler uygulayarak belirlemeye çalışmıştır. Bu durumda enlemesine basma işlemlerinde haddeleme veya tel çekme işlemlerindeki gibi yüksek oranda tek eksenli çekme birim deformasyonu elde edilebilmektedir. Keeler ve Goodwin'in diyagramları birlikte oluşturulduğunda kırılma anındaki birim deformasyonlar ε_1 ve ε_2 bütün ŞSD için elde edilmektedir. Elde edilen bu diyagram şu anda kullanılan ŞSD'lerin temelini oluşturmaktadır.



Şekil 4.21. Keeler ve Goodwin'in tanımladığı ŞSD (Goodwin, 1968)

Sonraları ise Keeler ve Brazier (1975) elde ettikleri deneysel veriler ışığı altında düzlem birim deformasyon noktası için aşağıdaki ifadeyi elde etmişlerdir.

$$\varepsilon_{10} (\%) = (23.3 + 14.13 t) \frac{n}{0.21} \quad (4.98)$$

Burada t mm cinsinden malzeme kalınlığıdır. ε_{10} ise mühendislik birim deformasyonu ve n ise malzemenin pekleşme üstelini ifade etmektedir.

Modele göre ŞSD, ε_{10} (Düzlem birim deformasyon $\varepsilon_2 = 0$) noktasından geçen iki doğru ile ifade edilebilmektedir. Bu doğruların eğimi ŞSD'nın sol tarafı için 45° , sağ tarafı için ise yaklaşık 20° olarak belirlenmiştir.

4.3.1.5 NADDRG model

ŞSD'nin deneysel ve nümerik olarak daha basit bir şekilde belirlenmesi ve şekillendirme işlemlerinde kolayca kullanılabilmesi için Kuzey Amerika Derin Şekillendirme Grubu (NADDRG) Keeler ve Goodwin modeline benzer olarak deneye dayalı bir bağıntı önermişlerdir. Bu eşitlik te yine malzemenin düzlem birim deformasyon esnasındaki limit birim deformasyonu mühendislik cinsinden ifade etmektedir.

$$\varepsilon_{10}(\%) = (23.3 + 360 t) \frac{n}{0.21} \quad (4.99)$$

burada $t \leq 0.125$ inc sac metal kalınlığını göstermektedir. Bu modele göre de düzlem birim deformasyon noktasından geçen iki çizgi çizilmektedir. Bu doğruların eğimi ŞSD'nin sol tarafı için 45° , sağ tarafı için ise yaklaşık 20° olarak belirlenmiştir.

4.3.1.6 Tez kapsamında önerilen model

Malzemelerin ŞSD'ları için önerilen modellerin kullanılabilirliği ve uygunluğu büyük önem arz etmektedir. Özellikle bir ŞSD'nin deneysel yöntemlerle belirlenmeye çalışılması uzun uğraşlar gerektirdiğinden dolayı daha basit deneylerden elde edilecek verilerin kullanılması ile yapılan tahminlerin önemi oldukça büyüktür. Bu durum için evvelki yıllarda geliştirilen deneye dayalı birçok model yer almaktadır, bunlara ilave olarak ta karışık plastik şekil değiştirme denklemlerinin kullanılması ile malzemelerin kararsızlık noktaları belirlenir. Yapılan bu tez çalışmasında TRIP800 çeliğinin ŞSD'si basit çekme deneyinden elde edilen veriler kullanılması ile belirlenmiştir.

Geliştirilen ampirik ifadelerin birçoğu düzlem birim deformasyon noktasının belirlenmesine yönelik yapılan çalışmaları kapsamaktadır. Diğer bilgiler ise tanıtılmış modellerde olduğu gibi ŞSD'nin sol tarafı için 45° , sağ tarafı için ise yaklaşık 20° olan eğrilerin çizilmesi ile belirlenmektedir.

İlk olarak düzlem birim deformasyon noktası FLD_0 tanımlanacak olursa;

$$FLD_0 = \left(\varepsilon_{müh}(\%) + t^{\frac{1}{2n}} \right) \quad (4.100)$$

Denklemdaki $\varepsilon_{müh}$ çekme deneyi ile elde edilmiş mühendislik birim deformasyon miktarı, t malzeme kalınlığı ve n ise çekme deneyinden elde edilen malzemenin pekleşme üstelidir. Genel anlamda malzemenin kalınlığı arttıkça uzama miktarında da artış gözlemlenmektedir.

Mevcut çalışmada, ŞSD'nin sağ ve sol tarafları ise iki ayrı eşitlik kullanılarak belirlenmektedir. Bunlar aşağıda verilmiştir.

ŞSD'nin sağ bölgesi

$$\varepsilon_1 = -R\varepsilon_2 + FLD_0 \quad (4.101)$$

ŞSD'nin sol bölgesi

$$\varepsilon_1 = r_b \varepsilon_2^{(r_b/2)} + FLD_0 \quad (4.102)$$

Yukardaki eşitliklerde R düzlem anizotropi göstermekte olup r_b ise iki eksenli anizotropi değerini göstermektedir.

Burada R değeri malzemelerin farklı yönleri için belirlenmiş anizotropi değerlerinin kullanılması ile belirlenmektedir.

$$R = \left(\frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \right) \quad (4.103)$$

İki eksenli anizotropi değeri ise şekillendirme esnasında her iki yöndeki pozitif birim deformasyonların oranlanması ile belirlenebilmektedir.

$$r_b = \frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11}} \quad (4.104)$$

Bu değer çeşitli deneysel metotlarla (disk basma, delik genişletme vs.) belirlenebilirken şekillendirme esnasında malzeme üzerinde oluşan gerilme durumlarının kullanılması ile de hesaplanabilmektedir. Numerik olarak hesaplama yönteminde Prandtl-Reuss ilişkisi kullanılmaktadır. Bu ilişkiye göre bir malzemede oluşan birim deformasyon miktarı yöne bağlı olarak efektif birim deformasyon ve seçilmiş yön için efektif gerilme fonksiyonunun kısmi türevlerinin kullanılması ile belirlenebilmektedir.

$$d\varepsilon_{11} = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma_{11}} = d\bar{\varepsilon} \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma_{11}} \quad (4.105)$$

$$d\varepsilon_{22} = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma_{22}} = d\bar{\varepsilon} \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma_{22}} \quad (4.106)$$

Eşitlik (4.105) ve (4.106) oranlanması durumunda iki eksenli anizotropi değeri hesaplanabilmektedir ve Eşitlik 4.107'dak gibi ifade edilmektedir.

$$r_b = \frac{\frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma_{22}}}{\frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma_{11}}} \quad (4.107)$$

Akma Teorisinin ŞSD üzerine etkisi

Malzemelerin gerilme-birim deformasyon eğrilerini tanımlayan akma modellerini kullanan birtakım kararsızlık kriterleri, ŞSD'ları üzerinde önemli etkilere sahiptir. Bu modeller daha önce de belirtildiği üzere kuasi-statik ve dinamik olmak üzere iki gruba ayrılmıştır. Kuasi statik modellerde gerilme değeri sadece birim deformasyon cinsinden ifade edilirken, dinamik modellerde ise sıcaklık, deformasyon hızı vs gibi parametrelere de bağlı olarak ifade edilebilmektedir.

Literatürde oldukça yaygın olarak kullanılan kuasi-statik akış modeli Power (Hollomon, 1945) kuralıdır ki aşağıdaki şekilde ifade edilebilir.

$$\sigma = K\varepsilon^n \quad (4.108)$$

Eşitlikteki K değeri malzemenin mukavemet katsayısı iken, n değeri ise pekleşme üstelidir. Bu parametreler deneysel yöntemlerle elde edilmiş gerilme-birim deformasyon eğrilerine uydurularak hesaplatılmaktadırlar. Bu modelin yanı sıra literatürde oldukça sık olarak kullanılan bir diğer model ise Voce (1948) pekleşme modelidir ve Eşitlik (4.109)'de verilmektedir.

$$\sigma = A - B \exp(-C\varepsilon) \quad (4.109)$$

Tez kapsamında sadece Power kuralı uygulayarak TRIP800 çeliğinin ŞSD'si belirlenmiştir.

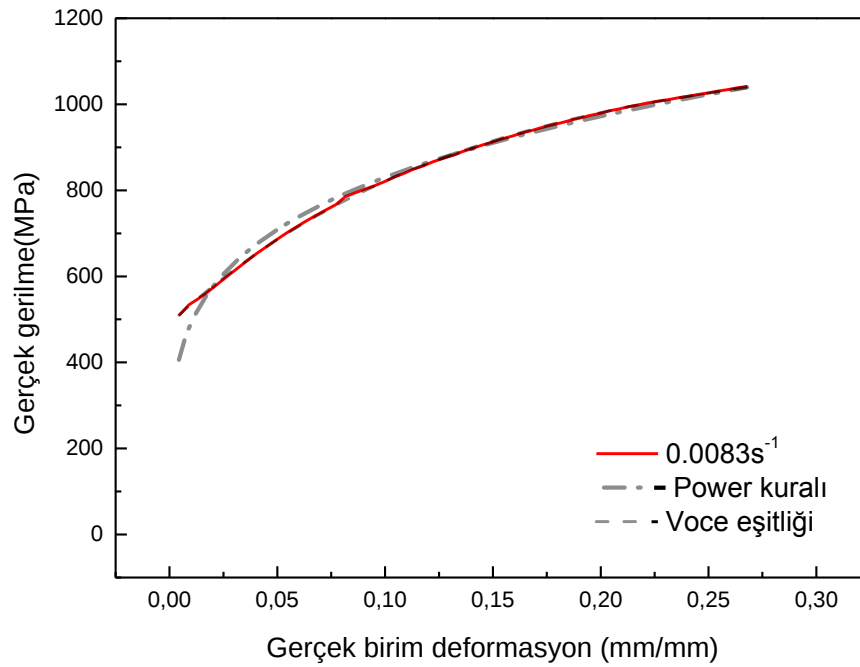
Akma Kriterlerinin ŞSD Üzerine Etkisi

Genellikle malzemelerin plastik davranışı akma kuralı ile belirlenebilmektedir ancak bu durum genel gerilme halleri altında yeterli olmamaktadır. Bundan dolayı malzemenin akmaya başladığı anda gerilme bileşenleri arasındaki ilişkiyi verebilen akma kriterlerine ihtiyaç duyulmaktadır. Tek eksenli gerdirme tipli deformasyonlarda plastik deformasyonun başlangıcı elde edilen gerilme-birim deformasyon grafiği aracılığı ile elde edilebilmektedir. Ancak çok eksenli gerilme hallerinde elastik birim deformasyondan plastik noktaya geçiş anının tanımlanması oldukça zordur. Daha öncede belirtildiği üzere haddeleme operasyonu ile üretilen sac malzemeler anizotropik davranış göstermektedirler. Bu anlamda yapılan çalışmalarda anizotropik akma kriterleri kullanılmaktadır. Bu çalışma kapsamında TRIP800 çeliği için kullanılan Hill48, Barlat89 ve YLD2000-2d akma kriterleri TRIP800 çeliğinin ŞSD'sinin belirlenmesinde de kullanılmıştır. Ayrıca kriterlerde yer alan anizotropik katsayıların belirlenmesine yönelik yapılan farklı yaklaşım çalışmaları da burada uygulanmış ve sonuçlar karşılaştırılmıştır.

Karasızlık kriteri olarak ta literatürde en yaygın olarak kullanılan geliştirilmiş M-K model ile Swift-Hill model çalışmalarımıza konu olmuş performansları karşılaştırılmıştır. Bu iki modelin yanı sıra doktora tezi kapsamında geliştirilmiş yarı deneye dayalı model de kullanılmış ve sonuçlar diğer modellerle karşılaştırılmıştır. Bütün hesaplamalar ve modellemeler MATLAB'a ait sembolik hesaplama yöntemleri uygulayarak belirlenmeye çalışılmıştır.

İlk etapta malzemelerin ŞSD'lerinin tahmin edilmesinde, gerilme artışının deformasyon ile artışını gösteren akma kurallarının deneysel sonuçlarla olan ilişkisi verilecektir. Daha önce tanımlanan modellerden Power ve Voce modellerin deneysel çekme eğrisi ile olan ilişkisi aşağıda gösterilmiştir. Modellerde yer alan sabitler daha önce de belirtildiği

üzere deneysel verile uydurularak hesaplatılmaktadır. Bu parametreler sadece plastik birim deformasyonunu mevcut olduğu bölüm için hesaplatılmaktadır. Şekil 4.22’de 0.0083 s^{-1} (25 mm/min) deformasyon hızında elde edilmiş deneysel gerilme birim deformasyon grafiği ile model sonuçları yer almaktadır. Sonuçlar incelendiğinde deneysel verilerle en büyük uyumu Voce modeli göstermektedir. Power kuralı özellikle plastik deformasyonun başlangıcı anında oldukça düşük gerilme değerleri tahmin etmektedir. Ancak bu kuralda deformasyonun ilerleyen aşamasında deneysel veri ile iyi bir uyum göstermektedir. Bu anlamda yapılan çalışmanın ilk aşamasında sadece Power kuralı ile elde edilmiş sonuçlar paylaşılacaktır. Çizelge 4.9’de hesaplatılan sabitlerin değerleri gösterilmektedir.



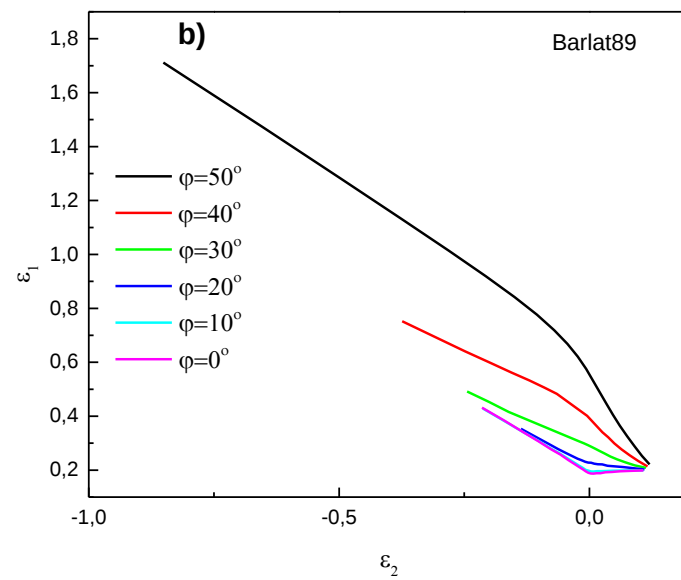
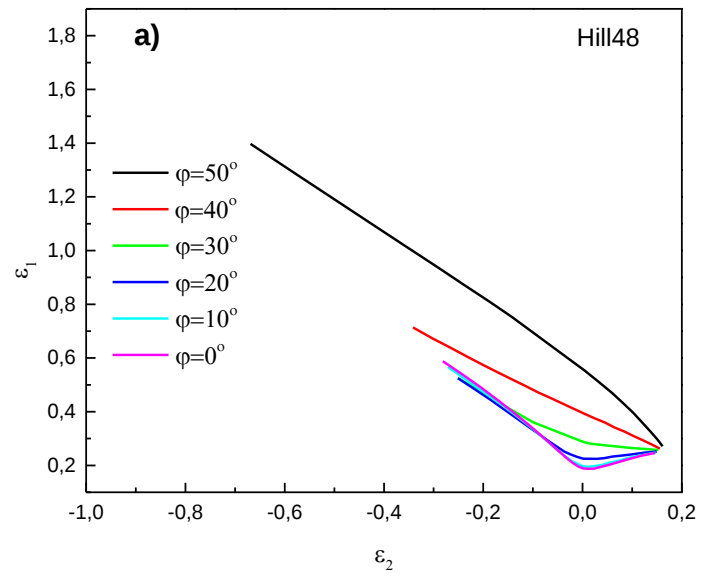
Şekil 4.22. Akma eğrisi ve model sonuçlarının karşılaştırılması

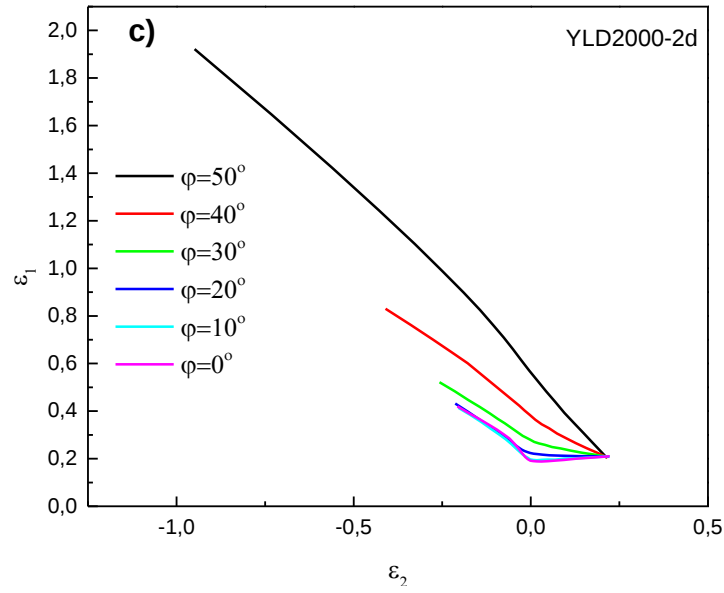
Çizelge 4.9. TRIP800 çeliği için hesaplatılan sabitler

Power Law	K	n	
	1043	0.22	
Voce	A	B	C
	1157.84	630.42	6.30

Çalışılan akma yüzey fonksiyonları içerisinde malzemenin akma gerilmesinin ve anizotropi değerlerinin haddelme yönü açısına bağlı olarak değişimi açısından en iyi tahmin YLD2000-2d akma yüzey fonksiyonu ile elde edilmiştir. Bununla birlikte ŞSD'ı çalışmasında da benzer sonuçlar elde edilmiş sonuçlar aşağıda gösterilmiştir.

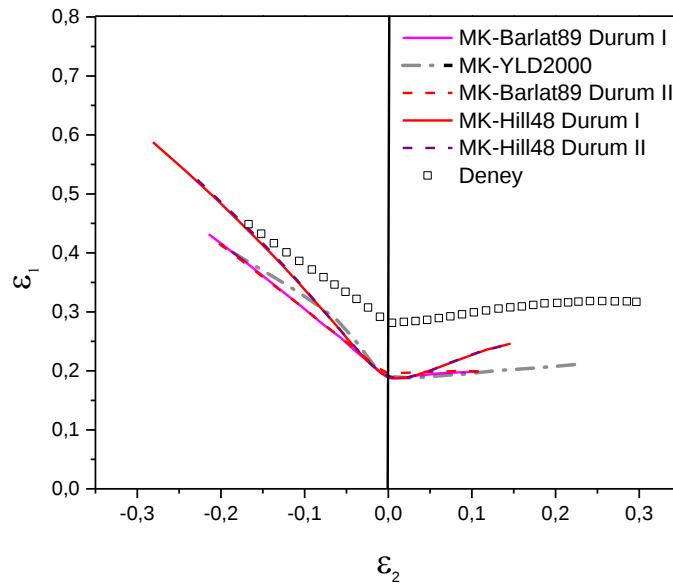
Yapılan ilk çalışmada M-K modeli içerisine akma yüzey fonksiyonları uyarlanmış ve analizler gerçekleştirilmiştir. Yapılan uyarlama önceki bölümlerde anlatılmıştır. Bununla birlikte ŞSD'ı hesaplamaları M-K model da farklı oluk açıları (φ) için, her bir gerilme oranı α için ayrı ayrı hesaplatılmış limit birim deformasyonlardan en küçük olanı şekillendirme sınırı olarak tayin edilmiştir. Böylelikle elde edilen ŞSD güvenilirliği artırılmış olmaktadır. Oluk açısı φ değeri için 0° 'den 50° 'ye kadar 10° 'ar derecelik artırımlarla hesaplamalar her bir akma yüzey fonksiyonu için ayrı ayrı gerçekleştirilmiş sonuçlar Şekil 4.23(a-c)'de ayrı ayrı verilmiştir. Grafikler incelendiğinde farklı oluk açıları için en düşük limit birim deformasyon değerleri $\varphi = 0$ için elde edilmiştir. Üstelik bu değerler her bir gerilme oranı içinde geçerli olmaktadır. Bu anlamda malzememizin şekillendirme sınır diyagramı $\varphi = 0^\circ$ için elde edilen değerler olarak kullanılabilir. M-K model için yapılan hesaplamalarda güvenli ve oluklu bölgelerdeki kalınlık oranı olarak 0,995 olarak seçilmiştir. Bu kabule göre elde edilen sonuçlar deneysel verilerle karşılaştırıldığında oldukça düşük kalmaktadır. Literatürde yapılan bazı çalışmalarda malzemelerdeki bu oranın düzlem birim deformasyon halindeki şekillendirme limitine karşılık gelecek şekilde belirlenmesi öngörülmüştür. Böylelikle tahmin edilen limit birim deformasyonların deneysel verilerle olan uyumu artırılabilir.





Şekil 4.23. Farklı oluk açılarını için elde edilmiş limit birim deformasyon grafikleri

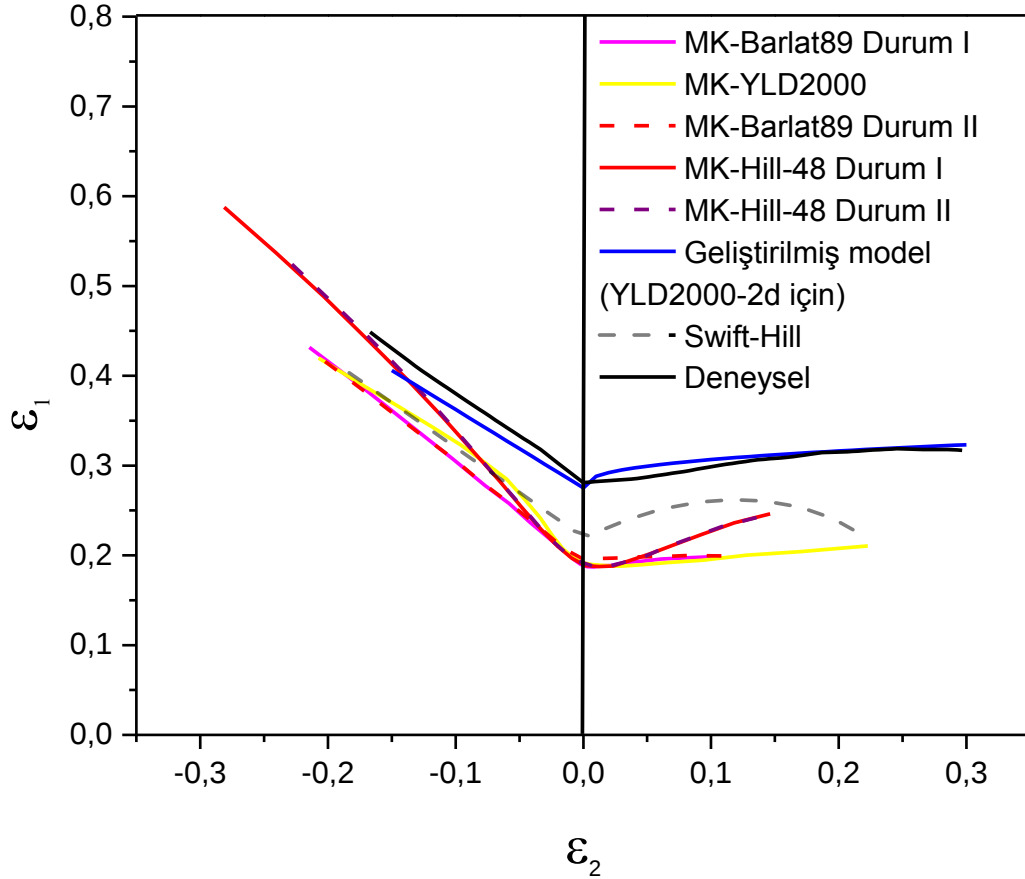
Bu çalışmada anizotropi katsayılarının etkileri de incelenmiş, anizotropi parametrelerinin hesaplama yöntemlerinin farklılıklarının malzemenin ŞSD'leri üzerindeki etkileri Şekil 4.24'de gösterilmiştir.



Şekil 4.24. Farklı akma fonksiyonlarının ve anizotropi belirleme yöntemlerinin ŞSD'ler üzerine etkileri

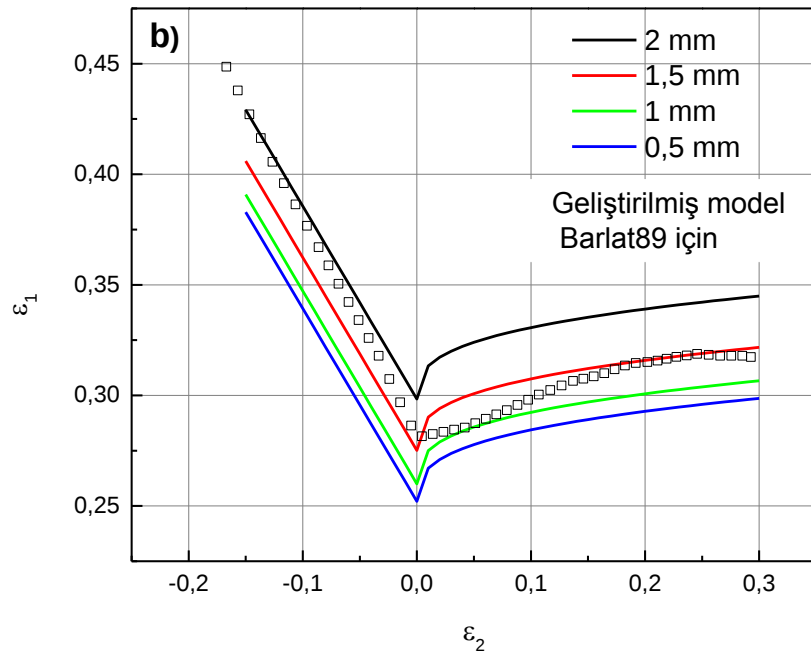
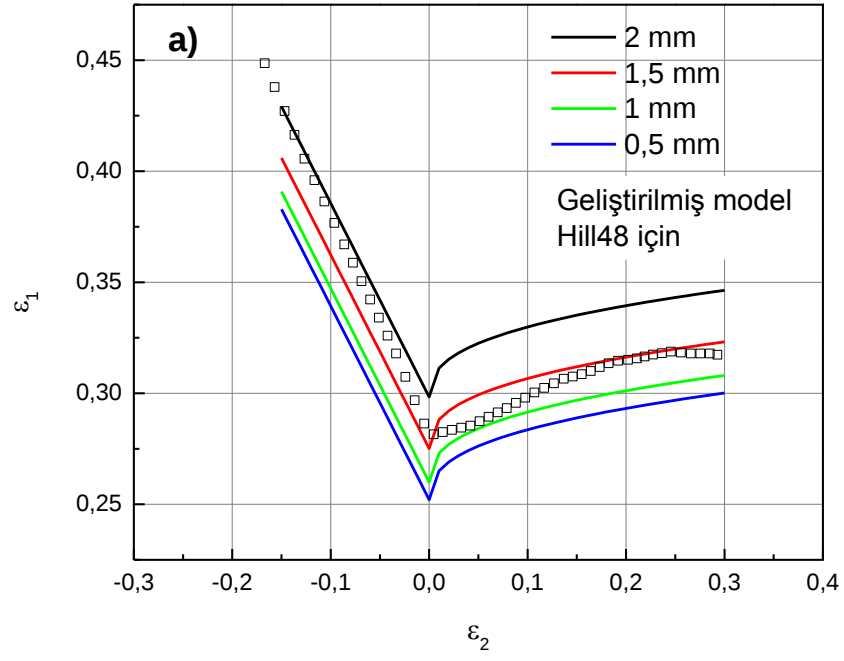
M-K ve Swift-Hill modellerinin yanı sıra yeni geliştirilmiş olan modelinde uygulaması ve karşılaştırılması yapılmıştır. M-K ve Swift-Hill modellerde kalınlığın etkisi ile ilgili

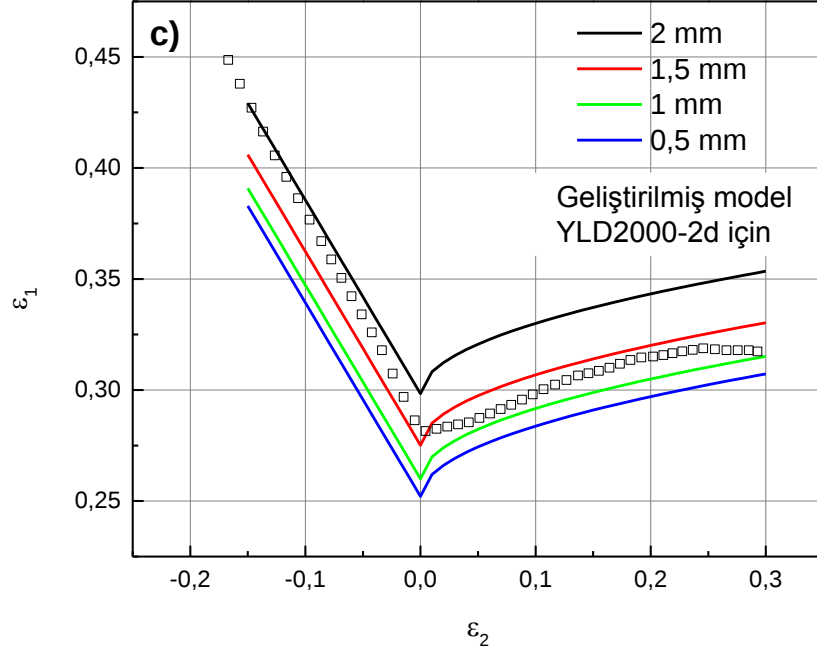
doğrudan bir formülasyon bulunmamaktadır. Bu anlamda yeni geliştirilen model de kalınlığın etkisini de ihtiva eden, kullanımı basit bir yarı ampirik bir bağıntı geliştirilmiştir. Tez kapsamında çalışılması planlanan malzememizin kalınlığı 1,5 mm olup bu kalınlık değerleri için oldukça iyi sonuçlar vermektedir. Sonuçlar Şekil 4.25’de verilmiştir.



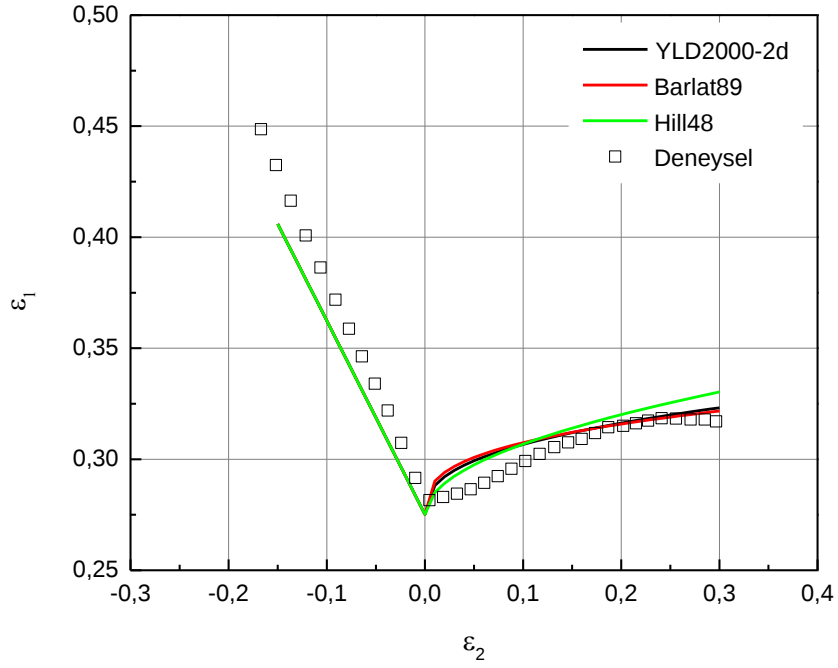
Şekil 4.25. ŞSD tahminlerinin deneysel verilerle karşılaştırılması

Buna ilave olarak geliştirilen model tahminlerinin malzeme kalınlığı ile değişimi, farklı akma yüzey fonksiyonları için Şekil 4.26(a-c) ve 4.27’de gösterilmiştir. Bütün modellerin toplu olarak karşılaştırılması ise Şekil 4.25’de verilmektedir.





Şekil 4.26. Geliştirilen modelin kalınlık ile değişimi



Şekil 4.27. Geliştirilen modelin kullanılan akma yüzey fonksiyonlarına bağlı olarak değişimi

Sonuç olarak Şekil 4.26 incelendiğinde yeni geliştirilen yarı ampirik ifadenin deneysel verilerle çok iyi bir uyum içerisinde olduğu daha sonra Swift-Hill model ve sonrasında

da M-K model gelmektedir. Ancak M-K model daha öncede belirtildiği üzere kalınlık oranlarının değiştirilmesi ile deneysel verilerle uyumlu hale getirilebilmektedir.

4.4 Martenzitik Dönüşümün Modellenmesi

4.4.1 Dönüşümün oluşturduğu hacimsel değişimin incelenmesi

Dönüşüm işleminin kritik noktası dönüşümün sağladığı birim deformasyon ile oluşan deformasyon yumuşamasıdır. Deformasyon yumuşaması, toplam deformasyon oranına katkı sağlayan ve içyapıda meydana gelen martenzitik dönüşüm $\dot{f}$ ile orantılı olan ilave deformasyon katkısı olarak düşünülebilmektedir. Bu düşünce ilk olarak, Hutchinson ve Tvergaard (1989) tarafından içyapıdaki boşlukların çekirdeklenmesinden kaynaklanan yumuşamanın modellenmesine benzer olarak Stringfellow vd., (1992) tarafından dönüşüm nedenli plastik şekil değişiminin modellenmesi için kullanılmıştır. Stringfellow vd., (1992) martenzitik çekirdeklenmeden dolayı kaynaklanan plastik yumuşamayı aşağıdaki şekilde ifade etmişlerdir;

$$D^{TRIP} = A(\sigma_{eq}) \dot{f} N + \frac{1}{3} \dot{\epsilon}_v^p \delta \quad N = \frac{3}{2\sigma_{eq}} s \quad \text{ve} \quad \sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}} s \cdot s \quad (4.110)$$

Burada σ_{eq} Mises eşdeğer gerilme değeri, s deviatorik gerilme tensörü, δ ikinci mertebeden benzerlik tensörü (identity tensor), $A(\sigma_{eq})$ boyutsuz bir fonksiyon olup çekirdeklenme bölgelerinin dağılımından kaynaklı şekil değişiminin toplu etkisinin belirtilmesi amacı ile kullanılmaktadır. Ayrıca formülde bulunan $\dot{\epsilon}_v^p = D_{kk}^{TRIP}$ ise dönüşüm genişleme oranı olarak tanımlanmaktadır. Olson ve Azrin (1978) tarafından yapılan deneysel çalışmalara uyumlu olarak $A(\sigma_{eq})$ ise aşağıdaki şekilde tanımlanmıştır;

$$A(\sigma_{eq}) = A_0 + A_1 \frac{\sigma_{eq}}{S_a^*} \quad (4.111)$$

Burada A_0 ve A_1 değerleri boyutsuz sabitler olup s_a^* referans östenit gerilme değerini göstermektedir.

Dönüşüm genişleme oranı $\dot{\epsilon}_v^p = D_{kk}^{TRIP}$ martenzitik dönüşüm ile oluşan hacim değişiminin hesaba katılması ile belirlenmektedir. Martenzitik dönüşüm süresince içyapıda yer alan kalıntı östenit fazı hacimce azalmakta iken martenzit fazının hacmi artmaktadır. Buna bağlı olarak dönüşümle oluşan net hacim değişimi aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir;

$$\Delta_v = \frac{dV^{(m)} - (-dV^{(a)})}{(-dV^{(a)})} = \frac{dV^{(m)} + dV^{(a)}}{dV^{(a)}} \quad (4.112)$$

Bir diğer ifade ile martenzit fazındaki hacimce değişim aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir;

$$dV^{(m)} = -(1 + \Delta_v)dV^{(a)} \quad (4.113)$$

Genel olarak dört fazlı olan TRIP çeliğin içerisinde bulunan fazlardaki hacim değişimleri arasındaki ilişki aşağıdaki şekilde tanımlanabilmektedir;

$$V = V^{(m)} + V^{(a)} + V^{(f)} + V^{(b)} \quad (4.114)$$

Burada $V^{(f)}$ ve $V^{(b)}$ değerleri ise sırasıyla ferrit ve beynit fazlarının hacimlerini göstermektedir. TRIP çeliğine uygulanan deformasyon ile içyapıda bu iki fazın hacminde herhangi bir değişim olmamaktadır ($\dot{V}^{(f)} = \dot{V}^{(b)} = 0$). Bu durumda Eşitlik (4.114) aşağıdaki şekilde yazılabilmektedir.

$$\dot{V} = \dot{V}^{(m)} + \dot{V}^{(a)} \quad (4.115)$$

Burada Eşitlik (4.113), (4.115)'de $\dot{V}^{(a)}$ değeri için yerine yazılırsa;

$$\dot{V} = \dot{V}^{(m)} + \dot{V}^{(a)} = \dot{V}^{(m)} - \frac{1}{1 + \Delta_V} \dot{V}^{(m)} = \frac{\Delta_V}{1 + \Delta_V} \dot{V}^{(m)} \quad (4.116)$$

şeklinde elde edilir.

Leal (1984) ostenitik çelikler için yapmış olduğu deneysel çalışmalar neticesinde Δ_V değerinin 0,02 ila 0,05 arasında kimyasal kompozisyona bağlı olarak değiştiğini belirlemiştir.

Elastik deformasyon nedeni ile oluşan hacim değişimi oldukça küçük ve geri kazanılabilir olduğundan dolayı mevcut hacimce değişim tamamen plastik olarak düşünülebilmektedir. Bundan dolayı $\dot{\epsilon}_V^p$ aşağıdaki şekilde verilebilmektedir;

$$\dot{\epsilon}_V^p = \frac{\dot{V}}{V} = \frac{\Delta_V}{1 + \Delta_V} \frac{\dot{V}^{(m)}}{V} \quad (4.117)$$

Martenzit fazının hacimce değişimi ise martenzit fazının hacminin toplam hacme olan oranı şeklinde tanımlanabilmektedir. Bu durumda;

$$f = \frac{V^{(m)}}{V} \quad \Rightarrow \quad \dot{f} = \frac{\dot{V}^{(m)}}{V} - \frac{V^{(m)}}{V^2} \dot{V} = \frac{\dot{V}^{(m)}}{V} - f \frac{\dot{V}}{V} \quad (4.118)$$

Burada $\frac{\dot{V}^{(m)}}{V} = \frac{\Delta_V}{1 + \Delta_V} \dot{\epsilon}_V^p$ ve $\dot{\epsilon}_V^p = \frac{\dot{V}}{V}$ olarak yerlerine yazılırsa;

$$\dot{\epsilon}_V^p = \frac{\Delta_V}{1 + (1 - f)\Delta_V} \dot{f} \quad (4.119)$$

elde edilir. Daha önce de belirtildiği üzere Δ_V değeri 0,02 veya 0,05 arasında küçük bir değer almasından dolayı Eşitlik (4.119), $\dot{\epsilon}_V^p \cong \Delta_V \dot{f}$ olarak ta yazılabilmektedir. Sonuç olarak elde edilen bu en son ilişki Eşitlik (4.110)'da yerine yazılacak olursa;

$$D^{TRIP} = \left[A(\sigma_{eq})N + \frac{1}{3}\Delta_v\delta \right] \dot{f} \quad (4.120)$$

ifadesi elde edilir.

4.4.2 Martenzitik dönüşüm miktarının $\dot{f}$ belirlenmesi için dönüşüm kinetiğinin modellenmesi

Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çeliklerde faz dönüşüm kinetiği, martenzitik dönüşümün modellenmesi için anahtar unsur olarak karşımıza çıkmaktadır. Bu anlamda literatürde faz dönüşüm kinetiğinin modellenmesine yönelik çalışmalar ve bu çalışmaların değişik formlarının uygulamaları giderek yaygınlaşmaktadır. Dönüşüm kinetiğinin modellenmesine yönelik yapılan ilk çalışmalar Olson ve Cohen (1975) Stringfellow vd. (1992), Sumigoto vd., (2000;2002a,b), Angel vd., (1954), Ludwisgson and Berger (1969) tarafından gerçekleştirilmiştir. Angel vd., (1954) ve Ludwisgson ve Berger (1969) yapmış oldukları çalışmalarında paslanmaz çeliğin dönüşüm nedenli plastik şekil değişiminin özelliklerini ve martenzitik faz dönüşümünün kinetiğini incelemişlerdir. Olson ve Cohen (1975) ise yapmış oldukları çalışmalarda martenzit dönüşüm kinetiğini modellemişler, bu model ise daha sonra Stringfellow vd. (1992) tarafından kayma bantlarının oluşumunun martenzitik dönüşüm üzerindeki etkilerini de hesaba katan yeni bir model geliştirmişlerdir. Tomita ve Iwamoto (TI) (2005) ise yapmış oldukları çalışmada Olson ve Cohen (1975) ve Stringfellow vd. (1992)'in yapmış oldukları çalışmaları referans alan yeni bir modelleme çalışması gerçekleştirmiştir. Bu geliştirilen model ise daha sonra Serri vd., (2005) tarafından ABAQUS/VUMAT'ta modellenerek TRIP bir sac malzemenin şekillendirme simülasyonunu gerçekleştirmişlerdir. Daha sonra ise Dan vd., (2007) yapmış oldukları çalışmada martenzit dönüşüm hızını sadece sıcaklık ve gerilme haline değil, aynı zamanda deformasyon hızını da hesaba katan yeni bir model geliştirmişlerdir. Tez kapsamında Dan vd., (2007)'nin geliştirmiş oldukları model kullanılarak mevcut malzeme için çalışmalar gerçekleştirilmiş, sonuçlar aşağıda verilmiştir.

4.4.2.1 Olson ve Cohen (1975) modeli

Yapılan deneysel çalışmalar, deformasyon ile martenzit dönüşümünün plastik şekil değişimi ile sigmodial bir davranış gösterdiğini ve bu dönüşümde östenit içerisinde oluşan kayma bantları etkileşimlerinin deformasyon nedenli martenzit dönüşümünde baskın olduğu belirtilmiştir. Bu anlamda Olson ve Cohen (1975) dönüşüm kinetiğini deformasyona bağlı olarak ifade eden 1 boyutlu bir model ortaya koymuşlardır. Geliştirilen bu modelde östenit içerisinde kayma bantlarının hacimce artışının ($\dot{f}_{sb}$) östenitteki plastik şekil değişim hızı ($\dot{\varepsilon}_a^p$) ve kayma bandı oluşmamış bölge ($1 - f_{sb}$) ile oransal olarak değiştiği kabulü yapılarak aşağıdaki şekilde ifade etmişlerdir;

$$\dot{f}_{sb} = (1 - f_{sb})\alpha(\theta)\dot{\varepsilon}_a^p \quad (4.121)$$

Kayma bantlarındaki artış, düşük plastik deformasyon oranlarında hızlı olurken deformasyonun ilerlemesi ile bu hız azalmaktadır. Eşitlik (4.121)'de yer alan $\alpha(\theta)$, sıcaklık bağımlı bir ifade olup aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\alpha(\theta) = -\alpha_1\theta^2 - \alpha_2\theta + \alpha_3 \quad (4.122)$$

Burada θ sıcaklığı gösterirken, α_1 , α_2 ve α_3 değerleri de pozitif malzeme sabitlerini göstermektedir.

İçyapıda oluşan bu kayma bantlarının ortalama değeri düşünülerek, kayma bantları sayısı (N_{sb}) ve bu bantların kesişme sayıları arasındaki ilişki, oluşan kayma bantlarının hacmi cinsinden aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$N_{sb}^I = K \left(\frac{f_{sb}}{\bar{v}_{sb}} \right)^n \quad (4.123)$$

K ve n değerleri sabitlerdir. Burada oluşan kayma bantlarının kesişimlerinin, martenzitik çekirdeklenme gibi davranma olasılığı P ve martenzit çekirdeklerinin sabit hacimli ($\bar{v}_m$) olduğu kabulleri yapılarak içyapıda oluşan martenzit fazı miktarındaki artış aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\frac{\dot{f}}{1-f_m} = \bar{v}_m P \dot{N}_{sb}^I \quad (4.124)$$

Eşitlikler (4.121)'den (4.124)'e izotermal koşul altında (α ve olasılık değerinin P değişmemesi kabulü) toplanacak olursa deformasyon takviyeli martenzitik dönüşüm aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$f_m = 1 - \exp \left[-\beta (1 - \exp(-\alpha \bar{\varepsilon}_a^p))^n \right] \quad (4.125)$$

Burada β değeri aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\beta = \beta_0 P, \quad \beta_0 = \frac{\bar{v}_m K}{(\bar{v}_{sb})^n} \quad (4.126)$$

4.4.2.2 Stringfellow vd., (1992) modeli

Stringfellow vd., (1992), Olson ve Cohen (1975)'nin yapmış oldukları çalışmayı 3 boyutlu ve hız bağımlı olarak üç eksenli gerilme etkisini de hesaba katarak tekrar düzenlemişlerdir. Bu modele Eşitlik (4.124)'den başlanacak olursa;

$$\frac{\dot{f}}{1-f_m} = \bar{v}_m \dot{N}_m \quad (4.127)$$

Şeklinde ifade edilebilir. Burada her bir birim hacimdeki martenzitik embriyoların sayısı ($\dot{N}_m$) aşağıdaki şekilde ifade edilebilir;

$$\dot{N}_m = P \dot{N}_{sb}^I + N_{sb}^I \dot{P} U(\dot{P}) \quad (4.128)$$

Burada N_{sb}^I her bir hacimdeki kayma bandı kesişim sayısını ve P değeri ise kayma bantları kesişimlerinin çekirdeklenme olasılığını ifade etmektedir. $U(\dot{P})$ ise Heaviside adım fonksiyonu olup dönüşümün tersinmez durumunun modellenmesi amacı ile

kullanılmaktadır. Stringfellow vd., (1992) yapmış oldukları çalışmalarında Gaussian kümülatif olasılık dağılım fonksiyonunu aşağıdaki şekilde ifade etmişlerdir.

$$P(g) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}S_g} \int_{-\infty}^g \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\tilde{g}-\bar{g}}{S_g}\right)^2\right] d\tilde{g} \quad (4.129)$$

$\bar{g}$ ve S_g değerleri sırasıyla normal dağılım fonksiyonunun ortalama ve standart sapmalarını göstermektedir. Buna ilave olarak ta $\tilde{g}$ değeri, sıcaklık ve triaxility değerlerine bağlı, martenzitik dönüşüm için normalize edilmiş termodinamik sürüklenme kuvvetini temsil etmekte olup aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\tilde{g} = g_0 - g_1\Theta + g_2\Sigma \quad (4.130)$$

Burada g_0 , g_1 ve g_2 boyutsuz sabitler olup Θ ve Σ değerleri ise sırası ile normalize edilmiş sıcaklık değerini ve üç eksenli gerilme değerlerini göstermektedir.

$$\Theta = \frac{\theta - M_s^\sigma}{M_d - M_s^\sigma} \quad (4.131)$$

M_d faz dönüşümü için üst sıcaklık limiti ve M_s^σ deformasyon takviyeli martenzit çekirdeklenmesi için alt sıcaklık limitini göstermektedir. Σ ise üç eksenli gerilme faktörünü (hidrostatik gerilmenin $\sigma_H = (\sigma:1)/3$, efektif Mises gerilmesine $\bar{\sigma} = \sqrt{3/2s:s}$ oranı) göstermektedir.

Olasılık hızı $\dot{P}$, izotermal koşul altında aşağıdaki gibi verilebilir.

$$\dot{P} = \frac{g_2}{\sqrt{2\pi}S_g} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\tilde{g}-\bar{g}}{S_g}\right)^2\right] \dot{\Sigma} \quad (4.132)$$

Stringfellow vd., (1992) Eşitlikler (4.121), (4.123), (4.127) ve (4.128)'i kullanarak martenzit oluşum hızı aşağıdaki şekilde ifade etmişlerdir.

$$\dot{f}_m = (1 - f_m) \left(A_f \dot{\varepsilon}_a^P + B_f \dot{\Sigma} \right) \quad (4.133)$$

Östenitteki plastik deformasyon ile ilişkili olan A_f

$$A_f = \beta_0 \alpha r (1 - f_{sb}) (f_{sb})^{r-1} P \quad (4.134)$$

Martenzitin çekirdeklenme olasılığı ile ilişkili olan B_f faktörü ise

$$B_f = \beta_0 (f_{sb})^r \frac{g_2}{\sqrt{2\pi} S_g} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\tilde{g} - \bar{g}}{S_g} \right)^2 \right] U(\dot{P}) \quad (4.135)$$

4.2.2.3 Dan model

TI model de martenzitik dönüşüm sürüklenme kuvvetinin, gerilme durumu, birim deformasyon hızı, ve malzeme sıcaklığından etkilendiğini vurgulamaktadır. Fakat malzemelerin şekil değişimleri esnasında sıcaklık değeri özellikle yüksek deformasyon hızlarında önemli ölçüde değişmektedir. Bu durum tez kapsamında daha önceki bölümlerde incelenmiştir. Bundan dolayı dönüşüm kinetiğinin belirlenmesine yönelik yapılan çalışmalarda kullanılan izotermal kabulü özellikle yüksek deformasyon hızları için geçerliliğini yitirmektedir. Malzemenin şekillendirilmesi esnasında oluşan bu sıcaklık artışı özellikle kayma bantlarının oluşumunu ve kesişmelerini etkilemektedir.

Malzemedeki sürüklenme kuvveti g , sıcaklık ve gerilme durumu cinsinden aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$g = g_0 + g_1 T + g_2 \Sigma \quad (4.136)$$

Burada daha önce de belirtildiği üzere g_0 , g_1 ve g_2 malzeme parametreleridir. Sıcaklık T ve gerilme hali Σ ifadeleri ise;

$$T = T_0 + \Delta T$$

$$\Delta T = \int_0^{\varepsilon^p} \frac{\chi}{\rho C_p} \sigma(\varepsilon^p) d\varepsilon^p \quad (4.137)$$

$$\Sigma = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3\bar{\sigma}}$$

şeklinde ifade edilmektedir. Burada T_0 çevre sıcaklığı ve ΔT deformasyonla sıcaklık artış miktarını göstermektedir. ρ malzeme yoğunluğu C_p ise özgül ısıyı göstermektedir. χ değeri ise yapılan plastik işin ısıya dönüşme oranını göstermektedir. Burada olasılık fonksiyonun değişme hızı aşağıdaki şekilde ifade edilmektedir.

$$\dot{P} = \frac{1}{\sqrt{2\pi}S_g} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\tilde{g} - \bar{g}}{S_g} \right)^2 \right] (-g_1 \Delta \dot{T} + g_2 \dot{\Sigma}) \quad (4.138)$$

Sıcaklık ve gerilme durumundaki değişim hızları ise aşağıdaki şekilde ifade edilmektedir.

$$\Delta \dot{T} = \frac{\chi}{\rho C_p} \sigma(\varepsilon^p) \dot{\varepsilon}^p \quad (4.139)$$

$$\dot{\Sigma} = \Sigma \left(\frac{\dot{\sigma}_{ii}}{\sigma_{ii}} - \frac{\dot{\bar{\sigma}}}{\bar{\sigma}} \right)$$

Martenzitik dönüşüm hızı ise;

$$\dot{f}_m = (1 - f_m) (A \varepsilon^p + B \dot{\Sigma}) \quad (4.140)$$

olarak ifade edilmektedir. Burada A ve B değerleri ise;

$$A = r\alpha\beta P (1 - f_{sb}) (f_{sb})^{r-1} - B_f \frac{g_1 \chi}{\rho C_p} \sigma(\bar{\varepsilon}^p), \quad B = 2B_f \quad (4.141)$$

$$B_f = \beta(f_{sb})^r \frac{1}{\sqrt{2\pi}S_g} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\tilde{g}-\bar{g}}{S_g}\right)^2\right] H(\dot{P}), \quad \beta = \frac{C\bar{v}_m}{\bar{v}_l} \quad (4.142)$$

Eşitlik (4.141)'de yer alan α değeri ise sıcaklık, gerilme hali ve birim deformasyon oranı cinsinden aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\alpha = \left(\alpha_0 + \alpha_1 T + \alpha_2 T^2 + \alpha_3 \Sigma\right) \left(\frac{\dot{\epsilon}^p}{\dot{\epsilon}_0^p}\right)^{\alpha_4} \quad (4.143)$$

Eşitlik (4.143)'de yer alan α_0 , α_1 , α_2 , α_3 ve α_4 malzeme parametreleri olup martenzitik dönüşümün belirlendiği deneysel verilerin kullanılması ile belirlenmektedir.

Kompozit malzeme özelliği gösteren bu gibi çok fazlı malzemelerde efektif gerilme değerinin belirlenmesi de önem arz etmektedir. Miller ve McDowell (1996) iki fazlı malzeme için belirledikleri akma kriteri aşağıda verilmektedir.

$$f = 3H_1 - 3k \frac{H_2}{\sqrt{H_1}} - \bar{\sigma}^2 = 0 \quad (4.144)$$

Burada H_1 ve H_2 ifadeleri sırasıyla izotropik/anizotropik akma fonksiyonunu ve gerilme tensörünün 3. invariantını göstermektedir. k değeri ise malzeme içerisinde gelişen diğer faz etkisini temsil etmekte olup aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$\dot{k} = C_k (1 - k) \dot{\epsilon}^{pslip} \quad (4.145)$$

C_k sabit olup tez kapsamında 0,49 olarak alınmıştır. TRIP özellik gösteren malzemelerde plastik deformasyonun üç parçadan oluştuğu yapılan çalışmalarda gösterilmiştir (Tomita ve Iwamoto, 1995;2001; Tomita ve Morioka, 1997; Iwamoto ve Tsuta, 2002).

$$D^p = D^{pkayma} + D^{pşekil} + D^{payrılma} \quad (4.146)$$

Burada D^{pkayma} kayma ile oluşan şekil değişimini, $D^{pşekil}$ martenzitik dönüşüm ile değişen hacimsel büyümeyi, $D^{payrılma}$ ise fazlar arası ayrılma ile oluşan birim deformasyonu göstermektedir. $D^{pşekil}$ ve $D^{payrılma}$ ifadeleri aşağıdaki şekilde ifade edilebilmektedir.

$$D^{pşekil} = \left(R_0 + R_1 \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{ya}} \right) \dot{f}_m \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (4.147)$$

$$D^{payrılma} = \frac{1}{3} \Delta_v \dot{f}_m \delta \quad (4.148)$$

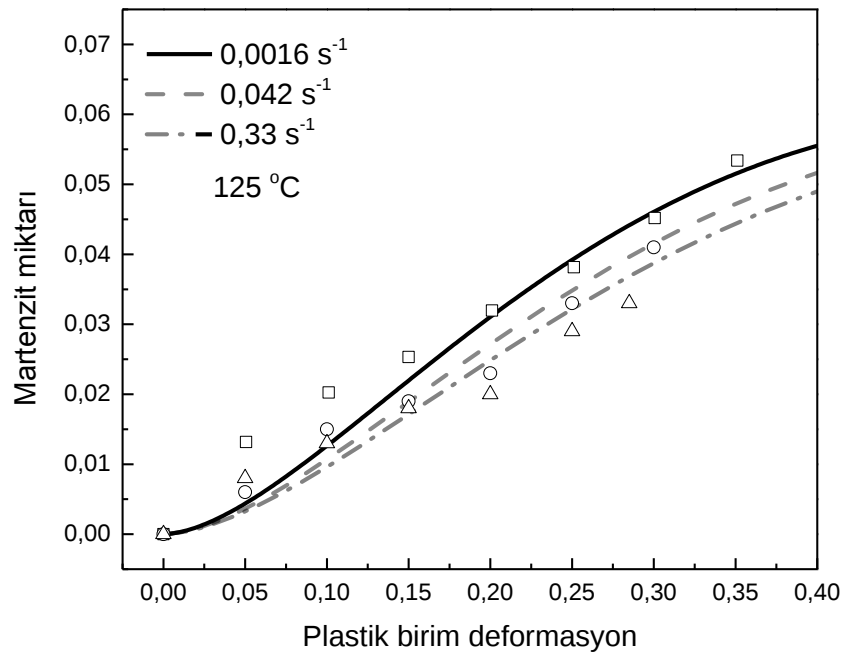
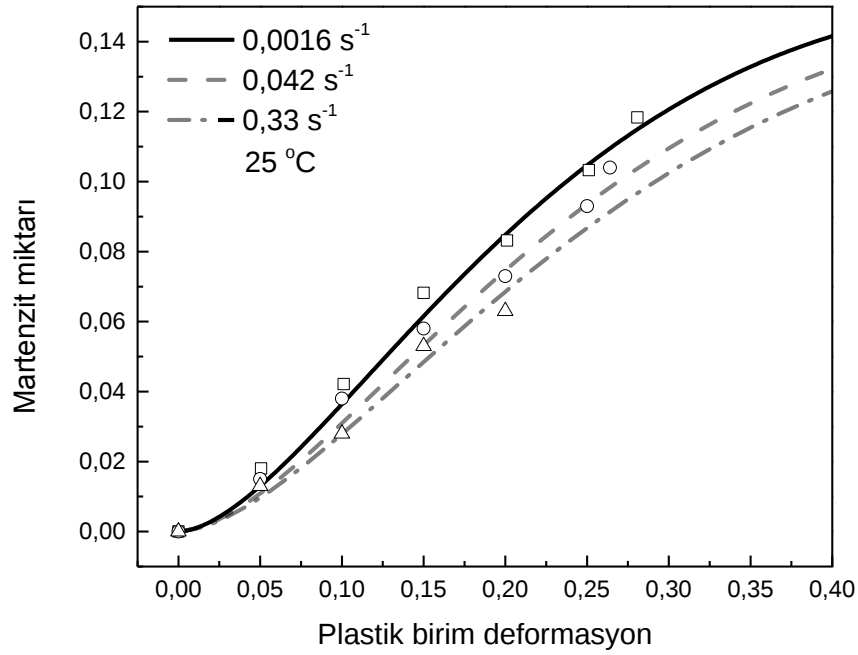
R_0 ve R_1 değerleri malzeme parametreleri olup 0,02 olarak alınabilir. Bununla birlikte σ_{ya} ise malzeme içerisinde bulunan kalıntı ostenitin akma dayanımını göstermekte olup 450MPa olarak alınmıştır. Ayrıca Δ_v 'de 0,02-0,05 arasında değişebilmektedir. Mekanik karakteristikleri birbirinden farklı fazların makro ölçekte oluşturdukları mekanik özellikler, onların içyapıdaki oranları ile çarpımlarının toplamı şeklinde belirlenebilmektedir. TRIP800 çeliğinin deformasyon ile oluşan gerilme değeri aşağıdaki gibi belirlenebilmektedir.

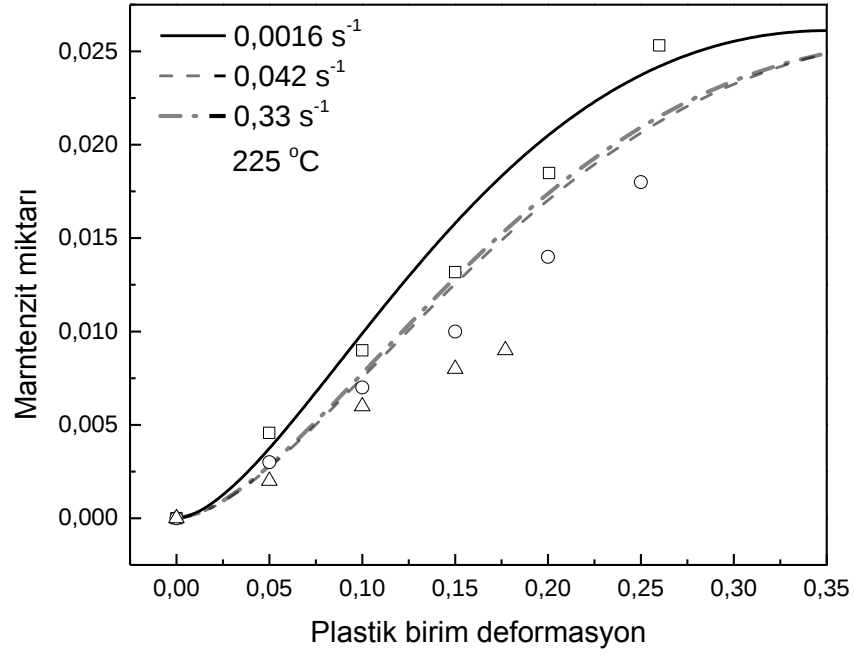
$$\sigma = f_a \sigma_a + f_b \sigma_b + f_f \sigma_f + f_m \sigma_m \quad (4.149)$$

Burada $\sigma_{a,b,f,m}$ sırası ile östenit, beyrit, ferrit ve martenzit fazlarında oluşan gerilmeleri gösterirken $f_{a,b,f,m}$ bu fazların içyapıda ki oranlarını göstermektedir.

Yapılan tez kapsamında çalışılan TRIP800 çeliğinin deformasyonu ile oluşan martenzitik dönüşüm özelliği yukarda belirtilen modelin uyarlanması ile belirlenmeye çalışılmıştır. Daha önce de belirtildiği üzere model içerisinde yer alan malzeme parametreleri deneysel verilere modellerin uydurulması ile tayin edilebilmektedir. Yine bu sabitlerin belirlenmesinde akma yüzeylerinin belirlenmesi yönteminde kullanılan hata fonksiyonun minimizasyonunun yapılması ile elde edilmiştir. Şekil 4.28'de elde edilen deneysel verilerle model sonuçlarının farklı sıcaklık ve hızlar için karşılaştırılması yapılmıştır. TRIP çeliğinin farklı sıcaklıklarda elde edilen dönüşüm

oranı düzgün bir şekilde azalma göstermemesi ve bununla birlikte deformasyon hızı ile de düzgün azalma ve/veya artma göstermemesi model parametrelerinin belirlenmesini güçleştirmektedir. 225 °C’de elde edilen model sonuçları artan hızla tam olarak örtüşmese de genel itibari ile elde edilen model sonuçları deneysel verilerle uyumluluk göstermektedir. Model parametreleri her bir sıcaklık için ayrı ayrı belirlenerek daha iyi uyum elde edilebilir. Belirlenen parametreler Çizelge 4.10’da verilmektedir.



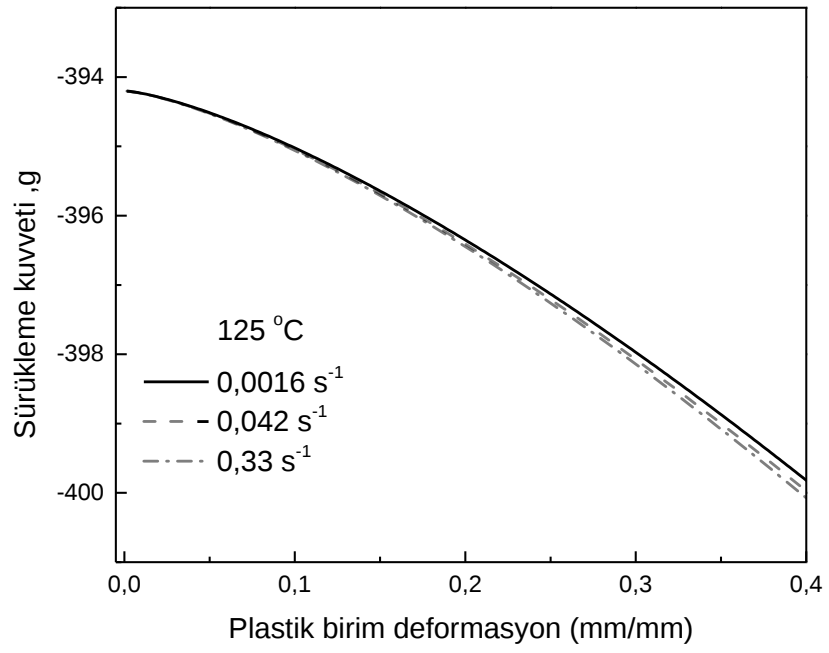
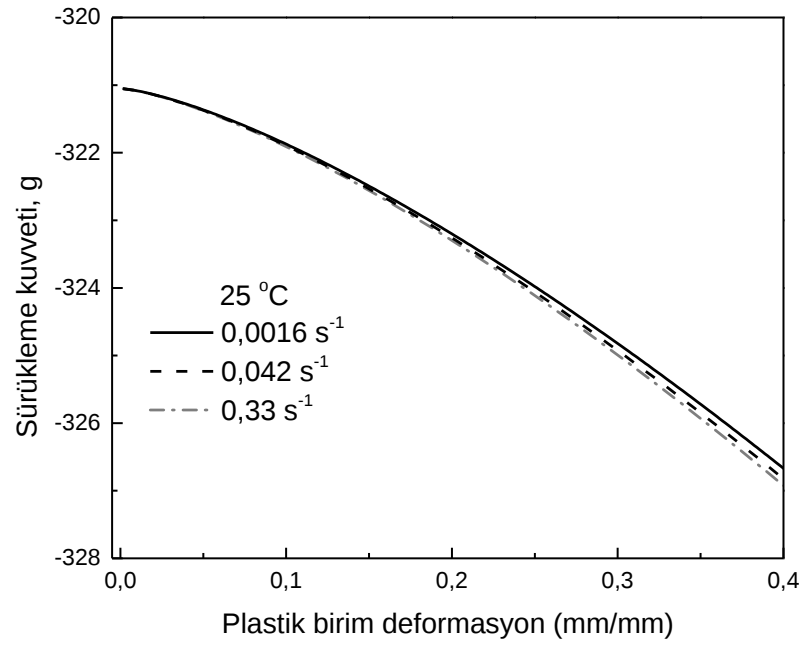


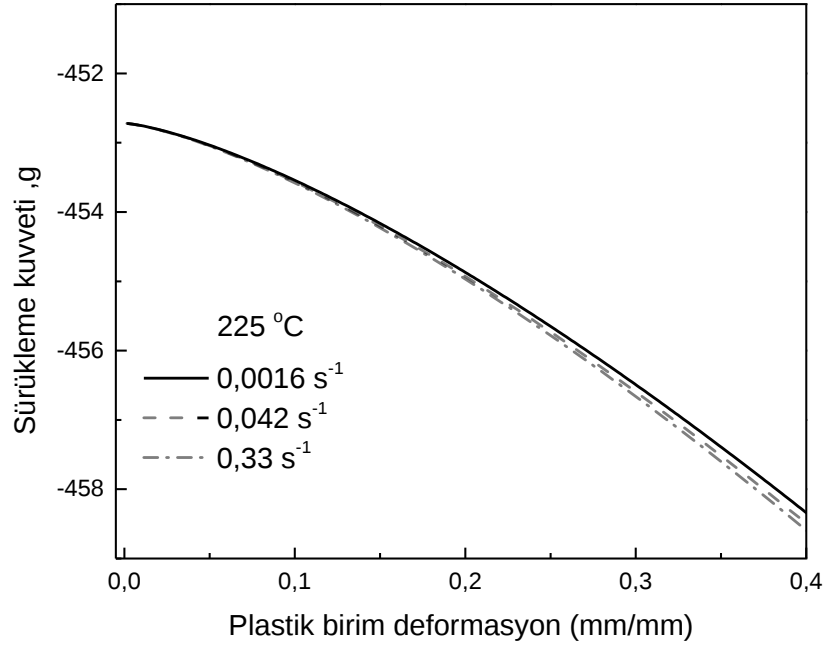
Şekil 4.28. Martenzit miktarının sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi

Çizelge 4.10. Dan model paramtereleri

<i>Model Parametreleri</i>								
25 °C<T<225 °C	α_0	α_1	α_2	α_3	α_4	g_0	g_1	g_2
	17,475	-0,0505	6,78E-5	-17,993	-0,035	-164,561	-0,5852	53,966
	$\bar{g}$	S_g	r	β	C_k	λ	m	
	-87	160	1,75	5,2	4,9	0,02	0,0083	

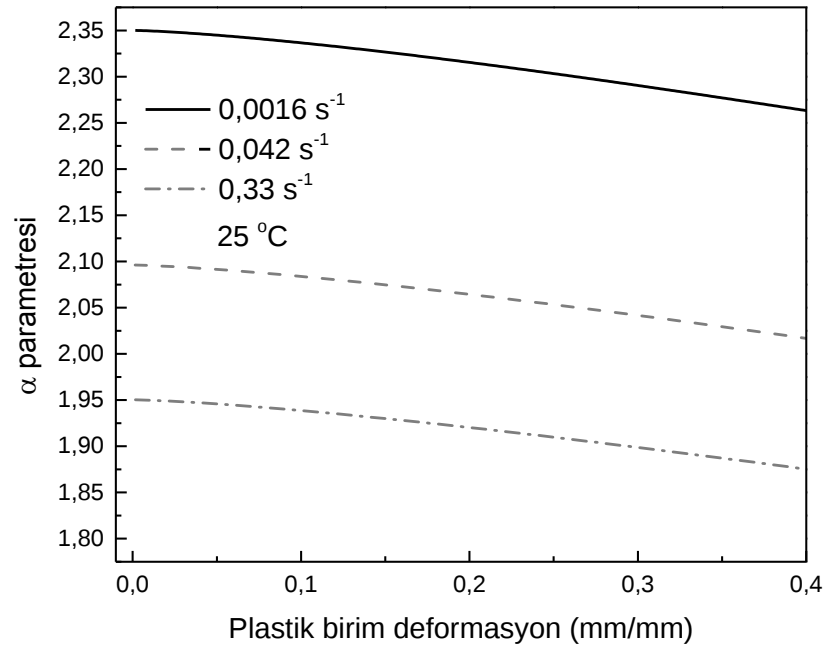
Malzeme içerisinde oluşan martenzitik dönüşümün açıklanması için geliştirilen modellerdeki birtakım büyüklüklerin (sürüklenme kuvveti, α parametresi ve kayma bandı oluşumu) uygulanan plastik deformasyon ile değişimi aşağıdaki şekillerde farklı deformasyon hızı ve sıcaklıklar için gösterilmektedir. Dönüşüm kinetiğinin açıklanmasında sürüklenme kuvvetinin değişimi büyük önem arz etmektedir. Şekil 4.29’da gösterildiği üzere bu değer uygulanan plastik deformasyon ile birlikte azalma göstermektedir. Plastik deformasyonun yanı sıra uygulanan deformasyon hızının ve sıcaklık değerlerinin artması ile sürüklenme kuvveti daha da azalmaktadır. Bu durum artan sıcaklık ve deformasyon değeri ile birlikte olan dönüşümün deformasyon ile birlikte azaldığını göstermektedir.

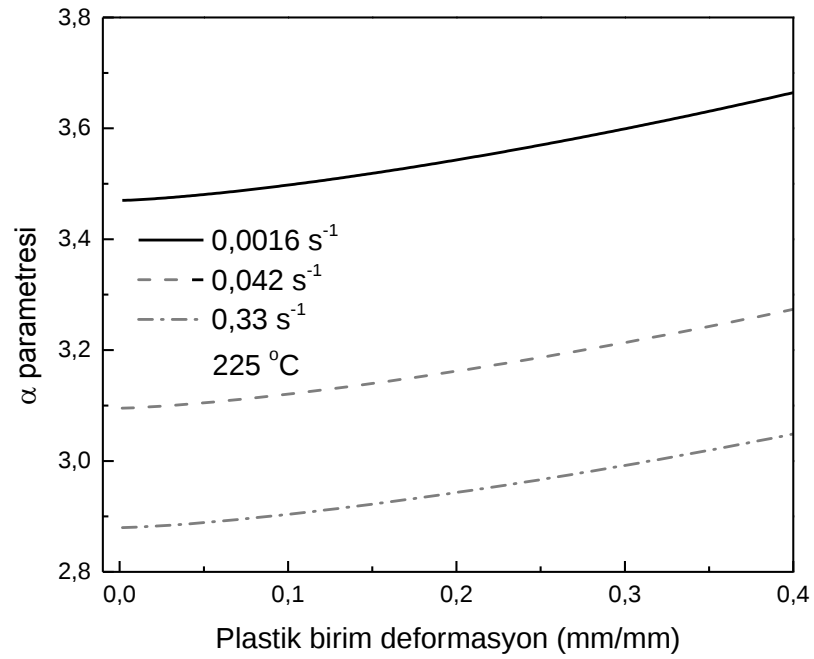
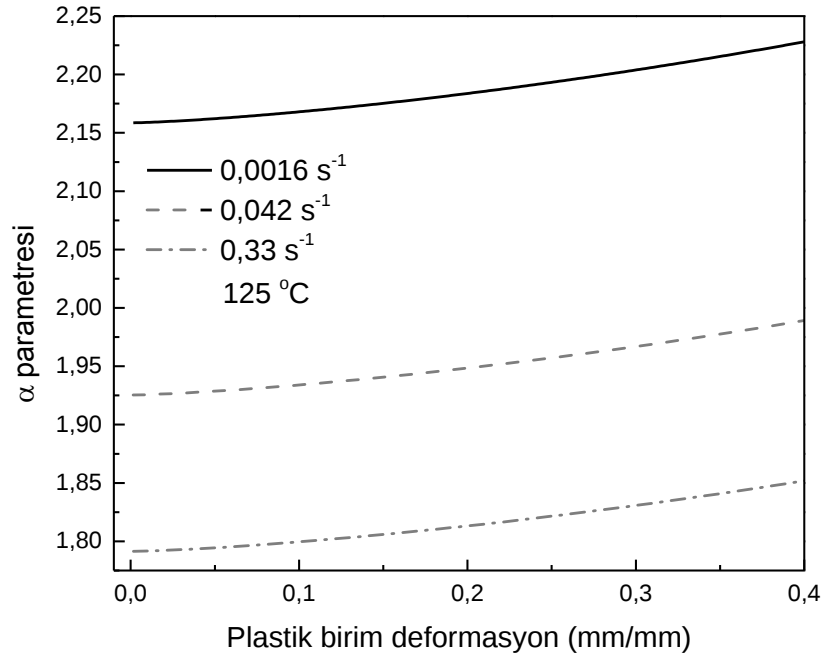




Şekil 4.29. Sürüklemeye kuvvetinin sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi

Sürüklemeye kuvvetindeki değişimin yanı sıra kayma bantlarının oluşumu ve bu oluşumun bağlı olduğu α parametresinde ki değişim Şekil 4.30'da belirtilmiştir.

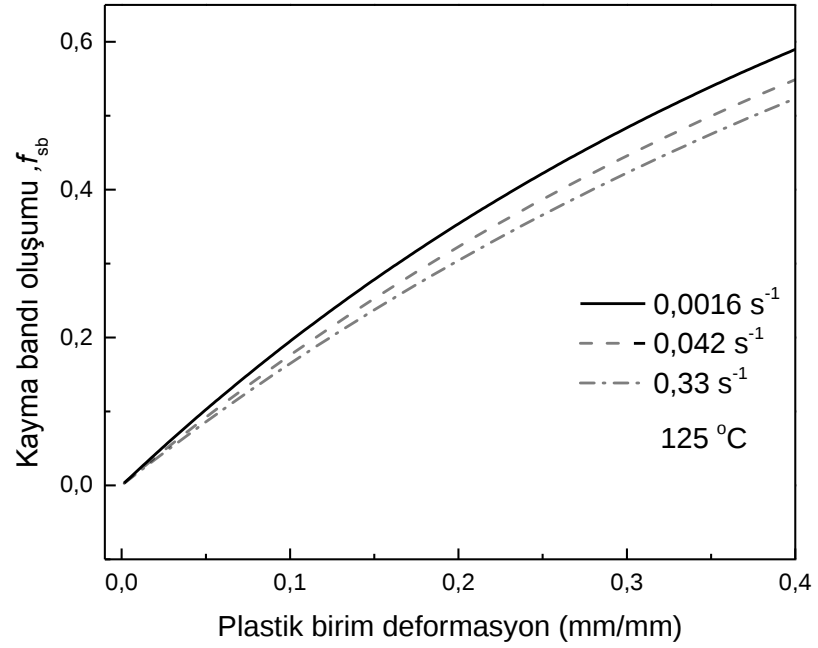
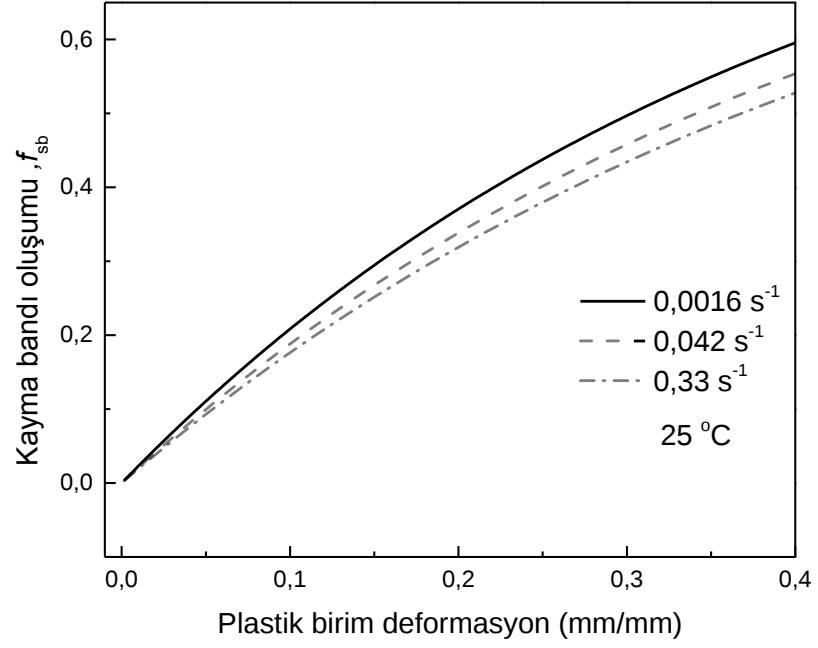


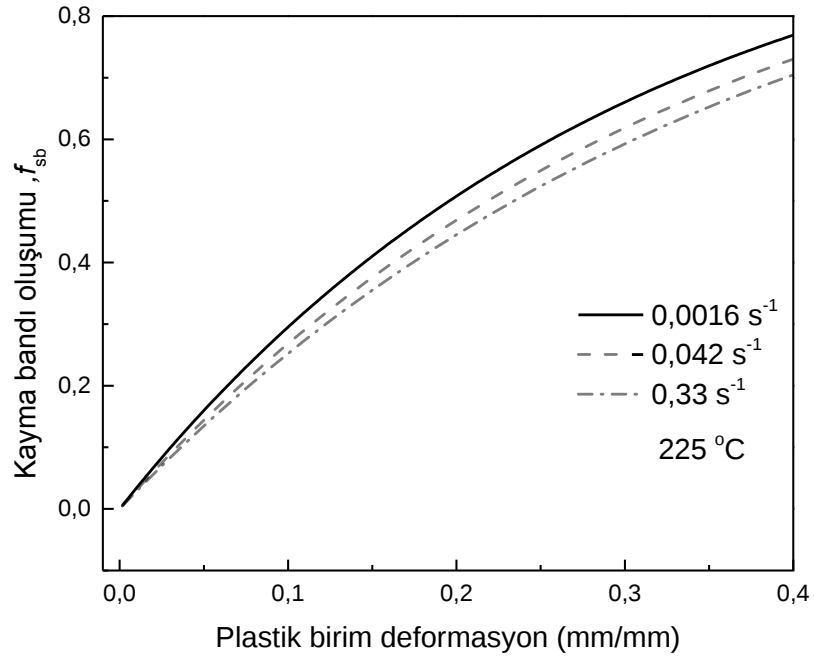


Şekil 4.30. α parametresinin sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi

α parametresi oda sıcaklığında farklı hızlar için azalma gösterirken artan sıcaklıkla birlikte bu değer deformasyon ile birlikte artış göstermektedir. Bu durum kayma bantlardaki değişimi etkilemekte olup artan sıcaklık değeri ile birlikte kayma bantlarının oluşumu düşük deformasyon oranlarında ve artan sıcaklıkla birlikte daha fazla

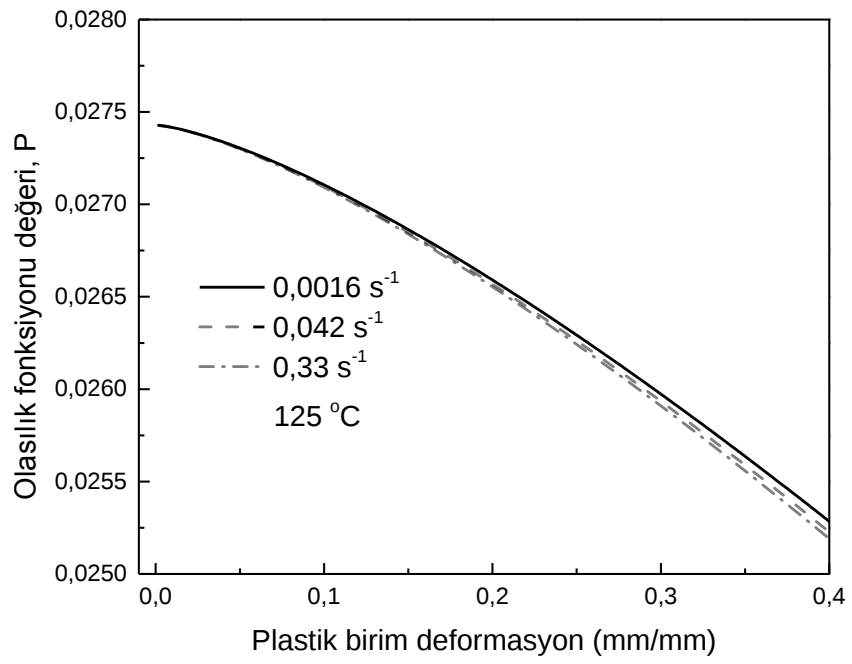
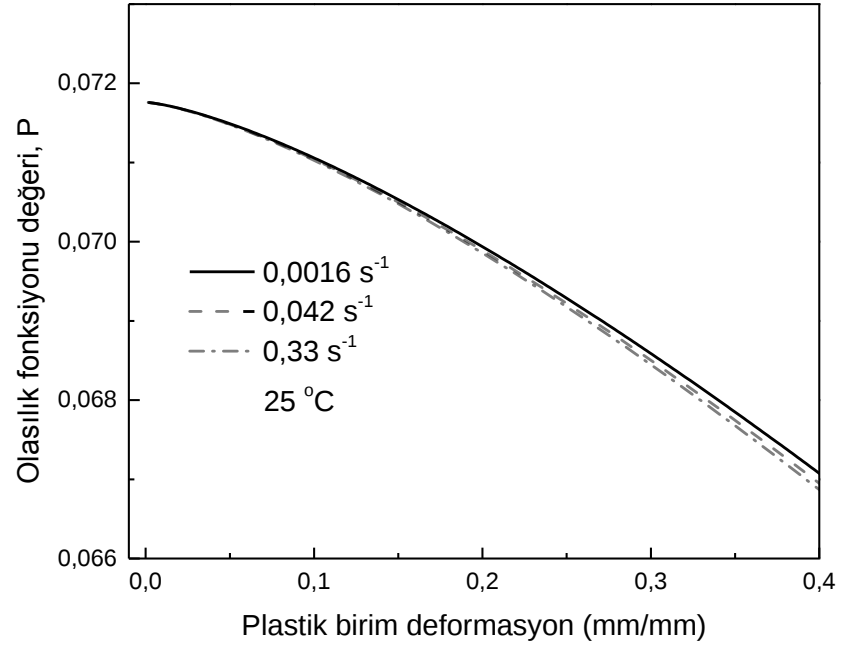
olmaktadır. Malzeme içerisinde farklı koşullar altında deformasyon ile oluşan kayma bantlarındaki artış Şekil 4.31’da gösterilmektedir.

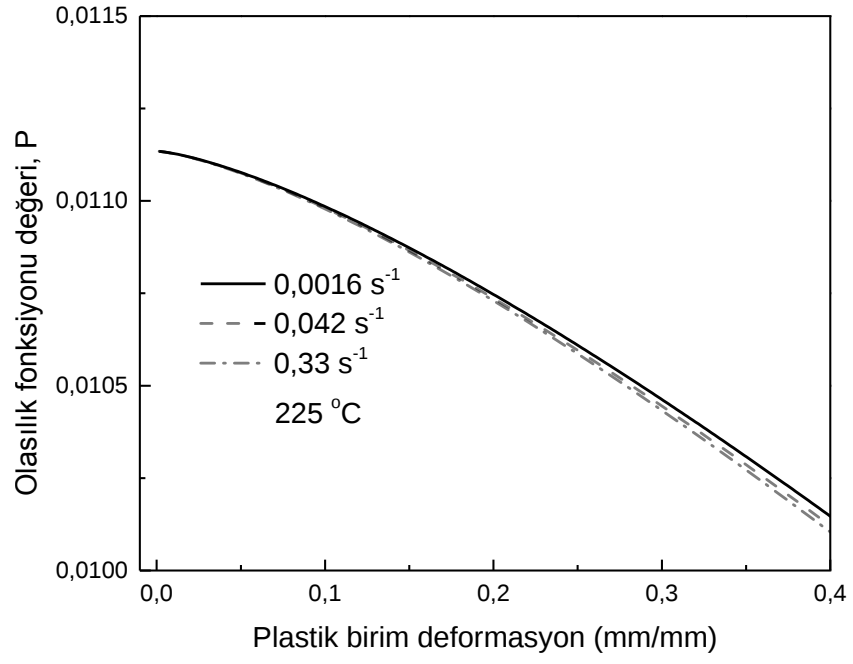




Şekil 4.31. Kayma bandı oluşumunun sıcaklık ve deformasyon hızı ile değişimi

Malzemelerin artan sıcaklık değerlerinde uzama miktarlarının artışı genel manada kayma sistemi artış miktarları ile açıklanmaktadır. Malzemelerde deformasyonla birlikte oluşan dislokasyonların hareket kabiliyeti bu kayma sistemlerinin artması ile daha da artmaktadır. Böylelikle sistem içerisinde oluşan kayma bantları sayısı da sıcaklığın ve buna bağlı olarak ta deformasyon ile daha fazla artmaktadır. Daha öncede belirtildiği üzere TRIP çeliklerde içyapıda meydana gelen dönüşümde martenzit çekirdeklerin oluşumunda bu kayma bantlarının sayısı oldukça önemli olmaktadır. Kayma bantlarının sayısındaki artış martenzitik çekirdeklenme durumunu hızlandırmaktadır. Buna rağmen artan sıcaklıklarda sistem içerisindeki kayma bantları sayısı artmasına karşın bu bantların martenzitik çekirdeklenme oluşturma olasılığı sıcaklıkla birlikte azalmaktadır. Bu durum Şekil 4.32’de gösterilmektedir. Şekil 4.32 incelendiğinde sürüklenme kuvvetinin sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak elde edilen değişime benzer bir davranış elde edilmiştir.





Şekil 4.32. Martenzit çekirdeklenmesi olasılık fonksiyonu P 'nin sıcaklık ve deformasyon hızına bağlı olarak değişimi

BÖLÜM V

MEKANİK ÖZELLİKLERİN SONLU ELEMANLAR ANALİZ YÖNTEMİ İLE İNCELENMESİ

Son yıllarda özellikle malzemelerin çeşitli koşullar altında malzeme davranışlarının belirlenmesinde sonlu elemanlar yönteminin kullanımı giderek yaygınlaşmaktadır. Bu yöntem özellikle sac şekillendirme işlemlerinde malzemelerin şekillendirilebilme kabiliyetlerinin belirlenmesi, geri esneme davranışlarının belirlenmesinde yoğun olarak kullanılmaktadır. Bu analizlerden elde edilen sonuçlar ışığında kalıp tasarım ve imalatı, işlem parametrelerinin seçimi ve tasarıma uygun malzeme seçimi gibi birçok alanda kolaylık sağlamaktadır.

Daha önce de belirtildiği üzere sonlu elemanlar yöntemi kullanılarak elde edilen sonuçların gerçek şekillendirme sonuçlarına olan yakınlığı kullanılan modellerin malzemeyi temsil etme kabiliyetine bağlı bulunmaktadır. Bu anlamda Bölüm 4’de gerçekleştirilen modelleme çalışmalarında seçilen modellerin sonlu elemanlar analiz yönteminde çeşitli deneyler için kullanılarak sonuçlar karşılaştırılmıştır.

5.1. TRIP800 Çeliğinin Geri Esneme Davranışının Sonlu Elemanlar ile İncelenmesi

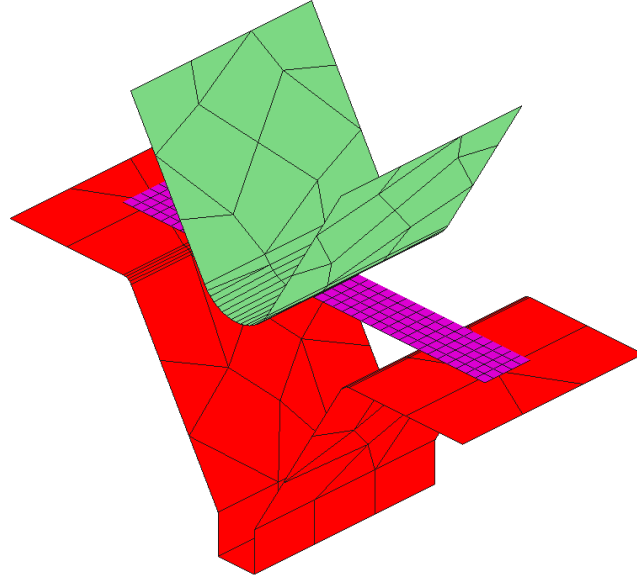
Özellikle sac şekillendirme işlemlerinde ki en büyük problemlerinden biri olan geri esneme davranışı malzemelerin şekillendirilme işlemi sonunda uygulanan yükün kaldırılması ile oluşan istenmeyen geometrik bozukluklardır. Malzemelerin tabiatları gereği sahip oldukları elastik davranışın bir sonucu olan bu durum üretilen parçaların montaj edilmesi esnasında büyük sıkıntılar oluşturmaktadır. Bundan dolayı malzemelerin geri esneme davranışlarının doğru olarak belirlenmesi kalıp tasarımlarındaki düzenleme zamanlarını azaltma ve parça üretimindeki kalitenin geliştirilmesi adına oldukça önemli olmaktadır.

Malzemelerdeki geri esneme davranışlarının belirlenmesine yönelik birçok deneysel çalışma yapılmıştır. Bu deneysel çalışmaların başında silindirik takım ile eğme deneyi (Martin ve Tsang, 1966), V-kalıp ile eğme deneyleri (Tan vd., 1992; Huang ve Leu,

1998; Asna, 2000), U-kanal şekillendirme deneyleri (Huang ve Leu, 1995) ve flanşlama (Davies ve Liu, 1984) gibi birçok deney yöntemleri gelmekte olup malzemelerin geri esneme davranışları hakkında bilgi edinilmiştir. Kullanılan bu yöntemlerden elde edilen sonuçlar esasında gerçek malzeme şekillendirme işlemlerinden elde edilen sonuçlara yakın olmamasına karşın, işlem parametreleri ve malzeme özelliklerinin geri esneme davranışı ile olan ilişkilerin bilimsel olarak belirlenmesi adına oldukça önemli olmaktadır. Yapılan bu deneysel çalışmalar parçalardaki geri esneme davranışı, malzemenin akma gerilmesinin ve kullanılan kalıplardaki kavisli bölgelerindeki eğrilik miktarlarının artması ile artış göstermiştir. Bununla birlikte pekleşme göstermeyen malzemelerde elastisite modülünün artması ile de geri esneme davranışı azaldığı tespit edilmiştir (Gardiner, 1955).

Yapılan deneysel çalışmaların yanı sıra bu problemin giderilmesine yönelik yapılan nümerik çalışmalarda sonlu elemanlar analiz yöntemi oldukça yaygın olarak kullanılmaya başlanmıştır. Yukarıda belirtilen basit deney düzeneklerinin sonlu elemanlar yazılım programlarında modellenmesi neticesinde gerçekleştirilen şekillendirme ve geri esneme simülasyonlarından elde edilen sonuçlar deneysel verilerle karşılaştırılmaktadır. Esasında gerçekleştirilen bu analiz süreçlerinde, malzemeleri temsil edebilecek uygun modellerin seçim işlemi gerçekleştirilmektedir. Deney sonuçları ile simülasyon sonuçları farklı malzeme modelleri, farklı sürtünme katsayıları, farklı miktarda kullanılan mesh miktarı vs. gibi durumlar için karşılaştırılmakta, uygun model ve parametrelerin tayini gerçekleştirilmektedir. Sonrasında ise gerçek geometri ve kalıplar üzerinde seçilen model ve parametreler uygulanarak karmaşık geometriye haiz iş parçaların şekillendirme ve geri esneme durumları incelenabilmektedir.

Bu bölümde ilk etapta 60°'lik V kalıpta eğme deneyine tabi tutulmuş yüksek mukavemetli TRIP800 çeliğinin geri esneme davranışı Dynaform sonlu elemanlar analiz programında modellenerek simülasyonlar gerçekleştirilmiştir. Bölüm 3'de geri esnemenin deneysel çalışma bölümünde gösterilmiş olan kalıp ve iş parçaları simülasyonlarda ki modellenmiş hali Şekil 5.1'de gösterilmektedir.



Şekil 5.1. TRIP800 çeliğinin geri esneme özelliğinin V kalıpta eğme deneyi için modellenmesi

İş parçaları CATIA yazılımı ile oluşturulmuş olup, eleman sayısını azaltmak için kabuk model olarak tasarlanmıştır. Tasarlanan parçalar ‘.igs’ olarak kaydedilip Dynaforma yazılımına aktarılmıştır. Sistem tanımlamaları ise Dynaform programında gerçekleştirilmiştir. Daha sonra oluşturulan modeller üzerine sonlu elemanlar ağı (mesh) uygulanmıştır. Burada kalıp ve zımba rijit malzeme olarak tanımlanarak sistem hesaplama yükü azaltılması sağlanmıştır. Böylelikle hesaplama süreside kısaltılmış olmaktadır. Şekillendirilecek olan iş parçasının modellenmesinde dört düğüm noktasına sahip BELYTSCHKO-TSAY shell (kabuk) elemanlar kullanılmıştır. Sac malzemelerin kalınlığı boyunca atanan bu noktaların sayısının özellikle geri esneme tahminlerinde önemli etkilere sahiptir ve genel itibari ile malzemelerin kalınlığında yapılan ağ sayısının artırılması geri esneme sonuçlarını deneysel verilere daha yakın verdiği gösterilmiştir(Wagoner ve Li, 2007).

Sac metal şekillendirme işlemlerinin sonlu elemanlar analizlerinde genel itibari ile implisit (dolaylı) ve/veya eksplisit (direkt) yaklaşım olmak üzere iki ayrı çözüm yöntemi kullanılabilir. Implisit yöntemlerle gerçekleştirilen analizlerde sabit ortalama ivme kabulü kullanılmaktadır. Kurulan sistemin non-lineerlik derecesine bağlı olarak sistem çözümündeki yakınsamanın sağlanabilmesi adına oldukça küçük alınmalıdır (Çetin, 2007). Ekspilisit yöntemle gerçekleştirilen analizlerde ise ivme ve

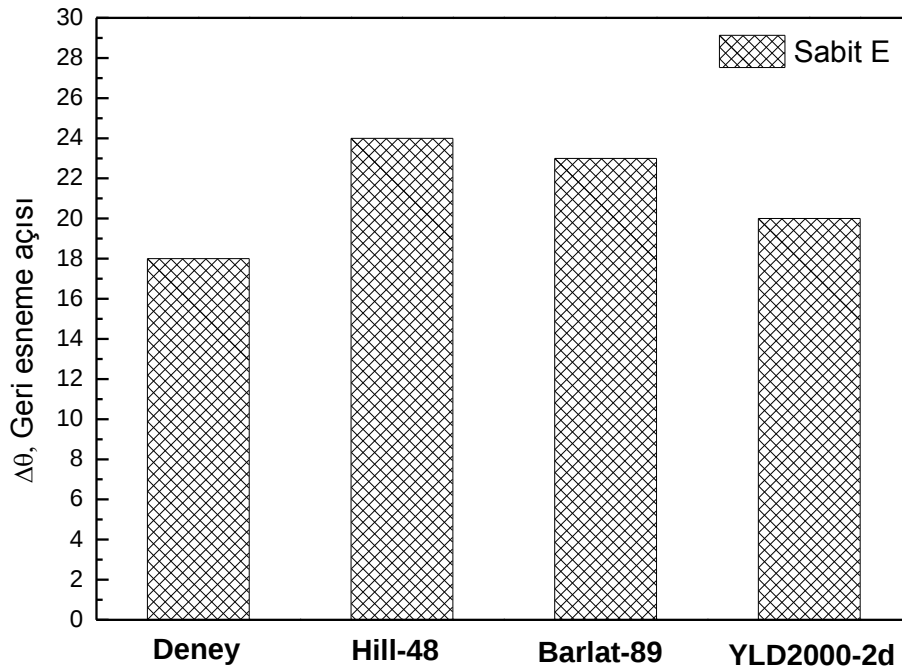
hız kavramları zamana ve yer değiştirmeye bağlı olarak ifade edilebilmektedir. Ekspilisit iterasyon birçok sonlu elemanlar çözüm yönteminden çok daha hızlı çözümüne ulaşır. Bu yüzden çok eleman içeren ve zaman basamağı sık non-lineer problemlerde tercih edilir. Sonuçların tutarlılığı yapılan kabullere bağlı olsa da genelde gerilmeden ziyade, yer değiştirme sonuçları istenen problemlerde tercih edilir. Sac metal şekillendirme işlemlerinin şekillendirme simülasyonlarında ekseri ekspilisit yöntem kullanılırken geri esneme davranışlarının belirlenmesinde implisit yöntem uygulanmaktadır.

Daha önceki bölümlerde de belirtildiği üzere sonlu elemanlar yazılımlarından elde edilen sonuçların deneysel verilerle iyi bir şekilde uyuşmasını sağlamak için, girilen malzeme parametrelerinin ve bu parametreler kullanılarak belirlenen malzeme modellerinin dikkatli bir şekilde belirlenmesi büyük önem arz etmektedir. Sac malzemelerin şekillendirme simülasyonlarında kullanılan malzeme modellerinden en önemlisi akma kriteri tayinidir. Literatürde farklı akma kriterlerinin simülasyonların başarısı üzerine birçok çalışma bulmak mümkündür. Bu durum Bölüm 4’de ayrıntılı olarak incelenmişti. Hatırlanacağı üzere sac malzemeler üretimleri gereği anizotropik özellik göstermelerinden ötürü anizotropik akma kriterleri kullanılarak modellenmeleri gerekmektedir. Bu tip modeller kullanılarak gerçekleştirilecek analizler gerçeğe daha yakın sonuçlar verecektir. Bu bölümde, Bölüm 4’de açıklanan farklı anizotropik akma kriterleri olan Hill48, Barlat89 ve Yld20002d’nin, V-kalıp eğme işlemi için geri esneme üzerindeki performansları incelenmiştir. Bu modellerin çalışılan yüksek mukavemetli TRIP800 eliği için temsil etme kabiliyetleri bir önceki bölümde incelenmiş, malzemelerin yöne bağlı olarak anizotropi ve akma dayanımlarının değişimini tahmin etmede, ilerinde en iyi sonucu Yld2000-2d akma kriteri vermiştir.

Simülasyonlarda kullanılan bir diğer önemli model ise çekme vs. gibi deneyler neticesinde elde edilmiş akma eğrilerini temsil eden modellerdir. Bu modellerde iş parçasının deformasyonu esnasında malzeme üzerinde oluşan gerilme değerlerinin tam olarak belirlenebilmesi adına oldukça önemli olmaktadır. Bu bölümde farklı anizotropik akma kriterlerinin yanı sıra Hollomon denklemi kullanılarak gerilme birim deformasyon eğrileri modellenmiştir. Yüksek mukavemetli DP ve TRIP eliklerin şekillendirilme işlemleri oda sıcaklığında gerçekleştirildiğinden, tez kapsamında da yapılan geri esneme

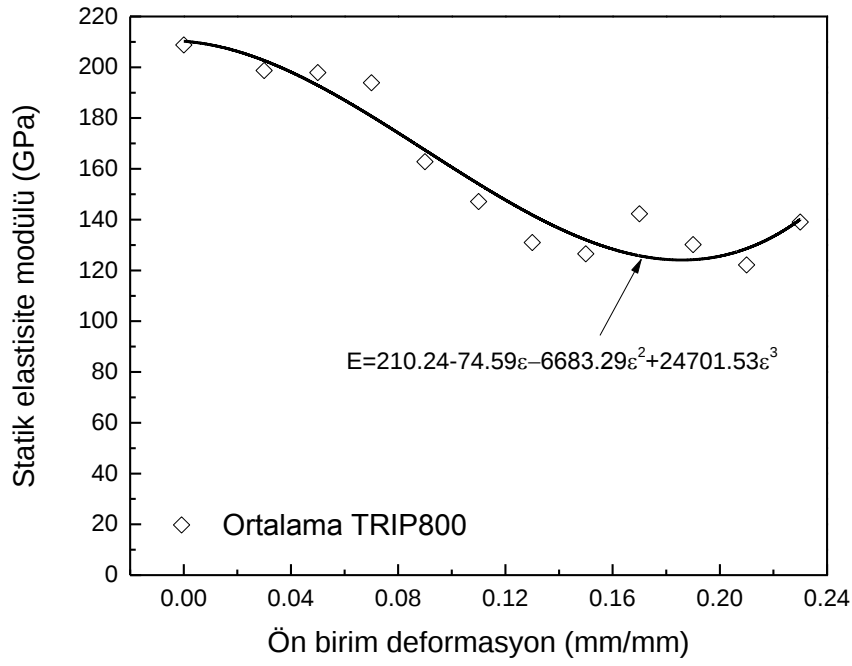
simülasyonları oda sıcaklığında yapılan deneyler neticesinde elde edilmiş verilerin kullanılması ile gerçekleştirilmiştir.

Şekil 5.2’de farklı anizotropik akma kriterleri ile gerçekleştirilmiş geri esneme simülasyon sonuçları ile deneysel olarak elde edilmiş sonuçların karşılaştırılması yapılmaktadır. Şekilden de görüleceği üzere deneysel verilere en yakın sonucu Yld2000-2d akma kriteri kullanılarak gerçekleştirilen simülasyon sonuçları vermiştir.



Şekil 5.2. Farklı anizotropik akma kriterlerinin geri esneme tahmini üzerindeki performansları

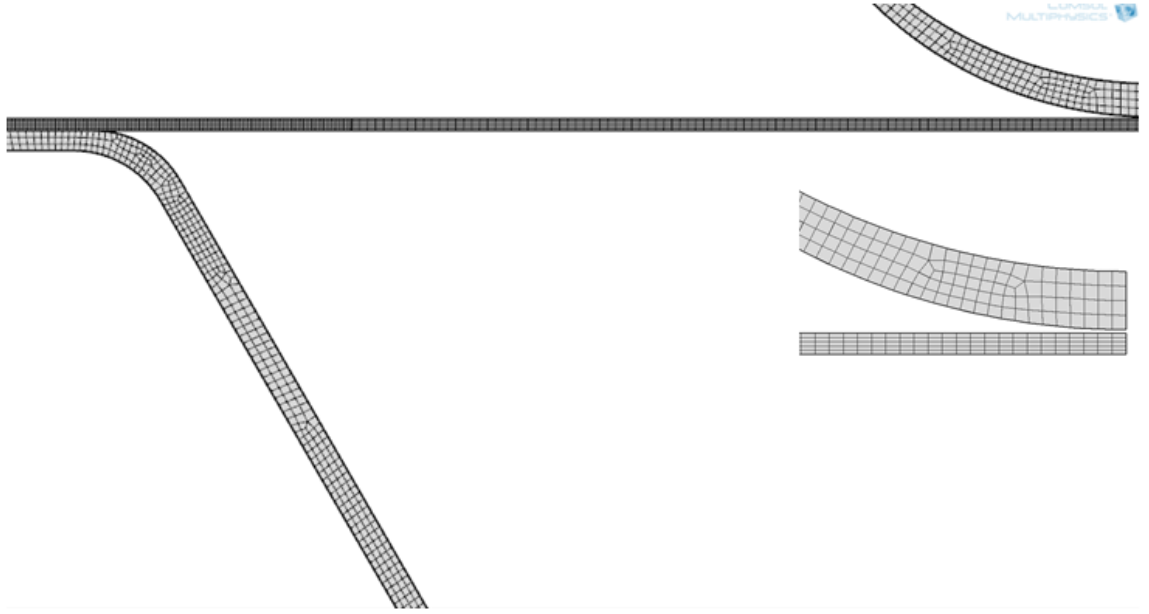
Bölüm 4’de malzemelerin mekanik özelliklerinin bir kısmının uygulanan deformasyon ile birlikte değişebildiği gösterilmiştir. Bu özelliklerin başında özellikle geri esneme sonuçlarını önemli ölçüde değiştirebilen elastisite modülü gelmektedir. Malzemelerdeki geri esneme davranışı, deformasyon esnasında depoladıkları elastik enerjinin bir sonucu olmasından ötürü bu özelliğin değişiminin belirlenmesi büyük önem arz etmektedir. Şekil 5.3’de elastisite modülünün deformasyon ile değişimi ve bu değişime uydurulmuş kübik bir fonksiyonun grafiği gösterilmektedir.



Şekil 5.3. Elastisite modülünün deformasyon ile değişimi

Değişken olarak tanımlanmış elastisite modülünün geri esneme üzerindeki etkilerini belirleyebilmek için deney düzeneği iki boyutlu (2D) olarak Comsol V4. programına tanıtılmıştır. Comsol programının diğer bilinen metal şekillendirme simülasyon programlarına olan üstünlüğü, program altyapısında bulunmayan modellerin kolaylıkla programa uyarlanabilme özelliğidir. Bu program ile sac metal şekillendirme simülasyonlarında kullanılan akma yüzeyi modelleri, akma eğrisi modelleri ve/veya değişken olan herhangi bir özellik programa kullanıcı tarafından tanımlanmış semboller ile çözdürülüp bu değişken değerlerin malzeme üzerindeki görüntüsü kolaylıkla elde edilebilmektedir. Diğer programlarda ise program altyapısında bulunmayan değerlerin hesaplatılıp geometri üzerinde görselleştirilmesi ancak altprogram (subroutine) yazılması ile mümkün olabilmektedir. Bu özelliği ile Comsol oldukça kolay kullanılma özelliğine sahiptir.

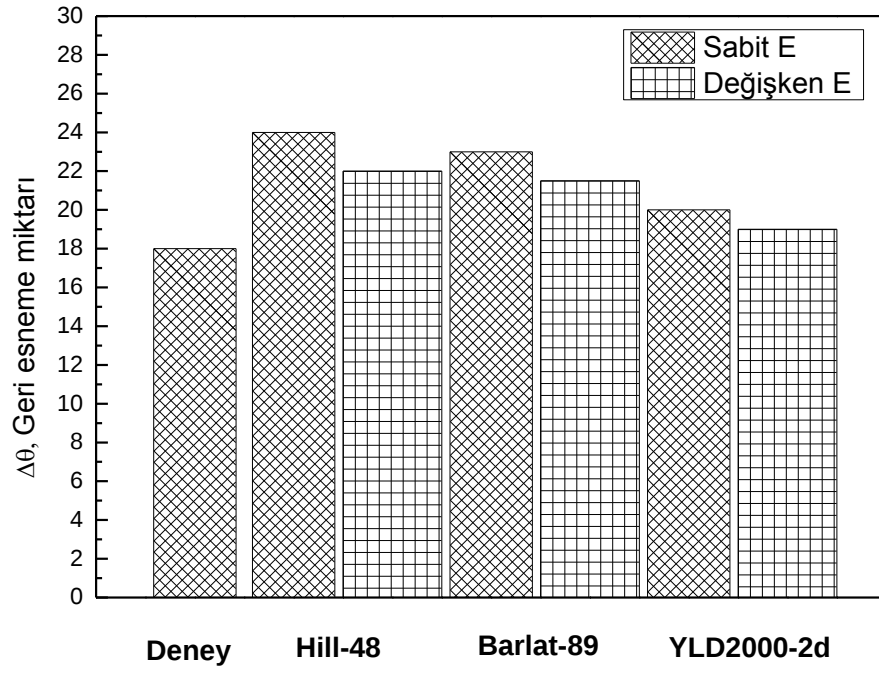
Simülasyonlar esnasında bu elastisite modülündeki değişim programa tanımlanmış analizler akma kriterleri için tekrar koşturulmuştur. 2D olarak V eğme kalıbı modellenmiş, modellenirken çözümleme işleminin kısaltılması adına simetrik olarak çizilmiştir. Şekil 5.4’de Comsol’da yapılan modelin ağırlık yapısı görülmektedir.



Şekil 5.4. V eğme kalıbın ağı görüntüsü

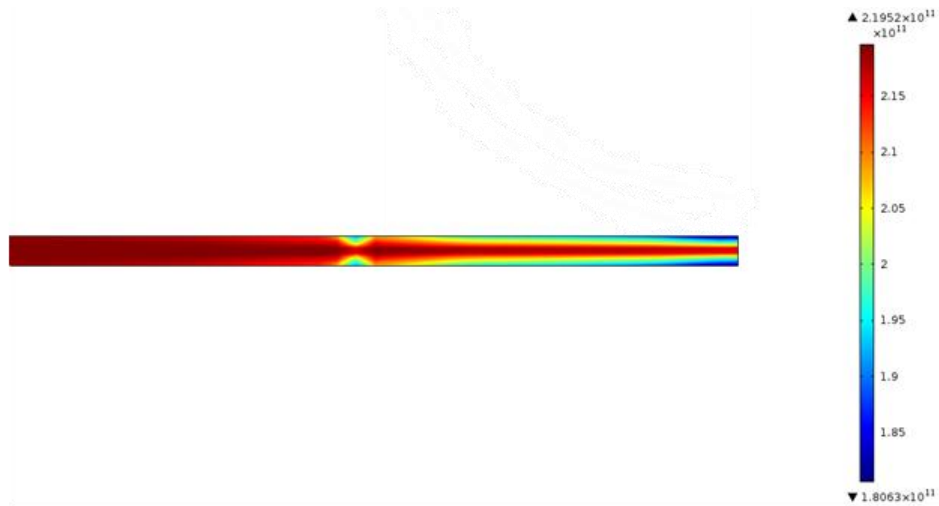
2D boyutlu olarak yapılan modellemede iş parçası ve kalıplar ayrı ayrı ağ yapısı ile örülmüştür. Burada iş parçasının dışı kalıp ile temas ettiği bölgelerde daha fazla sayıda eleman kullanılarak radyuslu bölgelerdeki temas problemlerinin önüne geçilmiştir. Bunun yanı sıra iş parçası kalınlık boyunca 5 eşit elemana bölünmüştür. İş parçası üzerinde toplam 3081 adet yapısal ağ kullanılmıştır. Bununla birlikte kalıplar üzerinde ise yapısal olmayan 4 nodlu quad eleman tipi kullanılmıştır.

Şekil 5.5’de değişken elastisite modülü tanımlanarak elde edilmiş geri esneme analiz sonuçları verilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere geri esneme simülasyon sonuçları bütün anizotropik akma kriterleri için deneysel verilerle iyi sonuç vermiş olup en iyi tahmin yine Yld-2000 akma kriteri ile belirlenmiştir. Bununla birlikte Dynaform ile gerçekleştirilen simülasyonlarda elde edilen tahmin değerleri deneysel verilerin altında kalırken Comsol V4 ile değişken elastisite modülü kullanılarak elde edilen simülasyon sonuçları deneysel verilerden biraz daha yüksek tahmin edilmiştir.



Şekil 5.5. 2D geri esneme sonuçları (Değişken elastisite modülü ile)

Şekil 5.6’da ise yapılan şekillendirme işlemi sonrası malzeme yüzeyinde oluşan elastisite modülünün dağılımı gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere plastik deformasyonun diğer bölgelere nazaran daha çok olduğu zımba uç bölgesinde elastisite modülündeki değişim daha büyük olmuş ve 210 GPa’dan 175 GPa’a kadar düşmüş bulunmaktadır.

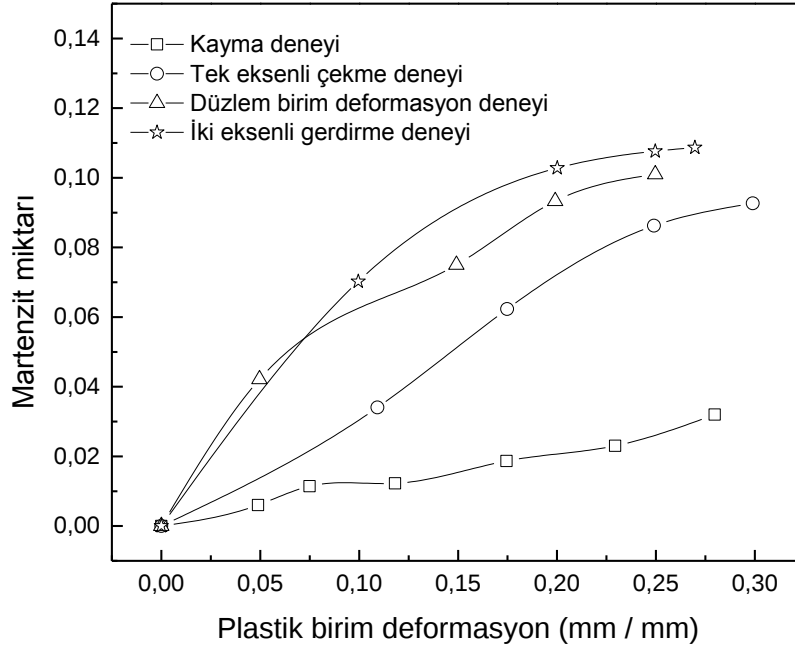


Şekil 5.6. Geri esneme sonrası malzemede kalınlık boyunca elastisite modülünün değişimi

Özellikle süzdürme çubukları ile gerdirme işlemi ile şekil verme işlemlerinde ve karmaşık geometrili parçaların üretiminde elastisite modülündeki değişim daha fazla ve malzemenin genel boyutuna yayılmış olarak karşımıza çıkacaktır. Bu anlamda bu özelliğin doğru olarak belirlenip programlara aktarılması sonuçların doğruluğunu önemli miktarda etkileyecektir.

5.2 TRIP800 Çeliğinin Deformasyonu Esnasında Martenzitik Dönüşümün Çeşitli Deneyler İçin Sonlu Elemanlar Analizi İle İncelenmesi

Bölüm 4’de tez kapsamında çalışılan TRIP800 çeliğinin deformasyonu esnasında meydana gelen martenzitik dönüşüm miktarının belirlenmesine yönelik modelleme çalışması gerçekleştirilmiştir. Bu bölümde ise deformasyon ile oluşan martenzit miktarının çeşitli mekanik deneyler için tayini sonlu elemanlar analizi ile gerçekleştirilmiştir. Literatürde yapılan incelemelerde TRIP çelikleri içerisinde bulunan kalıntı östenitin martenzit fazına olan dönüşümü şekillendirme esnasında malzeme üzerinde oluşan deformasyon modlarının tipine de bağlı olarak değişmektedir. Şekil 5.7’de malzeme içerisinde ki kalıntı östenitin martenzit fazına olan dönüşümünün çeşitli deformasyon modları için değişimi gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere dönüşüm miktarı en yavaş kayma deneyi ile elde edilirken en hızlı iki eksenli gerilme halinde meydana gelmiştir. Bu durum malzeme de meydana gelen gerilme yığılmalarının dönüşümün kinetiği üzerindeki etkisi ile açıklanabilir.

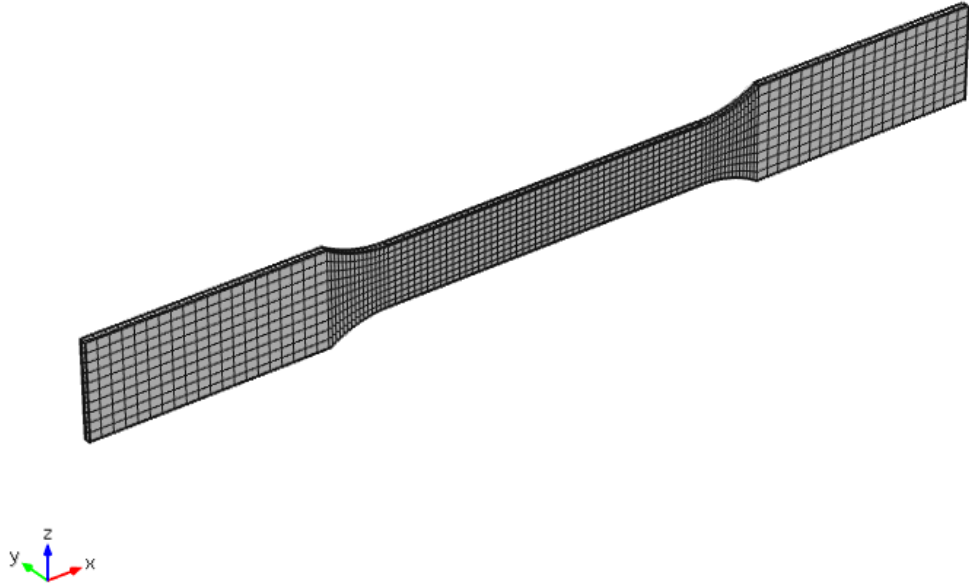


Şekil 5.7. Farklı tipteki deformasyon modlarının martenzit dönüşümü üzerindeki etkileri
(Shan vd., 2008)

5.1.1. Çekme deneyi simülasyonu

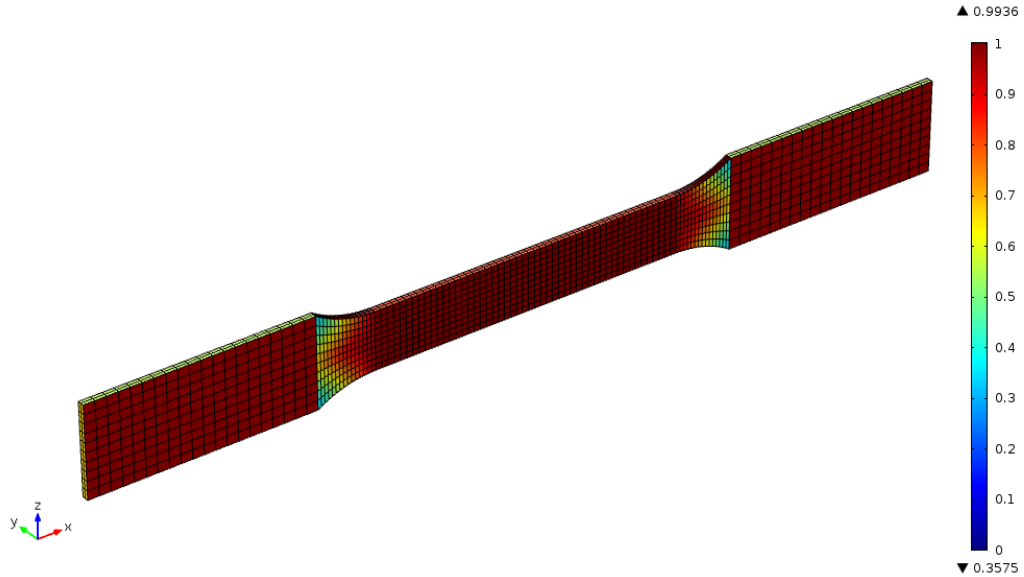
Yapılan deneysel çalışmalarda malzememizde meydana gelen martenzitik dönüşüm çekme deneyi ile verilen deformasyonlar neticesinde belirlendiğinden, ilk etapta çekme deneyi numunesinin oda sıcaklığında simülasyonu gerçekleştirilerek malzemede meydana gelen dönüşümün numune üzerinde görselleştirilmesi yapılmıştır. Simülasyonlardan elde edilen veriler daha sonra deneysel verilerle karşılaştırılmış kullanılan model doğrulanmıştır. Simülasyonlar Comsol-V4 yazılımı kullanılarak gerçekleştirilmiştir.

Mevcut kullanılan modelin çekme deneyinin sonlu elemanlar analizi için doğrulaması gerçekleştirildikten sonra kayma ve iki eksenli gerdirme durumlarında martenzitik dönüşümün değişimi içinde simülasyonlar yapılmıştır. Şekil 5.8’de çekme deney simülasyonu için kullanılan numunenin ağı görüntüsü gösterilmiştir.



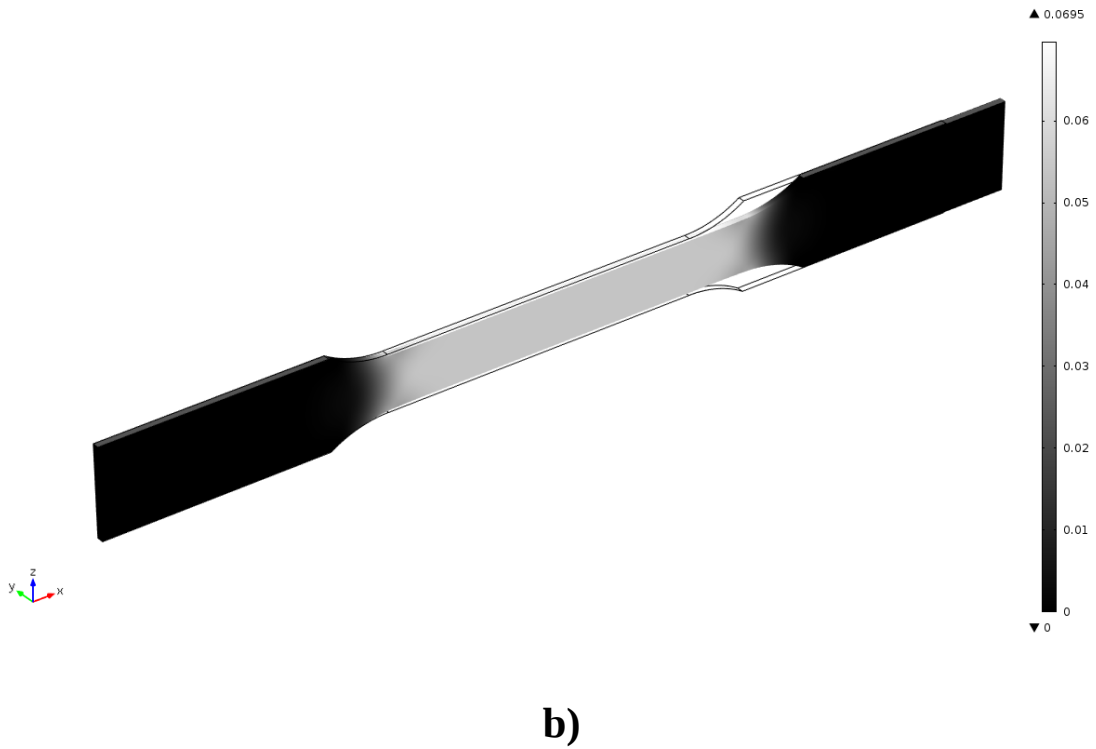
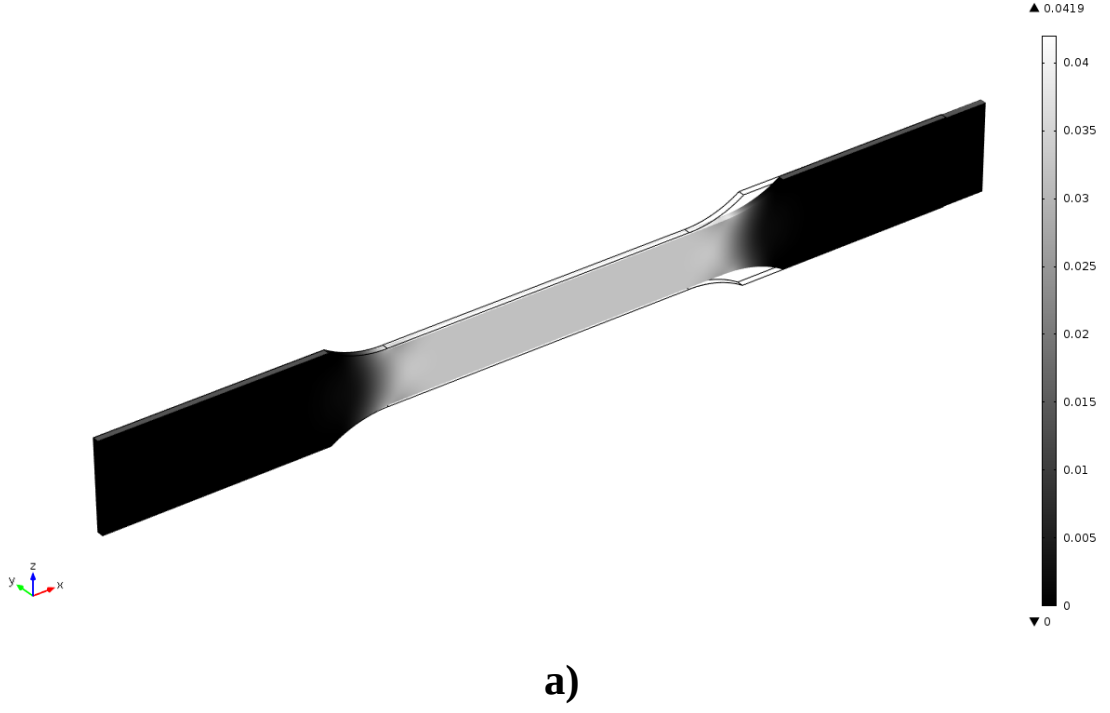
Şekil 5.8. Çekme deneyi simülasyonlarında kullanılan numunenin ağ atılmış görüntüsü

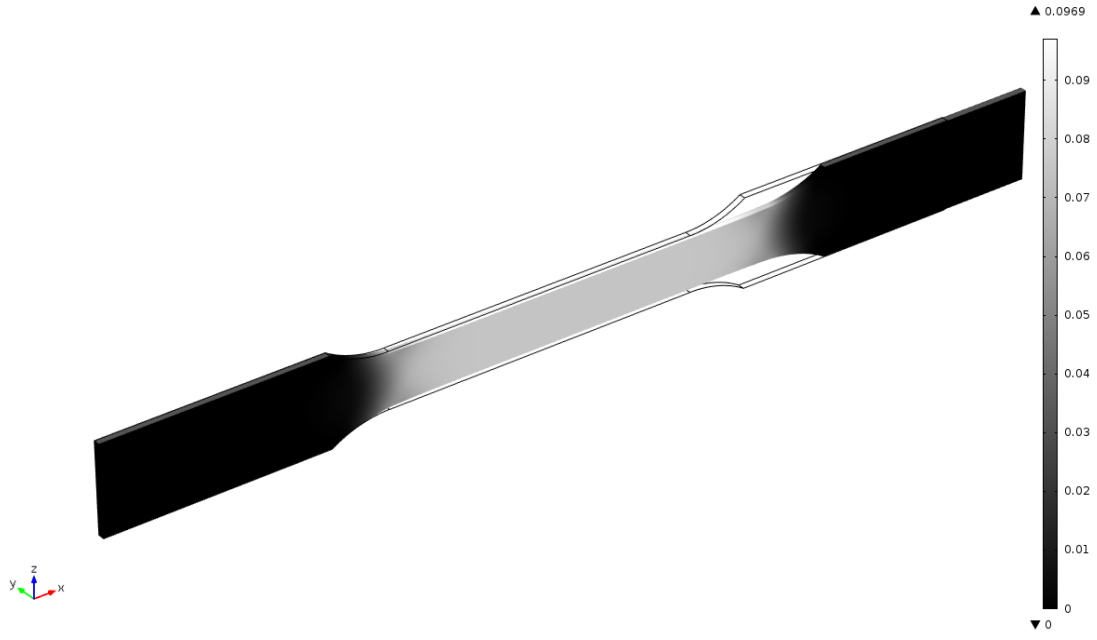
Çekme deneyi simülasyonlarında toplam 2400 eleman kullanılmış olup eleman sayısının deney numunesi için uygunluğu Şekil 5.9’da verilmiştir. Şekil 5.9 incelendiğinde uygulanan ağın ve sayısının özellikle deformasyon bölgesi için 1 civarında olduğu tespit edilmiştir. Buda yapılan analizlerde ağa bağlı sonuçların değişkenliğini ortadan kaldırıldığı anlamına gelmektedir.



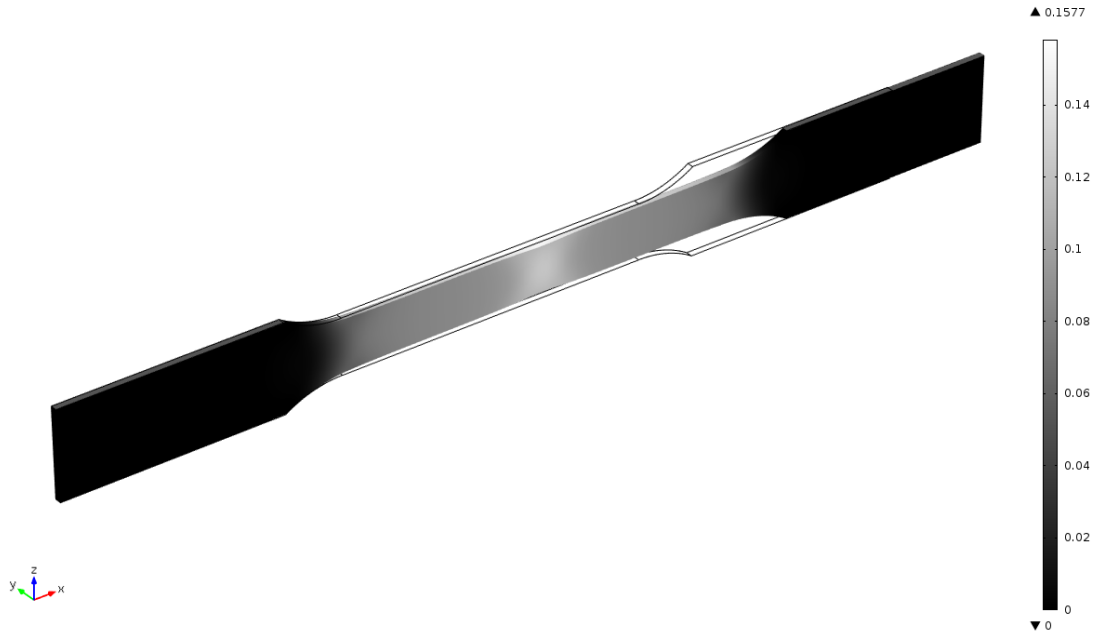
Şekil 5.9. Çekme deneyi numunesi için uygulanan ağın uygunluk derecesi

Yapılan bu analizler sonucu edilen sonuçların deneysel verilerle olan uyumluluğu daha karmaşık geometriye sahip parçalar içerisinde meydana gelen değişimlerinde doğru bir şekilde tahmin edilebilceğini gösterecektir. İlk etapta çekme deney sonuçları incelenecek olursa şekil 5.10’da farklı deformasyon miktarları a)10 mm, b)15 mm, c) 20 mm ve d) boyun verme anı 23.8 mm için martenzit oluşumu numune üzerinde görselleştirilmiştir.





c)



d)

Şekil 5.10. Farklı deformasyon miktarları için martenzit oluşumunun çekme deney numunesi üzerindeki dağılımı

Çekme deney simülasyonlarından elde edilen martenzitik dönüşümün farklı deformasyon miktarları için deney numunesi üzerindeki görüntüsü Şekil 5.10'da gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere deformasyonla birlikte elde edilen

dönüşüm miktarı deneysel verilerle uyumluluk göstermektedir. Daha önce de belirtildiği üzere simülasyonlar oda sıcaklığında (25 °C) sabit deformasyon hızında (0,0016 s⁻¹) gerçekleştirilmiştir. Bununla birlikte diğer deformasyon hızlarında da simülasyonlar gerçekleştirilmiş ancak görüntüler verilmemiştir. Bunun yerine farklı deformasyon hızları için gerçekleştirilmiş çekme deney simülasyonlarından elde edilen akma eğrileri Şekil 5.11’de verilmiştir. Simülasyonlarda akma eğrisi belirlenirken Eşitlik (5.1) kullanılmıştır.

$$\sigma = f_a \sigma_a + f_b \sigma_b + f_f \sigma_f + f_m \sigma_m \quad (5.1)$$

Eşitlik (5.1)’de her bir faza ait gerilme değerleri aşağıdaki eşitlikten belirlenmiş olup her bir faza ait mukavemet katsayısı K ve pekleşme üsteli n değerleri aşağıda Çizelge 5.1’de verilmiştir.

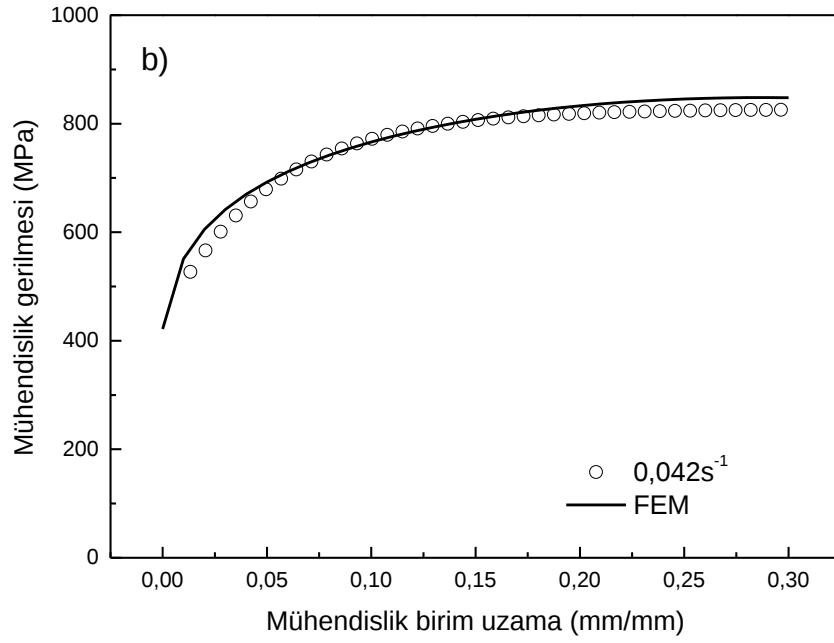
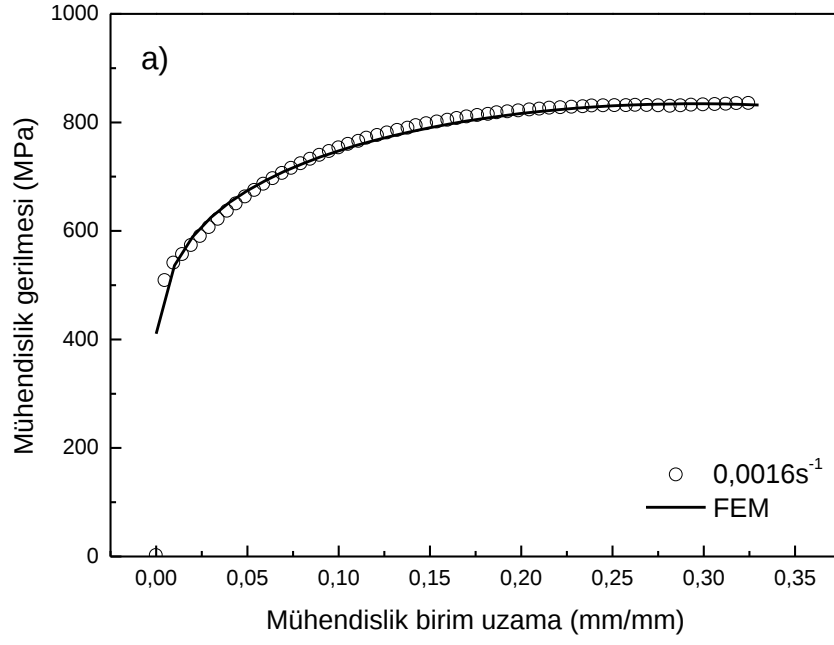
$$\sigma = K (\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_{ref}} \right)^m (1 - \lambda \Delta T) \quad (5.2)$$

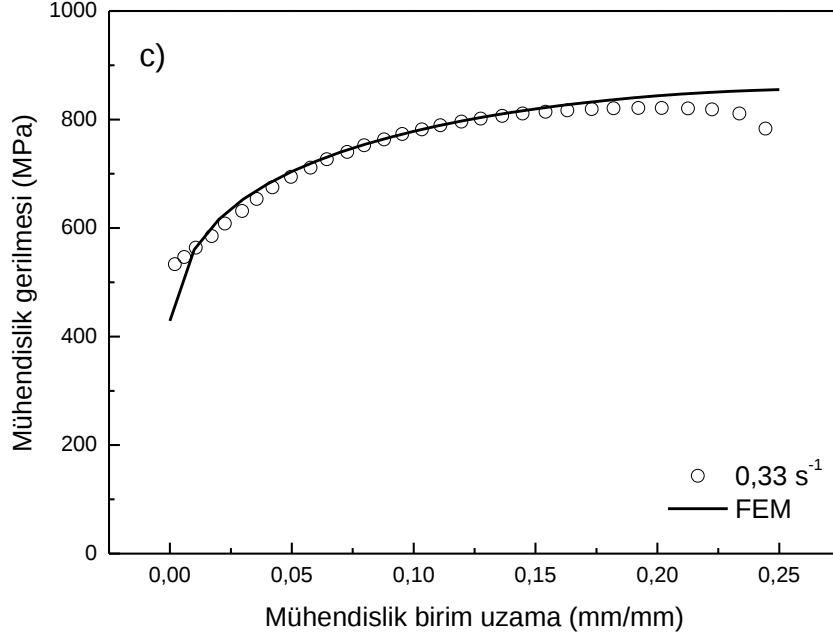
Çizelge 5.1. Fazlara ait malzeme parametreleri

	K	n	ε_0	m	λ
Ferrit	746	0,18	0,002	0,0083	0,02
Beynit	1885,3	0,14	0,002		
Kalıntı Ostenit	1495	0,39	0,02		
Martenzit	2487	0,045	1e-7		

Bu verilerden bazıları literatürde mevcut olmasına karşın malzeme içerisinde ve hatta fazlarda yer alan alaşım elementlerin oranları (i.e C içeriği) bu özellikleri değiştirmektedir. Bu anlamda malzeme içerisinde yer alan faz oranlarının ve deformasyonla birlikte martenzit ve ostenit fazlarındaki değişim tayin edildikten sonra eşitlik deneysel akma eğrisine uydurularak belirlenmiştir. Eşitlik (5.1) ve (5.2) sonlu elemanlar analiz programında martenzit miktarının değişimine göre hesaplatılmış sonuçlar farklı deformasyon hızları için aşağıda Şekil 5.11(a-c)’de verilmiştir. Şekilden

de görüleceği üzere sonlu elemanlar modeli (FEM) ile elde edilen sonuçlar deneysel verilerle çok iyi uyum göstermektedir.

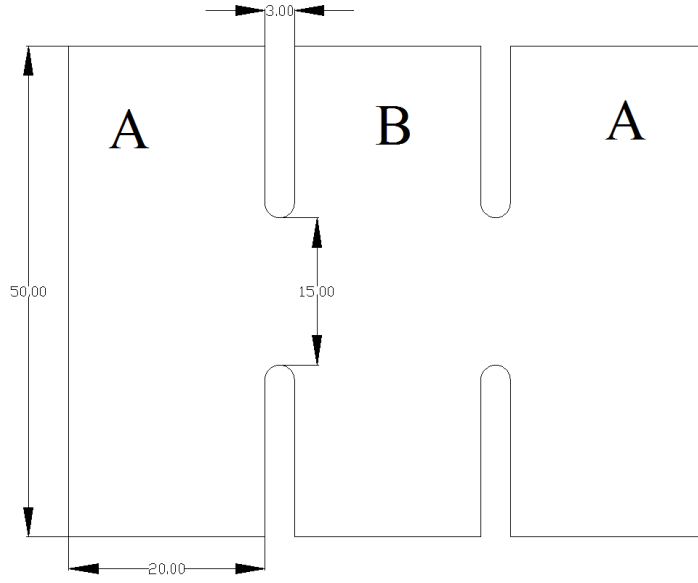




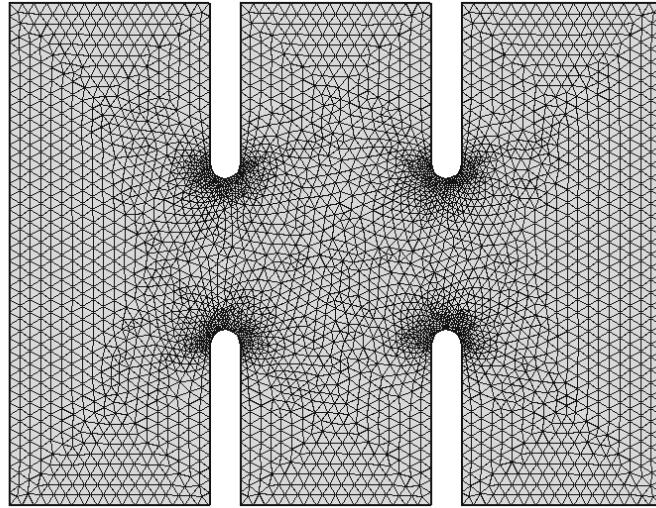
Şekil 5.11. Çekme deney simülasyonu ve deney verilerinin karşılaştırılması

5.1.2. Kayma deneyi simülasyonu

Gerçekleştirilen çekme deneyi simülasyonlarında kullanılan malzeme modelinin doğrulaması yapıldıktan sonra malzememiz içerisinde meydana gelen martenzitik dönüşümün diğer deformasyon modlarında nasıl değişiklik gösterdiği üzerinde de çalışmalar gerçekleştirilmiştir. Bu çalışmayı gerçekleştirmek için Şekil 5.12’de gösterilen geometri iki boyutlu olarak Comsol V4 yazılımında modellenmiştir. Seçilen geometride 3 mm genişliğinde ve 15 mm uzunluğunda iki adet deformasyon bölgesi mevcuttur. Burada deformasyon B bölgesinin pozitif y yönünde mesafe kontrollü olarak hareket ettirilmesi ile elde edilmiştir. B bölgesinin hareketi süresince A bölgeleri sabit olarak tutulmuştur. Seçilen geometri Zillmann vd., (2012)’nin yapmış oldukları çalışmadan alınmış olup bu geometri için yaklaşık kayma birim şekil değişiminin 0,5’e kadar homojen olarak elde edildiğini vurgulamışlardır. Bu anlamda yapılan çalışmada da 0,5’lik kayma birim şekil değişimi oluşacak şekilde B bölgesinin mesafe mesafesi ayarlanmış ve yaklaşık olarak bu değer 2 mm olarak tayin edilmiştir.

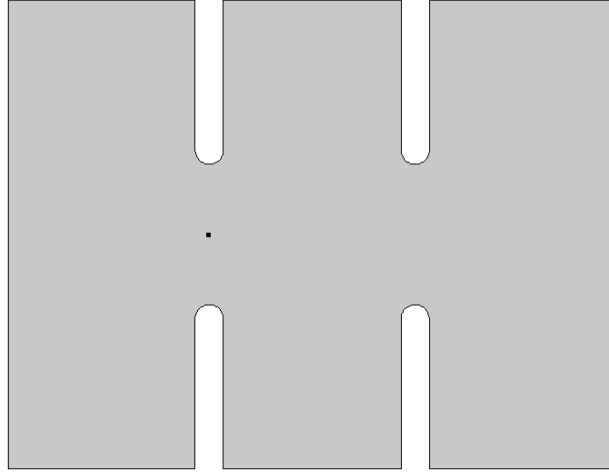


Şekil 5.12. Kayma testi numunesi geometrik büyüklükleri



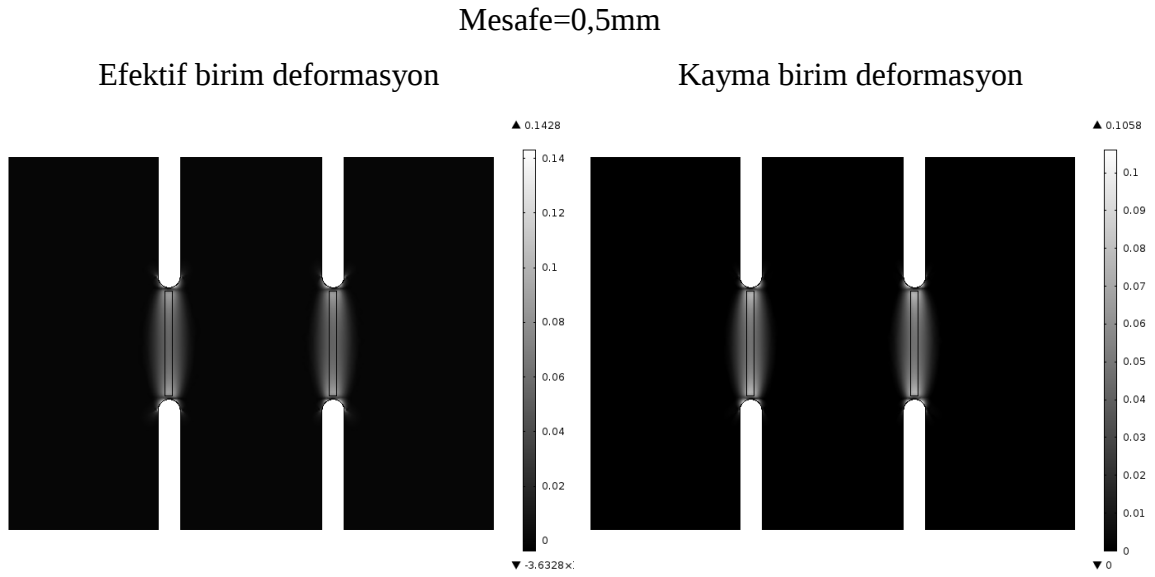
Şekil 5.13. Kayma testi numunesinin ağı görüntüsü

Çaplı bölgelerde oluşabilecek tekil noktaları gidermek için modelin ağ yapısı oluşturulurken üçgen tipli ağ seçilmiştir. Modelde 6209 adet ağ kullanılmış olup Şekil 5.13’de gösterilmiştir. Şekilden de görüleceği üzere kayma tipli deformasyonun oluşacağı bölgelerde bulunan çaplı bölgelerde ağ yoğunluğu daha fazla bulunmaktadır. Bu durum bu bölgelerdeki hesaplamaların daha doğru ve homojen olmasını sağlayacaktır. Şekil 5.14’de kayma deney numunesindeki kayma tipli deformasyon oluşan bölgenin tam orta noktasından martenzitik dönüşüm miktarı belirlenip bu nokta için grafikler düzenlenmiştir.



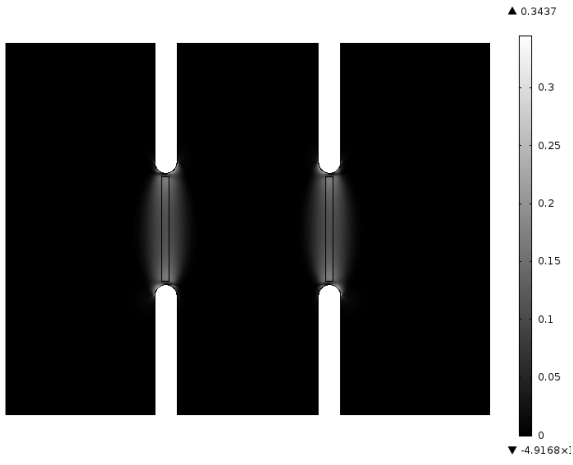
Şekil 5.14. Martenzitik dönüşümün hesaplatıldığı bölge ve nokta

Analiz neticesinde mesafe ile malzeme yüzeyinde oluşan efektif ve kayma birim deformasyon dağılımı Şekil 5.15’de verilmiştir. Şekil 5.15’de gösterilen değerler $0,0016 \text{ s}^{-1}$ deformasyon oranlarını için yapılan hesaplamaları göstermektedir.

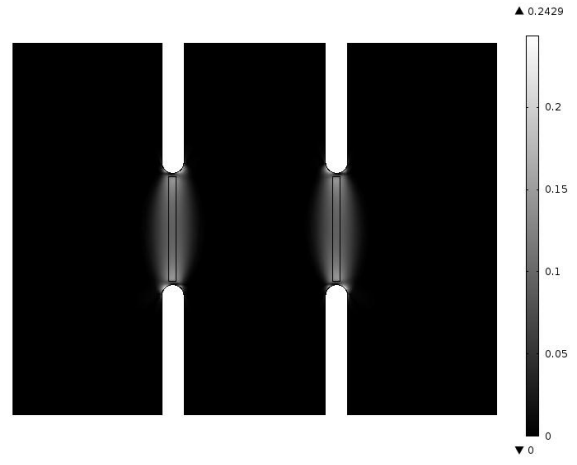


Mesafe=1mm

Efektif birim deformasyon

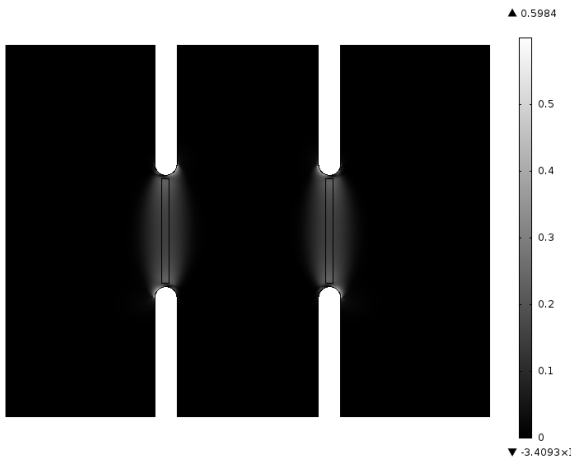


Kayma birim deformasyon

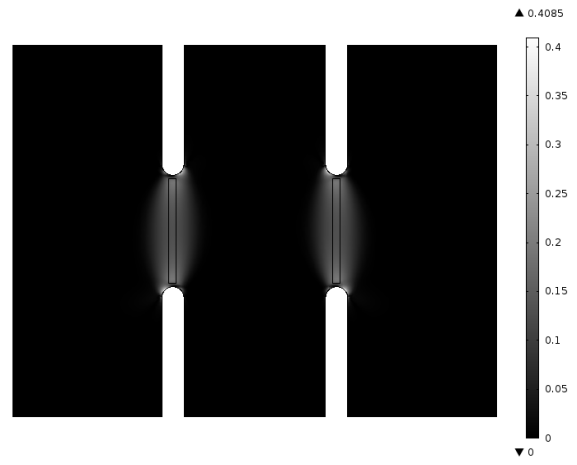


Mesafe=1,5mm

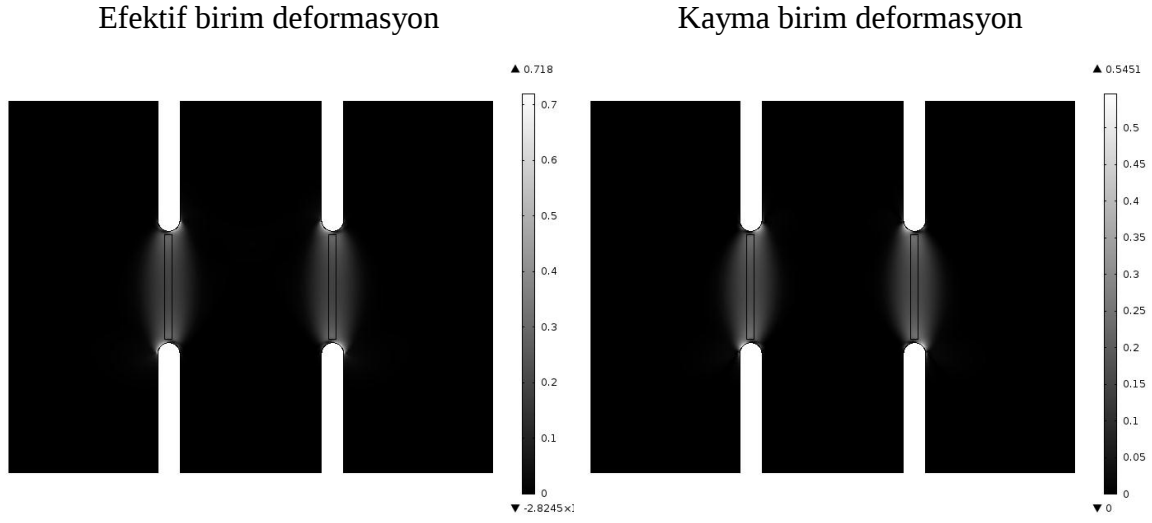
Efektif birim deformasyon



Kayma birim deformasyon

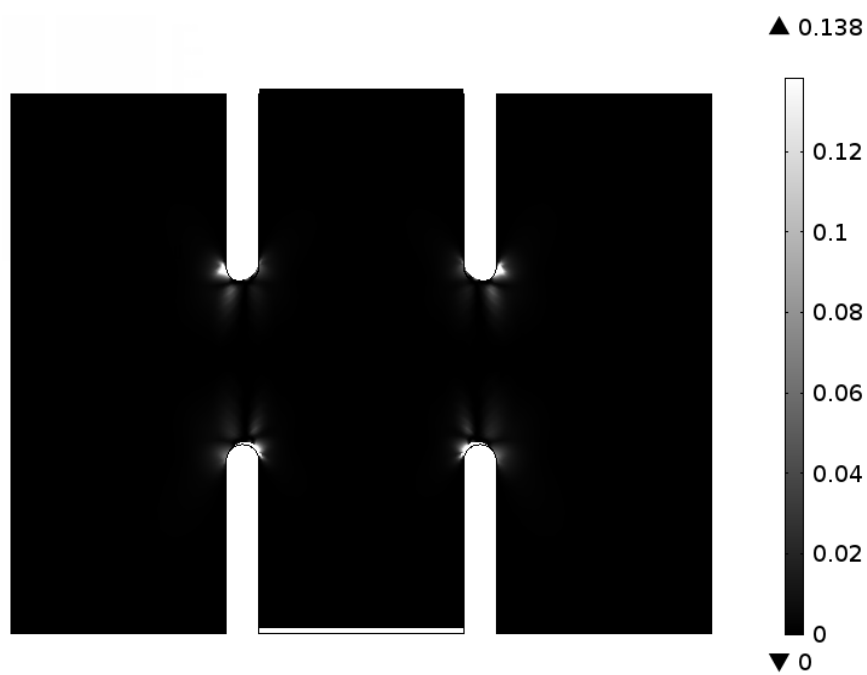


Mesafe=2mm

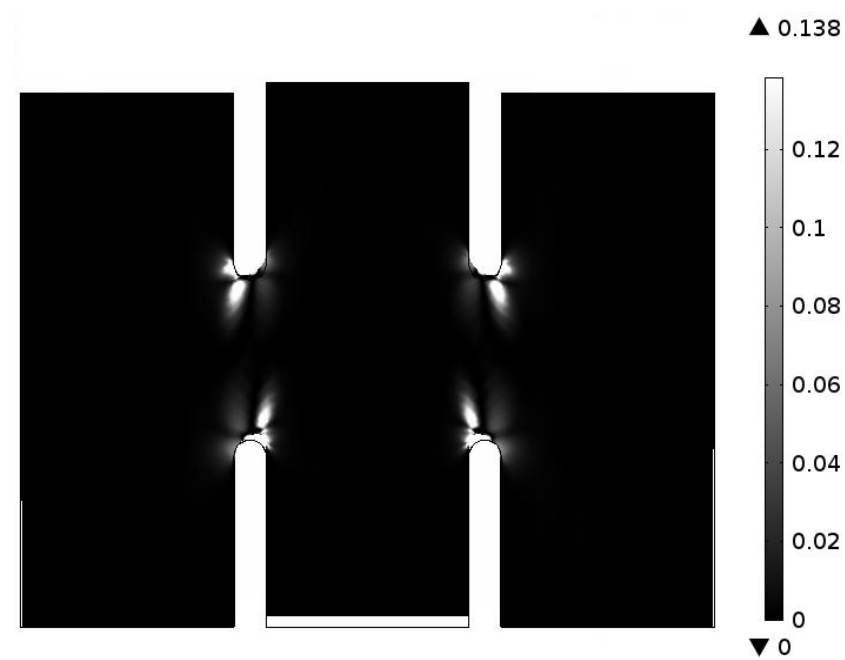


Şekil 5.15. Kayma deneyi neticesinde oluşan efektif birim deformasyon ve kayma birim deformasyonu

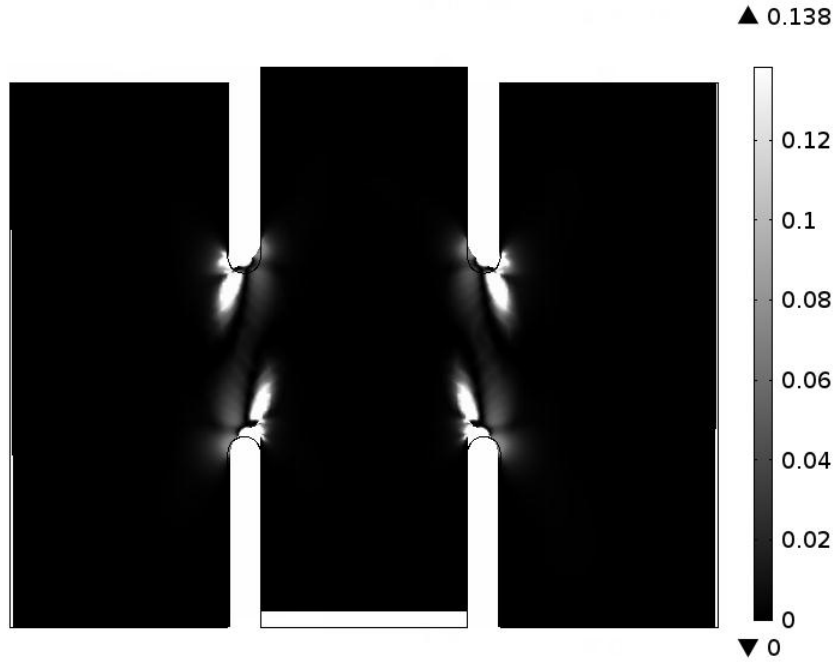
Şekilden de görüleceği üzere stroke mesafesi küçük olmasına karşın çok büyük birim şekil değişimleri elde edilmiştir. 2mm'lik stroke mesafesi için 0,718'lik efektif, 0,545'lik te kayma birim deformasyon miktarı elde edilmiştir. Şekil 5.16'da ise, Şekil 5.14'de gösterilen martenzitik dönüşümün hesaplatıldığı bölge içerisindeki noktada meydana gelen martenzitik dönüşüm değerinin 0.8 mm stroke mesafesine tekabül eden 0.231 mm/mm efektif birim deformasyon değerinde maksimum değere ulaştığı belirlenmiştir. Bundan dolayı burada sadece bu değer için oluşturulmuş martenzitik dönüşüm dağılımı gösterilmiştir. Aşağıdaki şekilde görüleceği üzere martenzitik dönüşüm miktarı maksimum %13,8 civarında olmuş bu değer ise daha çok çaplı bölgelere yakın yerlerde oluşmuştur. Seçili bölge içerisinde belirlenen noktada ise bu değer çok daha az olmaktadır.



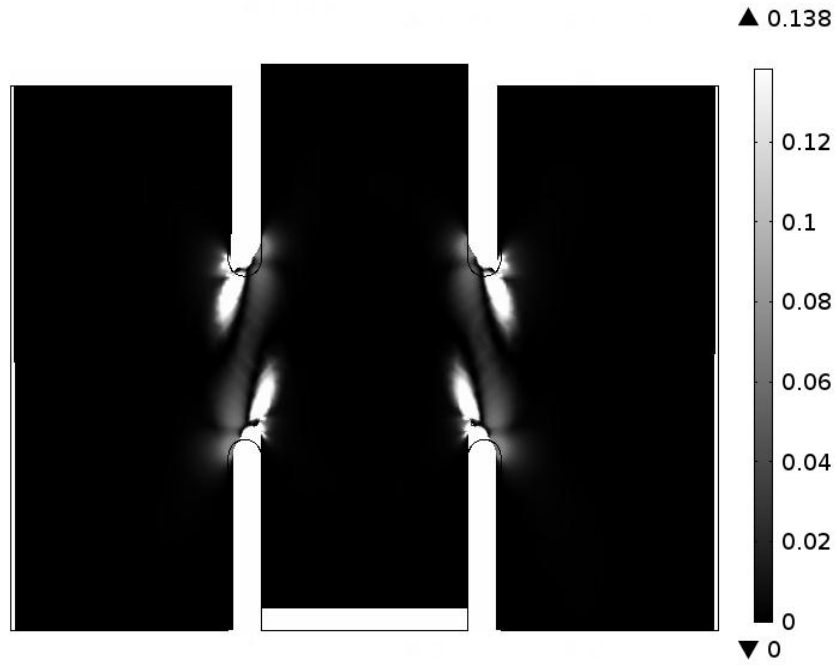
a)



b)



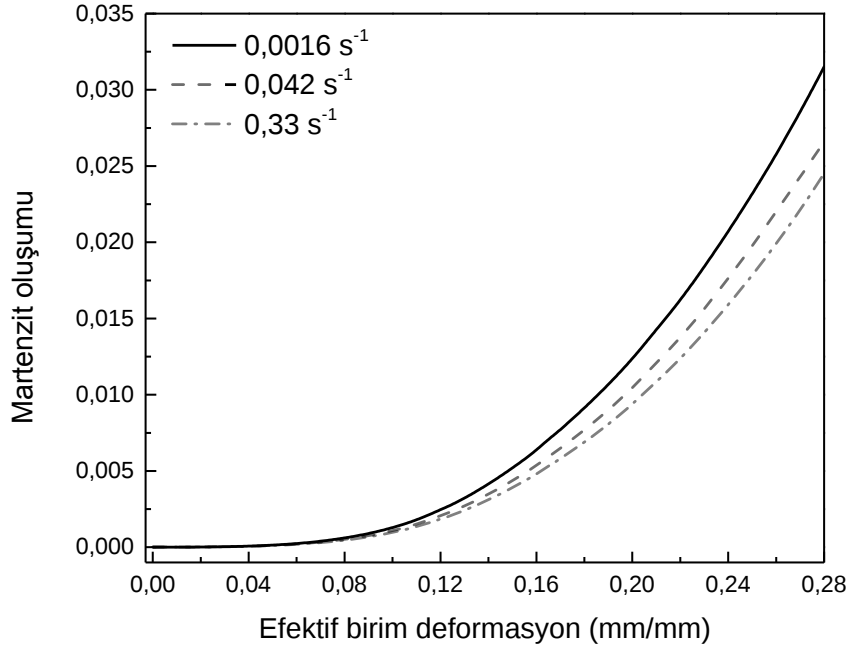
c)



d)

Şekil 5.16. Kayma deneyinde farklı mesafeler a) 0,5 mm b) 1 mm c) 1,5 mm d) 2 mm için martenzitik oluşumu

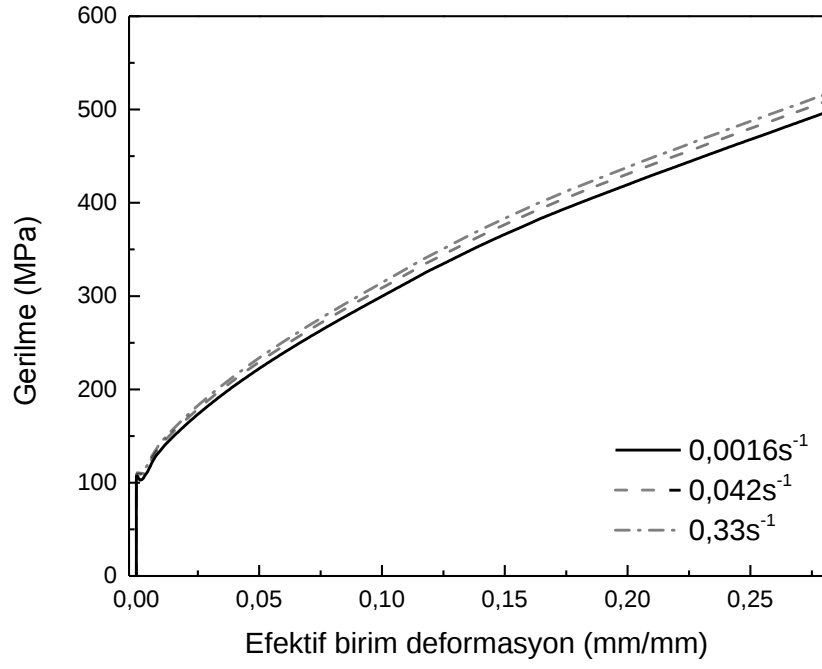
Çalışma kapsamında belirlenen nokta için martenzitik dönüşüm miktarı farklı deformasyon hızları için hesaplatılmış ve Şekil 5.17’de gösterilmiştir. Hesaplatmalarda deformasyon hızı olarak çekme deney simülasyonlarında olduğu gibi 0,0016, 0,042 ve 0,33 s⁻¹ olarak seçilmiştir.



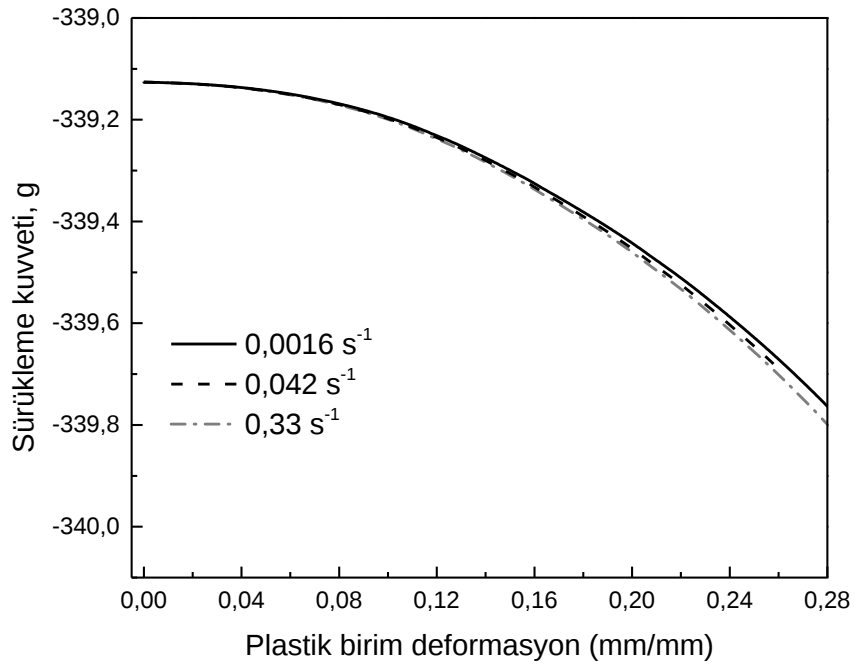
Şekil 5.17. Martenzitik dönüşüm miktarının kayma deneyi için farklı deformasyon hızları için değişimi

Şekil 5.17’den görüleceği üzere martenzitik dönüşüm deformasyon hızı ile birlikte azalma göstermiştir. İlave olarak elde edilen simülasyon sonuçları Shan vd., (2008) yapmış olduğu deneysel çalışma sonuçları ile uyumluluk göstermektedir.

Bununla birlikte yapılan analizlerde yine seçili nokta için oluşan gerilme değerinin deformasyonla birlikte değişimi Şekil 5.18’de verilmektedir. Yapılan gerilme değeri hesabında çekme deney simülasyonlarında ki gibi Eşitlik (5.1) ve (5.2) kullanılmıştır. Burada da malzeme içerisinde oluşan dönüşümün gerilme birim deformasyon eğrisi üzerindeki etkisi düşünülmüştür. Şekilden de görüldüğü üzere çekme deney sonuçlarında olduğu gibi gerilme değerleri uygulanan deformasyon hızı ile birlikte küçük bir artış göstermiştir. Bununla birlikte kayma deneyi ile malzemenin akma noktası da önemli miktarda azalmıştır.



Şekil 5.18. Kayma deneyinden elde edilmiş gerilme-birim deformasyon grafiği



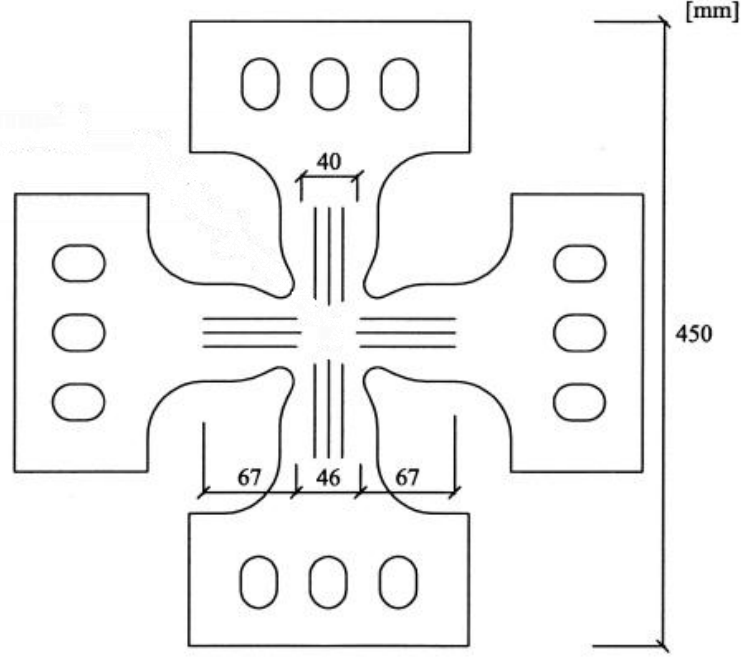
Şekil 5.19. Kayma testi için sürüklenme kuvvetinin birim deformasyon ve deformasyon hızı ile değişimi

Martenzitik dönüşümün bir ölçüsü olan sürüklenme kuvveti “ g ” değerinin uygulanan deformasyon ile değişimi kayma testi simülasyonu için Şekil 5.19’da gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere malzemenin sürüklenme kuvveti çekme deney

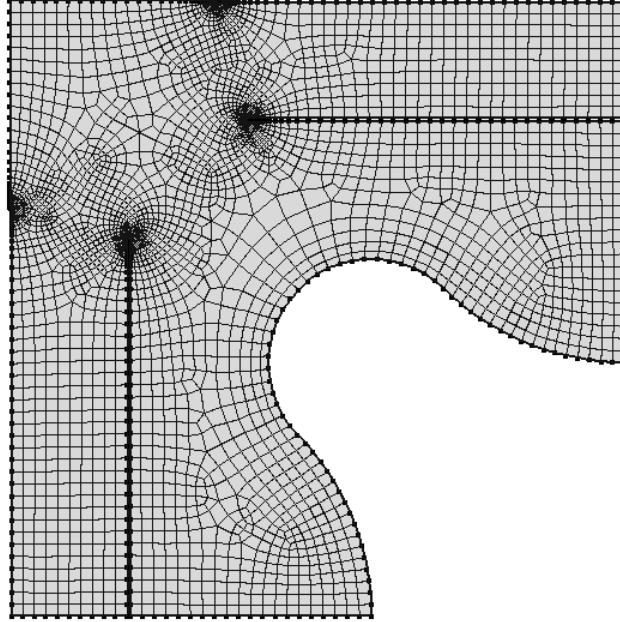
simülasyonlarından elde edildiği gibi deformasyon hızının artması ile azalmaktadır. İlave olarak ta uygulanan deformasyon ile birlikte de azalma göstermektedir.

5.1.3. İki eksenli gerdirme deneyi simülasyonu

Malzemelerin şekillendirme işlemi esnasında oluşan bir diğer deformasyon modu ise iki eksenli gerilme halidir. Burada malzeme içerisinde herhangi bir nokta ve/veya bölge iki eksen de eşit ve/veya farklı ve pozitif oranlarda birim deformasyona uğrayabilmektedirler. Bu çalışma kapsamında yukarıda belirtilen deformasyon modlarına ilave olarak iki eksenli gerilme halinin de martenzitik dönüşüm üzerine olan etkileri sonlu elemanlar analiz yöntemi ile incelenmiştir. Literatürde malzemelerin iki eksenli gerilme hallerinin belirlenmesine yönelik özel tasarım numuneler geliştirilmiştir. Bu gelişimlerdeki temel amaç malzeme yüzeyinde homojen gerilme ve birim deformasyon elde ederek malzemelerin daha önce de değinilen akma yüzeylerinin doğru bir şekilde belirlenmesini sağlamaktır. Geiger vd., (2005) yapmış oldukları çalışmalarında malzemelerin iki eksenli gerilme hallerinin doğru olarak belirlenmesine yönelik farklı tipteki geometrileri sonlu elemanlar yöntemi ile incelemiş sonuçları karşılaştırmıştır. Bu çalışma kapsamında ise daha homojen gerilme ve birim deformasyon elde edebilmek amacı ile Gozzi vd., (2005) tarafından geliştirilmiş deney numunesi geometrisi kullanılmıştır. Geliştirilen numuneye ait geometrik büyüklükler Şekil 5.20’de gösterilmektedir.



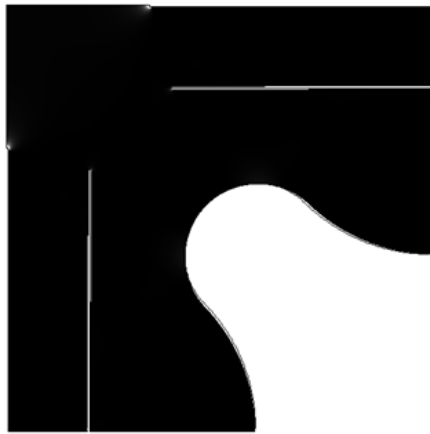
Şekil 5.20. İki eksenli gerilme simülasyonlarında kullanılan numune geometrisi (Gozzi vd., 2005)



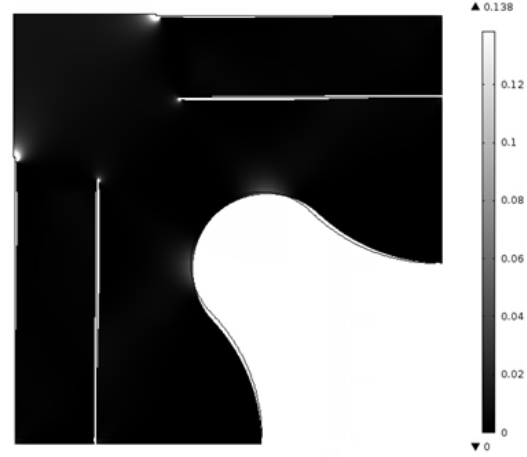
Şekil 5.21. İki eksenli gerdirme numunesinin ağı görüntüsü

Şekil 5.20’de gösterilen geometri üzerine uygulanan deformasyon neticesinde oluşan martenzitik dönüşümün belirlenmesinde geometri dörtte bir olarak sonlu elemanlar analiz programında 2D olarak modellenmiştir. Böylelikle hesaplama yükü azaltılmış olmaktadır. Şekil 5.21’de yapılan model için oluşturulmuş ağ yapısı görülmektedir. Ağ yapısı olarak Kulawinski vd., (2011) yapmış oldukları çalışmaya benzer olarak quad eleman tipi kullanılmıştır. Geometriye tutucu bölgelerinde x ve y yönlerinde 2 mm’lik stroke uygulanarak şekillendirme simülasyonları gerçekleştirilmiştir. Model üzerinde ki martenzitik dönüşüm grafiği deformasyon bölgesinin tam orta noktasından belirlenmiş ve grafik edilmiştir. Bununla birlikte geometri üzerinde deformasyon ile oluşan martenzitik dönüşümün dağılımı $0,0016 \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızı ve farklı deformasyon miktarları için Şekil 5.22’de gösterilmiştir.

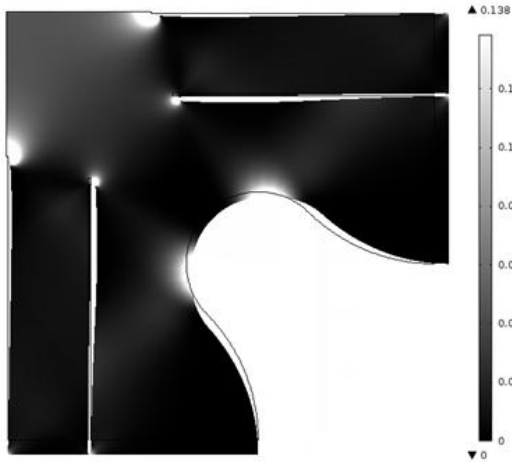
0,5 mm



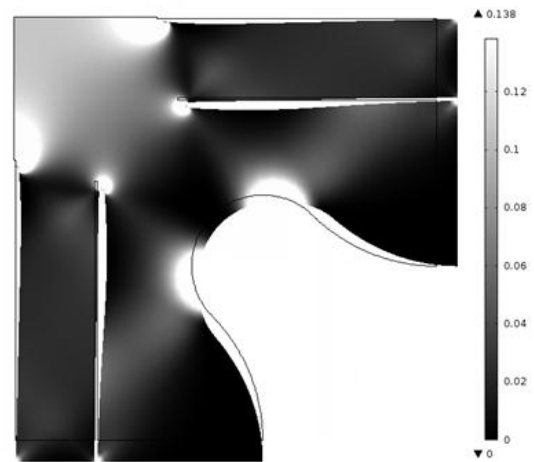
1 mm



1,5 mm

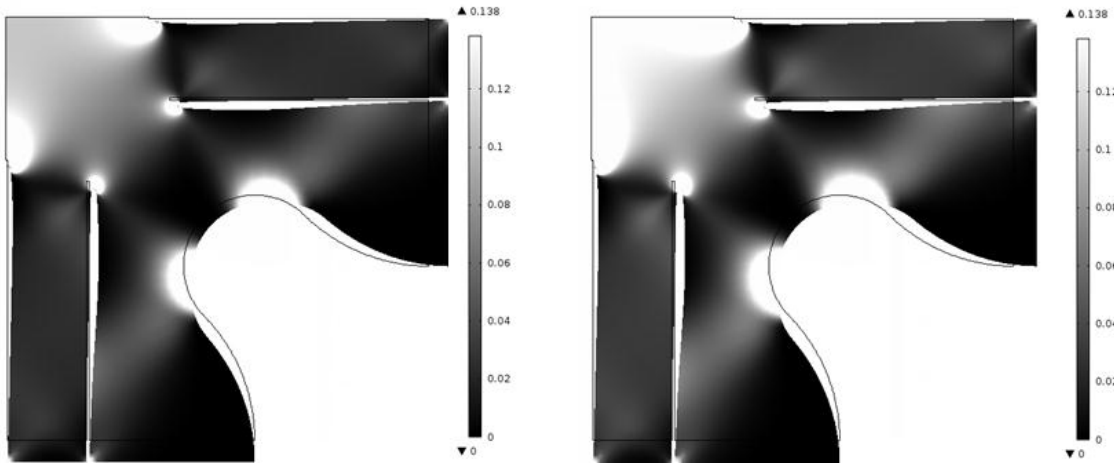


2 mm



3 mm

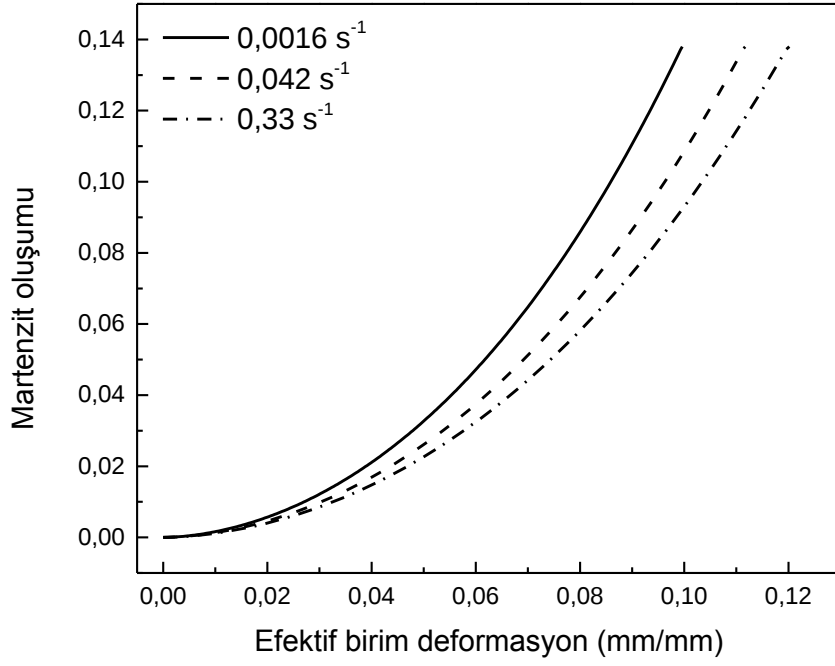
3,35 mm



Şekil 5.22. İki eksenli gerdirme neticesinde oluşan martenzit oluşumunun geometri üzerindeki dağılımı

Şekilden de görüleceği üzere geometrinin deformasyon miktarı attıkça martenzitik dönüşüm miktarı da artmaktadır. Bununla birlikte homojen gerilme ve birim deformasyon bölgelerinin oluşturulması amacı ile açılmış slot bölgelerinin uç kısımlarında gerilme konsantrasyonlarının oluşmasından mütevellit bu bölgelerde martenzitik dönüşüm hızı diğer bölgelere nazaran daha hızlı gerçekleşmektedir.

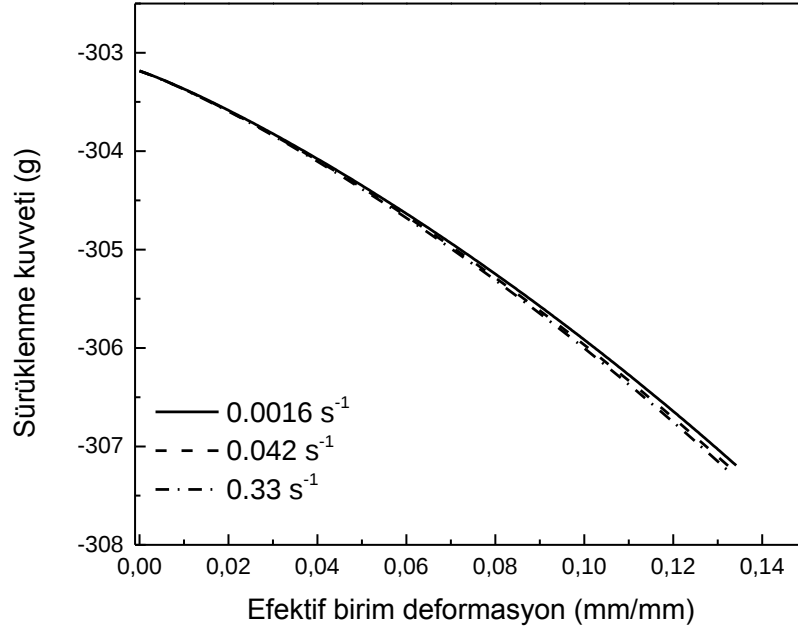
Şekil 5.23’de geometrinin merkezinden alınan martenzitik dönüşüm miktarının efektif gerilme değeri ile değişimi farklı deformasyon oranları için gösterilmektedir. Şekilden de görüleceği üzere martenzitik dönüşüm çekme ve kayma deney simülasyonlarından elde edilen sonuçlara benzer olarak deformasyon oranı ile artmaktadır. Bununla birlikte diğer deformasyon modlarına göre dönüşüm çok daha hızlı gerçekleşmektedir. $0,0016 \text{ s}^{-1}$ deformasyon hızı için yaklaşık $0,09 \text{ mm/mm}$ ’lik efektif birim deformasyon değeri için içyapıdaki kalıntı östenitin tamamı martenzit fazına dönüşmektedir.



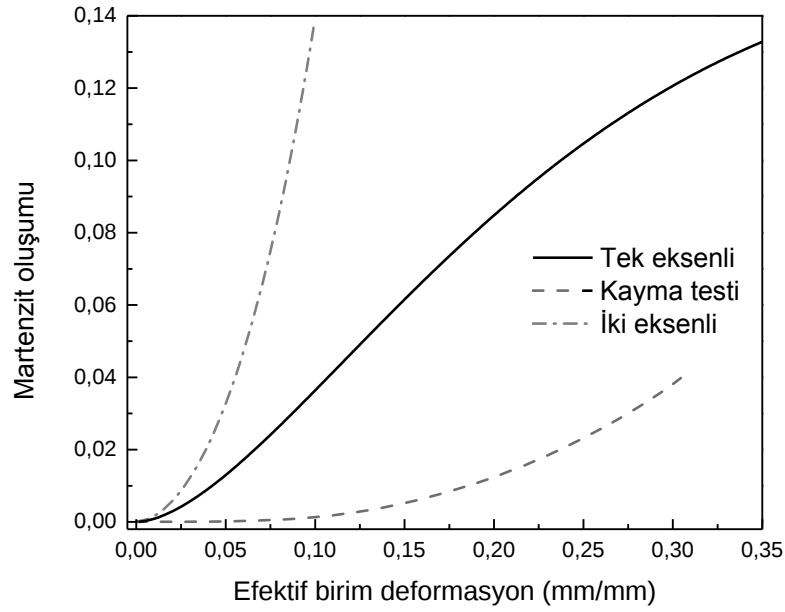
Şekil 5.23. İki eksenli gerilme hali için martenzitik dönüşüm miktarları

Bununla birlikte iki eksenli yükleme tipi için dönüşüm kinetiğindeki değişikliği gösteren sürüklenme kuvvetinin birim deformasyon ile değişimi ise Şekil 5.24’de gösterilmektedir. Sürüklenme kuvveti de diğer deformasyon modlarında elde edildiği gibi deformasyon hızı ile birlikte azalma göstermektedir.

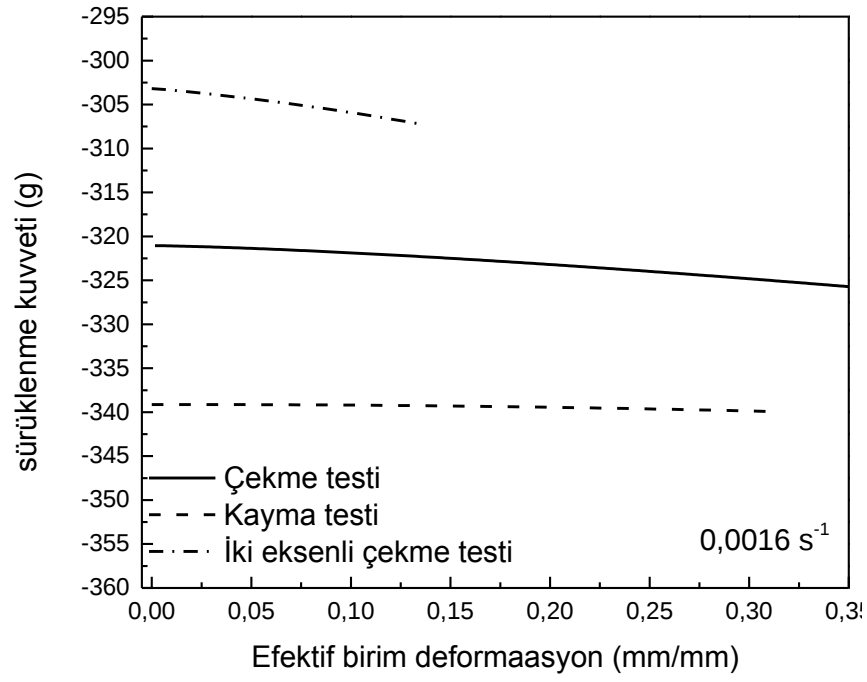
Geliştirilmiş yüksek mukavemetli çelik ailesinden olan TRIP800 çeliği için farklı deformasyon modları oluşacak şekilde gerçekleştirilmiş simülasyon çalışmalarından elde edilen martenzitik dönüşüm miktarları, sürüklenme kuvveti ve Eşitlik 5.1 kullanılarak elde edilmiş akma eğrileri sırası ile Şekil 5.25, 5.26 ve 5.27’de gösterilmektedir.



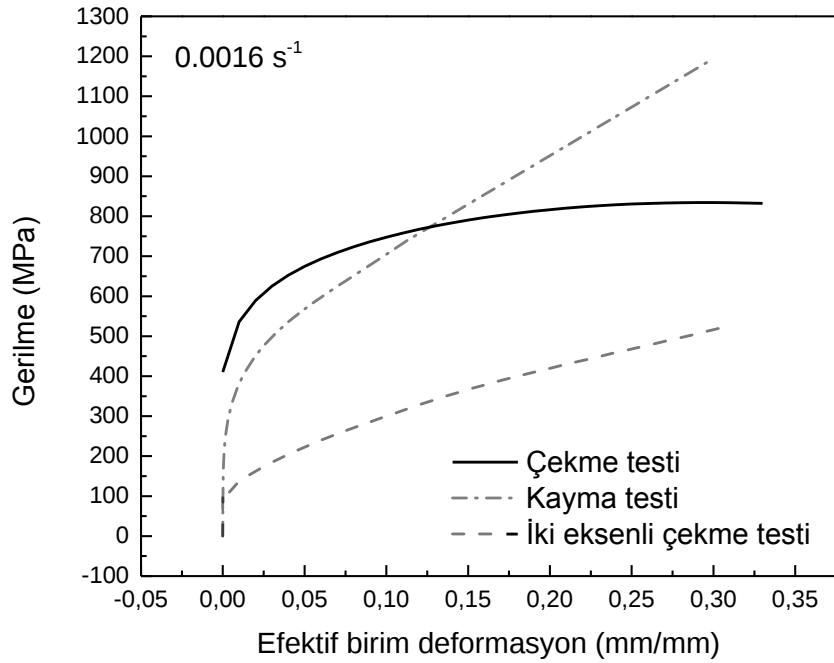
Şekil 5.24. İki eksenli gerilme hali için sürüklenme kuvvetinin deformasyon hızı ile değişimi



Şekil 5.25. Farklı deformasyon modlarının martenzitik dönüşüm miktarı üzerindeki etkisi



Şekil 5.26. Farklı deformasyon modlarının sürüklenme kuvveti üzerindeki etkisi



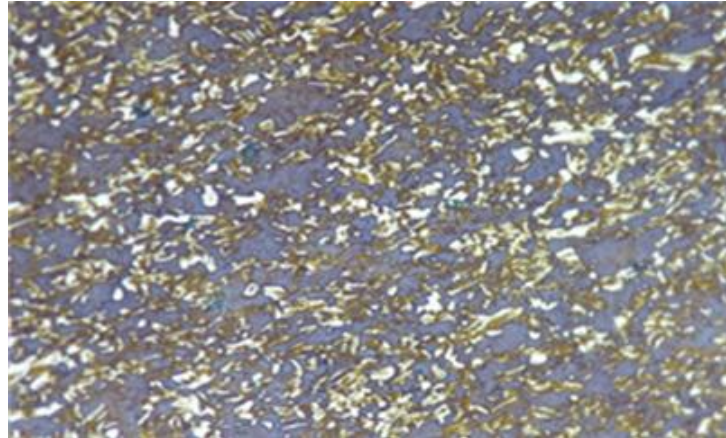
Şekil 5.27. Farklı deformasyon modları için elde edilmiş akma eğrileri

Şekil 5.25’den de görüleceği üzere uygulanan deformasyon ile birlikte en hızlı dönüşüm iki eksenli gerilme hali için elde edilmiştir. Bunu çekme ve daha sonra kayma deformasyon modları takip etmektedir. Elde edilen veriler literatürde gerçekleştirilen deneysel verilerle uyumluluk göstermektedir. Martenzitik dönüşümün kinetiğindeki

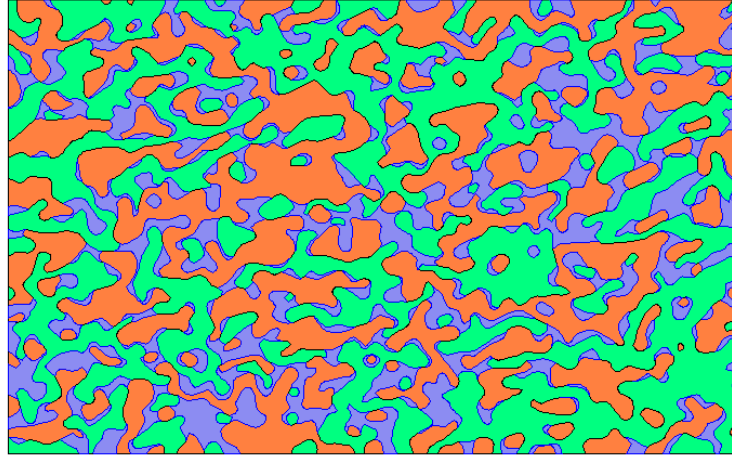
değişim ise farklı deformasyon modları için Şekil 5.26'da gösterilmiştir. Bununla birlikte en yüksek kinetik enerji kayma modlu deformasyondan elde edilirken en düşük iki eksenli gerilme hali için elde edilmiştir. Bu durumda martenzitik dönüşümün deformasyon moduna olan bağlılığını da açıklamaktadır. Yukarda verilen geometrilerin seçilen noktaları için oluşturulan gerilme- birim deformasyon eğrileri ise Şekil 5.25'de karşılaştırılmıştır. Elde edilen grafikte iki eksenli gerilme hali ekstrapolate edilerek çizdirilmiş böylelikle tek eksenli çekme deneyi ile karşılaştırılması mümkün kılınmıştır. Elde edilen sonuçlara göre en düşük gerilme değeri kayma testi simülasyonundan elde edilmiş olup sonuçlar literatür ile uyumludur. İki eksenli gerilme hali için elde edilen akma eğrisi incelendiğinde deformasyonunun ilk safhalarında gerilme miktarı çekme deney simülasyonundan düşük olmasına karşın deformasyonun ilerleyen safhalarında çekme eğrisini geçmiş bulunmaktadır.

5.2 TRIP800 Çeliğinin Mikroyapısının Sonlu Elemanlar Yazılımı ile Modellenmesi

Son yıllarda malzemelerin mikro ve hatta nano ölçüde davranışlarının modellenmesi ve malzemelerin iç dünyasında çalışma koşullarına bağlı olarak neler vuku bulduğunun anlaşılması amacı ile gerçekleştirilen çalışmalar büyük ilgi konusu olmaya başlamış bulunmaktadır. Gelişen görüntüleme ve hesaplama teknolojileri ile birlikte malzemelerin bu ölçüdeki davranışlarının anlaşılması yeni malzemelerin geliştirilmesine büyük oranda ışık tutmaya başlamıştır.



Fotoğraf 5.1. Mikroyapının sonlu elemanlar yazılımında kullanımı



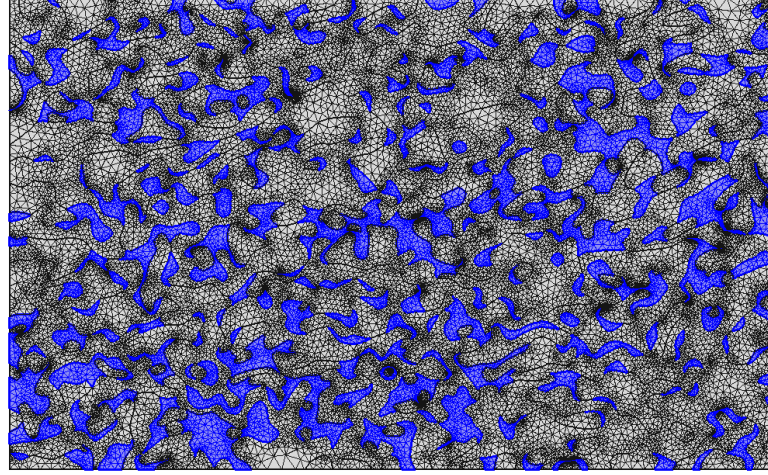
Şekil 5.28. Görüntü işleme teknikleri ile içyapıda yer alan fazların renklendirilmesi

Yapılan tez kapsamında geliştirilmiş yüksek mukavemetli TRIP800 çeliğinin içyapısında meydana gelen martenzitik dönüşümün anlaşılması adına Fotoğraf 5.1’de verilmiş olan optik mikroskop görüntüsü, birtakım görüntü işleme teknikleri kullanılarak faz faz ayrıştırılmıştır. Yapılan dağlama işlemi ile bu işlem çok kolay olarak gerçekleştirilebilmektedir. Bu işlemler ImageJ programı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Yapılan ayrıştırma işlemi neticesinde elde edilen içyapı görüntüsü Şekil 5.26’de verilmektedir. Bu işlem neticesinde resim içerisinde 5 pikselden küçük olan değerler bir takım yumuşatma işlemine tabi tutularak diğer fazların oranları içerisine katılmıştır. Şekil 5.27 incelendiğinde yeşil renkte verilenler beynit fazını, turuncu renk ile gösterilenler ferrit fazını ve mor renkte olanlar ise kalıntı östenit fazını göstermektedir. Elde edilen görüntüden faz oranları piksel oranlarına göre tekrar hesaplatıldığında %36 beynit, %48 ferrit ve %16 kalıntı östenit ihtiva ettiği belirlenmiştir. Yapılan görüntü işleme esnasında malzeme içerisinde küçük oranda bulunan martenzit fazının varlığı iptal edilerek içyapı 3 ayrı fazdan oluştuğu kabulü yapılmıştır. Analizlerde temsili olarak alınan bu içyapı fotoğrafı farklı bölgelerden de alınarak farklı faz oranları için tekrar tekrar analizler gerçekleştirilebilir. Bununla birlikte bu işlemin martenzitik dönüşüm üzerine herhangi bir etkisi bulunmamaktadır. İçyapıda yer alan kalıntı östenitin deformasyon ile birlikte martenzit fazına olan dönüşümünü etkileyen parametreler Bölüm 1’de açıklanmıştır. Gerçekleştirilecek olan içyapı simülasyonlarında farklı büyüklüklerde yer alan kalıntı östenitin dönüşüme olan eğilimi anlaşılabilir. Bununla birlikte kalıntı östenitin morfolojik yapısı (iğnemi veya granüler tipte oluşu) daha öncede belirtildiği üzere dönüşümü önemli şekilde etkilemektedir. Şekil 5.26 incelendiğinde içyapıda her iki tipte kalıntı östenit ile

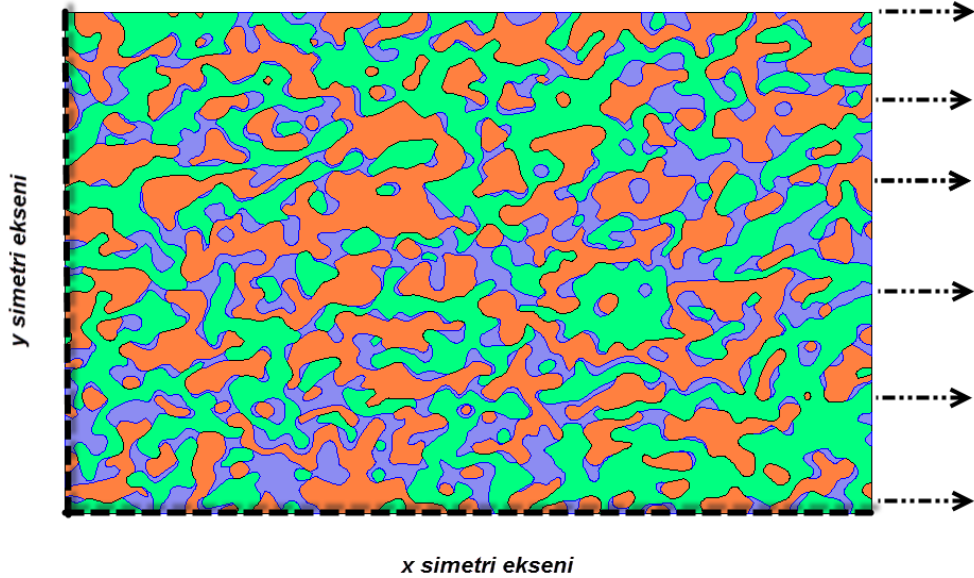
karşılaşmak mümkündür. Özellikle beynit fazının kenar bölgelerinde ince bir film şeklinde kalıntı östenit fazı bulunabilmektedir. Yapılan analizler neticesinde dönüşüme uğrama açısından bu yapıların eğilimi de belirlenmiştir.

Elde edilen içyapı resminin görüntü işleme tekniği ile faz ayrıştırma işlemi gerçekleştirildikten sonra hazırlanan resimdeki fazların her birinin iki boyutlu koordinat sisteminde ki yerleri belirlenip sonlu elemanlar analiz programında kullanılmak üzere hazır hale getirilmektedir. İçyapı resmi sonlu elemanlar analiz programına tanıtıldıktan sonra analizler için gerekli verilerin girme işlemleri başlamaktadır. TRIP800 çeliği mekanik davranışları birbirinden farklı çok fazlı içyapı özelliği ile kompozit bir malzeme olarak ta değerlendirilebilir. Dolayısı ile içyapıda yer alan fazların mekanik davranışları programa ayrı ayrı tanımlanarak genel özelliklerin belirlenmesine geçilebilir. Özellikle plastik deformasyona uğrayan malzemelerin uygulanan deformasyon ile birlikte davranışlarının belirlenmesinde plastik akma özellikleri kullanılmaktadır. İçyapıda her bir faza ait plastik akma verileri bir önceki bölümde anlatılmıştı. Makro ölçüde gerçekleştirilen deneylerin simülasyonlarında akma eğrilerinin belirlenmesi için her bir faza ait mekanik özellikler içyapı için gerçekleştirilen simülasyonlarda da malzeme datası olarak sonlu elemanlar analiz programına tanıtılmıştır. İçyapı analizleri de diğer makro ölçüdeki, simülasyonlar gibi Comsol V4.' de gerçekleştirilmiştir. Malzeme parametrelerinin tanımlanmasından ağ yapısının uygulanışına kadar bütün işlemler bu yazılımda gerçekleştirilmiştir. Literatürde çeşitli malzemeler için gerçekleştirilen içyapı simülasyonlarında elde edilen resimlere ağ yapısının örülmesinde çeşitli harici yazılımlar kullanılabilmektedir. Bu yazılımların başlıcaları OOF2, Simpleware FE, Altair-HyperMesh, AvizoFire, Mimics vs. Bu harici yazılımlar ile gerçekleştirilen ağ örme işlemleri sonrasında örülen ağların bilgileri sonlu elemanlar programlarının bazılarının algıladığı formatta kaydedilerek analiz işlemlerine geçilebilmektedir. Ancak bu tez kapsamında çok daha etkin bir yol olarak her bir faz, kullanılan sonlu elemanlar programında ağı örülebilecek hale getirilmiştir. Şekil 5.27'de elde edilen içyapımızın Comsol V4. ile örülmüş ağ yapısı görülmektedir. Şekilden de görüleceği üzere özellikle faz tanelerinin birleştiği tane sınırlarında olmak üzere çok yoğun bir ağ yapısı karşımıza çıkmaktadır. 2D olarak modellenen bu analizde toplam 53821 adet üçgen ağ kullanılmıştır. Bu denli büyük ağ yapısının kullanıldığı sistemlerin çözdürülmesi için yüksek hesaplama kabiliyetine

sahip bilgisayar sistemleri gerekmektedir. İçyapı analizleri Dell T7500 model iş istasyonunda gerçekleştirilmiştir. İş istasyonunda toplam 192 GB RAM bulunmaktadır ayrıca 2.4 GHz'lik çift işlemci ve yüksek hesaplama performans özelliği ile 16 çekirdek bulunmaktadır. Şekil 5.27'de mavi ile gösterilen bölgeler kalıntı östenit fazını göstermektedir. Analizlerde martenzitik dönüşümün hesaplatılıp gerçekleştirilmesi işlemi elde edilen yapıya deformasyon uygulanması ile yapılmıştır.



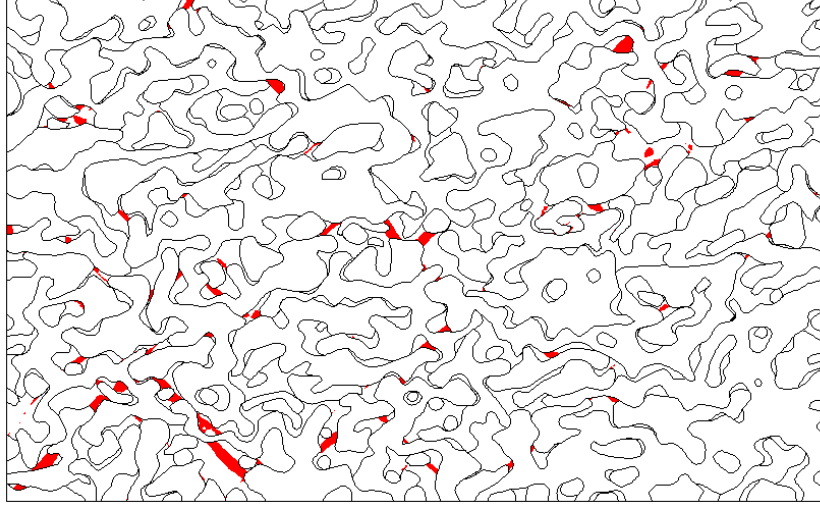
Şekil 5.29. İçyapı resminin Comsol V4. ile ağ ile örölmüş bir görüntüsü



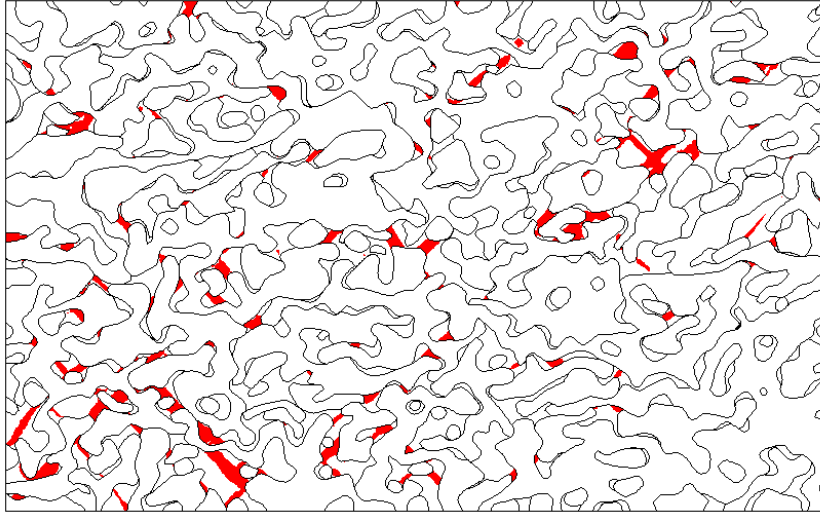
Şekil 5.30. Modellenmiş içyapı resminin analizleri için uygulanan sınır koşulları ve deformasyon tipi

İçyapı analizi için kurulan bu sistemde sınır koşullarının da belirlenmesi gerekmektedir. Yapılan analizlerde şekil 5.28'da gösterildiği üzere x ve y eksenlerindeki iki kenar

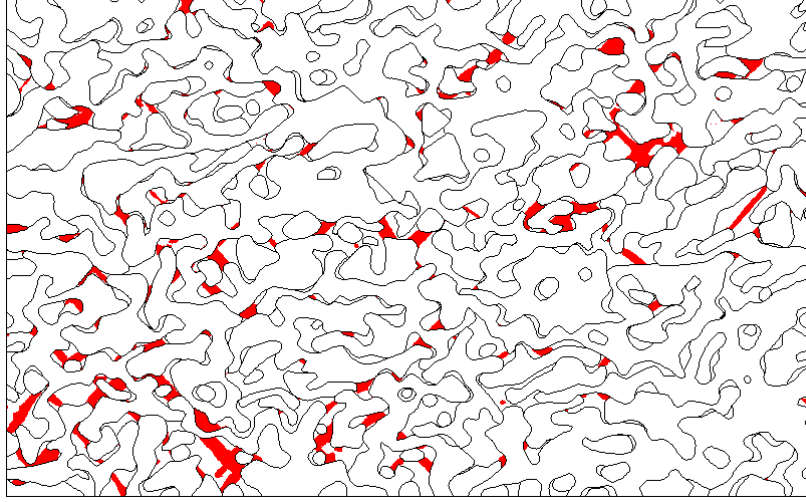
simetrik olarak tanımlanmış x ekseninde mikron seviyede stroke mesafesi verilmiştir. Stroke mesafesi olarak 0,4 μm uygulanmıştır. Gerçekleştirilen mikroyapı analizleri neticesinde martenzitik dönüşüm Şekil 5.29 (a-d)'de gösterilmektedir. Dönüşümler 0,1, 0,2, 0,3 ve 0,4 μm 'lik stroke mesafeleri için hesaplatılmıştır.



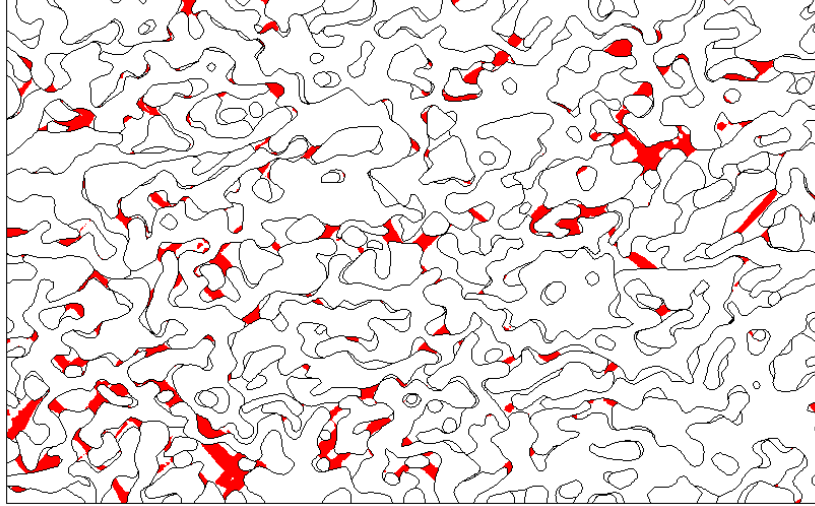
a) 0,1 μm



b) 0,2 μm



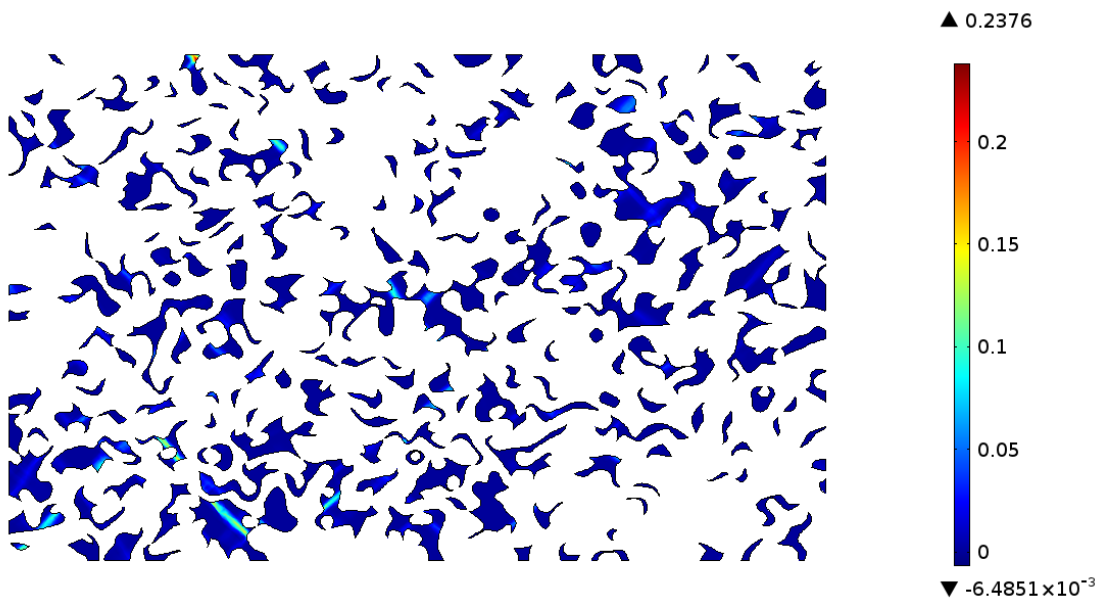
c) 0,3 μm



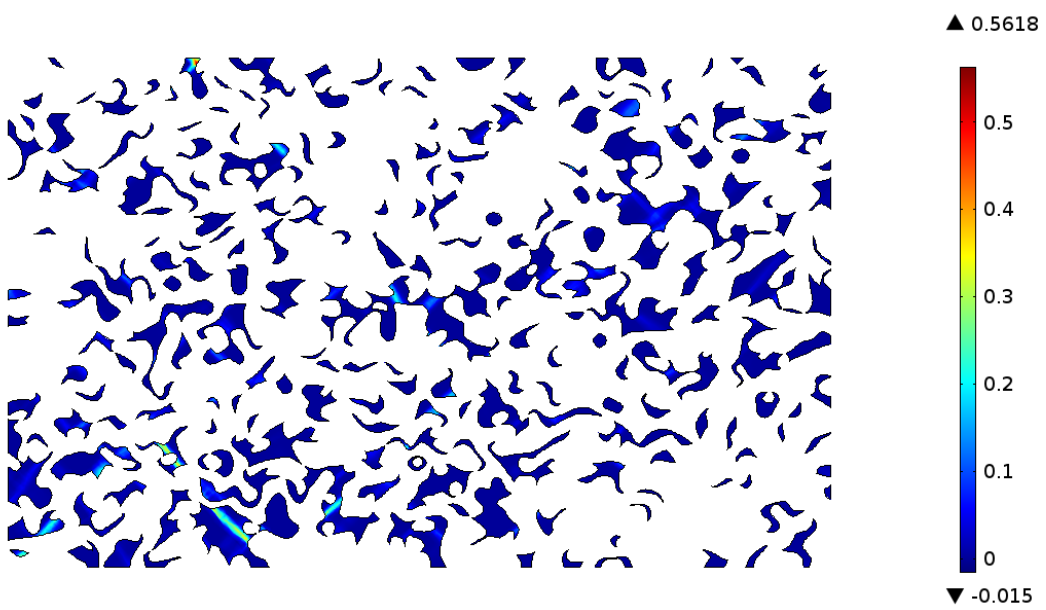
d) 0,4 μm

Şekil 5.31. İçyapıda meydana gelen martenzitik dönüşümün çeşitli stroke mesafeleri için değişimi

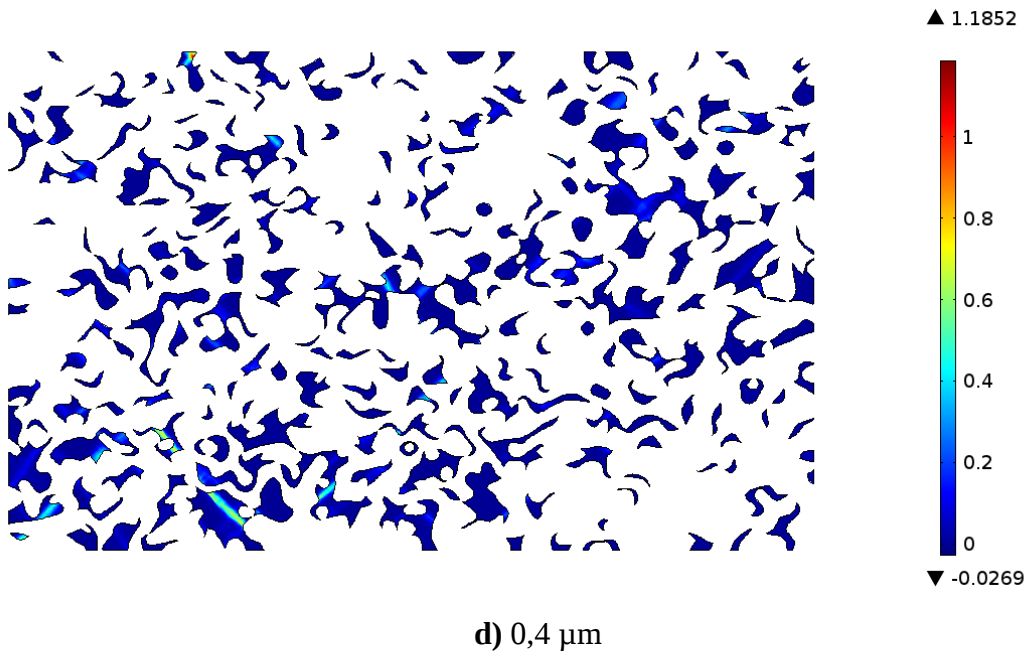
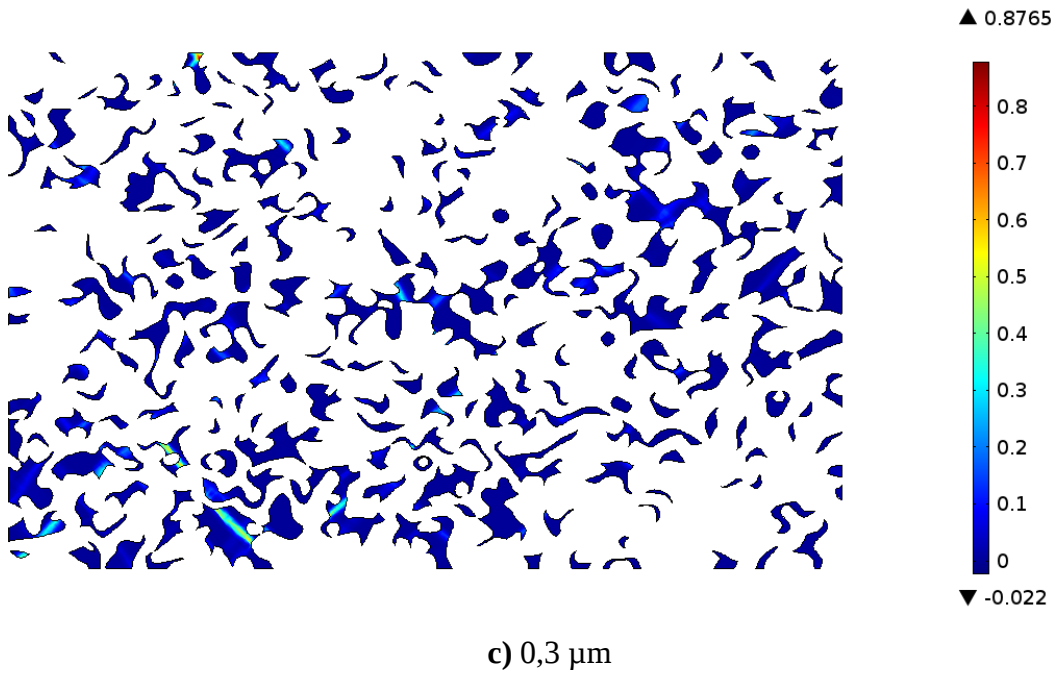
Daha önce de belirtildiği üzere kalıntı östenitin dönüşümünü etkileyen birçok parametre mevcuttur. Bunların başında kalıntı östenitin kimyasal kompozisyonu ve kalıntı östenitin morfolojisi gelmektedir. İç yapıda yer alan bu fazın granüler yada iğnemsî yapıda oluşu faz üzerinde oluşan gerilme değerlerini ve hatta fazı çevreleyen diğer fazların tipi dönüşüm üzerinde büyük etkiler oluşturabilmektedir.



a) 0,1 μm



b) 0,2 μm



Şekil 5.32. Kalıntı östenitteki efektif birim deformasyonun stroke mesafesi ile değişimi

Şekil 5.30’de ise kalıntı östenit üzerinde elde edilen efektif birim deformasyon değerleri gösterilmektedir. Fazlar da birkaç noktada %125’lik birim deformasyon elde edilirken genelinde yaygın olarak %20 civarında birim deformasyon değerleri elde edilmiştir. Bununla birlikte görülüyor ki deformasyonun yoğun olduğu bölgelerde martenzitik dönüşüm de kendini göstermektedir.

BÖLÜM VI

SONUÇLAR

Bu tez kapsamında yüksek mukavemetli TRIP800 çeliğinin farklı deformasyon hızlarında şekillendirme kabiliyetleri incelenmiştir. Bu amaç için çekme ve ŞSD (şekillendirme sınır diyagramları) deneyleri gerçekleştirilmiştir. Mekanik özelliklerin detaylı olarak değerlendirilmesinin yanı sıra TRIP çeliğinde deformasyonla birlikte oluşan martenzitik dönüşüm, farklı sıcaklık ve deformasyon oranları için belirlenmiştir. Tez kapsamında deneysel çalışmalara ilave olarak modelleme çalışmaları da gerçekleştirilmiştir. Bu kapsamda akma eğrilerinin statik ve dinamik modellerle modellenmesi, akma yüzeylerinin anizotropik akma yüzeyi modelleri ile belirlenmesi, ŞSD'nin literatürdeki M-K ve Hill-Swift belirsizlik kriterlerinin kullanılması ile modellenmesi ve tez kapsamında ŞSD'nin çekme deneyi verileriyle modellenmesini sağlayan bir model geliştirilmiştir. Bununla birlikte literatürde oldukça yeni olan içyapının sonlu elemanlar yazılımlarında modellenmesi işlemi gerçekleştirilerek fazlar arasındaki etkileşim ve martenzitik dönüşüm belirlenmeye çalışılmıştır.

Tez kapsamında yukarıda belirtilen çalışmalar neticesinde aşağıda belirtilen sonuçlar elde edilmiştir.

- ✓ Malzeme içerisinde meydana gelen martenzitik dönüşüm sıcaklık ve şekillendirme hızı ile azalma göstermiştir.
- ✓ Oda sıcaklığında malzeme içerisinde bulunan kalıntı östenit miktarı $0,0016 \text{ s}^{-1}$ şekillendirme hızı için %13,8'den yaklaşık %2'ye, $0,042 \text{ s}^{-1}$ şekillendirme hızı için %3,4'e, $0,33 \text{ s}^{-1}$ şekillendirme hızı için ise %7,5'e düşmüş bulunmaktadır.
- ✓ Malzemenin pekleşme üsteli değeri sıcaklık ile azalırken, deformasyon ile de değiştiği tespit edilmiştir. Pekleşme üsteli değeri 0,08 ila 0,26 arasında değiştiği belirlenmiştir.

- ✓ Malzemenin şekillendirme hızı hassasiyeti dönüşümü etkisi ile önemli miktarda artarak boyun vermenin geciktiği buna bağlı olarak ta uzamanın arttığı belirlenmiştir.
- ✓ Malzemenin 0, 45 ve 90°'deki anizotropi değerlerinin deformasyon ile değiştiği belirlenmiş olup 0° için 1,15'den 0,95'e, 45° için 1,28'den 0,9'a ve 90° için 2,4'den 1,3'e düştüğü gözlemlenmiştir.
- ✓ Malzemenin elastisite modülünün deformasyon ile azaldığı gözlemlenmiş olup 210 GPa'dan 146 GPa değerlerine kadar düştüğü belirlenmiştir.
- ✓ Farklı hızlarda elde edilen şekillendirme sınır diyagramları, malzemenin şekillendirilebilme kabiliyetinin hız ile azaldığını göstermektedir.
- ✓ Farklı ön birim deformasyon miktarlarının uygulanması neticesinde malzemenin geri esneme miktarının arttığı gözlemlenmiştir.
- ✓ Akma eğrilerinin modellenmesi çalışmalarında farklı şekillendirme hızlarından elde edilmiş gerilme birim deformasyon verilerini en iyi 10 parametrelili BMW model tahmin edebilmiştir.
- ✓ Akma yüzeylerinin modellenmesi amacı ile belirlenen anizotropik akma kriterleri içerisinde en iyi sonuçları YLD 2000-2d modeli vermiştir.
- ✓ Akma yüzeylerinin modellenmesinde kullanılan Hill-48 ve Barlat-89 modellerinde yer alan anizotropi katsayılarının optimizasyon yöntemi ile belirlenmesi modellerin tahmin kabiliyetini önemli ölçüde artırmıştır.
- ✓ ŞSD'nın modellenmesinde kullanılan M-K ve Swift-Hill modelleri, deneysel ŞSD'yi tahmin etmede yetersiz kalmıştır.

- ✓ Tez kapsamında deneye dayalı olarak geliştirilen yarı analitik modelin ise deneysel olarak elde edilen ŞSD'nı en iyi tahmin etme kabiliyetine sahip olduğu belirlenmiştir.
- ✓ Geri esneme simülasyonlarında değişken elastisite modülünün kullanılması ile deneysel sonuçlara daha yakın sonuçlar elde edilmiştir.
- ✓ Martenzitik dönüşümün modellenmesi için kullanılan “Dan” model deneysel verilerle oldukça iyi uyum göstermiştir.
- ✓ Farklı yükleme durumu için gerçekleştirilen şekillendirme simülasyonlarında en hızlı dönüşüm iki eksenli gerdime durumunda meydana gelmiş olup en yavaş ise kayma tipli yükleme halinde gerçekleşmiştir.
- ✓ Tez kapsamında gerçekleştirilen içyapı simülasyonlarında kalıntı östenitin dönüşümüne proses parametrelerinin yanı sıra kalıntı östenit tanelerinin tipi ve boyutlarının da etkili olduğu belirlenmiştir.

KAYNAKLAR

Abbadi, M., Hahner, P., and Zeghloul, A., “On the characteristic of Portevin-Le Chatelier band in aluminum alloy 5182 under stress controlled and strain- controlled tensile testing” *Mater. Sci. Eng., A*, 337, 194-201,2002.

Aghaie-Khafri, M., and Mahmudi, R., “Predicting of Plastic Instability and Forming Limit Diagrams”, *Int. J. Mech. Sci.* 46, 1289-1306, 2004.

Akbarpour, M.R., “High temperature mechanical proferties of triple phase steels”, *Mater Lett.*, 61, 1023-1026, 2007.

Allwood, M.J., and Shouler R.D., “Generalised forming limit diagrams showing increased forming limits with non-planar stress states”, *Int. J. of Plasticity*, 25-7, 1207–1230, 2009.

Andrew, K.W., “Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures” *J. Iron Steel Inst.* 203, 721-727, 1965.

Angle T., “Formation of martensite in austenitic stainless steels”, *J. Iron Steel Inst.* 177, 165–174, 1954.

Armijo, L., “Minimization of functions having Lipschitz continuous first partial derivatives”, *Pacific J. Math.* 6, 1–3, 1966.

Arrieux, R., Brunet, M., Vacher, P., and Nhat, T.N., “A Method to Predict the Onset of Necking in Numerical Simulation of Deep Drawing Operations”, *CIRP Annals*, 45(1), , 255-258 1996.

ASAME Technology LLC, “ASAME The Automated Strain and Measurement Environment Reference Manual Version 4.12”, January, 2008.

Ashton, M.; Parry, D. “A constitutive relationship for metals compensated for adiabatic and friction effects”, *J. Phys.*, 10, 263-268, 2000.

ASM Handbook Volume 14, Formability Testing of sheet metals

Asna, N., “Springback and fracture in V-die bending of thick stainless steel sheets”, *Materials and Design*, 21,217-236, 2000.

Auto/Steel Partnership (A/SP), High-Strength Steel Applications: Design and Stamping Process Guidelines, *A Special Edition of In-Depth Advanced High-Strength Steel Case Studies*, Auto/Steel Partnership Southfield, Michigan, June 2009, <http://www.a-sp.org/publications.htm>

Avila, A.F.A., and Vieira E.L.S., “Forming-limit diagram numerical predictions: yield criteria studies”, *Commun. Numer. Meth. Eng.* 19, 223–232, 2003.

Azrin, M., and Backofen, W.A., “The deformation and failure of a biaxially stretched sheet”, *Metallurgical Transactions*, 1, 2857-2865, 1970.

Banabic, D., and Aretz, H., Comsa, D., S. and Paraianu, L., “An Improved Analytical Description of Orthotropy in Metallic Sheets”, *Int. J. Plasticity*, 21, 493-512, 2005.

Banabic, D., Aretz, H., Paraianu, L. and Jurco, P., “Applications of Various FLD Modeling Approaches”, *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, , 13, 759-769, 2005.

Banabic, D., Bunge, H., J., Pöhland, K., Tekkaya, A.E., Formability of Metallic Materials, *Springer*, Berlin, 2000.

Banabic, D., Sheet metal forming processes; Constitutive Modelling and Numerical Simulation, *Springer*, Heidelberg Dordrecht London New York, 2010.

Barlat F, Brem J.C., Yoon J.W., Chung K., Dick R.E., Choi S.H., Pourboghrat F., Chu E., and Lege D.J., “Plane stress yield function for aluminium alloy sheets – Part 1: Theory”. *Int. J. Plasticity*, 19, 297-319, 2003.

Barlat F, Lian J., “Plastic behaviour and stretchability of sheet metals (Part I): A yield function for orthotropic sheet under plane stress conditions”, *Int. J. Plasticity*, 5, 51-56 1989.

Barlat F., Aretz H., Yoon W.J., Karabin E.M., Brem C.J., and Dick E.R., “Linear transformation-based anisotropic yield functions”, *Int. J. Plasticity* 21, 1009-1039, 2005.

Basuki, A., and Aernoudt, E. “Influence of rolling of TRIP steel in the intercritical region on the stability of retained austenite”, *J. Mater. Process. Technol*, 90, 37-43, 1999.

Bergström, Y. “A dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline α -Fe with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations”, *Mat. Sci. Eng.*, 5, 193-200, 1969/1970.

Berrahmoune, M.R., Berveiller, S., Inal, K., Moulin, A. and Pator, E., “Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel”, *Mater. Sci. Eng., A*, 378, 304-307, 2004.

Bhadeshia, H. K. D. H. Bainite in Steels, *IOM Communications Ltd*, UK, 2001.

Bhadeshia, H. K. D. H.. “TRIP-Assisted Steels?”, *ISIJ*, 42(9), 1059-1060, 2002.

Bhattacharyya T., Singh B.S., Das S., Halder A., and Bhattacharjee D., “Development and characterisation of C–Mn–Al–Si–Nb TRIP aided steel”, *Mater. Sci. Eng., A*, 528, 2394-2400, 2011.

Bleck, W., Deng, Z., Papamantellos, K., and Gusek, C.O., “A Comparative Study of the Forming Limit Diagram Models for Sheet Steels”, *J. Mater. Process. Technol.*, 83 (1-3), 223-230, 1998.

Boudeau, N., and Gelin C. J., “Prediction of the localized necking in 3D sheet metal forming processes from FE simulations”, *J. Mater. Process. Technol.* 45, 229-235, 1994.

Butuc, C.M., Banabic D., da Rocha A. B., Gracio J.J., Duarte F. J., Jurco P., and Comsa D.S., “The performance of YLD96 and BBC200 yield functions in forming limit prediction”, *J. Mater. Process. Technol.*, 125-126, 281-286, 2002.

Butuc, M.C., Rocha da, A.B., Gracio, J.J., and J.F. Duarte, “A More General Model for Forming Limit Diagrams Prediction”, *J. Mater. Process. Technol.*, 125–126, 213–18, 2002.

Cao, J., Yao, H., Karafillis, A., and Boyce, M.C., “Prediction of Localized Thinning in Sheet Metal Using a General Anisotropic Yield Criterion”, *Int. J. Plast.*, 16, 1105-1129 2000.

Chakrabarty, J., Chen, F., K., “Influence of Loading Path on the Plastic Instability Strain in Anisotropic Plane Sheets”, *J. Mater. Process. Technol.*, 166 (2), 218-223, 2005.

Chiang, J., Lawrence B., Boyd D.J., and Pilkey K. A., “Effect of microstructure on retained austenite stability and work hardening of TRIP steels”, *Mater. Sci. Eng., A*, 528, 4516-4521, 2011.

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

Chou, I.N. and Hung, C., “Finite element analysis and optimization on springback reduction”. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 39(3), 517-536, 1999.

Cleveland R. M., and Ghosh A. K. “Inelastic effects on springback in metals”, **Int. J. Plasticity**, 18, 769-785, 2002.

Considere, A., “Use of the Iron and Steel in Buildings (in French)”, **Ann.des Ponts as Chaussees**, 9, 574-575, 1885.

Cowper, G.R. and Symonds, P.S. “Strain hardening and strain rate effects in the impact loading of cantilever beams”. **Brown University Appl. Math. Report**, 28, 1-46, 1958.

Curtze, S., Kuokkala, V.-T., Hokka, M., and Peura, P. “Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rates”, **Mater. Sci. Eng., A**, 507(1-2), 124-131, 2009.

Çetin, M. S., Derin çekme ile soğuk şekillendirmenin sonlu elemanlar metodu yardımıyla analizi, Yüksek Lisans Tezi, **T. Ü. Fen bilimleri enstitüsü**, Edirne, 2007.

Dan, W.J., Zhang, W.G., Li, S.H., Lin Z.Q., “A model for strain-induced martensitic transformation of TRIP steel with strain rate”, **Computational Materials Science** 40 101-107, 2007.

Davies, R.G. and Liu, Y.C., “Control of springback in flanging operation”, **Journal of Applied Metal Working**, 3(2),142-147, 1984.

De Cooman, B.C., “Structure-properties Relationship in TRIP Steels Containing Carbide-free Bainite”, **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, 8, 285-303, 2004.

Dixon, P.R. and Parry, D.J., “Thermal softening effects in type 224 Carbon Steel”, **J. Phys. IV**, 3(1), 85-92, 1991.

Doege, E., Dröder, K., and Griesbach, B., “On the development of new characteristic values for the evaluation of sheet metal formability”, 71(1), 152-159, 1997.

Eggertsen, P.-A., and Mattiasson K., “On constitutive modeling for springback analysis”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 52, 804–818, 2010.

El-Magd, E., and Abouridouane, M., “Einfluss der Umformgeschwindigkeit und -temperatur auf das Fließverhalten der Magnesiumlegierung AZ80”. *Z. Metallk.*, 92(1), 1231-1235, 2001.

El-Magd, E., “Mechanical properties at high strain rates”. *J. Physics III*, 4, 149-170, 1994.

Fei, D., Hodgson, P., “Experimental and numerical studies of springback in air v-bending process for cold rolled TRIP steels”, *Nuclear Engineering and Design*, 236 1847-1851, 2006.

Firat, M., “A numerical analysis of sheet metal formability for automotive stamping applications”, *Computational Materials Science*, 43, 802-811, 2008.

Furne, Q., Kempf, M., Jacques, P. J., and Go, M. “On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels”. *Mater. Sci. Eng., A*, 328, 26 – 32, 2002.

Gardiner, F.J., “The spring back of metals”. *Journal of Applied Mechanics*, 79, 1-9, 1957.

Geiger, M., van der Heyd G., Merklein M., Hussnätter W., “Novel Concept of Experimental Setup for Characterization of Plastic Yielding of Sheet Metal at Elevated Temperatures,” *Advanced Materials Research*, 6-8, 657–664, 2005.

Gensamer, M., “Strength and Ductility”, *Trans. ASM*, 36, 30-60, 1946.

Geoffroy, J.L., Cambien, I., and Mareuse D. “Assessment of intrinsic elastic constants by mean of both tensile test and resonance frequency measurements” *In: IDDRG Working group meeting WG3/6/93*, Linz, Austria 1993.

Ghazanfari A., and Assempour A., “Calibration of forming limit diagrams using a modified Marciniak–Kuczynski model and an empirical law”. **Materials and Design**, 34, 185-191, 2012.

Girault, E., Martens, A., Jacques, P., Houbaert, Y., Verlinden, B. and Van Humbeeck, J., “Comparison of the Effects of Silicon and Aluminium on the Tensile Behaviour of Multiphase TRIP-Assisted Steels”, **Scripta Materialia** 44, 885-892, 2001.

Gologranc, F., “Beitrag zur Ermittlung von Fließkurven im kontinuierlichen hydraulischen Tiefungsversuch (Evaluation of the flow stress curve with the continuous hydraulic bulge test)”, **Dissertation, Institute for Metal Forming Technology**, University of Stuttgart, Germany, 1975.

Gomes, C., Onipede, O., and Lovell, M., “Investigation of springback in high strength anisotropic steels”. **J. Mater. Process. Technol**, 159(1), 91-98, 2005

Goodwin, G.M., “Application of strain analysis to sheet metal forming in the press shop”. **SAE paper 680093**, 1968.

Gosh, A.K. “Tensile instability and necking in materials with strain hardening and strain-rate hardening”. **Acta Met.**, 25,1413-1424, 1977.

Gozzi J, Olsson A, Lagerqvist O. “Experimental investigation of the behavior of extra high strength steel”. **Exp Mech**;45(6),533-40, 2005.

Guimarães J.R.C., “Stress assisted martensite: Pre-strain, grain-size and strain-rate effects”, **Mater. Sci. Eng A**, 475 343-347, 2008.

Guimaraes, J. R. C., and Maria C. R., “The hardness of martensite-austenite mixtures in Fe-31.9% Ni-0.02% C”, **Mater. Sci. Eng A**, 43, 55-58, 1980.

Gupta, C., Chak Ravartty J.K., Wadekar S.L., and Dubey J.S., **Mater. Sci. Eng., A Struct. Mater.: Prop. Microstruct. Process.** 292, 49, 2000.

Han, H. N., Lee C. G., Oh C-S, Lee, T-H., and Kim, S-J., “A model for deformation behavior and mechanically induced martensitic transformation of metastable austenitic steel”, *Acta Materialia* 52, 5203-5214, 2004.

Han, S.S. and Park, K.C., “An investigation of the factors influencing springback by empirical and simulative techniques”. *In Proceedings of the 4th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Forming Processes*, NUMISHEET, 53–58, Besancon, France, 1999.

Hanzaki, A. Z., Hodgson, P. D. and Yue, S., “Hot Deformation Characteristics of Si-Mn TRIP Steels with and without Nb Microalloy Additions”, *ISIJ International*, 35, 324-331, 1995.

Hashimoto, K., Kuwabara, T., Iizuka, E., Yoon, W.J., “Hole expansion simulation of high strength steel sheet”, *International Journal of Material Forming* 3(1), 259-262, 2010.

Hashimoto, S., Ikeda, S., Sugimoto, K-I. and Miyake, S., “Effects of Nb and Mo Addition to 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn Steel on Mechanical Properties of Hot Rolled TRIP-aided Steel Sheets”, *ISIJ International*, 44, 1590-1598, 2004.

Hayashi, H., Nakagawa, T., “Recent trends in sheet metals and their formability in manufacturing automotive panels”, *J. Mater. Process. Technol*, 5, 455-487, 1994.

Hill, R., “A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals”, *Proc. Roy. Soc. London A*, 193, 281-297, 1948.

Hill, R., “On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets” *J. Mech. Phys. Solids*, 1, 19-30, 1952.

Hockett, J.E.; Sherby, O.D., “Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures”. *J. Mech. Phys. Solid*, 23(2), 87-98, 1975.

Hollomon, J.H., “Tensile deformations”. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 162, 268-290, 1945.

Holmquist, T.J. Johnson, G.R., “Determination of constants and comparison of results for various constitutive models”, *J. Phys*, 1, 853-860, 1991.

Hora, P., Tong, L., and Reissner, J., “A Prediction Method for Ductile Sheet Metal Failure in FE-Simulation”, *Proc. Numisheet’96 Conf.*, Dearborn, Michigan, 252–256, 1996.

Hosford, F.W., “A generalized isotropic yield criterion”, *J. Appl. Mech.* 39 607–609, 1972.

Hosford, W.F., “Comments on Anisotropic Yield Criteria”, *Int. J. Mech. Sci.*, 27(7/8), 423-427, 1985.

Hosford, W.F., “On the crystallographic basis of yield criteria”. *Texture and Microstructures*, 26-27, 479-493, 1996.

Huang, Y., M., Tsai, Y., W., Li, C., L., “Analysis of Forming Limits in Metal Forming Processes”, *J. Mater. Process Technol.*, 201, 385–389, 2008.

Huang, Y.M. and Leu, D.K., “An elastoplastic finite element analysis of sheet metal U-bending process”. *Journal of Materials Processing Technology*, 48,151-157, 1995.

Huang, Y.M. and Leu, D.K., “Effects of process variables on V-die bending process of steel sheet”. *International Journal of Mechanical Science*, 40(7), 631-650, 1998.

Huh, H., Kim, S-B., Song, J-H., and Lim J-H.,” Dynamic tensile characteristics of TRIP-type and DP-type steel sheets for an auto-body”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 50, 918-931, 2008.

Hutchinson, J.W. and Neale, K.W. Sheet Necking-III. Strain- Rate Effects, in Mechanics of Sheet Metal Forming, eds. D.P. Koistinen and N.M. Wang, **Plenum**, New York, s. 269-283, 1978.

Hutchinson, J.W., Tvergaard, V., “Softening Due to Void Nucleation in Metals.” in *Fracture Mechanics: Perspectives and Directions (Twentieth Symposium)*, **ASTM STP 1020**, 61-83, 1989.

International Iron and steel intitute, Project reports on Ultralight Steel Auto Body, 2006.

Iwamoto, T. and Tsuta, T., “Computational simulation on deformation behavior of CT specimens of TRIP steel under mode I loading for evaluation of fracture toughness”, **Int. J. Plasticity**, 18, 1583–1606, 2002.

Jacques, P. J., Girault, E., Harlet, P. and Delannay, F., “The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels. Low Silicon TRIP-assisted Multiphase Steels”, **ISIJ International**, 41, 1061-1067, 2001.

Jacques, P. J., Girault, E., Martens, A., Verlinden, B., Van Humbeeck, J, and Delannay, F., “The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels. Low Silicon TRIP-assisted Multiphase Steels”, **ISIJ International** 41, 1068-1074, 2001.

Jiao, S., Hassani, F., Donaberger, R. L., Essadiqi, E. and Yue, S., “The Effect of Processing History on a Cold Rolled and Annealed Mo-Nb Microalloyed TRIP Steel”, **ISIJ International**, 42, 299-303, 2002.

Jie, M., Cheng, C.H., Chow, C.L., and Chan, L.C., “Limit Dome Height and Failure Location of Stainless Steel Tailor-Welded Blanks”, **Int. J. Mech. Sci.**, 221, 1497-1506, 2007

Johnson, G.R., and Cook, W.H., A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. **7th Int. Symp. on ballistics**, s. 541-547 1983.

Kaftanoglu, B., “An Investigation of Stretch Forming in Relation to Deep- Drawing and Testing Sheet Metal”, Ph.D. Thesis, **Imperial College**, London, 1966.

Kang, W.J., Cho, S.S., Huh, H., and Chung, D.T., “Modified Johnson-Cook model for vehicle body crashworthiness simulation”, **Int. J. Vehicle Design**, 21-4/5, 424-435,1999.

Kaps, L., Lipowsky, H.J., Meywerk, M., Werner, H., and Scholz, S.-P., Auswerteverfahren zur Weiterverarbeitung von Versuchsdaten. **VDEH working group intern communication**,1999.

Keeler S.P., “Determination of forming limits in automotive stampings”, **Sheet Met Ind**, 42, 683–91, 1965.

Keeler, S., P., and Brazier, W. G., “Relationship Between Laboratory Material Characterization and Press-Shop Formability”, **Micro Alloying**, 21-32, 1975.

Keeler, S.P., and Backhofen, W.A., “Plastic instability and fracture in sheet stretched over rigid punches”. **ASM Trans. Quart.** 56, 25-48, 1964.

Kessler, L. and Gerlach, J., “The impact of materials testing strategies on the determination and calibration of different FEM material models”, **IDDRG**, 113-120, 2006.

Kim H., Kimchi M., Kardes N., Altan T., Effects of Variable Elastic Modulus on Springback Predictions in Stamping of AHSS, **Proceedings of ICTP**, Aachen, Germany September 25-30, 2011.

Kim, D., Barlat, F., Bouvier, S., Rabahallah, M., Balan, T., and Chung, K., “Non-quadratic anisotropic potentials based on linear transformation of plastic strain rate”, **Int. J. Plasticity**, 23,1380-1399, 2007.

Kim, S. J., Lee, C. G., Lee, T. H. and Oh, C. S., “Effect of Cu, Cr and Ni on mechanical properties of 0.15 wt.% C TRIP-aided cold rolled steels”, ***Scripta Materialia*** **48**, 539-544, 2003.

Kim, S. J., Lee, C. G., Lee, T. H. and Oh, C. S., “Effects of Copper Addition on Mechanical Properties of 0.15C-1.5Mn-1.5Si TRIP-aided Multiphase Cold-rolled Steel Sheets”, ***ISIJ International***, **42**, 1452, 2002.

Klepaczko J.R., Rusinek A., Rodr'iguez-Mart'inez J.A., Pecherski R.B, Arias A., “Modeling of thermo-viscoplastic behaviour of DH-36 and Weldox 460-E structural steels at wide ranges of strain rates and temperatures, comparison of constitutive relations for impact problems”, ***Mechanics of Material***, **41**, 599-621, 2009.

Koh, H. J., Lee, S. K., Park, S. H., Choi, S. J., Kwon, S. J., and Kim, N. J., “Effect of hot rolling conditions on the microstructure and mechanical properties of Fe-C-Mn-Si multiphase steels”, ***Acta Metallurgica***, **38**(5), 763-768, 1998.

Kubler, R.F., Berveiller, M., Buessler, P., Semi phenomenological modelling of the behavior of TRIP steels, ***International Journal of Plasticity***, **27**, 299–327, 2011.

Kubli, W., Krasovskyy, A., and Sester, M., “Advanced Modeling of Reverse Loading Effects for Sheet Metal Forming Processes”, , September 1 - 5, Interlaken, Switzerland, Numisheet 2008.

Kulawinski, D., Nagel, K., Henkel, S., Hübner, P., Fischer, H., Kuna, M., and Biermann, H., “Characterization of stress–strain behavior of a cast TRIP steel under different biaxial planar load ratios”, ***Engineering Fracture Mechanics***, **78**, 1684-1695, 2011.

Lagneborg, R., “New steels and steel applications for vehicles”, ***Materials and Design***, **12**, 3-14, 1991.

Levy, S.B., “A Comparison of Empirical Forming Limit Curves for Low Carbon Steel with Theoretical Forming Limit Curves of Ramaekers and Bongaerts”, **IDDRG WG3**, Ungarn, 13-14 June 1996.

Lin, L., De Cooman B.C., Wollants, P., Yanlin, H.E. and Zhou X., “Effect of Aluminum and Silicon on Transformation Induced Plasticity of the TRIP Steel”, **J. Mater. Sci. Technol.**, 20, 135-138, 2004.

Livatyali, H. and Altan T.. “Prediction and elimination of springback in straight flanging using computer aided design methods: Part 1. Experimental investigations”. **J. Mater. Process. Technol.**, 117(1-2), 262-268, 2001.

Livatyali, H., Wu, H.C., and Altan, T., “Prediction and elimination of springback in straight flanging using computer-aided design method, Part 2: Fem predictions and tool design”, **J. Mater. Process. Technol.**, 120(1-3), 348–354, 2002.

Ludwigson, D.C., and Berger, J.A., “Plastic Behaviour of Metastable Austenitic Stainless Steels”, **Journal of The Iron and Steel Institute**, 192, 63-69, 1969.

Ludwik, P., Elemente der technologischen Mechanik. **Springer**, Verlag Berlin ,1909.

Luo L., and Ghosh A. K., “Elastic and inelastic recovery after plastic deformation of DQSK steel sheet”. **J. Engineering Materials and Technology Transactions of the ASME**, 125(3), 237-246, 2003.

Mahieu, J., De Cooman, B. C., Maki, J., and Claessens, S., “Phase Transformation and Mechanical Properties of Si-Free CMnAl Transformation-Induced Plasticity-Aided Steel”, **Metallurgical and Materials Transactions A**, 33, 2573-2580, 2002.

Majak J., Pohlak M., and Küttner R., “A simple algorithm for formability analysis”, **J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, 22, 57-60, 2007.

Marciniak, Z., Duncan, L.J., and Hu, J.S., Mechanics of sheet metal forming, Second edition published by **Butterworth-Heinemann**, 2002.

Marciniak, Z., Kuczynski, K. and Pokra, T., "Influence of The Plastic Properties of A Material On The Forming Limit Diagram For Sheet Metal In Tension", **Int. J. Mech. Sci.**, 15, 789-805, 1973.

Marciniak, Z., Kuczynski, K., "Limit Strains in the Processes of Stretch-Forming Sheet Metal". **Int. J. of Mech. Sci.**, 9, 609-620, 1967.

Martin, G., and Tsang, S.. The plastic bending of beams considering die friction effects. **Journal of Engineering for Industry**, 237-250, 1966.

Matsumura, O., Sakuma, Y. and Takechi, H., "Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel", **Transactions ISIJ**, 27, 570-579, 1987.

Matsumura, O., Sakuma, Y. and Takechi, H., "TRIP and its kinetic aspects in austempered 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel", **Scripta Metallurgica**, 27, 1301-1306, 1987.

Mazzoni-Leduc, L., Pardoën, T., and Massart, T.J., "Analysis of size effects associated to the transformation strain in TRIP steels with strain gradient plasticity", **European Journal of Mechanics A/Solids**, 29, 132–142, 2010.

Meinders, T., Konter A.W.A., Meijers E.S., Atzema H. E., and Kappert H., A., "Sensitivity analysis on the springback behaviour of the unconstrained bending problem". **International Journal of Forming Processes**, 9(3), 365-402, 2006.

Miller M.P., and McDowell D. L., "Modeling large strain multiaxial effects in FCC polycrystals", **International Journal of Plasticity**, 12,(7), 875-902,1996.

Mintz, B., "Hot dip galvanising of TRIP and other intercritically annealed steels", **International Materials Reviews**, 46, 169-197, 2001.

Mori, K., Maki, S., and Tanaka, Y., “Warm and Hot Stamping of Ultra High Tensile Strength Steel Sheets Using Resistance Heating CIRP Annals” , **Manufacturing Technology**, 54, 209-212, 2005.

Nemat-Nasser, S., and Isaacs, J.B., “Direct measurement of isothermal flow stress of metals at elevated temperatures and high strain rates with application to Ta and Ta-W alloys”, **Acta. Mater.**, 45-3, 907-919, 1997.

Oh S. T., Park K. K., Han H.-N., Park S.H., Oh K. H., “Transformation Behavior of Retained Austenite in Hydroformed TRIP Steel”, <http://ebsd.snu.ac.kr/doc/icopaper%5Cico-17.pdf>

Olson, G.B.,and Cohen, M., “Stress-assisted isothermal martensitic transformation: Application to TRIP steels”, **Metall. Trans. A**, 6, 791–795, 1975.

Olson, G.B. and Azrin, M., “Transformation Behavior of TRIP Steels”, *Met. Trans.* 9A 713-721, 1978.

Oussouaddi, O., Klepaczko J.R., “An analysis of transition from isothermal to adiabatic deformation in the case of a tube under torsion”, **Proceedings of the conference on DYMAT 91. J. Phys. IV**, Coll. C3 (Suppl. III), C3-C323, 1991

Ozturk, F. and Lee, D., “Experimental and numerical analysis of out-of-plane formability test”, **J. Mater. Process Technol.**, 170, 247-253, 2005.

Panknin, W., Der hydraulische Tiefungsversuch und die Ermittlung von Fließkurven (“The hydraulic bulge test and the determination of the flow stress curves”), Dissertation, **Institute for Metal Forming Technology**, University of Stuttgart, Germany, 1959.

Parish, C.M., “Fundamental Study of Phase Transformations in Si-Al TRIP Steels”, **Bs in Material Science and Engineering A**, NCS University, 2000.

Pepelnjak, T., and Kuzman, K., “Numerical Determination of the Forming Limit Diagrams, *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.*, 20, 375-378, 2007.

Pereloma, E. V., Timokhina, I. B. and Hodgson, P. D., “Transformation behaviour in thermomechanically processed C-Mn-Si TRIP steels with and without Nb”, *Materials Science and Engineering A*, 273-275, 448-452, 1999.

Pichler, A., Traint, S., Arnoldner, G., Stiaszny, P., Blaimschein, M. and Werner, E. A. 44th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, *Iron and Steel Society/AIME*, USA, 40, 121, 2002.

Rong, T., Lin, L., Cooman, B C D., Xi-chen W. and Peng, S., “Effect of Temperature and Strain Rate on Dynamic Properties of Low Silicon TRIP Steel”, *J. Iron Steel Research International*, 13, 3, 51, 2006.

Rusinek, A., and Klepaczko, J.R., “Effect of adiabatic heating in some processes of plastic deformation”, 4th International Symposium on Impact Engineering, Kunamoto, Jap’an, *Impact Engineering and Application*, I/II, 37-53, 2001.

Rusinek, A., Zaera R., and Klepaczko J.R., “Constitutive relations in 3-D for a wide range of strain rates and temperatures – application to mild steels”, *Int. J Solids Structures*, 44, 5611-5634, 2007.

Ryde, L., “Olika faktorerers inverkan på E-modulen i lågkolhaltiga stål”, *Swedish Institut for Metals Research*, Report IM-3203, 1995.

Safari, M., Hosseinipour J.S., and Azodi D.H., “Experimental and Numerical Analysis of Forming Limit Diagram (FLD) and Forming Limit Stress Diagram (FLSD)”, *Materials Sciences and Applications*, 2, 497–503, 2011.

Sakuma, Y., Matsumura, O. and Takechi, H., “Mechanical Properties and Retained Austenite in Inter-critically Heat-Treated Bainite-Transformed Steel and Their Variation with Si and Mn Additions”, ***Metallurgical and Materials Transactions A***, 22, 489-498, 1991.

Sakuma, Y., Matsumura, O. and Akisue, O. “Influence of C Content and Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of 400°C Transformed Steel Containing Retained Austenite”, ***ISIJ International***, 31, 1348-1353, 1991.

Schneider, K., and Bleck, W., “Effect of adiabatic heating on high strain rate properties of sheet steels”, ***IDDRG***, 185-196. 2008.

Serri, J., Martiny M., Ferron G., Finite element analysis of the effects of martensitic phase transformation in TRIP steel sheet forming, ***Int. J. Mech. Sci.*** 47(6), 884-901, 2005.

Shan, T.K. , Li, S.H., Zhang, W.G., and Xu, Z.G., “Prediction of martensitic transformation and deformation behavior in the TRIP steel sheet forming”, ***Materials and Design***, 29, 1810–1816, 2008.

Sing, W., M., and Rao, K., P., “On the Prediction of the Effects of Process Parameters upon Forming Limit Strains in Sheet Metals”, ***International Journal of Mechanical Sciences***, 42, 451-472, 2000.

Sing, W., M., and Rao, K., P., “Role of Strain-Hardening Laws in the Predictions of Forming Limit Curves”, ***J. Mater. Process. Technol***, 63, 105- 110, 1997.

Sing, W., M., and Rao, K., P., “Study of Sheet Metal Failure Mechanism Based on Stress-State Conditions”, ***J. Mater. Process. Technol***, 67, 201- 206, 1997.

Sing, W., M., Rao, K., P., and Swaminathan, K., ”Influence of Limit Stress States and Yield Criteria on the Prediction of Forming Limit Strains in Sheet Metals”, ***Metallurgical and Materials Transactions A***, 28A (11), 2323-2333, 1997.

Slota, J., and Spišák, E., “Comparison of the Forming Limit Diagram (FLD) Models for Drawing Quality (DQ) Steel Sheets, *Metalurgija*, 44 (4), 249-253, 2005.

Sowerby R. and Duncan, D.L., “Failure in Sheet Metal in Biaxial Tension”, *Int. J. Mech. Sci.*, 13, 217-229, 1971.

Srivastava K, A, Jha G., Gope N., and Singh B. S., “Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of cold rolled C–Mn–Si TRIP-aided steel”, *Materials Characterization*, 57, 127-135, 2006.

Storen, S., and Rice, J., R., “Localized Necking in Thin Sheets”, *J. Mech. Phys. Solids*, , 23, 421-41, 1975.

Stringfellow, R.G., D.M. Parks, G.B. Olson, *Acta Metall. Mater.* 40(7), 1703–1716, 1992.

Sugimoto, K. I., Muramatsu, T., Hashimoto, S. I. and Mukaid, Y., “Formability of Nb bearing ultra high-strength TRIP-aided sheet steels”, *J. Mater. Process Technol.*, 177, 390–395, 2006.

Sugimoto, K., Kanda, A., Kikuchi, R., Hashimoto, S., Kashima, T. and Ikeda, S., “Ductility and Formability of Newly Developed High Strength Low Alloy TRIP-Aided Sheet Steels with Annealed Martensite Matrix”, *ISIJ Int.*, 42, 910-915, 2002.

Sugimoto, K., Kobayashi M. and Hashimoto S., “Ductility and Strain-Induced Transformation in a High-Strength Transformation -Induced Plasticity-Aided Dual-Phase Steel”, *Metall. Trans. A*, 23A, 3085-3091, 1992.

Sugimoto, K.I., Nakano, K., Song, S.M., Kashima, T., “Retained austenite characteristics and stretch-flangeability of high-strength low-alloy TRIP type bainitic sheet steels”, *ISIJ Int.* 42 (4), 450–456, 2002,.

Sugimoto, K-I., Usui, N., Kobayashi, M. and Hashimoto, S. I., “Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-aided Dual-phase Steels”, *ISIJ International*, 32,1311-1318, 1992.

Swift, H., W., “Plastic Instability Under Plane Stress”, *J. Mech. Phys. Solids*, 1, 1-18, 1952.

Takechi, H., Matsumura, O., Sakuma, Y. Japan Kokai Tokyo Koho, *Japan Patent*, 62, 188, 729, 1987.

Tan, Z., Persson, B., and Magnusson, C., “An empiric model for controlling spring-back in V-die bending of sheet metals”. *J. Mater. Process. Technol*, 34, 449-455, 1992.

Tekiner, Z., “An experimental study on the examination of springback of sheet metals with several thicknesses and properties in bending dies”. *J. Mater. Process. Technol*, 145(1),109–117, 2004.

Thome, C., Canova, G.R., Kocks, U.F., Christodoulou, N., and Jonas, J.J., “The relation between macroscopic and microscopic strain hardening in FCC polycrystals”. *Acta Metall.* 32, 1637-1653, 1984.

Toh, C., and H., Kobayashi, S.,”Deformation Analysis and Blank Design in Square Cup Drawing”, *Int. J. Mach. Tool Des. Res.*, 25, 1, 15-32, 1985.

Tomita, Y., and Iwamoto, T.,” Computational prediction of deformation behavior of TRIP steels under cyclic loading”, *Int. J. Mech. Sci.*,43 (9), 2017–2034, 2001.

Tomita, Y., and Iwamoto, T.,” Effect of microstructure on transformation-induced plasticity of silicon-containing low-alloy steel” *Mater. Charact*, 38(4–5), 243–250, 1997.

Tomita, Y., and Iwamoto, T., “Constitutive modeling of trip steel and its application to the improvement of mechanical properties”, *Int. J. Mech. Sci.*, 37, 12, 1295, 1995.

Toros, S., and Ozturk, F., Prediction of Tensile Behaviors for TRIP800 Steel Using the Softening Model, International Conference on Materials Science and its Applications (**ICMSA 2012**), 13-15 February, 2012, Taif University, Kingdom of Saudi Arabia.

Toros, S. and Ozturk, F., “Modeling Uniaxial, Temperature and Strain Rate Dependent Behavior of Al-Mg Alloys”, **Comp Mater Sci**, 49 (2), 333–339, 2010.

Totten, G.E, Xie, L., and Futanani, K., “Modeling and simulation for material selection and mechanical design”. **Marce Dekker**, 2004.

Turteltaub, S., and Suiker, A.S.J., “Grain size effects in multiphase steels assisted by transformation-induced plasticity”, **International Journal of Solids and Structures**, 43, 7322–7336, 2006.

ULSAB -AVC Executive Summary, **American Iron And Steel Institute**, January 2002.

Van Liempt, P., “Work hardening and substructural geometry of metals”. **Proceeding MetalForming 94. J.Mat.Proc.Techn**, 45, 459-464, 1994.

Voce, E., “The relationship between stress and strain for homogeneous deformation”. **J. Int. Metals**, 74, 537-562, 1948.

Wagoner, R.H. and Li M., “Simulation of springback: Through-thickness integration”, **Int.J. Plasticity**, 23, 345–360, 2007.

Wang, C., An industrial outlook for springback predictability, measurement reliability and compensation technology. In D.-Y. Yang, S.I. Oh, H. Huh, and Y.H. Kim, editors, **Proceedings of the 5th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Forming Processes, NUMISHEET 2002**, , Jeju Island, Korea, 597-604, 2002.

Wang, L., Lee, and T., C., “The Effect of Yield Criteria on the Forming Limit Curve Prediction and the Deep Drawing Process Simulation”, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46 (9), 988-995, 2006.

Wayman, C. M., “In: Phase transformations in solids”, *MRS Symposia Proceedings*, 23, 657-663, 1983.

Xi-cheng, W., Fu, R.Y. and Lin, L., “Tensile deformation behavior of cold-rolled TRIP-aided steels over large range of strain rates”, *Mater. Sci. Eng. A*, 465, (1-2), 260, 2007.

Xu, S., and Weinmann, K.J., Prediction of forming limit curves of sheet metals using Hill’s 1993 user-friendly yield criterion of anisotropic metals. *Int. J. Mech. Sci.* 42, 677–692, 1998.

Yan, H. Y., “Strain-hardening behaviors of TRIP-assisted steels during plastic deformation”, *Materials Science and Engineering A*, 479, 333–338, 2008.

Yang, D.Y., Oh, S.I., Huh, H., Kim, Y.H. (Eds.), Numisheet ’2002 Benchmark Problem, *Proceedings of 5th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Forming Processes*, Jeju, Korea, 2002.

Yao, H. and Cao, J., “Prediction of Forming Limit Curves Using an Anisotropic Yield Function Prestrain Induced Backstress”, *Int. J. Plast.* 18, 1013-1038, 2002.

Yoon, J.W., Barlat F., Dick R.E., Chung K., and Kang J.T., “Plane stress yield function for aluminum alloy sheets - part II: Fe formulation and its implementation”. *International Journal of Plasticity*, 20(3), 495–522, 2004.

Yu, H., Li, S., and Gao, Y., “Deformation behavior of the constituent phases for cold-rolled TRIP-assisted steels during uniaxial tension”. *Materials Characterization*, 57(3), 160-165, 2006.

Zackay, V. F., Parker, E. R., Fahr, D., and Busch, R. “The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels”. *Trans. ASM*, 60, 252-259, 1967.

Zehnder, A.T., “A model for the heating due to plastic work”, *Mechanics Research Communications*, 18, 1, 23-28, 1991.

Zerilli, F.J., and Armstrong, R.W., “Dislocation-mechanics based constitutive relations for material dynamic calculations”. *J. Appl. Phys.*, 61-5, 1816-1825, 1987.

Zhang, L.C., Lu, G., and Leong, S.C., “V-shaped sheet forming by deformable Punches”, *J. Mater. Process Technol.*, 63(1-3),134–139, 1997.

Zhao, H., “A constitutive model for metals over a large range of strain rates. Identification for mild-steel and aluminium sheets”. *Mat. Sci. Eng. A*, 23, 95-99, 1997.

Zhu, X., Weinmann, K., and Chandra, A.,”A Unified Bifurcation Analysis of Sheet Metal Forming Limits”, *ASME J. Eng. Mater. Technol.*, 123, 329- 333, 2001.

Zillmann B., Clausmeyer T., Bargmann S., Lampke T., Wagner M.F.-X., and Halle T., “Validation of Simple Shear Tests for Parameter Identification Considering the Evolution of Plastic Anisotropy”, *Technische Mechanik*, 32(2-5), 622-630, 2012.

Zrník, J., Stejskal, O., Nový, Z., Hornák, P., and Fújda, M., “Structure dependence of the TRIP phenomenon in Si–Mn bulk steel”. *Materials Science and Engineering A*, 462(1-2), 253-258, 2007.

ÖZ GEÇMİŞ

Serkan TOROS 21.12.1982 tarihinde Adana’da doğdu. İlk, orta ve lise öğrenimini Adana’da tamamladı. 2001 yılında girdiği Erciyes Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümü’nden Haziran 2006’da mezun oldu. 2006-2009 yılları arasında Niğde üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünde Yüksek Lisansını tamamladı. 2008 yılında Niğde üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünde Araştırma Görevlisi olarak akademik hayatına başladı. 2006-2010 yılları arasında ayrıca TÜBİTAK tarafından desteklenen projeler kapsamında Proje Asistanı olarak çalıştı. Bu projelerde, sac malzemelerin şekillendirilebilirliği ve mekanik davranışlarının modellenmesi üzerinde birçok çalışma yaptı. 2009 yılından bu yana Niğde Üniversitesi Makine Mühendisliği Bölümünde Doktora çalışmalarını sürdürmektedir.

Bu tez çalışmasından, 1 (bir) adet uluslararası makale ve 2 (iki) adet uluslararası bildiri üretilmiştir. Bu üretilen çalışmalar aşağıda sunulmuştur.

TOROS S., POLAT A., OZTURK F., Formability and Springback Characterization of TRIP800 Advanced High Strength Steel, Mater Design, 41, 298-305, 2012.

TOROS S., OZTURK F., Prediction of Tensile Behaviors for TRIP800 Steel Using the Softening Model, International Conference on Materials Science and its Applications (ICMSA 2012), 13-15 February, 2012, Taif University, Kingdom of Saudi Arabia.

POLAT A., TOROS S., OZTURK F., The effects of strain rate and temperature on thermo mechanical properties of TRIP800 steel, International Iron and Steel Symposium, April 2-4, 2012 Karabuk University, Karabuk, Turkey