

ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPININ İYİLEŞTİRİLMESİ

MUSTAFA İNANÇ

**YÜKSEK LİSANS TEZİ
MAKİNA MÜHENDİSLİĞİ**

**TOBB EKONOMİ VE TEKNOLOJİ ÜNİVERSİTESİ
FEN BİLİMLERİ ENSTİTÜSÜ**

KASIM 2015

ANKARA

Fen Bilimleri Enstitü onayı

Prof. Dr. Osman EROĞUL
Müdür

Bu tezin Yüksek Lisans derecesinin tüm gereksinimlerini sağladığını onaylarım.

Doç. Dr. Murat Kadri AKTAŞ
Anabilim Dalı Başkanı

Mustafa İNANÇ tarafından hazırlanan ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE
MİKROYAPININ İYİLEŞTİRİLMESİ adlı bu tezin Yüksek Lisans tezi olarak uygun
olduğunu onaylarım.

Doç. Dr. Cihan TEKOĞLU
Tez Danışmanı

Tez Jüri Üyeleri

Başkan : Doç. Dr. Erdem ACAR

Üye : Y. Doç. Dr. Tuncay YALÇINKAYA

Üye : Doç. Dr. Cihan TEKOĞLU

TEZ BİLDİRİMİ

Tez içindeki bütün bilgilerin etik davranış ve akademik kurallar çerçevesinde elde edilerek sunulduğunu, ayrıca tez yazım kurallarına uygun olarak hazırlanan bu çalışmada orijinal olmayan her türlü kaynağa eksiksiz atıf yapıldığını bildiririm.

Mustafa İNANÇ

Üniversitesi : TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi
Enstitüsü : Fen Bilimleri
Anabilim Dalı : Makina Mühendisliği
Tez Danışmanı : Doç. Dr. Cihan TEKOĞLU
Tez Türü ve Tarihi : Yüksek Lisans – Kasım 2015

Mustafa İNANÇ

ÇİFT FAZLI ÇELİKLERDE MİKROYAPININ İYİLEŞTİRİLMESİ

ÖZET

İstisnai bir mukavemet/süneklik dengesine sahip olan çift fazlı (ÇF) çelikler, son yıllarda otomotiv sanayisinde yapısal parçalar olarak artarak kullanılmaktadır. Buna rağmen, literatürde ÇF çeliklerin kırılma davranımına dair oldukça sınırlı düzeyde bilgi bulunmaktadır.

Daha önce, kompozit malzemelerin sünek kırılma modeli için geliştirilen ve “Birleştirilmiş Mori-Tanaka-hasar (BMTH) modeli” olarak anılan model bu tez kapsamında çift fazlı çeliklere uyarlanarak kullanılmıştır. Bu model diğer kırılma modellerinden farklı olarak, kompozitteki faz başına ve toplam gerilme/gerinim tepkilerinin yanı sıra, parçacık kırılması veya arayüzey ayrışmasından kaynaklanan malzeme yumuşamasını da doğrudan hesaba katmaktadır. Böylece daha doğru sonuçlar elde edilebilmektedir. Daha önce BMTH modelinin öngörülleri dökme alüminyum alaşımları üzerine bir örnek aracılığıyla, deneylerle tam bir uyum içerisinde olduğu gösterilmiştir [1, 2, 129, 130].

Tez kapsamında gerçekleştirilen değişiklik ve iyileştirmeler sayesinde, BMTH modeli, öncelikle, ÇF çelikler için kullanılabilir hale getirilmiştir. Ardından, BMTH modelinin öngörülleri deneysel sonuçlarla karşılaştırılarak, bu modelin ÇF çeliklerin sünekliğine dair temel eğilimleri saptama yetisi ortaya konmuştur. Bunu takiben, BMTH modeli kullanılarak geniş bir parametrik çalışma yapılmış; martensitin oylum oranı, karbon içeriği, kırılma mukavemeti ve ferritin tane büyüklüğü gibi parametrelerin ÇF çeliklerin mukavemet/süneklik dengesine olan etkileri araştırılmıştır. Optimum mukavemet/süneklik davranımı için gerekli mikroyapı özellikleri belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Çift fazlı (ÇF) çelikler, parçacık takviyeli kompozitler, mikromekanik, sünek kırılma, boşluk birleşmesi

University : TOBB Economics and Technology University
Institute : Institute of Natural and Applied Sciences
Science Programme : Mechanical Engineering
Supervisor : Associate Prof. Dr. Cihan TEKÖĞLU
Degree Awarded and Date : M.Sc. – November 2015

Mustafa İNANÇ

IMPROVING THE MICROSTRUCTURE OF DUAL-PHASE STEELS

ABSTRACT

In recent years, dual-phase (DP) steels are increasingly being used as structural parts in the automotive industry, owing mainly to their exceptional strength/ductility compromise. Nevertheless, there is only limited information in the literature on the fracture behavior of DP steels.

Prior to this, a micromechanics based ductile fracture model was developed for composite materials. The so-called “integrated Mori–Tanaka-damage (IMTD) model” is adapted to DP steels and uniquely able to explicitly take into account the per-phase and overall stress/strain response of the composite, as well as the softening induced by particle fracture or interface decohesion. Through an illustrative example for cast aluminum alloys, the predictions of the IMTD model are shown to be in perfect agreement with experimental results [1, 2, 129, 130].

Owing to the changes and improvements performed in this thesis, the IMTD model is first made usable for DP steels. Then, the predictions of the IMTD model are compared with experimental results to demonstrate its ability to capture the key trends regarding the ductility of DP steels. Following this, an extensive parametric study is performed by using the IMTD model in order to investigate the effects of parameters such as the volume fraction, carbon content, and the critical fracture strength of martensite, and the grain size of ferrite on the strength/ductility balance of DP steels. Microstructural properties required for optimum strength/ductility behavior are determined.

Keywords: Dual-phase (DP) steels, particle reinforced composites, micromechanics, ductile fracture

TEŞEKKÜR

Bana her zaman güvenen, desteklerini hiçbir zaman esirgemeyen ve beni bu günlere getiren sevgili aileme Őukran ve saygılarımı sunarım. Ayrıca çalıŐmalarım boyunca, hem akademik hem de moral olarak yardım, katkı ve tecrübeleriyle beni yönlendiren değerli hocam Doç. Dr. Cihan TEKOĞLU'na ve kıymetli tecrübelerinden faydalandığım TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi Makina Mühendisliği Bölümü öğretim üyelerine teşekkürü bir borç bilirim. Son olarak bana verdiği tam burs imkânı için TOBB Ekonomi ve Teknoloji Üniversitesi'ne teşekkür ederim.

Bu alıŐma "ift Fazlı (F) eliklerde Mikroyapının Optimizasyonu" adlı 111M664 no.lu TÜBİTAK projesi tarafından desteklenmiştir.

İÇİNDEKİLER

ÖZET.....	iv
ABSTRACT.....	v
TEŞEKKÜR.....	vi
İÇİNDEKİLER	vii
ÇİZELGELERİN LİSTESİ.....	ix
ŞEKİLLERİN LİSTESİ	x
KISALTMALAR	xiii
SEMBOL LİSTESİ.....	xiv
1 GİRİŞ.....	1
2 LİTERATÜR ÖZETİ.....	3
2.1 Çift Fazlı Çeliklerde Mikroyapının Optimizasyonu.....	3
2.2 Boşluk Birleşmesi.....	10
3 GEREÇ VE YÖNTEM.....	14
3.1 Doğrusal Olmayan, Oransal Bağımsız (<i>Rate Independent</i>) Malzeme Davranışı için Geliştirilmiş Artırmalı (<i>Incremental</i>) Mori-Tanaka (MT) Homojenizasyon Teorisi.....	16
3.2 Sonlu Elemanlar Modeli.....	20
3.3 En Küçük Kareler Yöntemi.....	30
3.3.1 En Küçük Karelerin Normalizasyonu	31
3.4 C++ Kodu İçin Yapılan Sadeleştirmeler	33
4 SONUÇLAR.....	34
4.1 Mori-Tanaka (MT) Homojenizasyon Modeli.....	34
4.1.1 Elastik Matris İçine Gömülü Elastik Parçacıklar	34
4.1.2 Elastoplastik Matris İçine Gömülü Elastik/Elastoplastik Parçacıklar..	37
4.1.3 Çift Fazlı Çelikler	45
4.2 Çift Fazlı Çelikler için BMTH Modeli Kullanılarak Yapılan Parametrik Çalışma.....	47

5	TARTIŞMA	63
	KAYNAKLAR	66
	ÖZGEÇMİŞ	75

ÇİZELGE LİSTESİ

Çizelge	Sayfa
Çizelge 3.1. ABAQUS için kullanılan girdi dosyasında, Riks yönteminin uygulanacağını belirleyen kısım.....	24
Çizelge 3.2. Hesaplamalarda kullanılan parametreler: C^{mr} = martensitin karbon içeriği ($a\%$ ağırlık yüzdesi anlamına gelmektedir), ν^{mr} = martensitin oylum oranı, d^f = ferrit tane büyüklüğü, T = gerilme üç eksenlilik ölçüsü.....	28
Çizelge 3.3. Çift fazlı çelikler için yapılan parametrik çalışmada elde edilen $nEKKT$ değerleri.....	32
Çizelge 4.1. Elastoplastik bir matris içine gömülü elastik veya elastoplastik parçacıklar için yapılan parametrik çalışmada kullanılan malzeme özellikleri.....	38
Çizelge 4.2. Elastoplastik bir matris içine gömülü elastik veya elastoplastik parçacıklar için yapılan parametrik çalışma için oluşturulan "Ana Durumlar"	38
Çizelge 4.3. Çift fazlı çelikler için yapılan parametrik çalışma için oluşturulan "Ana Durumlar".....	46
Çizelge 4.4. ÇF çelikler için BMTH modeli ile deneylerin karşılaştırılmasında kullanılan fiziksel/ mekanik özellikler.....	50
Çizelge 4.5. BMTH modeli kullanılarak yapılan parametrik çalışmada ÇF çelikler için oluşturulan 20 ana duruma (AD) ait fiziksel/mechanik özellikler.....	54

ŞEKİL LİSTESİ

Şekil	Sayfa
Şekil 2.1. Martensit oylum oranı % 20 olan bir ÇF çeliğin mikroyapısı [109].	3
Şekil 2.2. (a) Muhafaza ettiği boşlukların periyodik olarak dağıldığı varsayılan, ideal bir malzeme. (b) Şekil (a)'daki malzemede, iç boyun verme şeklinde gelişen boşluk birleşmesi. (c) Şekil (a)'daki malzemede, kolye şeklinde gelişen boşluk birleşmesi. (d) İki boşluk arasında gelişen kesme kuşağı (<i>shear band</i>) ve bu kuşak içerisinde, boşlukçukların kesme yükü etkisi altında birleşmesi (<i>void sheeting</i>). Koyu gri bölgeler, plastisitenin yoğunlaştığı, iki boşluğu birleştiren ligamantlere karşılık gelmektedir [128].	12
Şekil 3.1. Birleştirilmiş Mori-Tanaka-hasar (BMTH) modelinin iş akış şeması. Kırmızı, martensit parçacıkları; açık mavi, boşlukları; mavi ise ferrit matrisi göstermektedir [104].	14
Şekil 3.2. Doğrusal olmayan, oransal bağımsız (rate independent) malzeme davranışı için geliştirilen Mori-Tanaka (MT) homojenizasyon modeli [130].	19
Şekil 3.3. İki boyutlu (2B), aksisimetrik, tek parçacık içeren temsili hacim elemanı. 21	
Şekil 3.4. Temsili hacim elemanına uygulanan gerilme üç eksenliliğini (<i>stress triaxiality, T</i>) sabit tutmak için kullanılan iki yöntem: (a) Riks yöntemi, (b) yay yöntemi.	22
Şekil 3.5. Riks ve yay yöntemleri kullanılarak hesaplanan gerilme/gerilim eğrilerinin kıyaslanması.	29
Şekil 3.6. (a) eğriye düşey uzaklık. (b) eğriye dikey uzaklık.	30
Şekil 3.7. (a) Sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilen gerilme-gerinim grafiklerine bir örnek. (b) şekil a'daki eğrinin normalize edilmiş durumu.	31
Şekil 4.1. Mori-Tanaka homojenizasyon modeli ile elde edilen faz başına düşen makroskobik gerilmenin (Σ_{zz}^{MT}) sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilen makroskobik gerilmeye (Σ_{zz}^{FE}) göre hatasının, makroskobik gerinim değerine (E_{zz}) göre değişimi: (a, b) matrise, (c, d) parçacığa ait sonuçları göstermektedir. (a, c) için alt sistem-1 oylum oranı $\nu^{s1} = 0$, (b, d) için ise $\nu^{s1} = 1$ 'dir. Parçacık oylum oranı $\nu^p = 0.01$ 'dir.	35
Şekil 4.2. Mori-Tanaka homojenizasyon modeli ile elde edilen faz başına düşen makroskobik gerilmenin (Σ_{zz}^{MT}) sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilen makroskobik değişimi: (a, b) matrise, (c, d) parçacığa ait sonuçları göstermektedir. (a, c) için alt sistem-1 oylum oranı $\nu^{s1} = 0$, (b, d) için ise $\nu^{s1} = 1$ 'dir. Parçacık oylum oranı $\nu^p = 0.3$ ' tür.	36
Şekil 4.3. Sonlu elemanlar (SE) yöntemiyle hesaplanan faz başına gerilme değerleriyle bu değerlere karşılık gelen MT sonuçlarını kıyaslayarak elde edilen optimum ν^{s1} değerlerinin ne kadar başarılı sonuçlara imkan verdiğine örnekler: (a) "iyi", (b) "kabul edilebilir" ve (c) "başarısız" duruma örnek. (d), (b)'de Σ_{zz} değişimi gösterilen durum için Σ_e değişimini göstermektedir.	40
Şekil 4.4. Ana durum 1 için, optimum ν^{s1} değerinin: (a) parçacığın pekleşme üsteline, N^p , (b) parçacığın oylum oranına, ν^p , (c) gerilme üç eksenliliğine (T), (d)	

- matrisin pekleşme üsteline, N^M , (e) matrisin başlangıç akma gerilmesinin matrisin elastik modülüne oranına, σ_0^m/E^M , göre değişimi..... 42
- Şekil 4.5. Ana durum 2 ve 3 için, optimum ν^{s1} değerinin: (a) parçacığın başlangıç akma gerilmesinin matrisin başlangıç akma gerilmesine oranına, σ_0^p/σ_0^M , (b) matrisin başlangıç akma gerilmesinin matrisin elastik modülüne oranına, σ_0^m/E^M , (c) matrisin sertleşme üsteline, N^M , (d) parçacığın sertleşme üsteline, N^P , (e) parçacığın oylum oranına, ν^p , göre değişimi. (f) Ana durum 1 ve 2 için, optimum ν^{s1} değerinin gerilme üç eksenliliğine (T) göre değişimi. 44
- Şekil 4.6. Çift fazlı çelikler için optimum ν^{s1} değerinin: (a) martensitin karbon içeriği, C^{mr} , (b) martensitin oylum oranı, ν^{mr} , (c) ferritin tane büyüklüğü, d^f ve (d) gerilme üç eksenliliğine, T , göre değişimi. 46
- Şekil 4.7. (a) Farklı pekleşme üsteli (N) değerleri için, gerilme üç eksenlilik ölçüsünün (T) malzemenin boyun verdiği kısımdaki ortalama eşdeğer gerinime (E_e) göre değişimi [100]. (b) Bu çalışma kapsamında T 'nin değişimi için elde edilen denklemlerin, Pardoen (2006)'daki sonuçlarla uyumu. 49
- Şekil 4.8. Çok fazlı çeliklerde kırılma geriniminin (E_c^k) martensit oylum oranına (ν^{mr}) göre değişimini gösteren, literatürden derlenmiş deney sonuçları. Set 1 için martensitin karbon içeriği $C^{mr} \leq 0.25$, set 2 için $0.25 < C^{mr} \leq 0.35$, set 3 için $0.35 < C^{mr} \leq 0.45$ ve set 4 için $0.45 < C^{mr}$ 52
- Şekil 4.9. ÇF çelikler için, BMTM modeli kullanılarak hesaplanan kırılma gerinimi değerlerinin literatürden bulunan deney sonuçları ile karşılaştırılması: (a) set 1, $C^{mr} \leq 0.25$, (b) set 2, $0.25 < C^{mr} \leq 0.35$, (c) set 3, $0.35 < C^{mr} \leq 0.45$, (d) set 4, $0.45 < C^{mr}$ 53
- Şekil 4.10. Boşluk çekirdeklenmesi başlangıcına karşılık gelen kiritik gerilme değerinin (σ_{kr}) martensitin karbon içeriğine göre değişimi. Çarpı işareti ile gösterilen veriler, Şekil 4.8'de gösterilen dört farklı ÇF çelik seti için ortalama C^{mr} değerine karşılık gelen, BMTM modelinin deneylerle kıyaslanması sonucu elde edilen σ_{kr} değerlerini göstermektedir. 56
- Şekil 4.11. Tüm şekillerde $C^T=0.04$ 'tür. d^f sırası ile a, b, c, d ve e'de 1, 3, 10, 30 ve 100 değerlerini almaktadır. ν^{mr} değerleri $0.05 \leq \nu^{mr} \leq 0.6$ arasında değişen ÇF çelikler için: (a, b, c, d, e) eşdeğer gerinim (Σ_e) — eşdeğer gerilme (E_e) eğrileri; (f) eşdeğer kırılma geriniminin (E_c^k), (g) eşdeğer kırılma gerilmesinin (Σ_c^k) ve (h) $\Sigma_c^k E_c^k$ değerinin ν^{mr} 'a göre değişimi. 58
- Şekil 4.12. Tüm şekillerde $C^T=0.08$ 'dir. d^f sırası ile a, b, c, d ve e'de 1, 3, 10, 30 ve 100 değerlerini almaktadır. ν^{mr} değerleri $0.05 \leq \nu^{mr} \leq 0.6$ arasında değişen ÇF çelikler için: (a, b, c, d, e) eşdeğer gerinim (Σ_e) — eşdeğer gerilme (E_e) eğrileri; (f) eşdeğer kırılma geriniminin (E_c^k), (g) eşdeğer kırılma gerilmesinin (Σ_c^k) ve (h) $\Sigma_c^k E_c^k$ değerinin ν^{mr} 'a göre değişimi. 59
- Şekil 4.13. Tüm şekillerde $C^T=0.12$ 'dir. d^f sırası ile a, b, c, d ve e'de 1, 3, 10, 30 ve 100 değerlerini almaktadır. ν^{mr} değerleri $0.05 \leq \nu^{mr} \leq 0.6$ arasında değişen ÇF çelikler için: (a, b, c, d, e) eşdeğer gerinim (Σ_e) — eşdeğer gerilme (E_e) eğrileri; (f) eşdeğer kırılma geriniminin (E_c^k), (g) eşdeğer kırılma gerilmesinin (Σ_c^k) ve (h) $\Sigma_c^k E_c^k$ değerinin ν^{mr} 'a göre değişimi. 60

Şekil 4.14. Tüm şekillerde $C^T=0.16$ 'dır. d^f sırası ile a, b, c, d ve e'de 1, 3, 10, 30 ve 100 değerlerini almaktadır. ν^{mr} değerleri $0.05 \leq \nu^{mr} \leq 0.6$ arasında değişen ÇF çelikler için: (a, b, c, d, e) eşdeğer gerinim (Σ_e) — eşdeğer gerilme (E_e) eğrileri; (f) eşdeğer kırılma geriniminin (E_e^k), (g) eşdeğer kırılma gerilmesinin (Σ_e^k) ve (h) $\Sigma_e^k E_e^k$ değerinin ν^{mr} 'a göre değişimi. 61

Şekil 5.1. Her birinin karbon içeriği 0.06 (a %) olan farklı ÇF çelikler için: (a) üst çekme dayancı (ÜÇD, *ultimate tensile strength*) ve başlangıç akma gerilmesinin (BAG), (b) gerçek tekdüze gerinimin, (c) gerçek kırılma gerilmesinin (*true fracture stress*) ve (d) gerçek kırılma geriniminin (*true fracture strain*), martensit oylum oranına (ν^{mr}) göre değişimi [88] Şekil 5 ve 6). 65

KISALTMALAR

Kisaltmalar	Açıklama
2B	İki boyutlu
3B	Üç boyutlu
AD	Ana durum
BMTH	Birleştirilmiş Mori-Tanaka hasar
ÇF	Çift fazlı
GLD	Gologanu-Leblond-Devaux
MT	Mori-Tanaka
SE	Sonlu elemanlar

SEMBOL LİSTESİ

Bu çalışmada kullanılmış olan simgeler açıklamaları ile birlikte aşağıda sunulmuştur.

Simgeler	Açıklama
C	Karbon içeriği
C	Esemezlik tansörü
d^f	Ferritin tane büyüklüğü
E	Elastik modül
f	Anlık boşluk oylum oranı
I	4. dereceden özdeşlik tansörü
N	Pekleşme üsteli
p	Hidrostatik basınç
R	Kalıntı
T	Gerilme üç eksenlilik ölçüsü
W	Yuvarı boşlukların eksen oranı
$\sigma_{eş}$	Eşdeğer gerilme
σ_y	Akma gerilmesi
σ', s_{ij}	Cauche gerilme tansörünün deviatorik kısmı
σ_{ij}	Cauche gerilme tansörü
Φ	Akma yüzeyi
$\bar{\varepsilon}_m^{pl}$	Matris içindeli eşdeğer plastik gerinim
σ_h^g	Genelleştirilmiş hidrostatik gerilme tansörü
$\ \ $	von Mises normu
ν	Oylum oranı
$\langle \varepsilon \rangle$	Ortalama gerinim
$\langle \sigma \rangle$	Ortalama gerilme
ξ	Eshelby tansörü
ν	Poisson oranı
σ_0	Başlangıç akma gerilmesi
σ_{kr}	Kritik gerilme
$\Delta\sigma_{kr}$	Kritik gerilme aralığı
Üsler	Açıklama
p	Parçacık
M	Matris
f	Ferrit
mr	Martensit
T	Toplam
vol	Volümetrik
dev	Deviatorik

1 GİRİŞ

Her geçen gün gelişen teknoloji, hem yüksek mukavemet hem de yüksek süneklik gibi genellikle birbiri ile çelişen özellikleri bünyesinde barındıran, çok fonksiyonlu mühendislik malzemelerine olan ihtiyacı artırmaktadır. Özellikle, ülkemizin de dünyada önemli bir konuma sahip olduğu otomotiv sanayisinde yoğun olarak kullanılan çift fazlı (ÇF) çelikler bu tür malzemelere örneklerdir. 2013 yılında dünyada toplam çelik üretimi 370.6 milyon ton, bunun yalnızca plaka üretimine yönelik kısmı 27.7 milyon tondur. Türkiye, 2012 ve 2013 yıllarında, sırasıyla, toplam 35.9 ve 34.7 milyon ton çelik üreterek her iki yılda da dünyada en çok çelik üreten 8. ülke olmuştur [45]. Buna karşın, özellikle ulusal literatürde ÇF çeliklerin kırılma davranımı hakkında oldukça sınırlı düzeyde bilgi bulunmaktadır.

Bu tezin konusu, parçacık takviyeli kompozitlerde, mikroyapının mekanik davranım üzerindeki etkileridir. Tez kapsamında, ÇF çeliklerin sünek kırılması ve mikroyapı ile mukavemet/süneklik dengesi arasındaki ilişkiler ayrıntılı olarak incelenmiş ve en iyi mekanik özellikleri sağlayan mikroyapı araştırılmıştır.

Temel amacı ÇF çeliklerde mikroyapı ile mekanik davranım arasındaki ilişkiyi birçok yönüyle araştırmak olan tez kapsamında yapılan başlıca çalışmalar aşağıda verilmiştir:

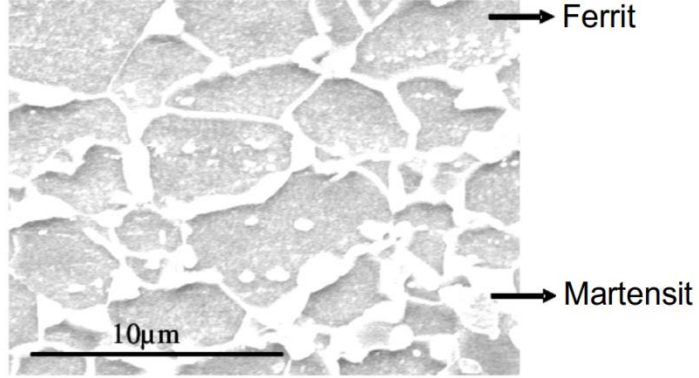
- Mori-Tanaka türü bir homojenizasyon modeli genişletilerek/iyileştirilerek, elasto-plastik bir matrisin içine gömülmüş elasto-plastik parçacıklardan oluşan kompozitlerin, hem faz başına hem de toplam gerilme/gerinim tepkilerini yüksek doğrulukta saptayabilecek hale getirilmiştir.
- Tez kapsamında, ÇF çelikler, “Birleştirilmiş Mori-Tanaka-hasar (BMTH) modeli” kullanılarak parçacık takviyeli kompozitler olarak modellenmiştir [129, 130]. Öncelikle, BMTH modeli genişletilerek/iyileştirilerek, parçacıkların plastik davranımı hesaba katabilecek hale getirilmiştir. BMTH modeli deneysel sonuçlarla karşılaştırılmış ve bu modelin ÇF çeliklerin sünekliğine dair temel eğilimleri saptama yetisine sahip olduğu gösterilmiştir.

- BMTH modeli kullanılarak; martensitin oylum oranı, karbon içeriği, kırılma mukavemeti ve ferritin tane büyüklüğü gibi parametreler için geniş kapsamlı bir parametrik çalışma yapılmıştır. Sayılan bu parametrelerin ÇF çeliklerin kırılma davranımına ve mukavemetine olan etkileri saptanmış, optimum mukavemet/süneklik davranımı için gerekli mikroyapı özellikleri belirlenmiştir.

Tez beş bölümden oluşmaktadır. Bölüm 2’de literatür özeti, 3’te gereç ve yöntem, 4’te sonuçlar ve 5’te tartışma ve sonuçlar sunulmuştur.

2 LİTERATÜR ÖZETİ

2.1 Çift Fazlı Çeliklerde Mikroyapının Optimizasyonu



Şekil 2.1. Martensit oylum oranı % 20 olan bir ÇF çeliğin mikroyapısı [109].

Yüksek mukavemet ve yüksek süneklik gibi, genellikle malzemelerin yalnızca birine sahip olabildiği farklı özellikleri bünyesinde barındıran, çok fonksiyonlu malzemelere olan ihtiyaç her geçen gün artmaktadır. 1970’li yıllardaki enerji krizi sonrası, yakıt tasarrufunun otomotiv sanayisinde en önemli konulardan biri haline gelmesiyle ortaya çıkan çift fazlı çelikler, yüksek mukavemete sahip sünek malzemelerdir [115, 119]. ÇF çelikler, Şekil 2.1’de gösterildiği gibi, yumuşak bir ferrit matrisin içerisine dağılmış, mukavemeti artıran sert martensit adacıklarından oluşurlar [109]. ÇF çeliklerin mekanik özellikleri, temel olarak, martensitin oylum oranı, karbon içeriği, kırılma mukavemeti, şekli ve ferritin tane büyüklüğüne bağlıdır [10, 30, 46, 68, 86, 88, 109, 114, 124]. Ancak, bu parametrelerdeki bir değişiklik, çeliğin kimi özelliklerini iyileştirirken, kimi özelliklerini kötü yönde etkilemektedir. Örneğin, martensitin oylum oranı veya karbon içeriğindeki artış, çeliğin mukavemetini artırırken, genellikle kırılma gerinimini azaltır. Martensit ve ferritin mekanik/fiziksel özellikleri için bütün farklı olasılıkları deneysel olarak değerlendirmek, üretim teknikleri açısından mümkün olduğu varsayılsa bile (ki mümkün değildir), maliyeti çok yüksek bir çalışma gerektirir. Dolayısıyla, ÇF çeliklerin, belirli bir uygulama için en uygun makroskobik özelliklere (mukavemet, süneklik, çarpma dayancı, tekdüze uzama, gibi) kavuşmasını sağlayacak mikroyapının, tahmin gücü yüksek modeller aracılığı ile bulunması en akılcı yoldur ve bu tez kapsamında da bu yol izlenmiştir. Nitekim ÇF çelikler de dâhil olmak üzere, çok fazlı çeliklerde mikroyapının makro özelliklere etkisini farklı

açılardan araştıran, sonlu elemanlar analizi veya mikromekanik malzeme modelleri içeren çalışmaların sayısı son yıllarda giderek artmaktadır [2, 3, 36, 112, 116, 125, 141]. Tez kapsamında, martensitin oylum oranı, karbon içeriği, kırılma mukavemeti ve ferritin tane büyüklüğü gibi parametrelerin, ÇF çeliklerin kırılma davranımına (çekirdeklenme için gerekli kritik gerilme, kırılma gerinimi, vb.) ve mukavemetine olan etkileri saptanmıştır. ÇF çeliklerde mukavemet/süneklik dengesi arasındaki ilişkiler ayrıntılı olarak incelenmiş, en iyi mekanik özellikleri sağlayan mikroyapı araştırılmıştır.

Tez kapsamında, ÇF çelikler parçacık takviyeli kompozitler (ferrit matris içerisinde dağılmış martensit parçacıklar) olarak modellenmiştir. Bu amaçla, yakın zaman önce sünek kompozit malzemeler için geliştirilen ve “birleştirilmiş Mori-Tanaka-hasar (BMTH) modeli” olarak adlandırılan model kullanılmıştır [129, 130]. BMTH modeli, tezin 3. bölümünde ayrıntılı olarak anlatılmıştır. Aşağıda, BMTH modelinin yapı taşlarını oluşturan sünek kırılma ve kompozit malzemelerin homojenizasyonu alanlarındaki literatür özetlenmiştir.

Günümüzde, malzeme bilimi ve üretim teknolojilerindeki gelişmeler sayesinde, metal alaşımlarda atom yoğunluğu az olan düzlemlerin ayrılması sonucu gerçekleşen gevrek kırılma; çok yüksek deformasyon hızları, çok düşük sıcaklıklar ve/veya tane sınırlarında (*grain boundary*) çok yüksek katışkı derişimi (*impurity concentration*) olması gibi ender durumlarda gözlenir hale gelmiştir [127]. Bu durum, yorulma ve yenim (*corrosion*) ile birlikte sünek kırılmayı yapısal bütünlük çalışmalarının en önemli unsurlarından biri haline getirmiştir. Sünek kırılma, sırasıyla, boşlukların çekirdeklenmesi, büyümesi ve birleşmesi olmak üzere, birbirini takip eden ve etkileşen üç evreden oluşur. Literatürde, her evre için birçok farklı model bulunmaktadır. Sünek kırılma modelleri, üç evre için ayrı ayrı geliştirilmiş modelleri aynı çatı altında toplayarak oluşturulmaktadır [25, 72, 76, 103, 128-130, 139]. Boşluk büyümesi, üzerinde en çok çalışılan ve oldukça başarılı, mikromekanik temelli modeller oluşturulmuş evredir. Çekirdeklenme ve birleşme evreleri ise büyüme evresine kıyasla ihmal edilmiş konulardır [21, 72, 128, 135].

Bütün mühendislik metal ve alaşımları, çökelti (*precipitate*), kalıntı (*inclusion*) ya da mekanik özellikleri iyileştirmek amacıyla malzemeye gömülmüş parçacıklar halinde, belirli miktarda ikinci faz parçacıkları bulundurlar. Birçok deneysel çalışma, boşluk çekirdeklenmesinin, genellikle ikinci faz parçacıklarının kırılması veya parçacık-matris ara yüzeylerinin ayrılması yoluyla gerçekleştiğini göstermiştir [4-6, 8, 24, 57, 113, 143, 145]. Parçacıklardan bağımsız, matrisin yırtılmasıyla gerçekleşen çekirdeklenmeye nadiren rastlanmıştır [132]. Boşluk çekirdeklenmesinin oluşumunu; parçacıkların ve matrisin birbirlerine oranla mekanik özellikleri, parçacıkların büyüklük ve şekilleri ve uygulanan yükler gibi birçok değişkene bağlıdır [8, 72]. Birçok deneysel çalışma, çekirdeklenmenin öncelikle görece olarak daha büyük parçacıklarda gerçekleştiğini göstermiştir. Zira büyük parçacıklarda, küçüklere kıyasla daha fazla mikro çatlak bulunmaktadır ve yük altında bu mikro çatlaklar birleşerek parçacığın kırılmasına yol açmaktadır. Parçacık boyutu küçüldükçe, boşluk çekirdeklenmesi zorlaşmaktadır [7, 29, 34, 39, 51, 59, 77, 87]. Parçacıkların malzeme içerisindeki dağılımı da boşluk çekirdeklenmesini etkileyen önemli faktörlerden biridir. Parçacıkların yoğunlaştığı bölgelerde yerel gerilme yoğunlaşması oluşmakta, bu ise boşluk çekirdeklenmesini kolaylaştırmaktadır [65, 38]. Boşluk çekirdeklenmesinin başlangıç geriliminin ve/veya gerilmesinin deneysel olarak tespiti oldukça zordur. Dolayısıyla bu konuda daha ziyade sayımsal benzetim (*computational simulation*) yöntemi ile yapılan çalışmalara başvurulmaktadır [31, 81, 134]. Needleman [95, 96], parçacık-matris ara yüzey ayrılması için bir traksiyon (çekilme) ayrılma modeli geliştirmiştir. [50], kesme kuvvetinin boşluk çekirdeklenmesine etkilerini incelemiştir. Yakın zamanda geliştirilen, üç boyutlu tomografi ve sonlu elemanlar analizlerinin birlikte kullanıldığı yöntemle oldukça başarılı sonuçlar elde edilmiştir [8, 9, 85]. Gevrek bir malzemedен oluşan parçacıklar için, parçacık kırılması ile açığa çıkan enerji, çatlak yüzeyinin oluşması için gerekli olan enerjiye eşitlenerek, parçacıktaki maksimum asal gerilmeyi esas alan bir çekirdeklenme ölçütü geliştirilebilir [66]. Parçacık-matris ara yüzeyi ayrılması yoluyla gerçekleşen çekirdeklenme için geliştirilen ölçütler ise, hem ayrılma enerjisini hem de ara yüzey sertliğini hesaba katmak gerektiği için, çok daha karmaşık bir yapıya sahiptir [95, 134]. Farklı boşluk çekirdeklenmesi modelleri için ayrıntılı açıklamalar Berdin [23] ve Montheillet ve Moussy'de [90] bulunabilir.

Boşluk çekirdeklenmesi, ister parçacık kırılması, ister parçacık-matris ara yüzeyi ayrılması yoluyla gerçekleşsin, bir kırılma modelinin öngöründe bulunabilme yetisi, ikinci faz parçacıklarındaki gerilme/gerinim değerleri öngörüsünün doğruluk derecesine bağlıdır. Oysaki literatürdeki çekirdeklenme modellerinin birçoğu, ikinci faz parçacıkları yok saymakta ve malzemedeki toplam gerilme/gerinim değerlerini esas almaktadır [32, 135]. Daha ileri düzey bazı modellerde ise, boşluk çekirdeklenmesi için parçacıktaki maksimum asal gerilme temel alınmaktadır. Bu ikinci türden modellerde, parçacıklardaki gerilme, Eshelby türü bir homojenizasyon teorisi aracılığıyla malzemedeki toplam gerilme/gerinim değerleri kullanılarak hesaplanmaktadır [24, 63]. Ancak, bu modeller parçacıklardaki gerilmeye atıfta bulunsalar bile, parçacığın malzemedeki toplam gerilme/gerinim değerlerine katkısını hesaba katmazlar. Ayrıca, kırılma veya ara yüzey ayrılması, parçacıkların yük taşıma kapasitelerinde azalmaya, bu ise malzemedeki yumuşamaya sebep olur ki, bu da mevcut modeller tarafından dikkate alınmamaktadır. Parçacık oylum oranının % 1-2 ile sınırlı olduğu durumlarda kabul edilebilir olan bu yaklaşımlar, oylum oranı yükseldikçe güvenilirliklerini yitirmektedir. Tez kapsamında yapılan çalışmalarda, boşluk çekirdeklenmesinin malzeme davranımına etkisi, tezin 3. bölümünde ayrıntılı olarak anlatıldığı üzere, mevcut literatüre göre çok daha güvenilir bir yöntem kullanılarak hesaba katılmıştır.

Sünek kırılmanın ikinci evresi olan boşluk büyümesi, malzemenin yumuşamasına (*softening*) sebep olsa da, bu etki oldukça sınırlıdır. Boşluk büyümesinin asıl önemli sonucu; büyüyen boşlukların birbirine yaklaşması, boşlukları bağlayan ligamentlerde gerilme/gerinim yığılması oluşması ve nihai olarak boşluk birleşmesinin gerçekleşmesidir. Birleşen boşluklar çatlakları oluşturmakta ve malzeme içerisinde ilerleyen çatlaklar kırılmaya yol açmaktadır. Boşluk büyümesi, test edilen malzemenin yoğunluğunun farklı gerinim değerlerinde ölçülmesi ile tespit edilebilir. Yoğunluk azaldıkça boşluklar büyümüş demektir [102]. Boşluk büyümesine dair en dikkat çekici bulgu ise, gerilme üç eksenlilik ölçüsünün (*stress triaxiality*), T , boşluk büyümesine olan etkisidir. Birçok deneysel çalışma, gerilme üç eksenlilik ölçüsü arttıkça kırılma geriniminin katlanarak (*exponentially*) arttığını göstermiştir [17, 35, 37, 63, 64, 87]. Boşluk büyümesi, temsili hacim elemanları kullanılarak yapılan sonlu elemanlar

analizleri yoluyla birçok bilim insanı tarafından araştırılmıştır. İlk olarak Needleman [94], boşlukların periyodik olarak dağıldığı ideal bir temsili hacim elemanı kullanarak boşluk büyümesini etkileyen faktörleri incelemiş (malzeme özellikleri, yükleme koşulları, boşlukların başlangıç büyüklük ve şekilleri, gibi) ve bu çalışmadan sonra bu tür modeller yaygın hale gelmiştir [12, 14, 22, 49, 67, 69, 70, 71, 74, 76, 99, 103, 117, 118, 121, 128, 133, 134, 135, 140, 146, 148]. Bu çalışmalarda elde edilen en önemli sonuçlar özetlenecek olursa:

- I. Deneylemlerle tam bir uyum içinde, gerilme üç eksenlilik ölçüsü arttıkça, kırılma geriniminin katlanarak arttığı tespit edilmiştir.
- II. Yuvarsa boşluklar kullanılan çalışmalarda, uzun ekseni yükleme eksenine dik olan boşlukların, uzun ekseni yükleme eksenine paralel olan boşluklara kıyasla, daha düşük gerinim değerlerinde birleşmeye başladığı, yani daha düşük kırılma gerinimine yol açtığı tespit edilmiştir. Boşlukların başlangıç şekillerinin kırılma gerinimine etkisi, üç eksenlilik ölçüsü azaldıkça daha belirgin hale gelmektedir.
- III. Boşluk büyüme hızı, başlangıç boşluk oylum oranı arttıkça artmakta, boşluğu çevreleyen malzemenin pekleşme üsteli (*strain hardening exponent*) arttıkça azalmaktadır. Benzer şekilde, boşluğu çevreleyen malzemenin gerinim hızı duyarlılığı (*strain rate sensitivity*) arttıkça boşluk büyüme hızı azalmaktadır.

Son 10 yıl içerisinde yapılan deneylemler, üç eksenlilik ölçüsünün (T) yanısıra, kesme yükü etkisini ölçen “Lode” parametresinin (L) de boşluk büyümesine ve birleşmesine son derece önemli etkisi olduğunu göstermiştir [11,13]. Bu deneysel çalışmaları takiben, birçok araştırmacı sünek kırılma teorisinin temellerine dair yeni çalışmalar yapmaya başlamıştır. Bu tür teorik modeller, tıpkı bu tez kapsamında olduğu gibi, temsili hacim elemanları kullanılarak yapılan sonlu elemanlar analizleri ile doğrulanırlar [12, 14, 128]. Tezin 3. bölümünde ayrıntılı olarak anlatıldığı üzere, tez kapsamında, karmaşık yüklemeler altında (yani hem kesme yüklerine hem de normal yüklere tabi) temsili hacim elemanlarının modellenmesini sağlayacak, hesaplama zamanı bakımından verimli bir yöntem geliştirmiştir [126].

Boşluk büyümesi, üzerinde en çok çalışılan ve oldukça başarılı mikromekanik temelli modeller oluşturulmuş evredir [52, 53, 55, 60, 139]. Bu alanda ortaya atılan mikromekanik temelli ilk model, “Gurson modeli” olarak anılır [60]. Bu modelde kullanılan temsili hacim elemanı, merkezinde küre şeklinde boşluk içeren bir küre olarak basitleştirilmiştir. Boşluğu çevreleyen kürenin, elastik-mükemmel plastik bir malzemeye sahip olduğu kabul edilmiştir. Temsili hacim elemanı, limit yük analizine tabi tutulmuş ve aşağıdaki akma yüzeyi denklemi elde edilmiştir:

$$\Phi \equiv \frac{\sigma_e^2}{\sigma_y^2} + 2f \cosh\left(-\frac{3}{2} \frac{p}{\sigma_y}\right) - 1 - f^2 = 0 \quad (2.1)$$

Bu denklemde, σ_e eş değer gerilmeyi, p hidrostatik basıncı, f anlık boşluk oylum oranını, σ_y tam yoğun matris malzemesinin, matris içerisindeki eşdeğer plastik gerinime ($\bar{\epsilon}_m^{pl}$) bağlı olarak değişen akma gerilmesini temsil etmektedir. Tvergaard ve Needleman (1984) [139], Gurson modelini, temsili hacim elemanları kullanılarak yapılan sonlu elemanlar hesaplamalarının sonuçlarıyla daha uyumlu hale getirecek şekilde genişletmiştir:

$$\begin{aligned} \Phi &= \frac{\sigma_e^2}{\sigma_y^2} + 2q_1 f \cosh\left(-\frac{q_2}{2} \frac{3p}{\sigma_y}\right) - (1 + q_3 f^2) = 0, \\ \sigma_e &= \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}}, \\ s_{ij} &= p \delta_{ij} + \sigma_{ij}, \quad (i, j = 1, 2, 3), \\ p &= -\frac{1}{3} \sigma_{kk} = -\frac{\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}}{3}, \\ \sigma_y &= \sigma_y(\bar{\epsilon}_m^{pl}), \\ \bar{\epsilon}_m^{pl} &= \sqrt{\frac{2}{3} \epsilon_{ij}^{pl} \epsilon_{ij}^{pl}}. \end{aligned} \quad (2.2)$$

Denklem (2.2)’de tanımlanan s_{ij} tansörü, Cauchy gerilme tansörü σ_{ij} ’nin deviatorik kısmına karşılık gelmektedir. σ_y ’nin $\bar{\epsilon}_m^{pl}$ ile nasıl değiştiği, matris malzemesinin pekleşme davranımına bağlıdır. Denklem (2.2)’deki q_1 , q_2 ve q_3 , üç farklı malzeme parametresidir. q_1 ve q_3 , sırasıyla, yükleme boyunca boşluklar arası etkileşimden ve boşluk şekli değişiminden kaynaklanan mukavemet kaybını, q_2 ise gerilme üç

eksenliliğinin ($T = -p/\sigma_e$) boşluk büyümesine etkisini ölçmektedir. Tvergaard ve Needleman'ın ardından birçok araştırmacı Gurson modelini farklı yönlerden geliştirmiştir: boşluk şekli (hem küresel hem yuvarı boşlukların modellenmesi, [52, 53, 55], malzemenin pekleşmesi [75], kinematik pekleşme [26, 89, 92], plastik anizotropi [20, 40, 58, 79, 144], malzemenin gerinim duyarlılığı [61, 91, 106, 107] gibi etkenler modele eklenmiştir. Tez kapsamında, boşluk şekli etkisini direkt olarak hesaba katan Gologanu-Leblond-Devaux (GLD; [52, 53, 55] akma ölçütü kullanılmıştır:

$$\Phi = \frac{C}{\sigma_y^2} \left\| \boldsymbol{\sigma}' + \eta \boldsymbol{\sigma}_h^g \mathbf{X} \right\| + 2q(g+1)(g+f) \cosh \left(\kappa \frac{\boldsymbol{\sigma}_h^g}{\sigma_y} \right) - (g+1)^2 - q^2 (g+f)^2 = 0, \quad (2.3)$$

$$\boldsymbol{\sigma}_h^g = \boldsymbol{\sigma} : \left[(1-2\alpha_2) \mathbf{e}_3 \otimes \mathbf{e}_3 + \alpha_2 \mathbf{e}_1 \otimes \mathbf{e}_1 + \alpha_2 \mathbf{e}_2 \otimes \mathbf{e}_2 \right],$$

$$\mathbf{X} = 2/3 \mathbf{e}_3 \otimes \mathbf{e}_3 - 1/3 \mathbf{e}_1 \otimes \mathbf{e}_1 - 1/3 \mathbf{e}_2 \otimes \mathbf{e}_2.$$

GLD akma ölçütü, eksen oranları W olan yuvarı (*spheroidal*) boşluklar için geliştirilmiştir. Denklem (2.3)'de: $\boldsymbol{\sigma}'$ Cauchy gerilme tansörünün deviatorik kısmını, $\boldsymbol{\sigma}_h^g$ genelleştirilmiş hidrostatik gerilme tansörünü, $\| \cdot \|$ von Mises normunu, C, η, g ve α_2 boşluk şekline ve boşluk oylum oranına bağlı olarak değişen malzeme parametrelerini, q ise, değeri başlangıç boşluk şekline, oylum oranına ve boşlukların etrafını saran tam yoğun malzemenin pekleşme üsteline bağlı bir malzeme parametresini temsil etmektedir [52, 53, 55].

Sünek kırılmanın son aşaması olan boşluk birleşmesi evresine dair literatür, bölüm 2.2'de özetlenmiştir.

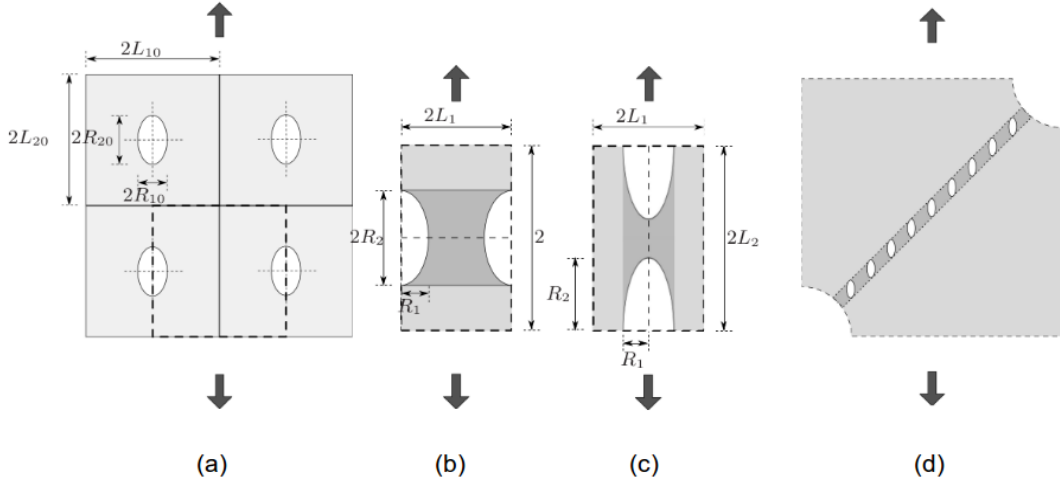
Tez kapsamında ÇF çeliklerin mekanik davranımını incelemek için kullanılan "birleştirilmiş Mori-Tanaka-hasar (BMTH)" modeli, boşluk büyümesini hesaplamak için Gologanu-Lebond-Devaux (GLD) yapısal kanununu (*constitutive law*), boşluk birleşmesinin tespiti için Thomason birleşme ölçütünü kullanmaktadır [131]. Boşluk çekirdeklenmesinin ise, parçacıktaki veya parçacık-matris ara yüzeyindeki maksimum asal gerilmenin belirli bir kritik gerilme değerine ulaştığı anda başladığı varsayılmaktadır. BMTH modelinin diğer sünek kırılma modellerinden temel farkı, parçacıklardaki gerilme/gerinim değerlerini, Mori-Tanaka temelli bir homojenizasyon

teorisi kullanarak hesaplamasıdır. Kompozitlerin doğrusal olmayan (*non-linear*) davranımını, hem faz başına hem de toplam gerilme/gerinim değerleri açısından yüksek doğrulukta hesaplayabilen bir homojenizasyon teorisi geliştirmek, hâlihazırda birçok araştırmacının üzerinde çalıştığı çetin bir konudur. Bu çalışmalara örnek olarak, Ponte Castañeda ve Tiberio [83, 111], Zhang vd. [149] tarafından geliştirilen ve “ikinci derece” (*second order*) olarak adlandırılan teoriler gösterilebilir. BMTH modelinin kullandığı homojenizasyon teorisinin temelinde ise, Doghri ve çalışma arkadaşları tarafından önerilen artırmalı (*incremental*) Mori-Tanaka teorisi bulunmaktadır [41-43]. Bahsi geçen artırmalı Mori-Tanaka teorisi, kompozitteki toplam gerilme/gerinim değerlerini yüksek doğrulukta hesaplayabilse de, faz başına düşen gerilme/gerinim değerleri açısından pek de başarılı değildir. Bu sorun, kompoziti, Eshelby tansörleri birbirinden farklı olarak hesaplanan ve oylum oranları kompozitteki fazların mekanik/fiziksel özelliklerine göre değişen iki alt sisteme ayırarak çözülmüştür [104, 129, 130, 142]. BMTH modeli, içerdiği homojenizasyon teorisi sayesinde boşluk çekirdeklenmesi sonrası parçacıkların yük taşıma kapasitelerindeki azalmayı ve bunun kompozitin yumuşamasına olan etkisini dolaysız olarak hesaplayabilmektedir. Kompozitin yumuşamasının doğru tespiti, plastik deformasyonun kesme veya normal deformasyon kuşaklarında (*deformation bands*) veya boşlukları birbirine bağlayan ligamentlerde yoğunlaşmasının doğru tespiti için elzemdir [78, 93, 147]. BMTH modelinde kullanılan Mori-Tanaka homojenizasyon teorisi, 3. bölümde ayrıntılı olarak açıklanmıştır.

2.2 Boşluk Birleşmesi

Tıpkı boşluk çekirdeklenmesi gibi, boşluk birleşmesi de büyüme evresine kıyasla ihmal edilmiş bir konudur. Oysaki sünek kırılmaya sebebiyet veren makroskobik çatlaklar, birbirlerine yakın mikro düzeydeki boşlukların birleşmesi yoluyla ilerlerler. Dolayısıyla, sünek kırılmanın nasıl geliştiğini anlamak ve önlem alabilmek için, boşluk birleşmesini anlamak gerekmektedir. Plastik deformasyon süresince, malzemede başlangıçta var olan ve/veya çekirdeklenme sonucu ortaya çıkan boşlukların; şekilleri, birbirlerine göre olan konumları ve büyüklükleri değişir. Dengeli (*stable*) boşluk büyümesi olarak adlandırılan bu evrede boşlukların birbirleri ile etkileşimi yok denecek kadar azdır ve plastisite malzemenin tüm hacmine neredeyse

eşit olarak dağılmıştır. Deformasyon belirli bir düzeye ulaştıktan sonra, plastisite, birdenbire boşlukları birbirine bağlayan ligamentlerde yoğunlaşırken, malzemenin geri kalan bölgelerinde elastik yük boşalması gerçekleşmeye başlar. Plastik deformasyonun bu ani yoğunlaşması, boşluk birleşmesinin başlangıcına tekabül eder [21, 101, 110]. Boşluk birleşmesi evresinin başlangıcını tespit edebilmek amacıyla yapılan deneylerde, malzeme önce belli bir oranda yüklemeye tabi tutulur. Sonra yükleme durdurulup yüzey incelenir. Boşluk birleşmesi başlamadı ise, deneye baştan başlanır ve bu sefer daha fazla yüklemeye tabi tutulur. Bu şekilde denemeler yaparak boşluk birleşmesinin başlangıç noktası tespit edilmeye çalışılır [110]. Daha kolay ve bu yüzden akademide daha çok tercih edilen bir diğer yöntem ise, bir levha üzerine delikler açarak bu boşlukların birleşmelerini incelemektir. Bu yöntemde boşlukların başlangıç şekilleri, büyüklükleri ve birbirine uzaklıkları deneyi yapan kişi tarafından belirlenir ve boşlukların yük altında davranımını gözlemlemek oldukça kolaydır [16, 44, 84]. Ayrıca, yakın zamanda geliştirilen 3 boyutlu tomografi yöntemi sayesinde boşluk birleşmesi hakkındaki deneysel bulgularda artış gözlenmiştir [8, 9, 85]. Boşluk birleşmesi, Şekil 2.2’de gösterildiği üzere: (i) iç boyun verme (*internal necking*), (ii) kolye şeklinde birleşme (*necklace coalescence*) ve (iii) kesme yükü etkisi altında birleşme (*shear coalescence*) olmak üzere, üç şekilde oluşur. Boşluk birleşmesinin oluş biçimi, boşlukların birbirlerine göre konumlarına ve malzemeye uygulanan yüklere bağlıdır. İç boyun verme, 19’uncu yüzyılın ortalarından beri bilinmekte olan ve deneylerde en çok gözlenen boşluk birleşmesi çeşididir [6]. İç boyun vermede, plastik deformasyonun yoğunlaştığı, komşu iki boşluğu birbirine bağlayan ligament, malzemeye uygulanan temel yüke (neredeyse) dik bir konumdadır. Birleşme başladıktan sonra, boşluklar arasındaki ligament, tıpkı makroskobik malzemelerin çekme yükü altında boyun vermesi gibi incelenerek yok olur ve ligamentin birbirine bağladığı iki boşluk birleşir [56]. Kolye şeklinde birleşmenin iç boyun vermeden temel farkı, plastik deformasyonun yoğunlaştığı ligamentin malzemeye uygulanan temel yüke (neredeyse) paralel olmasıdır. Bu tür birleşme, uzun eksenleri temel yük doğrultusunda olan yuvarı (*spheroidal*) boşluklarda görülür ve malzemenin sünek kı-



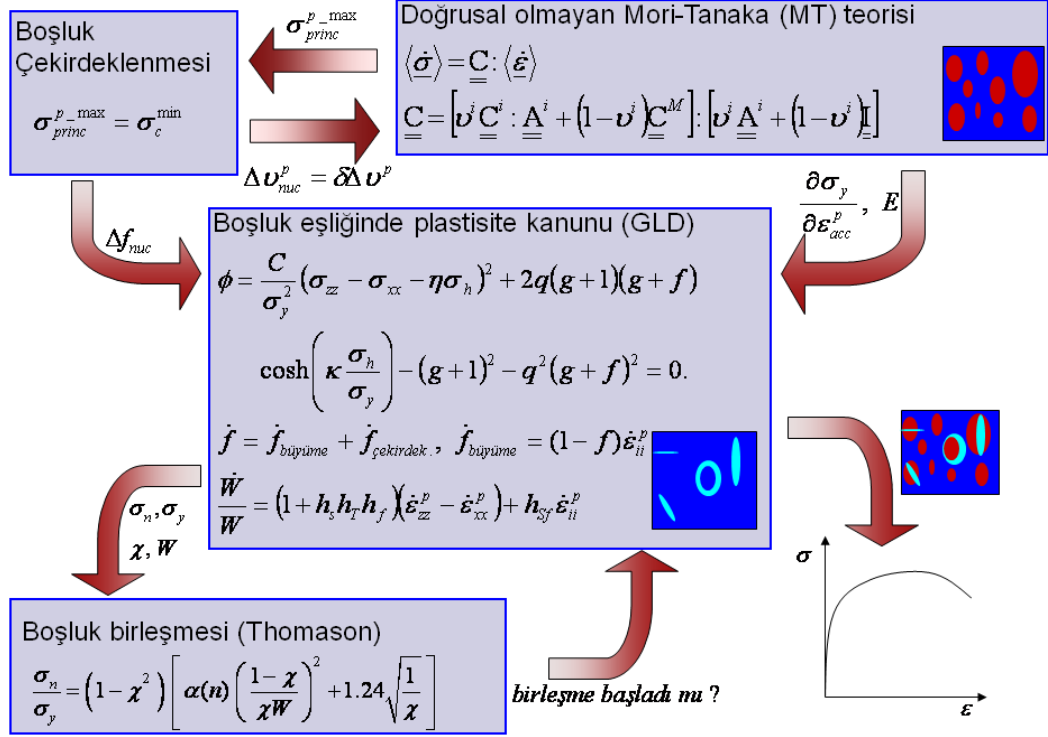
Şekil 2.2. (a) Muhafaza ettiği boşlukların periyodik olarak dağıldığı varsayılan, ideal bir malzeme. (b) Şekil (a)'daki malzemede, iç boyun verme şeklinde gelişen boşluk birleşmesi. (c) Şekil (a)'daki malzemede, kolye şeklinde gelişen boşluk birleşmesi. (d) İki boşluk arasında gelişen kesme kuşağı (*shear band*) ve bu kuşak içerisinde, boşlukçukların kesme yükü etkisi altında birleşmesi (*void sheeting*). Koyu gri bölgeler, plastisitenin yoğunlaştığı, iki boşluğu birleştiren ligamantlere karşılık gelmektedir [128].

rılmasına etkisi iç boyun vermeye kıyasla oldukça sınırlıdır [54]. Kesme yükü altında boşluk birleşmesi, iç boyun verme kadar olmasa da, kolye şeklinde birleşmeye kıyasla çok daha yaygın olarak gözlemlenir [21, 110]. Bu tip boşluk birleşmesi, genellikle iki büyük boşluğun arasında oluşan kesme kuşağı (*shear band*) içerisinde, küçük boşlukçukların kesme yükü etkisi altında birleşmesi ile meydana gelir [7, 34, 62]. Ancak, kesme yükü etkisi altında birleşme, boşlukçukların olmadığı ortamlarda, büyük boşlukların kesme kuşakları aracılığıyla dolaysız olarak birbirlerine bağlanmaları şeklinde de gerçekleşmektedir. Ayrıca, birleşme iç boyun verme şeklinde gerçekleşse bile, ligamente etki eden kesme yükleri, birleşmenin başlaması için gerekli gerilme/gerinim değerlerini önemli ölçüde etkilemektedir. Hâlbuki hâlihazırda kullanılan birleşme ölçütlerinin birçoğu, kesme yüklerinin iç boyun vermeye etkilerini hesaba katmamaktadır.

Boşluk birleşmesi konusundaki en temel çalışmalar Thomason [131] tarafından yapılmıştır. Hâlihazırda kullanılan birleşme ölçütlerinin birçoğu, Thomason tarafından ortaya konan mikromekanik temelli iç boyun verme ölçütü temel alınarak geliştirilmiştir [19, 48, 101, 105, 128]. Ancak, ne Thomason ölçütü, ne de onu temel

olarak geliştirilen diğler ölçütler, kesme yüklerinin iç boyun vermeye etkilerini hesaba katmaktadır. Yakın zamanda bu amaçla yapılan çalışmalar artsa da [74, 93, 98, 117, 137, 138] bu çalışmalarda çoğunlukla deneme yanılma yaklaşımı (heuristic approach) kullanılmakta, kesme yüklerinin sünek kırılmaya ve boşluk birleşmesine etkilerini dolaysız hesaba katan, mikromekanik temelli bir model bulunmamaktadır.

3 GEREÇ VE YÖNTEM



Şekil 3.1. Birleştirilmiş Mori-Tanaka-hasar (BMTH) modelinin iş akış şeması. Kırmızı, martensit parçacıkları; açık mavi, boşlukları; mavi ise ferrit matrisi göstermektedir [104].

Bölüm 2’de belirtildiği üzere, tez kapsamında çift fazlı çelikler, parçacık takviyeli kompozitler (ferrit matris, martensit parçacık) olarak modellenmiştir. Bu amaçla, sünek kompozit malzemeler için geliştirilen ve “birleştirilmiş Mori-Tanaka-hasar (BMTH) modeli” olarak adlandırılan model kullanılmıştır [104, 129, 130].

Şekil 3.1, BMTH modelinin iş akış şemasını göstermektedir. BMTH modelinin merkezinde, boşluk eşliğinde plastisite (*porous plasticity*) için kullanılan Gologanu-Lebond-Devaux (GLD) yapısal kanunu bulunmaktadır [52, 53, 55]. GLD kanunu, elasto-plastik bir matris içerisinde, yuvarı (*spheroidal*) boşlukların büyümesini (yani oylum oranlarındaki artışı) ve şekil değişikliklerini hesaplamaktadır. Boşluk oylum oranı sıfır ise, GLD modeli, von Mises plastisite modeline denk hale gelmektedir (bkz. denklem (2.3)). BMTH modelinde, GLD’nin gördüğü matris, aslında homojen bir matris değildir; içerisinde parçacıkların bulunduğu kompozit bir malzemedir.

Yüklemenin başlangıcından itibaren, her gerinim artış (*strain increment*) aralığında, GLD modeli, öncelikle Mori-Tanaka homejenizasyon modeli (MT) ile iletişime geçer. MT, kendisine iletilen toplam gerinim değeri artışına karşılık gelen, hem faz başına gerilme/gerinim değerlerini, hem de kompozitteki toplam gerilme/gerinim değerlerini hesaplar ve parçacıklardaki maksimum asal gerilmeyi boşluk çekirdeklenmesi kısmına iletir. Boşluk çekirdeklenmesi kısmında, parçacık kırılması veya parçacık-matris ara yüzey ayrılması olup olmadığı kontrol edilir. Eğer boşluk çekirdeklenmesi gerçekleştiyse, çekirdeklenmenin gerçekleştiği parçacıkların oylum oranı MT'ye iletilir ve MT'deki toplam parçacık oylum oranı, kırılan parçacıkların yük taşıma kapasitesindeki azalmaya karşılık gelecek miktarda azaltılır. MT'de hesaplanan, kompozitin elastik/plastik malzeme sabitleri ve boşluk çekirdeklenmesi ile ortaya çıkan boşluk oylum oranı GLD kısmına iletilir. Artık GLD, tüm malzeme sabitleri ve boşluk oylum oranı belli, homojenize edilmiş bir matrise kavuşmuştur. GLD, plastik deformasyon dolayısıyla boşlukların oylum oranındaki artışı, birbirlerine göre konumlarındaki ve şekillerindeki değişiklikleri hesaplar. Hesaplanan bu yeni değerler, boşluk birleşmesi kısmına iletilir ve bu kısımda, boşluk birleşmesinin başlayıp başlamadığı tespit edilir. Boşluk birleşmesi başlamadıysa yeni bir gerinim artış aralığına başlanır ve tüm bu işlemler yeni gerinim aralığında da tekrarlanır. Boşluk birleşmesi başlayıncaya kadar gerinim artırımına devam edilir. ÇF çeliklerin de dâhil olduğu birçok malzemede, boşluk birleşmesi başlangıcına karşılık gelen gerinim değeri, malzemenin makroskobik kırılma gerinimine çok yakındır. Dolayısıyla yapılan çalışmalarda makroskobik kırılmanın boşluk birleşme başlangıcına denk geldiği kabul edilmiştir.

BMTH modelinde kullanılan Mori-Tanaka homojenizasyon modeli, parçacıklar ile matris arasındaki yük aktarımını, literatürdeki mevcut yöntemlerden farklı bir şekilde ve yüksek doğruluk düzeyinde hesaplamaktadır. Aşağıda, öncelikle MT modeli kısaca özetlenmiş, ardından, MT modeli ile elde edilen sonuçları doğrulamak için geliştirilen sonlu elemanlar modeli tanıtılmıştır.

3.1 Doğrusal Olmayan, Oransal Bağımsız (*Rate Independent*) Malzeme Davranışı için Geliştirilmiş Artırmalı (*Incremental*) Mori-Tanaka (MT) Homojenizasyon Teorisi

Ortalama alan homojenizasyon teorilerinin dayandığı temel varsayım, temsili bir hacim elemanında yer alan her bir "p" fazı içerisinde, gerinim $\boldsymbol{\varepsilon}$ ve gerilme $\boldsymbol{\sigma}$ değerlerinin tekdüze (*uniform*) olarak dağıldığıdır. Bu varsayımdan hareketle temel homojenizasyon ilişkileri aşağıdaki şekilde ifade edilir:

$$\begin{aligned}\langle \boldsymbol{\varepsilon} \rangle^p &= \frac{1}{V^p} \int_{V^p} \boldsymbol{\varepsilon} \, dV, & \langle \boldsymbol{\varepsilon} \rangle &= \sum_p \nu^p \langle \boldsymbol{\varepsilon} \rangle^p, \\ \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle^p &= \frac{1}{V^p} \int_{V^p} \boldsymbol{\sigma} \, dV, & \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle &= \sum_p \nu^p \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle^p.\end{aligned}\quad (3.1)$$

Denklem (3.1)'de, V^p ve ν^p , sırasıyla ilgili "p" fazının hacmini ve oylum oranını, $\langle \boldsymbol{\varepsilon} \rangle$ ve $\langle \boldsymbol{\sigma} \rangle$ ise sırasıyla hacim elemanındaki ortalama gerinim ve gerilme değerlerini ifade etmektedir. "p" fazındaki ortalama gerinim ve gerilme değerleri, hacim elemanındaki ortalama gerinim ve gerilme değerlerine

$$\begin{aligned}\langle \boldsymbol{\varepsilon} \rangle^p &= \mathbf{A}^p : \langle \boldsymbol{\varepsilon} \rangle, \\ \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle^p &= \mathbf{B}^p : \langle \boldsymbol{\sigma} \rangle,\end{aligned}\quad (3.2)$$

eşitlikleri ile bağlıdır. Denklem (3.2)'de, \mathbf{A}^p ve \mathbf{B}^p , sırasıyla, dördüncü derece gerinim ve gerilme konsantrasyon tansörlerini ifade etmektedir. Tez kapsamında, "M" matrisi içine gömülü, "en" takviye enklüzyonlarından oluşan iki fazlı kompozit malzemeler üzerinde durulacaktır. Burada enklüzyon terimi; parçacık, elyaf, lamel, vb. kapsayacak şekilde genel bir anlamda kullanılmaktadır.

Eshelby [47], yaptığı çığır açıcı çalışmada, sınırlarında $\boldsymbol{\varepsilon}^r$ düzgün gerinimine tabi sonsuz büyük bir elastik matrise gömülü elipsoidal elastik bir enklüzyon içerisinde gerinimin düzgün dağıldığını ve gerinim değerinin

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{en} = \mathbf{A}^{en} : \boldsymbol{\varepsilon}^r = \left[\mathbf{I} + \boldsymbol{\xi} : \left(\left\{ \mathbf{C}^M \right\}^{-1} : \mathbf{C}^{en} - \mathbf{I} \right) \right]^{-1} : \boldsymbol{\varepsilon}^r, \quad (3.3)$$

olarak hesaplanabileceğini göstermiştir. Denklem (3.3)'te, \mathbf{A}^{en} enklüzyon için gerinim konsantrasyon tansörünü, \mathbf{I} dördüncü derece özdeşlik (*identity*) tansörünü, ξ Eshelby tansörünü, \mathbf{C}^{M} ve \mathbf{C}^{en} ise, sırasıyla matrisin ve enklüzyonun esnemezlik (*stiffness*) tansörlerini ifade etmektedir (aşağıda açıklandığı üzere, plastik deformasyon olması durumunda \mathbf{C}^{M} ve \mathbf{C}^{en} esnemezlik tansörlerine değil, sırasıyla matrisin ve enklüzyonun makroskobik tanjant operatörlerine karşılık gelmektedir). Vurgulamak gerekir ki, denklem (3.3), enklüzyon oylum oranının çok düşük (% 1 civarında) olduğu kompozitler için geçerlidir. Enklüzyon oylum oranının daha yüksek olduğu kompozitler için, yükleme sırasında enklüzyonlar arası gelişen etkileşimlerin dikkate alınması gerekmektedir. Mori-Tanaka tipi homojenizasyon teorilerinde enklüzyonlar arasındaki etkileşimler, matrise uygulanan $\boldsymbol{\varepsilon}^r$ gerinimini, uygun bir ortalama matris gerinimi ($\langle \boldsymbol{\varepsilon} \rangle^{\text{M}}$) ile değiştirerek hesaba katılır. Ortalama matris gerinimi, matrise uygulanan $\boldsymbol{\varepsilon}^r$ gerinimi ile enklüzyonlar arası etkileşimlerden kaynaklanan gerinim değişikliklerinin üst üste bindirilmesini (*superposition*) temsil etmektedir. Doğrusal olmayan, oransal bağımsız (*rate independent*) malzeme davranışı için Benveniste [18] tarafından geliştirilen ve literatürde yaygın kabul gören Mori-Tanaka tipi homojenizasyon teorisinde, enklüzyondaki gerinim

$$\langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle^{\text{en}} = \mathbf{A}^{\text{en}} : \langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle^{\text{M}}, \quad (3.4)$$

olarak hesaplanmaktadır. Matris ve enklüzyondaki ortalama gerinim hızları, sırasıyla $\langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle^{\text{M}}$ ve $\langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle^{\text{en}}$, hacim elemanındaki ortalama gerinim hızına ($\langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^r$)

$$\begin{aligned} \langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle^{\text{M}} &= [\nu^{\text{en}} \mathbf{A}^{\text{en}} + (1 - \nu^{\text{en}}) \mathbf{I}]^{-1} : \langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle, \\ \langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle^{\text{en}} &= \mathbf{A}^{\text{en}} : [\nu^{\text{en}} \mathbf{A}^{\text{en}} + (1 - \nu^{\text{en}}) \mathbf{I}]^{-1} : \langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle, \end{aligned} \quad (3.5)$$

denklem (3.5) ile bağlıdır. Hacim elemanındaki ortalama gerilme hızı ise

$$\begin{aligned} \langle \dot{\boldsymbol{\sigma}} \rangle &= \mathbf{C} : \langle \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} \rangle, \\ \mathbf{C} &= [\nu^{\text{en}} \mathbf{C}^{\text{en}} : \mathbf{A}^{\text{en}} + (1 - \nu^{\text{en}}) \mathbf{C}^{\text{M}}] : [\nu^{\text{en}} \mathbf{A}^{\text{en}} + (1 - \nu^{\text{en}}) \mathbf{I}]^{-1}, \end{aligned} \quad (3.6)$$

olarak ifade edilir. Denklem (3.6)'da \mathbf{C} hacim elamanının toplam makroskobik tanjant operatörünü ifade etmektedir.

Enklüzyon için gerinim konsantrasyon tansörü \mathbf{A}^{en} 'in tanımında yer alan Eshelby tansörü, ξ , yalnızca matrisin esnemezlik tansörü \mathbf{C}^M 'e (matrisin plastik deformasyona uğraması durumunda, makroskobik tanjant operatörünü ifade eden \mathbf{C}^M 'e) bağlı olarak değişmektedir. \mathbf{C}^M izotropik bir matris için bile genelde anizotropik bir tansördür. Malzeme davranımını ifade etsin etmesin, dördüncü dereceden herhangi bir \mathbf{C} tansörünün izotropik kısmı

$$\mathbf{C}^{iso} = [\mathbf{I}^{vol} :: \mathbf{C}] \mathbf{I}^{vol} : \frac{1}{5} [\mathbf{I}^{dev} :: \mathbf{C}] \mathbf{I}^{dev}, \quad (3.7)$$

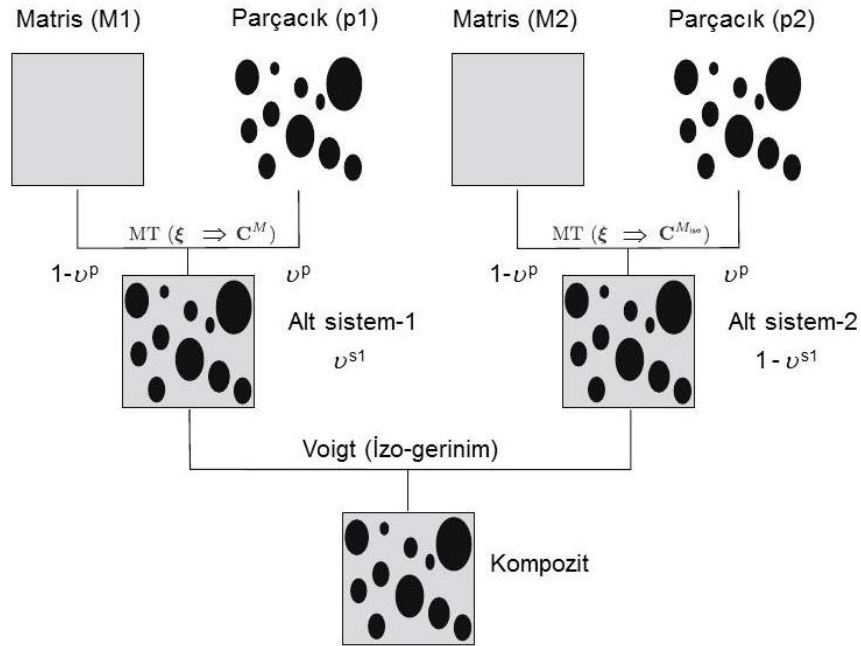
olarak tanımlanabilir. Denklem (3.7)'de, \mathbf{I}^{vol} ve \mathbf{I}^{dev} , dördüncü derece özdeşlik tansörü \mathbf{I} 'nın, sırasıyla volümetrik ve deviatorik kısımlarına karşılık gelmektedir [28].

Yapılan nümerik çalışmalar, yukarıda açıklanan MT homojenizasyonu ile hesaplanan kompozitteki toplam gerilme/gerinim değerlerinin doğruluk düzeyinin, Eshelby tansörüne sıkı sıkıya bağlı olduğunu göstermiştir. Eshelby tansörünün hesaplanmasında \mathbf{C}^M tansörünün tamamı kullanıldığında, MT modeli ile elde edilen gerilme değerleri sonlu elemanlar hesaplamalarına kıyasla çok daha yüksek çıkmıştır. \mathbf{C}^M tansörünün yalnızca izotropik kısmı (\mathbf{C}^{Miso}) kullanıldığında ise MT modeli oldukça başarılı sonuçlar vermiştir [41, 42, 108]. Tekoğlu ve Pardoen [130] ise, Eshelby tansörünün hesaplanmasında \mathbf{C}^{Miso} kullanılmasının, kompozitteki toplam gerilme/gerinim değerleri açısından başarılı sonuçlar sağlasa bile, enklüzyondaki gerilme değerinin sonlu elemanlar hesaplamalarına göre daha düşük düzeylerde kalmasına yol açtığını göstermiştir. Tekoğlu ve Pardoen [130], bu sorunu çözmek için pragmatik bir strateji geliştirmiştir. Tez kapsamında kullanılan bu iyileştirilmiş Mori-Tanaka homojenizasyon modeli, aşağıda açıklanmıştır. Tez kapsamında yalnızca parçacık-matris tipi kompozitler inceleneceği için, bu aşamada enklüzyon ifadesi terkedilmiş, parçacık terimi kullanılmaya başlanmıştır.

Şekil 3.2'de, doğrusal olmayan, oransal bağımsız Mori-Tanaka homojenizasyon modelinin çalışma sitemini gösteren şema verilmiştir. Şemada görüldüğü üzere, MT

modeli, kompoziti iki alt sisteme ayırmaktadır. Bu iki alt sistemin birbirinden farkı, MT homojenizasyonunda kullanılan Eshelby tansörünün, ξ , her bir alt sistem için farklı şekilde hesaplanmasıdır. Birinci alt sistemde Eshelby tansörü hesaplanırken matrisin makroskopik tanjant operatörünün (C^M) tamamı kullanılırken, ikinci alt sistemde sadece izotropik kısmı (C^{Miso}) kullanılmaktadır. Fazların mekanik özelliklerine bağlı olmakla birlikte, faz başına düşen gerilme değerleri, alt sistem-1 tarafından genellikle yüksek, alt sistem-2 tarafından ise genellikle düşük hesaplanmaktadır. Bu iki alt sistem, Voigt (izo-gerinim) homojenizasyonu ile tekrar birleştirilerek, kompozitin toplam gerilme/gerinim değerleri belirlenmektedir. Voigt homojenizasyonu yapılırken alt sistem-1 ve alt sistem-2'nin oylum oranları, sırasıyla, v^{s1} ve $v^{s2}=1-v^{s1}$ 'dir. Alt sistem-1 ve alt sistem-2'nin oylum oranlarını, yani v^{s1} değerini ayarlayarak, kompozitteki hem faz başına düşen, hem de toplam gerilme/gerinim değerlerini yüksek doğrulukta elde etmek mümkündür.

BMTH modeli ilk geliştirildiğinde, MT modeli yalnızca elastik parçacıklar için kullanılabilir durumdaydı [129, 130]. Hâlbuki tezin odak noktasını oluşturan ÇF çeliklerde, hem ferrit matris hem martensit parçacıklar elasto-plastik malzemelerdir.



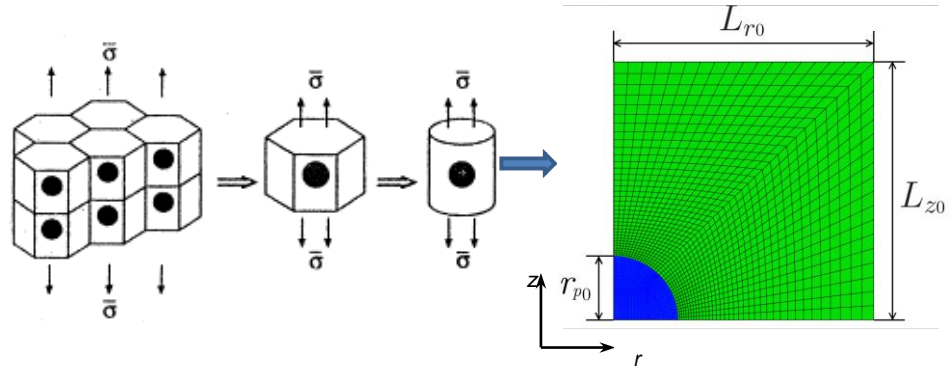
Şekil 3.2. Doğrusal olmayan, oransal bağımsız (rate independent) malzeme davranışı için geliştirilen Mori-Tanaka (MT) homojenizasyon modeli [130].

Dolayısıyla, tez kapsamında öncelikle MT modeli, elasto-plastik parçacıkları modelleyebilecek şekilde genişletilmiştir. Temel değişiklik, BMTH için geliştirilmiş olan (C++ ve Fortran) yazılımın MT modelini içeren kısmında gerçekleştirilmiş, parçacık için plastik davranım modeli yazılıma ilave edilmiştir.

3.2 Sonlu Elemanlar Modeli

Bölüm 3.1’de anlatıldığı üzere, geliştirilen Mori-Tanaka homojenizasyon modelinde alt sistem-1 ve alt sistem-2’nin oylum oranlarını (yani ν^{s1} değerini, Şekil 3.2) ayarlayarak, kompozitteki hem faz başına hem de toplam gerilme/gerinim değerlerini yüksek doğrulukta hesaplamak mümkündür. En iyi sonuçları veren ν^{s1} değerini, MT modelinin sonuçlarını deneysel sonuçlarla veya sonlu elemanlar hesaplamalarının sonuçlarıyla kıyaslayarak belirlemek gerekmektedir. Tez kapsamında parçacık-matris kompozitleri konu alan oldukça geniş kapsamlı bir parametrik çalışma yapılacağı için, ν^{s1} değerlerini belirlerken sonlu elemanlar hesaplamalarının kullanılmasına karar verilmiştir.

ÇF çelikler dâhil, parçacık-matris kompozitler için geliştirilen sonlu elemanlar modeli; iki boyutlu (2B), aksisimetrik, tek parçacık içeren bir temsili hacim elamanına karşılık gelmektedir. Bu sonlu elemanlar modelinde, Şekil 3.3’te gösterildiği gibi, parçacıkların malzeme içerisinde periyodik olarak dağıldıkları kabul edilmektedir. Şekil 3.3’te gösterilen sonlu elemanlar ağının mavi renkli kısmı küresel bir parçacığa, yeşil renkli kısmı ise parçacığı saran matrise karşılık gelmektedir. Çok parçacıklı ve parçacıkların malzeme içerisinde rastgele (*random*) dağıldığı, üç boyutlu (3B) bir sonlu elemanlar modeli, parçacık takviyeli kompozit malzemeler için daha gerçekçi bir model olmakla beraber, bu tür modeller, hem ağ oluşturulması açısından çok daha zahmetli hem de hesaplama zamanı açısından oldukça pahalıdır. Literatürde yapılan çalışmalar, kompozitin toplam (parçacık ve matris toplamı) gerilme/gerinim değerleri açısından 2B ve 3B sonlu elemanlar modellerinin birbiriyle çok yüksek uyum içerisinde olduğunu göstermiştir. Ancak, özellikle parçacıklar arası mesafenin düşük olduğu, yani parçacıkların bir araya toplandığı bölgelerde, parçacık içerisindeki gerilme değeri 3B modeller tarafından daha yüksek hesaplanmaktadır [82]. Parçacık oylum oranının düşük olduğu durumlarda, parçacıkların bir araya toplama ihtimali



Şekil 3.3. İki boyutlu (2B), aksisimetrik, tek parçacık içeren temsili hacim elemanı.

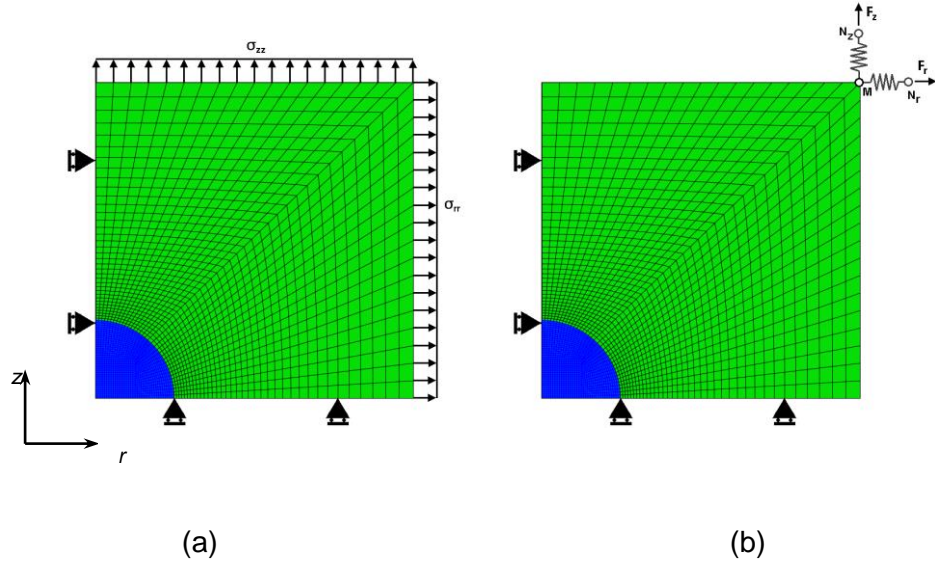
azaldığı için 2B ve 3B modeller birbiriyle hem toplam hem de faz başına davranım bakımından son derece uyumlu sonuçlar vermektedir. Şekil 3.3'te gösterilen periyodik parçacık dağılımına karşılık gelen temsili hacim elemanı, tek parçacık içeren 3B bir altıgendir. Ancak 3B altıgen hacim elemanı, aksisimetrik olarak modellenemeyeceği için, model bir kademe daha basitleştirilmiş ve altıgen yerine merkezinde parçacık bulunan silindirik bir hacim elemanı kullanılmıştır. Tez kapsamında kullanılan 2B aksisimetrik hacim elemanınının, 3B altıgen hacim elemanı ile elde edilen sonuçlara son derece yakın sonuçlar verdiği literatürdeki birçok çalışmada gösterilmiştir [73].

Bu çalışma kapsamında incelenecek 2B hacim elemanlarına aksisimetrik çekme yükü uygulanacaktır (Şekil 3.4). Bu koşullar altında gerilme üç eksenlilik (stress triaxiality), T , değeri

$$T = \frac{\sigma_{zz} + 2\sigma_{rr}}{3\sigma_{eş}} = \frac{\sigma_{zz} + 2\sigma_{rr}}{3(\sigma_{zz} - \sigma_{rr})}, \quad (3.8)$$

olarak hesaplanır. Farklı T değerleri, farklı yükleme durumlarını temsil eder. Örneğin $T=1/3$ basit çekme testine karşılık gelirken, $T \geq 3$ bir çatlakın uç noktası civarındaki gerilme durumuna karşılık gelir.

Tez kapsamında yapılan tüm sonlu elemanlar çalışmaları, ticari bir yazılım olan ABAQUS (2012) programı kullanılarak ve sonlu gerinimler (*finite strain*) dikkate alınarak gerçekleştirilmiştir. İncelenen problem hem geometrik olarak hem de yükle-



Şekil 3.4. Temsili hacim elemanına uygulanan gerilme üç eksenliliğini (*stress triaxiality, T*) sabit tutmak için kullanılan iki yöntem: (a) Riks yöntemi, (b) yay yöntemi.

me koşulları (aksisimetrik çekme) açısından simetrik olduğu için, Şekil 3.4'te gösterildiği üzere temsili hacim elemanının yalnızca 1/4'üne karşılık gelen bir ağ oluşturmak ve simetrik sınır koşulları uygulamak yeterlidir. Şekil 3.3'te gösterildiği üzere, temsili hacim elemanının z eksenli yönündeki başlangıç kenar uzunluğu L_{z0} , r eksenli yönündeki başlangıç kenar uzunluğu L_{r0} , parçacığa karşılık gelen kürenin başlangıç yarıçapı ise r_{p0} ("p" alt indisi parçacığı ifade etmektedir ve "başlangıç" ile kastedilen, yükleme öncesi, yani deformasyon öncesi durumdur) olarak adlandırılmıştır. Parçacıkların uzaysal dağılımındaki (*spatial distribution*) anizotropi dikkate alınmak istendiğinde, L_{z0} ve L_{r0} değerleri birbirinden farklı alınır ve bu sayede parçacıkların birbirlerine z ve r eksenleri yönündeki uzaklıkları farklılaştırılmış olur. Ancak bu çalışmada parçacık dağılımı izotropik kabul edilmiş, yani $L_{z0} = L_{r0}$ alınmıştır. Parçacık oylum oranı, ν^p , matris oylum oranı ise $\nu^M = (1 - \nu^p)$ 'dir. Temsili hacim elemanının mutlak büyüklüğünün bir önemi yoktur. Önemli olan fazların oylum oranları, yani kürenin hacminin silindirin hacmine oranıdır. $L_{z0} = L_{r0} = 1$ birim alındığında, parçacığı modelleyen kürenin başlangıç yarıçapı r_{p0}

$$\begin{aligned}
r_{p0} &= \sqrt[3]{\frac{3}{2} \nu^p L_{r0}^2 L_{z0}}, \\
L_{r0} &= L_{z0} = 1, \\
\Rightarrow r_{p0} &= \sqrt[3]{\frac{3}{2} \nu^p},
\end{aligned} \tag{3.9}$$

olarak hesaplanır. Ağ oluşturulurken dikkat edilmesi gereken husus, küresel parçacığın ve onun etrafını saran matrisin birleştiği ara yüzeyde ince ağ (küçük elemanlar) kullanılması gerektiğidir. Zira gerilme/gerinim yığılmasına en fazla bu bölgede rastlanmaktadır. Parçacık yüzeyinden uzaklaşıp hacim elemanının kenarlarına yaklaştıkça gerilme/gerinim değerleri tekdüze bir dağılıma kavuşmaktadır. Dolayısıyla parçacıktan uzak bölgelerde daha kaba bir ağ (yani daha büyük elemanlar) kullanılabilir. Şekil 3.4'te örnek olarak gösterilen ağlar, yakınsaklık testlerini başarı ile geçmiştir.

Daha önceden de belirtildiği gibi, kompozitler için oluşturulan temsili hacim elemanları aksisimetrik çekme testine tabi tutulacaktır. Aksisimetrik çekme yüklemesi durumunda, hacim elemanının sol yan ve üst yüzeylerine etkiyen ortalama gerilme dağılımları (sırasıyla σ_{rr} ve σ_{zz} , Şekil 3.4) arasındaki oran T değeri cinsinden

$$\frac{\sigma_{rr}}{\sigma_{zz}} = \frac{3T - 1}{3T + 2}, \tag{3.10}$$

olarak ifade edilir. Yükleme boyunca T değerini sabit tutmak demek, σ_{rr} ve σ_{zz} arasındaki bağıntıyı sabit tutmak, sağlamak demektir. Ayrıca, bu çalışmada kullanılan temsili hacim elemanı periyodik parçacık dağılımına karşılık geldiği için, yükleme de periyodik olmalı, yani yüklemenin her aşamasında hacim elemanının üst yüzeyi r eksenine, sol yan yüzeyi ise z eksenine paralel kalmalıdır. Şekil 3.4'te gösterildiği üzere, hacim elemanının sağ yan yüzeyi aksisimetri eksenine, alt yüzeyi ise simetri eksenine tekabül etmektedir. Simetri koşullarının sağlanması için sağ yan yüzeydeki tüm düğüm noktalarının r eksenini yönündeki yer değiştirmeleri sabitlenmeli ve bu düğüm noktalarına z eksenini yönünde sıfır traksiyon uygulanmalıdır (yani z eksenini yönündeki yer değiştirmeler serbest bırakılmalıdır). Benzer şekilde, alt yüzeydeki tüm

düğüm noktalarının z eksenî yönündeki yer değiştirmeleri sabitlenmeli ve bu düğüm noktalarına r eksenî yönünde sıfır traksiyon uygulanmalıdır.

Literatürde, yükleme boyunca T değerini sabit tutmak için farklı yöntemler geliştirilmiştir [73, 76, 80, 103, 135]. Bu yöntemler arasında hesaplama zamanı açısından en verimli olanı Riks yöntemidir [73, 80]. Ayrıca, Riks yöntemi, ABAQUS programında hazır bir komut olarak bulunmaktadır ve bu yüzden uygulanması oldukça kolaydır. ABAQUS programında Riks yöntemini uygulamak için, yukarıdaki paragrafta anlatılan sınır koşullarına ilaveten, yapılması gereken tek şey denklem (3.10)'da ifade edilen σ_{rr}/σ_{zz} oranını ABAQUS girdi dosyasında belirlemektir. Girdi dosyasına yazılması gereken ilgili ABAQUS komutları Çizelge 3.1'de verilmiştir. Çizelge 3.1'de, TRIAX = T , SIDELOAD = σ_{rr} 'dir. ETOP hacim elemanının üst yüzeyindeki düğüm noktası kümesini, ESIDE ise yan yüzeyindeki düğüm noktası kümesini ifade etmektedir. DLOAD, ABAQUS'te yayılı yük uygulamak için kullanılan komuttur. "ETOP, P2, -1.0" komutu, üst yüzeyindeki düğüm noktalarına artı z eksenî yönünde $\sigma_{zz} = 1$ birim yayılı yük uygulanacağını, "ESIDE, P2, SIDELOAD" komutu ise, yan yüzeyindeki düğüm noktalarına, r eksenî yönünde σ_{rr} birim yayılı yük uygulanacağını belirtir. $\sigma_{zz} = 1$ birim iken σ_{rr} kaç birim olması gerektiği 3.10'da ve çizelgenin en alt satırında (SIDELOAD = $-(3.0*TRIAX-1.0)/(2.0+3.0*TRIAX)$) gösterilen şekilde hesaplanır. Dikkat edilmesi gereken bir husus da, σ_{rr} yayılı yükünün yönüdür ki bu, T değerine bağlıdır. T ve σ_{zz} değerleri denklem (3.10)'da yerlerine konulduğunda, σ_{rr} 'nin hem değeri hem de yönü elde edilir: değer artı ise σ_{rr} yüzeyden dışarı doğru, eksi ise yüzeye doğru etkimektedir.

Çizelge 3.1. ABAQUS için kullanılan girdi dosyasında, Riks yönteminin uygulanacağını belirleyen kısım.

```
*****  
*STATIC, RIKS  
0.001,1.0,0.000000000001,10000. , ,TOP,2,u2  
*DLOAD, OP=NEW  
ETOP, P2, -1.0  
ESIDE, P2, SIDELOAD  
SIDELOAD=-(3.0*TRIAX-1.0)/(2.0+3.0*TRIAX)  
*****
```

Riks yöntemi, hem hesaplama zamanı açısından verimli hem de ABAQUS'te kullanımını oldukça kolay olmasına rağmen, malzemenin gerilme/gerinim eğrisi yumuşama gösterdiği durumlarda yakınsak sonuçlar üretememektedir [80]. Bir diğer yöntem ise “yay yöntemidir” [76]. Aşağıda, 2B aksisimetrik sonlu elemanlar hesaplamalarında T değerini sabit tutmak için uygulanan yay yöntemi özetlenmiştir.

Şekil 3.4 (b)'de gösterildiği üzere, yay yönteminde, öncelikle ağın diğer elemanlarına bağlı olmayan, yardımcı (*dummy*) bir “M” düğüm noktası oluşturulur. Hacim elamanına uygulanacak yüklemenin periyodik olması için, sağ yan yüzeydeki tüm düğüm noktalarının r eksenini yönündeki yer değiştirmeleri M düğüm noktasının r eksenini yönündeki yer değiştirmesine, üst yüzeydeki tüm düğüm noktalarının z eksenini yönündeki yer değiştirmeleri ise M düğüm noktasının z eksenini yönündeki yer değiştirmesine bağlanmıştır. Yani M düğüm noktasının r ve z eksenleri yönündeki yer değiştirmeleri, hacim elamanının ilgili düğüm noktalarına aynen aktarılır. Dolayısıyla, M'ye uygulanan noktasal kuvvetler, tamamıyla hacim elemanına uygulanmış demektir ve bu kuvvetler dolayısıyla hacim elemanının yüzeyine etkiyen gerilme traksiyonları

$$\sigma_{rr} = \frac{F_r}{2\pi L_r L_z}, \quad \sigma_{zz} = \frac{F_z}{\pi L_r^2}, \quad (3.11)$$

olarak elde edilir. Denklem (3.11)'de, F_r ve F_z , sırasıyla M düğüm noktasına r ve z eksenleri yönünde etkiyen noktasal kuvvetlere tekabül etmektedir. M noktasına bu kuvvetleri uygulayabilmek için, Şekil 3.4 (b)'de gösterildiği üzere N_r ve N_z olarak adlandırılan iki düğüm noktası oluşturulmuş ve bu iki düğüm noktası M'ye yaylarla (ABAQUS eleman kütüphanesinde CONN2D2 olarak adlandırılan eleman) bağlanmıştır. F_r ve F_z kuvvetleri; M, N_r ve N_z düğüm noktalarının yer değiştirmeleri (sırasıyla u^M , u^{N_r} ve u^{N_z}) ve yay sabiti (k , yayın elastik modülü) cinsinden yazılacak olursa

$$\begin{aligned} F_r &= k(u_r^{N_r} - u_r^M), \\ F_z &= k(u_z^{N_z} - u_z^M), \end{aligned} \quad (3.12)$$

elde edilir. Denklem (3.11)'i, denklem (3.12) ve (3.13)'ü kullanarak yazarsak, T değerini sabit tutmak için yüklemenin tamamı boyunca sağlanması gereken dört bilinmeyenli tek bir denklem elde edilir

$$-(u_r^{N_r} - u_r^M)L_r + 2(u_z^{N_z} - u_z^M)L_z \left(\frac{3T-1}{3T+2} \right) = 0. \quad (3.13)$$

Denklem (3.13), sonlu elemanlar hesabına, ABAQUS yazılımında “Multi Point Constraint, MPC” [1] adı verilen bir altyordam yazılarak dâhil edilmektedir.

Şekil 3.3 ve 3.4'te örnekleri verilen ağları oluşturmak için; dört düğüm noktalı, aksisimetrik, ikidoğrusal (*bilinear*) elemanlar (ABAQUS eleman kütüphanesinde CAX4 olarak adlandırılan eleman) kullanılmıştır. Yapılan yakınsaklık çalışmaları, sonuçların doğruluk düzeyinin yay sabiti k değerinden bağımsız olduğu göstermiştir. Genel eğilim olarak k değeri yükseldikçe, hacim elemanına bir basamakta (*increment*) uygulanan gerinim miktarı artmaktadır: yüksek k değerleri hesaplamaların daha hızlı yapılmasına olanak vermekte, ancak, çok yüksek k değerleri yakınsaklık problemlerine yol açmakta ve ABAQUS hesaplamaları belli bir noktadan sonra devam edememektedir. Yakınsaklık testleri, bizim çalışmalarımız için en uygun k değerinin $k = 50EL_{r0}$ civarında olduğunu göstermiştir (E parçacığın elastik modülü, L_{r0} ise temsili hacim elemanının r eksenine yönündeki kenar uzunluğunun hesaplama başlangıcındaki değeridir).

Riks yönteminin yakınsak sonuçlar verip vermediğini kontrol etmek amacıyla, bu yöntem, güvenilir olduğu daha önceki çalışmalarda tespit edilmiş olan yay yöntemi ile kıyaslanmıştır. Riks ve yay yöntemlerini kullanarak yapılan hesaplamalarda, T değerini sabit tutmayla ilgili sınır şartları farklı olmakla beraber, geriye kalan tüm sınır şartları, malzeme özellikleri ve sonlu elemanlar ağları birbiriyle tamamen aynıdır. Çizelge 3.1'de gösterildiği üzere, iki yöntemin karşılaştırılması amacıyla, malzeme özelliklerinin ve yükleme koşullarının birbirinden farklı olduğu birçok hesaplama yapılmıştır. Hesaplamalarda kullanılan kompozitin, ferrit matris içine gömülü martensit parçacıklardan oluşan bir ÇF çelik olduğu varsayılmıştır. Öncelikle, ferrit ve martensit fazları için sık rastlanan malzeme değerleri kullanılarak basit çekme testi ($T = 1/3$) gerçekleştirilmiş ve bu teste Çizelge 3.1'de “Ana Durum” adı verilmiştir.

Ardından, ana durumda kullanılan parametrelerden, diğer tüm parametreler sabit kalmak üzere her defasında yalnızca bir parametre değiştirilmiş ve hem malzeme özellikleri hem de yükleme koşulları açısından geniş bir aralık için testler gerçekleştirilmiştir. Çalışmada kullanılan malzeme özellikleri aşağıda verilmiştir.

Ferritin mekanik özellikleri:

$$\begin{aligned}
 E^f &= 200 \text{ GPa}, \nu^f = 0.3, \\
 \sigma_y^f &= \sigma_0^f + k^f (\varepsilon_{acc}^p)^{n^f}, \\
 \sigma_0^f &= 50 + \frac{523}{d^{f\frac{2}{3}}}, \\
 k^f &= \frac{2100d^f}{1+6d^f}, \quad n^f = \frac{0.6d^f}{1+1.5d^f}.
 \end{aligned} \tag{3.14}$$

Martensitin mekanik özellikleri:

$$\begin{aligned}
 E^{mr} &= 200 \text{ GPa}, \nu^{mr} = 0.3, \\
 \sigma_y^{mr} &= \sigma_0^{mr} + \frac{k^{mr}}{f^{mr}} \left(1 - e^{(-f^{mr} \varepsilon_{acc}^p)} \right), \\
 \sigma_0^{mr} &= 300 + 1000 C^{mr\frac{1}{3}}, \\
 k^{mr} &= a^{mr} + b^{mr} \frac{C^{mr}}{1 + \left(\frac{C^{mr}}{C^0} \right)^p}, \\
 a^{mr} &= 33341, \quad b^{mr} = 364393, \\
 C^0 &= 0.7, \quad p = 1.45, \quad f^{mr} = 120.
 \end{aligned} \tag{3.15}$$

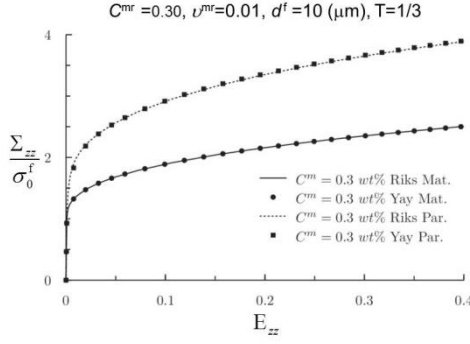
Denklem (3.14) ve (3.15)'de; "f" üst indisi ferriti, "mr" üst indisi martensiti, E elastik modülü, ν Poisson oranını, σ_0 başlangıç akma gerilmesini, σ_y akma gerilmesini, d^f ferritin tane büyüklüğünü, C^{mr} ise martensitin karbon içeriğini ifade etmektedir. k^f ve n^f ferritin; a^{mr} , b^{mr} , C^0 ve f^{mr} ise martensitin akma gerilmesi için verilen denklemlerin deneysel sonuçlarla en yüksek uyumu verecek şekilde ayarlanması yolu ile elde edilmiş parametrelerdir [33].

Şekil 3.5 farklı malzeme özellikleri ve yükleme koşulları için Riks yöntemi ve yay yöntemi ile hesaplanan gerilme/gerinim eğrilerini kıyaslamaktadır. Şekil 3.5'te,

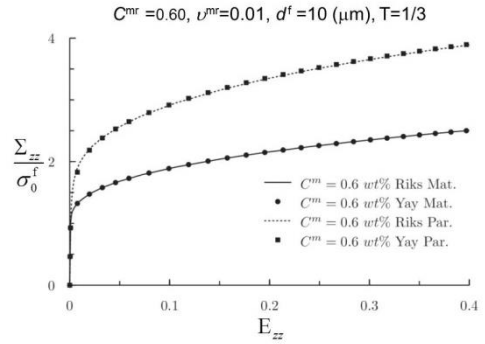
“Mat.” ve “Par.”, sırasıyla, ilgili yöntem için ferrit matrise ve martensit parçacığı karşılık gelen eğrileri temsil etmektedir. Düz ve parçalı çizgiler, sırasıyla, Riks yöntemi ile elde edilen matris ve parçacık eğrilerini; yuvarlak ve kare şeklindeki işaretler ise, sırasıyla, yay yöntemi ile elde edilen matris ve parçacık eğrilerini göstermektedir. Şekil 3.5’te, özellikle Çizelge 3.2’de incelenen durumlardan yakınsaklık açısından problem yaratması muhtemel olanlar gösterilmiştir. Sonuçlardan açıkça görüleceği üzere, Riks yöntemi, hem matrisin hem parçacığın mekanik davranımını yay yöntemiyle tam bir uyum içerisinde hesaplayabilmiştir.

Çizelge 3.2. Hesaplamalarda kullanılan parametreler: C^{mr} = martensitin karbon içeriği ($a\%$ ağırlık yüzdesi anlamına gelmektedir), ν^{mr} = martensitin oylum oranı, d^f = ferrit tane büyüklüğü, T = gerilme üç eksenlilik ölçüsü.

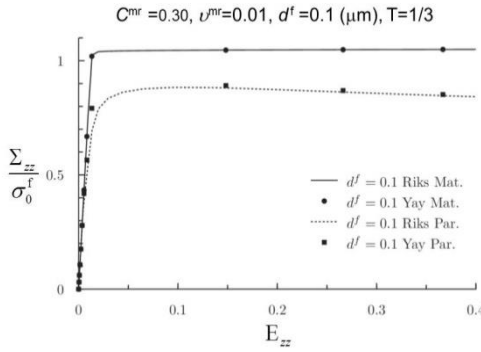
	C^{mr} ($a\%$)	ν^{mr}	d^f (μm)	T	σ_0^f (MPa)	$\frac{\sigma_0^f}{\sigma_0^{mr}}$	ν^{sl}	n^f
Ana Durum	0.3	0.01	10	1/3	162.667	5.96	0.09	0.375
$C^{mr}=0.10$ ($a\%$)	0.1	0.01	10	1/3	162.667	4.70	0.09	0.375
$C^{mr}=0.60$ ($a\%$)	0.6	0.01	10	1/3	162.667	7.03	0.09	0.375
$\nu^{mr}=0.03$	0.3	0.03	10	1/3	162.667	5.96	0.09	0.375
$\nu^{mr}=0.10$	0.3	0.10	10	1/3	162.667	5.96	0.13	0.375
$d^f=0.10$ (μm)	0.3	0.01	0.1	1/3	2477.551	0.391	1.00	0.052
$d^f=1.00$ (μm)	0.3	0.01	1	1/3	573	1.692	0.40	0.240
$d^f=100.00$ (μm)	0.3	0.01	100	1/3	74.276	13.052	0.03	0.397
$T=2/3$	0.3	0.01	10	2/3	162.667	5.96	0.09	0.375
$T=1$	0.3	0.01	10	1	162.667	5.96	0.09	0.375



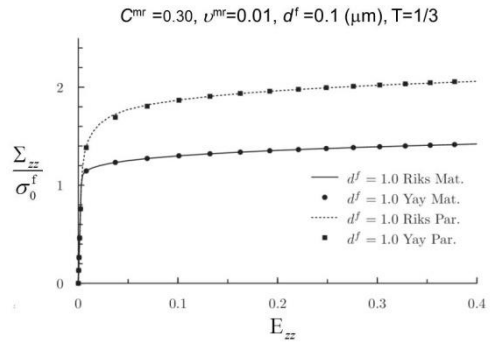
(a)



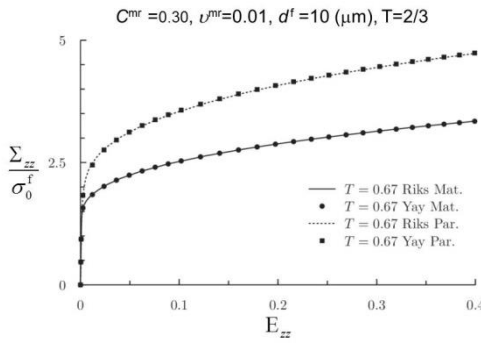
(b)



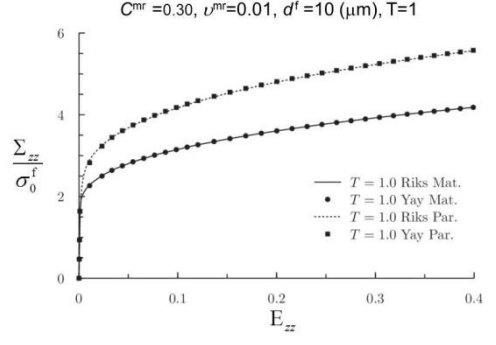
(c)



(d)



(e)



(f)

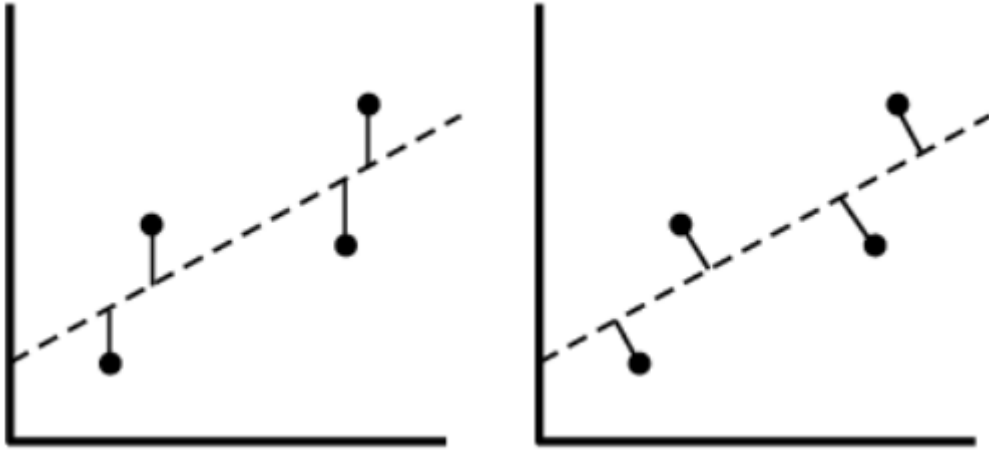
Şekil 3.5. Riks ve yay yöntemleri kullanılarak hesaplanan gerilme/gerilim eğrilerinin kıyaslanması.

Şekil 3.5'te özetlenen başarılı sonuçlar ışığında, tez kapsamında kompozitler için gerçekleştirilen sonlu elemanlar çalışmalarında gerilme üç eksenliliğini sabit tutmak için Riks yöntemi kullanılmıştır.

3.3 En Küçük Kareler Yöntemi

En küçük kareler yöntemi eldeki bir veri noktası grubuna en uygun eğrinin bulunmasıdır. En uygun eğri noktaların eğriye olan uzaklarının (kalıntı, R) karelerinin toplamının minimize edilmesi ile bulunur. Kalıntıların karelerinin kullanılmasının nedeni uzaklıkların eğrinin her iki taraf içinde pozitif olarak hesaplanma gereğindedir. Bu yöntem ile eğriden diğer noktalara göre daha uzak olanların ağırlığı eğri üzerinde daha büyük olacaktır. Bazı durumlarda bu istenilen bir durum olsa da kimi durumlarda bu istenmeyen bir etkidir. Noktaların eğriden uzaklığı düşey uzaklık, Şekil 3.6. (a), ve dikey uzaklık, Şekil 3.6. (b), olmak üzere iki farklı şekilde hesaplanabilmektedir. Pratikte dikey uzaklık kullanılması matematiksel olarak neredeyse her zaman daha iyi sonuçlar verse de, hesaplamanın eğrinin denklemine bağımlı olmasına neden olmaktadır. Bu yüzden işlem kolaylığı ve çoğu durumda aralarındaki fark çok küçük olduğu için çoğunlukla düşey uzaklık kullanılmaktadır. En küçük kareler yöntemi ile verilen nokta koordinat setine en uygun doğru veya x 'e bağlı herhangi bir fonksiyon fit edilebilmektedir. Fonksiyon en uygun hale getirilirken fonksiyon içerisindeki değişecek parametreler ise, terimlerin katsayıları, üstelerin katsayıları ve benzeridir.

$$R^2 = \sum [y_i - f(x_i, a_1, a_2, \dots, a_n)]^2 \quad (3.16)$$



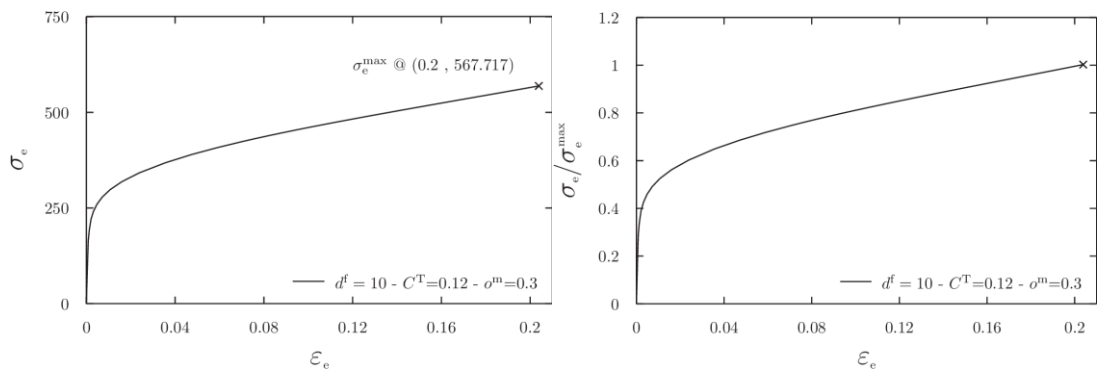
Şekil 3.6. (a) eğriye düşey uzaklık. (b) eğriye dikey uzaklık.

3.3.1 En Küçük Karelerin Normalizasyonu

Bizim durumumuzda en küçük kareler yöntemi bir fonksiyonun, C_1 ve C_2 sabit, a_1 fit parametresi olmak üzere $y = C_1 [(C_1 + C_2 x) / C_1]^{a_1}$, bir noktalar setine fitinin yanı sıra, yine bir noktalar setine en uygun diğer bir noktalar setini bulmakta da kullanıldı. Yani sonlu elemanlar yöntemi ile elde ettiğimiz dataya en uygun MT datasının bulunması için de kullanılmıştır, en iyi uyumu sağlayan ν^{s1} değerinin seçilmesi. ν^{s1} değerlerinin nasıl bulunduğu bölüm 4'te detaylı olarak anlatılmıştır.

İki data setinin uyumu ve doğruluk oranlarının birbiriyle karşılaştırılması her bir durumda fit edilen değerler çok fazla değişim gösterdiği için oldukça zorlu bir iştir. Bu zorluğu aşmak, durumlar arasındaki farklılığın ortadan kaldırılmak ve elde edilen sonuçların doğruluğunu karşılaştırmak için, $nEKKT$, tanımlanmıştır. Bu değer en iyi fiti veren ν^{s1} bulunduktan sonra nokta başına düşen kalıntının karesinin, yani kalıntının karesinin ortalamasının, sonlu elemanlar ile elde edilen değerlerin maksimumu ile normalize edilmesiyle elde edilmektedir. Nokta başına ortalama olarak her durumda oluşan farklı nokta sayısının etkisi ortadan kalkmaktadır. Maksimum değer ile normalizasyon ile ise her durumda değişen maksimum değerın etkisi ortadan kaldırılmıştır. $nEKKT$ değerleri çizelge 3.3'te sunulmuştur.

$$nEKKT = \frac{\sum_{i=1}^n (y_i - f(x_i))^2}{n(\sigma_e^{\max})_{SE}^2} \quad (3.17)$$



Şekil 3.7. (a) Sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilen gerilme-gerinim grafiklerine bir örnek. (b) şekil a'daki eğrinin normalize edilmiş durumu.

Çizelge 3.3. Çift fazlı çelikler için yapılan parametrik çalışmada elde edilen $nEKKT$ değerleri.

Durum	C^T (a%)	σ^{mr}	d^f (μm)	T	ν^{s1}	n^{fit}	$nEKKT^{mr}$
Ana Durum 1	0.04	0.3	1	1/3	0,98	0,1233	0,000313
Ana Durum 2	0.04	0.3	3	1/3	0,75	0,1811	0,001643
Ana Durum 3	0.04	0.3	10	1/3	0,54	0,2286	0,004275
Ana Durum 4	0.04	0.3	30	1/3	0,42	0,2588	0,004597
Ana Durum 5	0.04	0.3	100	1/3	0,37	0,2836	0,004836
Ana Durum 6	0.08	0.3	1	1/3	0,83	0,1535	0,001020
Ana Durum 7	0.08	0.3	3	1/3	0,53	0,1964	0,002052
Ana Durum 8	0.08	0.3	10	1/3	0,35	0,2319	0,002672
Ana Durum 9	0.08	0.3	30	1/3	0,28	0,2618	0,003187
Ana Durum 10	0.08	0.3	100	1/3	0,24	0,2847	0,003499
Ana Durum 11	0.12	0.3	1	1/3	0,71	0,1627	0,001273
Ana Durum 12	0.12	0.3	3	1/3	0,43	0,1997	0,001719
Ana Durum 13	0.12	0.3	10	1/3	0,28	0,2326	0,002283
Ana Durum 14	0.12	0.3	30	1/3	0,22	0,2612	0,002802
Ana Durum 15	0.12	0.3	100	1/3	0,19	0,2843	0,003116
Ana Durum 16	0.16	0.3	1	1/3	0,63	0,1676	0,001237
Ana Durum 17	0.16	0.3	3	1/3	0,36	0,1984	0,001627
Ana Durum 18	0.16	0.3	10	1/3	0,24	0,2319	0,002235
Ana Durum 19	0.16	0.3	30	1/3	0,20	0,2630	0,002580
Ana Durum 20	0.16	0.3	100	1/3	0,17	0,2851	0,002868

Çalışmada kabul edilebilir en yüksek $nEKKT^{mr}$ değeri 0,01 olarak kabul edilmiştir. Elde edilen sonuçlarda ise maksimum $nEKKT^{mr}$ değeri 0,004836 ile belirlenen değerin fazlasıyla altında kalmaktadır.

3.4 C++ Kodu İçin Yapılan Sadeleştirmeler

Tez kapsamında kullanılan hasar modeli kodu çift fazlı çelikler için uyarlanırken aynı zamanda kodun daha hızlı ve temiz çalışması için bir takım sadeleştirmeler yapılmıştır. Bu sadeleştirmelerden bir kısmı kodun derleme kısmında yapılmıştır. Diğer kısım ise direk olarak kodun yazımını düzenleyerek elde edilen kazanımlardır. Kodun yazımının düzenlenerek yapılan sadeleştirmeler;

1. Bölme işlemlerinin çarpma işlemine çevrilmesi

$-x/2 \Rightarrow 0.5 \times x$, çarpma işlemi bölme işlemine göre 2.2 kat daha kısa sürmektedir.

2. Fazlaca kullanılan irrasyonel sayıların sabit terim olarak tanımlanması

3. `pow()` fonksiyonunun `sqrt()` fonksiyonu ve/veya çarpma işlemi ile değiştirilmesi

$\text{pow}(x, 2) \Rightarrow x \times x$, `pow()` fonksiyonu yerine çarpma işleminin kullanılması bu işlemi 3.4 kat hızlandırmaktadır,

$\text{pow}(x, 0.5) \Rightarrow \text{sqrt}(x)$, bu sadeleştirme ile elde edilen kazanç bu işlem için yaklaşık 9 kattır.

4. Uzun denklemlerin sadeleştirilmesi

Bu işlemlerin koda yaptığı etkiyi araştırmak için her bir işlem 1.000.000 kez tekrar etmesini sağlayacak şekilde döngüde kullanılmış ve işlemcinin işlemleri tamamlaması için gereken süreler oranlanmıştır. Bu oranlar kullanılan derleyici ve bilgisayar özelliklerine göre ufak da olsa değişim gösterebilir.

4 SONUÇLAR

4.1 Mori-Tanaka (MT) Homojenizasyon Modeli

Tez kapsamında kullanılan MT formülasyonu, bölüm 3.1’de ayrıntılı olarak anlatılmıştır. Tezin temel konusu ÇF çelikler olsa da, çalışmada akademik boşluk bırakmak amacıyla, öncelikle genel parçacık-matris kompozitler incelenmiştir.

4.1.1 Elastik Matris İçine Gömülü Elastik Parçacıklar

Orijinal Mori-Tanaka homojenizasyon teorisi, hem parçacığın hem de matrisin elastik olduğu kompozitler için, üst sınır (upper bound) değerleri üretmektedir [27, 97]. Tezin bu kısmında iki temel soruya cevap bulmak amaçlanmaktadır:

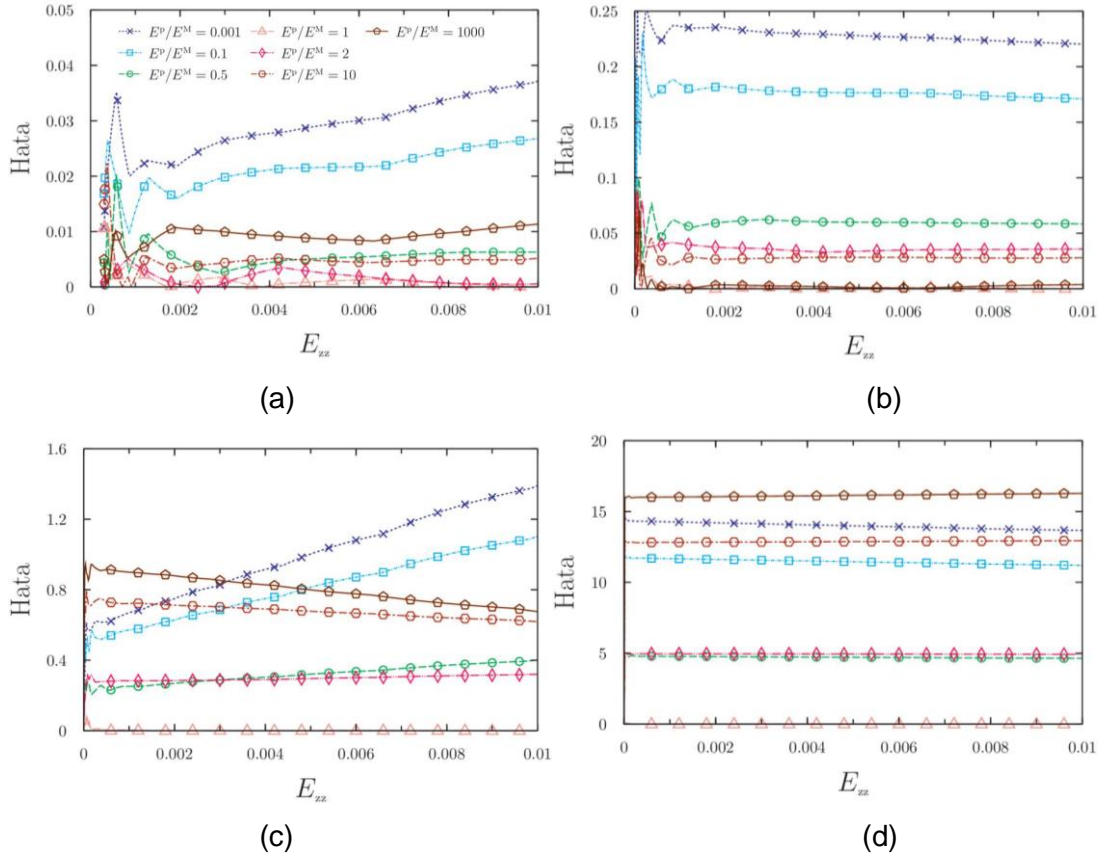
- I. Orijinal MT teorisinin sağladığı üst sınırlar, sonlu elemanlar analizi sonuçları ile ne kadar uyumludur?
- II. ν^{s1} değeri değiştirilerek, bu üst sınırlar sonlu elemanlar değerlerine yaklaştırılabilir mi?

Tez kapsamında kullanılan MT formülasyonu, $\nu^{s1} = 1$ için orijinal MT teorisine teka-bül etmektedir. Bu MT formülasyonu kullanılarak geniş bir parametrik çalışma yapılmıştır. Çalışma kapsamında, aşağıda belirtilen malzeme değerleri kullanılmıştır:

$$\begin{aligned} E^p / E^M &= \{1000, 100, 10, 3, 2, 1, 0.5, 0.333, 0.1, 0.01, 0.001\}, \\ \nu^p &= \{0.01, 0.3\}. \end{aligned} \quad (4.1)$$

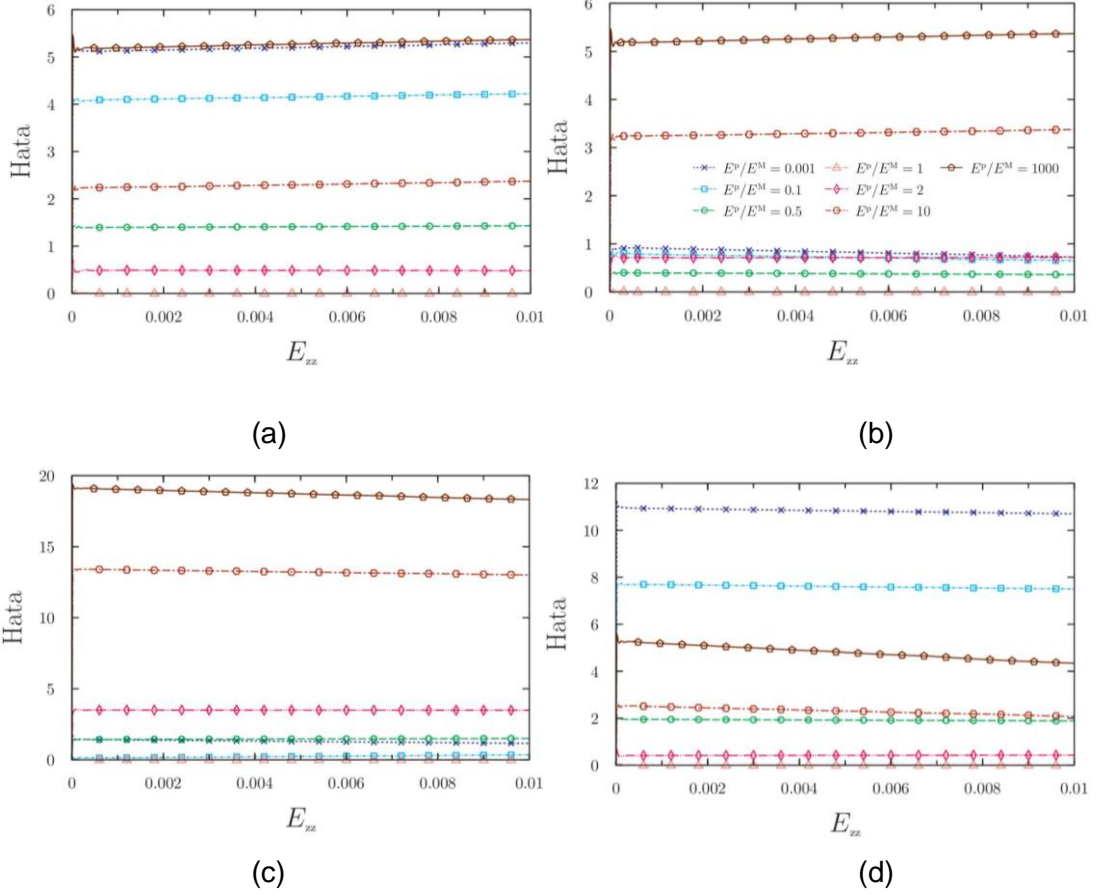
Denklem (4.1)’de; E^p ve E^M sırasıyla parçacık ve matrisin elastik modülünü, ν^p ise parçacık oylum oranını temsil etmektedir. Hem parçacık hem matris için Poisson oranı $\nu = 0.3$, matrisin elastik modül değeri ise $E^M = 200$ GPa’dır. Tüm hesaplamalar için gerilme üç eksenlilik ölçüsü, $T=1/3$ kullanılmış, yani tek eksenli çekme analizi yapılmıştır. Şekil 4.1 (4.2), $\nu^p = 0.01$ ($\nu^p = 0.3$) değeri için, sonlu elemanlar sonuçlarına oranla MT sonuçlarındaki hatanın gerinim boyunca değişimini göstermektedir: (a, b) matrise, (c, d) parçacığa ait sonuçları göstermekte ve (a, c) için alt sistem-1 oylum oranı $\nu^{s1} = 0$, (b, d) için ise $\nu^{s1} = 1$ ’dir. Hata

$$\text{Hata} = \left| \frac{\sum_{zz}^{\text{SE}} - \sum_{zz}^{\text{MT}}}{\sum_{zz}^{\text{SE}}} \right| \times 100, \quad (4.2)$$



Şekil 4.1. Mori-Tanaka homojenizasyon modeli ile elde edilen faz başına düşen makroskobik gerilmenin (Σ_{zz}^{MT}) sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilen makroskobik gerilmeye (Σ_{zz}^{FE}) göre hatasının, makroskobik gerinim değerine (E_{zz}) göre değişimi: (a, b) matris, (c, d) parçacığa ait sonuçları göstermektedir. (a, c) için alt sistem-1 oylum oranı $\nu^{s1} = 0$, (b, d) için ise $\nu^{s1} = 1$ 'dir. Parçacık oylum oranı $\nu^p = 0.01$ 'dir.

olarak tanımlanmıştır. Σ_{zz}^{SE} ve Σ_{zz}^{MT} , ilgili faz (matris veya parçacık) için makroskobik gerilmeyi temsil etmektedir. MT modeli, $\nu^p = 0.01$ olduğu durumda, matris fazı için, hem $\nu^{s1} = 0$ değerinde (Şekil 4.1 (a)), hem de $\nu^{s1} = 1$ değerinde (Şekil 4.1 (b)), oldukça başarılı sonuçlar vermektedir. En yüksek hata $\nu^{s1} = 0$ için % 0.04 ve $\nu^{s1} = 1$ için % 0.25 civarındadır. Parçacık için elde edilen sonuçlardaki hatalar, matris için elde edilenlere kıyasla, hem $\nu^{s1} = 0$ hem de $\nu^{s1} = 1$ için daha yüksektir (sırasıyla, Şekil 4.1 (c) ve (d)). Şekil 4.1 (c), $\nu^{s1} = 0$ için, parçacık gerilimindeki hatanın makroskobik gerinime göre değişiminde iki ayrı eğilim olduğunu göstermektedir: hata; $E^p / E^M < 0.5$ için gerinim değeri arttıkça atmakta, $0.5 \leq E^p / E^M < 10$ için ise yüklenme boyunca nerdeyse sabit kalmaktadır. Matris için olduğu gibi, parçacık fazı için de ν^{s1}



Şekil 4.2. Mori-Tanaka homojenizasyon modeli ile elde edilen faz başına düşen makroskobik gerilmenin (Σ_{zz}^{MT}) sonlu elemanlar yöntemi ile elde edilen makroskobik değişimi: (a, b) matrise, (c, d) parçacığa ait sonuçları göstermektedir. (a, c) için alt sistem-1 oylum oranı $\nu^{s1} = 0$, (b, d) için ise $\nu^{s1} = 1$ 'dir. Parçacık oylum oranı $\nu^p = 0.3$ 'tür.

$= 0$, $\nu^{s1} = 1$ 'e göre çok daha iyi sonuçlar üretmektedir: $\nu^{s1} = 0$ için en yüksek hata % 1.5 düzeyindeyken, $\nu^{s1} = 1$ için bu oran % 16'lara ulaşmaktadır.

Parçacık oylum oranı $\nu^p = 0.3$ olduğunda, $\nu^{s1} = 0$ için elde edilen sonuçlardaki hata, hem matris hem de parçacık için, $\nu^p = 0.01$ olduğu duruma kıyasla daha yüksektir. $\nu^{s1} = 1$ için ise, MT modelinin matris için ürettiği hata, ν^p değeri 0.01'den 0.3'e yükselince artarken, parçacık için hata oranlarında pek bir değişiklik olmamıştır (Şekil 4.1 ve 4.2'yi karşılaştırınız). Bütün sonuçlarda parçacık için hata yüzdeleri, matris için olanlara kıyasla daha yüksektir. En yüksek hata değeri, $\nu^p = 0.3$, $\nu^{s1} = 0$ ve $E^p / E^M = 1000$ için parçacık fazında % 20'ye yaklaşmaktadır. Oldukça fazla sayıda

test yapıldığından, şekiller anlaşılabilir olsun diye yalnızca $E^p / E^M = \{1000, 10, 2, 1, 0.5, 0.1, 0.001\}$ ait sonuçlar gösterildiyse de, Şekil 4.1 ve 4.2’de gözlenen eğilimler geriye kalan E^p / E^M değerleri için de aynıdır.

Sonuç olarak, geliştirilen MT modeli, kompozitteki her iki fazın da elastik olduğu durumlarda, düşük parçacık oylum oranlarında ($\nu^p \leq 0.01$), alt-sistem-1 oylum oranı için $\nu^{s1} = 0$ kullanıldığında, $\nu^{s1} = 1$ ’e göre çok daha iyi sonuçlar vermektedir. Parçacık oylum oranı arttıkça, $\nu^{s1} = 1$ (orijinal MT teorisi) veya $\nu^{s1} = 0$ değerlerinden hangisinin daha doğru sonuçlar verdiği, E^p / E^M değerine göre değişmektedir. Dolayısıyla, en akılcı strateji, incelenen kompozit için MT sonuçlarını sonlu elemanlar sonuçları ile kıyaslamak ve en az hata üreten $0 \leq \nu^{s1} \leq 1$ değerine kıyaslamalar sonucunda karar vermektir.

4.1.2 Elastoplastik Matris İçine Gömülü Elastik/Elastoplastik Parçacıklar

Çalışmanın bu kısmında, elastoplastik bir matris içine gömülü elastik veya elastoplastik parçacıklar için geniş kapsamlı bir parametrik çalışma yapılmıştır. Çizelge 4.1, parametrik çalışmada kullanılan malzeme özelliklerini göstermektedir. Çizelge 4.1’de, “p” ve “M” üst indisleri sırasıyla parçacık ve matrisi, E elastik modülü, σ_0 akma gerilmesini, N pekleşme üstelini, ν oylum oranını ve T gerilme üç eksenliliğini ifade etmektedir. Hacim elamanına uygulanan T değeri yükleme boyunca sabit tutulmuştur. Çizelge 4.2’de ise parametrik çalışmada kullanılan ana durumların mekanik özellikleri bulunabilir.

Parametrik çalışmada en genel durum ele alınmış, incelenen kompozitlerin hem parçacık hem matris fazının elasto-plastik olduğu varsayılmıştır. Her iki faz da Hook elastisitesine ve J_2 akma teorisine uygun davranmaktadır. Matris ve parçacık için gerçek gerilme — gerçek gerinim davranımı olarak alınmıştır. Denklem (4.3)’te, ε_e^{pl}

$$\begin{aligned} \sigma < \sigma_0 &\Rightarrow \frac{\sigma}{\sigma_0} = \frac{E\varepsilon}{\sigma_0}, \\ \sigma \geq \sigma_0 &\Rightarrow \frac{\sigma}{\sigma_0} = \left(1 + \frac{E\varepsilon_e^{pl}}{\sigma_0}\right)^N, \end{aligned} \quad (4.3)$$

Çizelge 4.1. Elastoplastik bir matris içine gömülü elastik veya elastoplastik parçacıklar için yapılan parametrik çalışmada kullanılan malzeme özellikleri.

Parametre	Aralık
σ_0^p / σ_0^M	0.5, 1, 2, 3, 4, 5, 6, ∞
N^p	0, 0.1, 0.3, 1
N^M	0, 0.1, 0.3, 1
σ_0^M / E^M	0.001, 0.002, 0.01, 0.1
ν^p	0.001, 0.01, 0.03, 0.1, 0.15, 0.2
T	0.33, 0.5, 0.67, 1, 1.5, 2, 3

Çizelge 4.2. Elastoplastik bir matris içine gömülü elastik veya elastoplastik parçacıklar için yapılan parametrik çalışma için oluşturulan “Ana Durumlar”.

Ana Durum	E^p / E^M	σ_0^p / σ_0^M	N^p	N^M	σ_0^M / E^M	ν^p	T
AD1	1	∞	-	0.1	0.002	0.01	1/3
AD2	1	2	0.1	0.1	0.002	0.01	1/3
AD3	1	2	0.1	0.1	0.002	0.01	1

İlgili faz (parçacık veya matris) için eşdeğer plastik akma gerinimi ifade etmektedir. Her iki faz için de Poisson oranı $\nu = 0.3$ 'tür.

Çizelge 4.1’de verilen tüm parametre kombinasyonları için parametrik çalışma yapmak, tez boyutlarını aşan, oldukça fazla zaman gerektiren bir çalışmadır. Bunun yerine, 3 Ana Durum (AD) oluşturulmuş, her bir ana durum için, her defasında tüm diğer parametreler sabit tutularak, yalnızca bir parametre değiştirilip, ilgili parametrenin en iyi sonucu veren ν^1 değerine etkisi incelenmiştir. AD1’de, matris elastoplastik malzeme davranımına sahipken, parçacık tüm yükleme boyunca elastik deformasyona uğramaktadır; yani $\sigma^p \rightarrow \infty$ alınmıştır (bu amaçla hesaplamalarda, σ^p ’nin σ^M ’ye kıyasla çok yüksek bir değer seçilmesi, $\sigma^p = 10^{12} \sigma^M$ gibi, yeterlidir). AD2 ve AD3’te, hem matris hem de parçacık elastoplastik malzeme davranımına sahiptir. Bu iki durum arasındaki tek fark, AD2’de $T = 1/3$, AD3’te $T = 1$ olmasıdır.

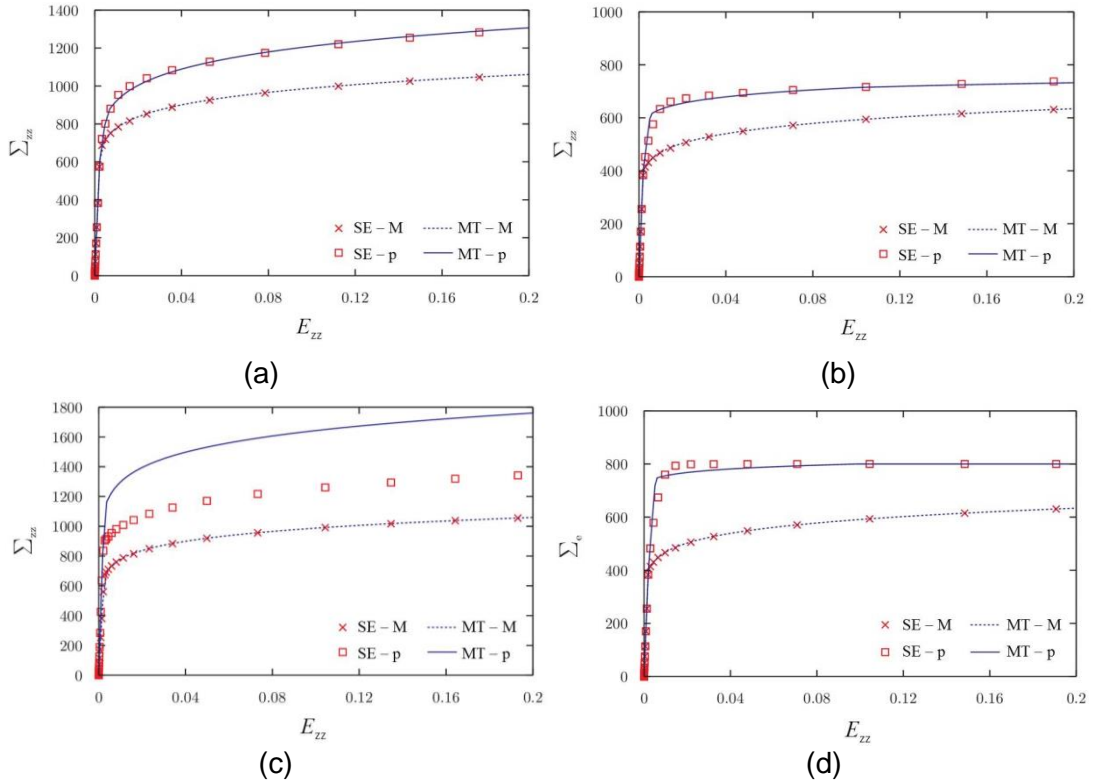
Her bir malzeme/yüklem kombinasyonu için önce sonlu elemanlar hesaplaması yapılmış, ardından MT yöntemi, farklı ν^{s1} değerleriyle kullanılarak homojenizasyon hesaplamaları yapılmış ve incelenen malzeme/yüklem kombinasyonu için, faz başına gerilme/gerinim eğrileri bakımından sonlu elemanlar analizleriyle en iyi uyumu veren ν^{s1} değeri bulunmuştur. En iyi uyumu veren ν^{s1} değerini seçmek için, MT ve sonlu elemanlar sonuçlarını en küçük kareler yöntemi ile karşılaştıran bir C++ programı yazılmıştır. Gerek sonlu elemanlar, gerekse MT ile elde edilen gerilme/gerinim sürekli doğrular olmayıp, belirli gerinim artırımlarında elde edilen sonuçların birleştirilmesiyle elde edilen eğrilerdir. Ancak, sonuçları en küçük kareler yöntemiyle karşılaştırabilmek için her iki yöntemle elde edilmiş sonuçların aynı gerinim noktalarında olması, yani gerinim artırımının her iki yöntem için de eşit olması gerekmektedir. Bu nedenle, hazırlanan C++ programı, öncelikle her iki yöntemle elde edilmiş sonuçları (eldeki veri noktaları kullanılarak yapılan interpolasyonlar sonucunda) eşit gerinim artırımlarında düzenleyerek işleme hazırlamaktadır. En küçük kareler yöntemi terminolojisinde, gerinim *bağımsız değişkene*, gerilme ise *bağımlı değişkene* karşılık gelmektedir. Her gerinim artırımında sonlu elemanlar (SE) yöntemiyle elde edilen gerilme değeriyle (Σ^{SE}) MT yöntemiyle elde edilen gerilme değeri (Σ^{MT}) arasındaki fark, *kalıntı* (R , residual) olarak adlandırılmaktadır. Sonlu elemanlar ve MT hesaplamaları arasında en iyi uyumu veren, yani optimum ν^{s1} değeri, her bir gerinim artırımına karşılık gelen *kalıntı* değerlerinin karelerinin toplamı

$$R^2 = \sum [\Sigma_{zz}^{SE} - \Sigma_{zz}^{MT}]^2, \quad (4.4)$$

için en küçük değeri vermektedir.

Şekil 4.3, üç farklı örnek üzerinde, sonlu elemanlar yöntemiyle hesaplanan faz başına gerilme değerleriyle bu değerlere karşılık gelen MT sonuçlarını kıyaslamaktadır. Elde edilen optimum ν^{s1} değerlerinin ne kadar başarılı sonuçlara imkan verdiğini ölçebilmek için, ν^{s1} değerleri, *nEKKT* değerlerine göre, “iyi”, “*kabul edilebilir*” ve “*başarısız*” olarak derecelendirmiştir. Şekil 4.3 (a)’da gösterilen *iyi* ν^{s1} değeri için, sonlu elemanlar ve MT yöntemiyle hesaplanan faz başına gerilme değerleri tüm

yüklemeye boyunca neredeyse aynıdır. Şekil 4.3 (b)'de *kabul edilebilir* bir optimum ν^{s1} değerine örnek verilmiştir. Bu örnek için, MT yöntemi, parçacıdaki gerilmeyi yüklemeye başlangıcında sonlu elamanlar hesaplarına göre daha düşük, yüklemeye sonlarına doğru ise daha yüksek tahmin etmektedir. Son olarak, Şekil 4.3 (c)'de *başarısız* bir ν^{s1} değerleri için sonuçlar gösterilmektedir; yüklemenin bütün aşamaları boyunca sonlu elamanlar ve MT sonuçları birbirinden oldukça uzaktır. Altı çizilmesi gereken husus, Şekil 4.3 (c)'de kullanılan, ilgili malzeme özellikleri/yüklemeye koşulları için bulunabilen en uygun ν^{s1} değeridir. MT sonuçları buna rağmen *başarısızdır*. Yani daha iyi bir ν^{s1} elde etmek mümkün değildir; sonlu elamanlar ve MT hesaplamaları arasındaki uyumsuzluk, MT yönteminin kimi malzeme özellikleri/yüklemeye koşulları için yetersiz kalmasından kaynaklanmaktadır.



Şekil 4.3. Sonlu elamanlar (SE) yöntemiyle hesaplanan faz başına gerilme değerleriyle bu değerlere karşılık gelen MT sonuçlarını kıyaslayarak elde edilen optimum ν^{s1} değerlerinin ne kadar başarılı sonuçlara imkan verdiğine örnekler: (a) “iyi”, (b) “kabul edilebilir” ve (c) “başarısız” duruma örnek. (d), (b)'de Σ_{zz} değişimi gösterilen durum için Σ_e değişimini göstermektedir.

Şekil 4.3 (a-c), faz başına düşen, çekme doğrultusundaki gerilmenin (Σ_{zz}) kompozitteki toplam gerinime göre değişimini göstermektedir. İncelenen yükleme durumu (aksisimetrik çekme) için, faz başına düşen eşdeğer gerilme

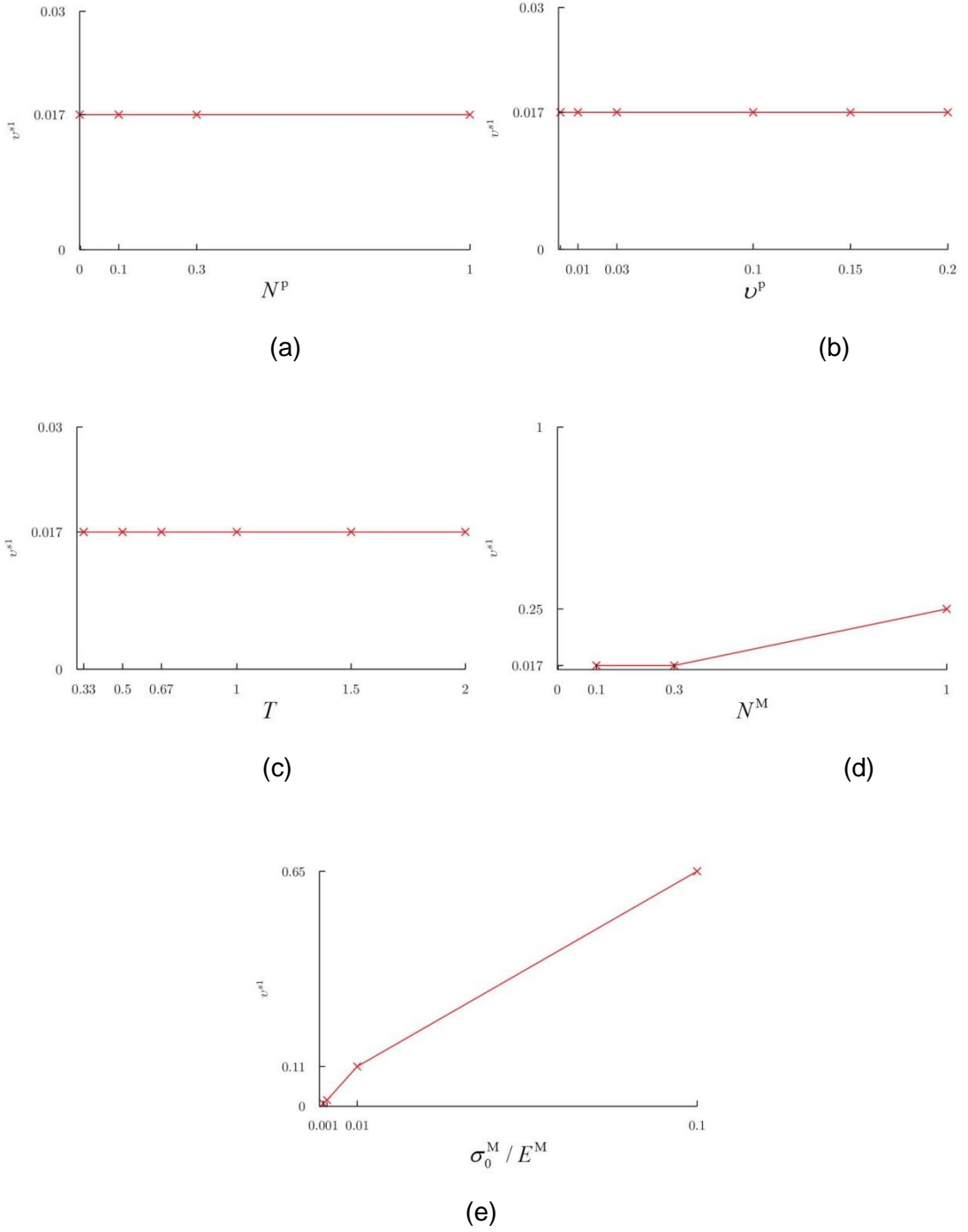
$$\Sigma_e = |\Sigma_{zz} - \Sigma_{rr}|, \quad (4.5)$$

olarak hesaplanır. Şekil 4.3 (d), 4.3 (b)'de Σ_{zz} değişimi gösterilen durum için Σ_e değişimini göstermektedir: Σ_{zz} için *kabul edilebilir* sonuçlar üreten ν^{s1} değeri, Σ_e için de *kabul edilebilir* sonuçlar vermektedir. Bu sonuç, bu çalışmada incelenen tüm malzeme özellikleri/yükleme koşulları için geçerlidir. Aşağıda gösterilen sonuçların tümü, ya “iyi” ya da “*kabul edilebilir*” sınıfına girmektedir. Başarısız durumlar için, tez kapsamında önerilen MT yönteminin yetersiz olduğu kabul edilmiş ve bu durumlar çalışma kapsamı dışında bırakılmıştır. İncelenen tüm malzeme özellikleri/yükleme koşullarında, matristeki gerilme için hatanın, yani kalıntı değerinin (bkz. denklem (4.4)) parçacıktaki gerilme için hata değerine kıyasla daha düşük olduğu görülmüştür.

Şekil 4.4, ana durum 1 (AD1) için, optimum ν^{s1} değerinin: (a) parçacığın pekleşme üsteline, N^p , (b) parçacığın oylum oranına, ν^p , (c) gerilme üç eksenliliğine (T), (d) matrisin pekleşme üsteline, N^M , (e) matrisin başlangıç akma gerilmesinin matrisin elastik modülüne oranına göre değişimini göstermektedir. Şekil 4.4 (a), (b) ve (c)'de görüldüğü gibi, sırasıyla, N^p , ν^p ve T değerlerinin optimum ν^{s1} değeri üzerinde bir etkisi yoktur. N^M için ise, başlangıçta N^M artsa bile ν^{s1} sabit kalmakta, $N^M > 0.3$ için

N^M arttıkça ν^{s1} değeri de artmaktadır, Şekil 4.4 (d). AD1 için optimum ν^{s1} üzerinde en etkili parametre σ_0^m/E^M 'dir. σ_0^m/E^M arttıkça ν^{s1} değeri de artmaktadır, Şekil 4.4 (e).

Şekil 4.5, AD2 ve AD3 için, optimum ν^{s1} değerinin: (a) parçacığın başlangıç akma gerilmesinin matrisin başlangıç akma gerilmesine oranına, σ_0^p/σ_0^M , (b) matrisin başlangıç akma gerilmesinin matrisin elastik modülüne oranına, σ_0^m/E^M , (c) matrisin sertleşme üsteline, N^M , (d) parçacığın sertleşme üsteline, N^p , (e) parçacığın oylum oranına, ν^p , değerine göre değişimini göstermektedir. Şekil 4.5 (f) ise, AD1 ve AD2 için, optimum ν^{s1} değerinin gerilme üç eksenliliğine (T) göre değişimini göstermektedir. Ana durumların mekanik özellikleri Çizelge 4.2'de bulunabilir.



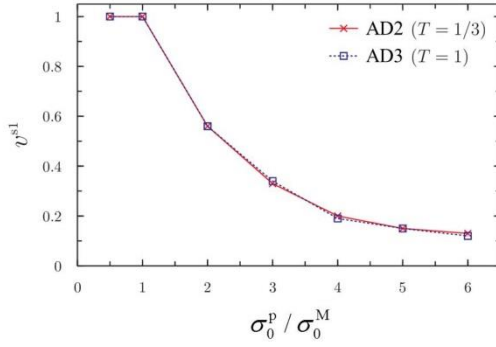
Şekil 4.4. Ana durum 1 için, optimum ν^{s1} değerinin: (a) parçacığın pekleşme üsteline, N^P , (b) parçacığın oylum oranına, ν^P , (c) gerilme üç eksenliliğine (T), (d) matrisin pekleşme üsteline, N^M , (e) matrisin başlangıç akma gerilmesinin matrisin elastik modülüne oranına, σ_0^m/E^M , göre değişimi.

Şekil 4.5'te gözlenen bütün eğilimler, kimi zaman optimum ν^{s1} değerinde farklılıklar olsa da, AD2 ve AD3 için aynıdır. Yani, Şekil 4.5 (f)'de de gösterildiği üzere, T değerinin optimum ν^{s1} değeri üzerinde çok fazla bir etkisi bulunmamaktadır. Şekil 4.5 (a)'da görüldüğü gibi, optimum ν^{s1} değeri σ_0^p/σ_0^M arttıkça katlanarak azalmaktadır. $\sigma_0^p/\sigma_0^M \leq 1$ için MT sonuçları ν^{s1} değerinden bağımsız olarak sonlu elemanlar sonuçları ile tam bir uyum içerisinde. Şekil üzerinde $\sigma_0^p/\sigma_0^M \leq 1$ için optimum $\nu^{s1}=1$ olarak gösterilmiş olsa da, $0 \leq \nu^{s1} \leq 1$ aralığındaki bütün değerler eşit düzeyde iyi sonuçlar üretmektedir. Şekil 4.5 (b), optimum ν^{s1} değerinin maksimum değerini $\sigma_0^m/E^M = 0.01$ noktasında aldığını göstermektedir. Bu noktadan sonra σ_0^m/E^M değeri artarken ν^{s1} değeri azalmaktadır. $\sigma_0^m/E^M \approx 0.06$ 'dan sonra optimum ν^{s1} değeri tekrar artma eğilimine girmektedir. Optimum ν^{s1} değerinin σ_0^p/E^p 'ye göre değişimini elde etmek için yapılması gereken tek şey Şekil 4.5 (b)'deki yatay eksen değerlerini 2 ile çarpmaktır. Zira

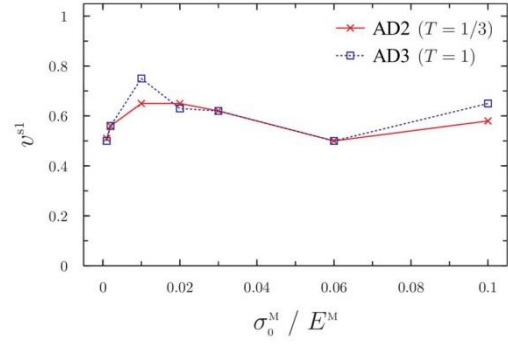
$$\frac{\sigma_0^p}{E^p} = \frac{\sigma_0^p}{\sigma_0^m} \times \frac{\sigma_0^m}{E^m}, \quad (4.6)$$

AD2 ve AD3 için malzeme özellikleri (Çizelge 4.2) göz önüne alındığında:

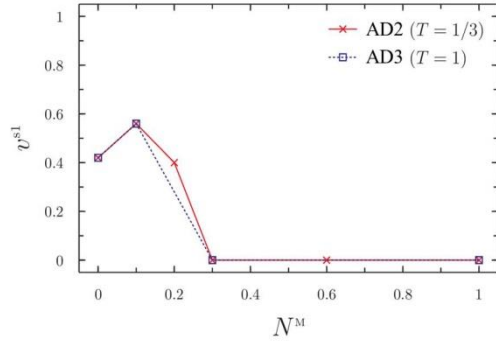
$$\frac{\sigma_0^p}{\sigma_0^m} = 2, \quad \frac{E^p}{E^m} = 1, \quad \frac{\sigma_0^p}{E^p} = 2 \times \frac{\sigma_0^m}{E^m}. \quad (4.7)$$



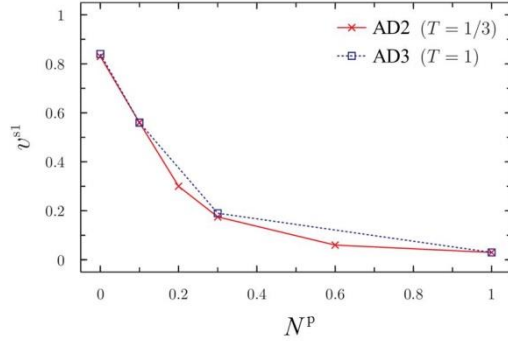
(a)



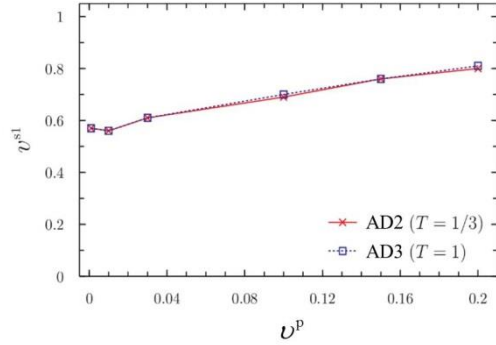
(b)



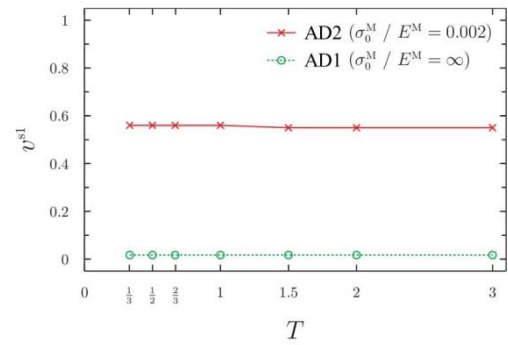
(c)



(d)



(e)



(f)

Şekil 4.5. Ana durum 2 ve 3 için, optimum ν^{s1} değerinin: (a) parçacığın başlangıç akma gerilmesinin matrisin başlangıç akma gerilmesine oranına, σ_0^p/σ_0^M , (b) matrisin başlangıç akma gerilmesinin matrisin elastik modülüne oranına, σ_0^m/E^M , (c) matrisin sertleşme üsteline, N^M , (d) parçacığın sertleşme üsteline, N^P , (e) parçacığın oylum oranına, ν^p , göre değişimi. (f) Ana durum 1 ve 2 için, optimum ν^{s1} değerinin gerilme üç eksenliliğine (T) göre değişimi.

Şekil 4.5 (d)'de N^p değeri arttıkça optimum ν^{s1} değerinin azaldığı görülmektedir. N^M değerinin ν^{s1} 'e etkisi daha karmaşıktır, bkz. Şekil 4.5 (c). Başlangıçta N^M arttıkça ν^{s1} artmakta ve en yüksek değerini $N^M = 0.1$ için almaktadır. N^M artmaya devam ettikçe ν^{s1} azalmakta ve $N^M = 0.3$ için $\nu^{s1} = 0$ değerine ulaşmaktadır. $N^M \geq 0.3$ için $\nu^{s1} = 0$ sabit değerinde kalmaktadır. Yani, MT modelinde yalnızca alt sistem 2'nin kullanılması yeterlidir ve hesaplamaların ikinci aşamasında gerçekleştirilen Voigt homojenizasyonu gereksizdir (bkz. Şekil 3.2). Şekil 4.5 (f), T değerinin optimum ν^{s1} üzerinde, AD1 için hiçbir etkisi olmadığını, AD2 ve AD3 için ise oldukça sınırlı bir etkiye sahip olduğunu göstermektedir. AD2 ve AD3 için T değeri 0.33'den 3'e kadar artırıldığında ν^{s1} değerinde yalnızca % 1 oranında bir azalma tespit edilmiştir. Şekil 4.5 (f)'de sadece AD1 ve AD2 durumlarının gösterilmesinin sebebi, AD2 ve AD3 arasındaki tek farkın T değeri olmasıdır (bkz. Çizelge 4.2).

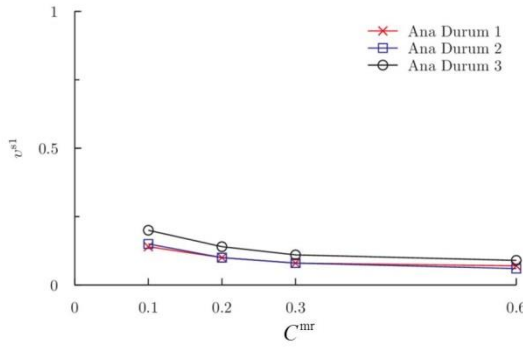
4.1.3 Çift Fazlı Çelikler

Denklem (3.14) ve (3.15), sırasıyla ferrit ve martensit için malzeme özelliklerini vermektedir. Denklem (4.3)'te verilen akma pekleşmesi denklemi, birçok kompoziti modellemek için kullanılabilir olsa da, ferrit ve martensit için, yani ÇF çelikler için uygun değildir. Dolayısıyla, ÇF çeliklerde farklı malzeme özellikleri/yükleme koşullarına karşılık gelen optimum ν^{s1} değerlerini tespit edebilmek için ayrı bir çalışma yapılmıştır.

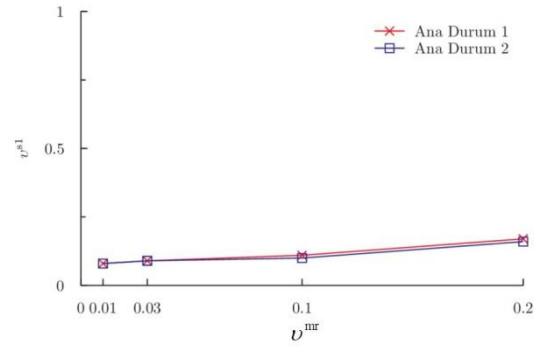
Bu bölümde yapılan parametrik çalışmada; martensitin karbon içeriği ve oylum oranının, sırasıyla C^{mr} ve ν^{mr} , ferritin tane büyüklüğünün, d^f , ve gerilme üç eksenliliğinin, T , optimum ν^{s1} değerine etkileri araştırılmıştır. Öncelikle, ÇF çeliklerde sıkça rastlanan C^{mr} , ν^{mr} ve d^f değerleri temel alınarak iki "Ana Durum" oluşturuldu ve her bir ana durum için $T=1$ kabul edildi. Gerilme üç eksenliliğinin sonuçlara etkisini ortaya koymak amacıyla ana durumlardan birisi, hem $T=1/3$ hem de $T=1$ değerleri kullanılarak incelendi. Yani toplamda 3 ana durum incelenmiş oldu. Çizelge 4.3, incelenen ana durumları ve bunlara karşılık gelen parametreleri göstermektedir. Her bir ana durum için, her defasında tüm diğer parametreler sabit tutularak, yalnızca bir

Çizelge 4.3. Çift fazlı çelikler için yapılan parametrik çalışma için oluşturulan “Ana Durumlar”.

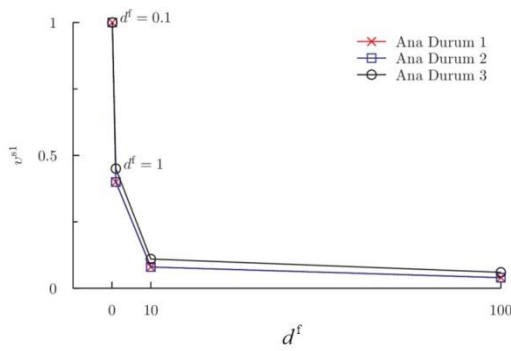
Ana Durum	C^{mr} (a%)	v^{mr}	d^f (μm)	T
AD1	0.3	0.01	10	1/3
AD2	0.3	0.01	10	1
AD3	0.3	0.1	10	1/3



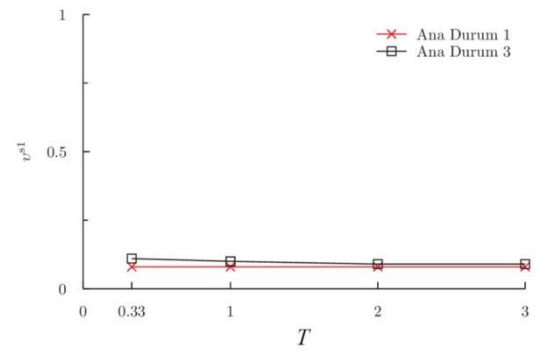
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 4.6. Çift fazlı çelikler için optimum v^{s1} değerinin: (a) martensitin karbon içeriği, C^{mr} , (b) martensitin oylum oranı, v^{mr} , (c) ferritin tane büyüklüğü, d^f ve (d) gerilme üç eksenliliğine, T , göre değişimi.

parametre değiştirilip, ilgili parametrenin optimum v^{s1} değerine etkisi incelenmiştir. İncelenen parametre aralığı, $C^{mr} = \{0.1, 0.2, 0.3, 0.6\}$ a%; $v^{mr} = \{0.001, 0.03, 0.1, 0.2\}$; $d^f = \{0.1, 1, 10, 100\}$ μm ; $T = \{1/3, 1, 2, 3\}$ olup, hesaplamalarda 3 ana durum için toplam 40 farklı malzeme/yükleme kombinasyonu kullanılmıştır.

Şekil 4.6, Çift fazlı çelikler için optimum v^{s1} değerinin: (a) martensitin karbon içeriği, C^{mr} , (b) martensitin oylum oranı, v^{mr} , (c) ferritin tane büyüklüğü, d^f ve (d) gerilme üç eksenliliğine, T , göre değişimini göstermektedir. Optimum v^{s1} değeri C^{mr} artarken azalmakta, v^{mr} artarken artmaktadır, sırasıyla Şekil 4.6 (a) ve (b). Şekil 4.6 (d), $0.1 \mu\text{m} \leq d^f < 10 \mu\text{m}$ aralığında optimum v^{s1} değerinin d^f arttıkça hızla azaldığını, $10 \mu\text{m} \leq d^f \leq 100 \mu\text{m}$ aralığında ise optimum v^{s1} değerinin neredeyse sabit kaldığını göstermektedir. T değerinin ise v^{s1} üzerinde ihmal edilebilir düzeyde az bir etkisi vardır, Şekil 4.6 (d).

Parametrik çalışmada incelenen 40 farklı malzeme/yükleme kombinasyonu için bulunan optimum v^{s1} değerlerinin 32 tanesi *iyi*, 8 tanesi *kabul edilebilir* sonuçlar üretmektedir (*iyi* ve *kabul edilebilir* terimlerinin anlamı, Şekil 4.3'te ve o şekilde ilgili paragrafta açıklanmıştır). İncelenen bütün malzeme kombinasyonlarında, ferrit matris için elde edilen sonlu elemanlar ve MT sonuçları, martensit parçacık için elde sonuçlara kıyasla çok daha uyumludur.

4.2 Çift Fazlı Çelikler için BMTH Modeli Kullanılarak Yapılan Parametrik Çalışma

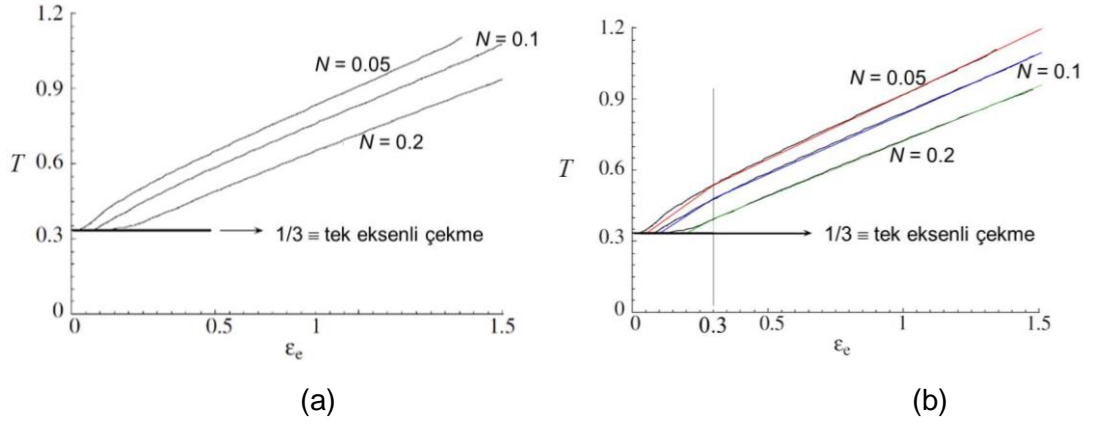
Birleştirilmiş Mori-Tanaka Hasar (BMTH) modeli bölüm 3.1'de anlatılmıştır. Tez kapsamında, bölüm 4.1.3'te gösterildiği üzere, öncelikle BMTH modelinin önemli bir bileşeni olan Mori-Tanaka homojenizasyon modeli, ÇF çeliklerin malzeme özelliklerine uygun hale getirilmiştir. Bu bölümde ise, BMTH modeli kullanılarak ÇF çeliklerin kırılma davranımı incelenmiştir.

Çalışma kapsamında öncelikle BMTH modeli ÇF çeliklere uygulanıp, tek eksenli çekme testleri için elde edilmiş deneysel çalışma sonuçları ile karşılaştırılmıştır. Tek

eksenli çekme testleri, malzeme şekillendirme işlemlerinde karşılaşılan; yüksek gerinim değerleri, plastik deformasyonun bir bölgede yoğunlaşması (*localization*), radyal olmayan yükleme, başlangıç değeri düşük ancak gerinim arttıkça artan gerilme üç eksenliliği gibi davranımlar hakkında bilgi verdiği için herhangi bir modelin başarısını ortaya koymada oldukça önemli testlerdir.

Sünek bir malzemenin tek eksenli çekme testine karşılık gelen mühendislik gerilme/gerinim eğrisindeki en yüksek gerilme değeri, malzemenin çekme mukavemeti olarak tanımlanmaktadır. Gerilmenin en yüksek değeri aldığı gerinim değerinden sonra, test edilen parça boyun vermeye başlamakta, yani deformasyon parçanın (boyun veren) sınırlı bir kısmında yoğunlaşırken, parçanın geri kalan kısımları elastik olarak yük boşaltmaktadır (*elastic unloading*). Parçanın boyun veren kısmında kesit alanı giderek azalmakta ve sonuçta parça kırılmaktadır. Tek eksenli çekme testi altında gerçek gerilim — gerçek gerinim davranımı denklem (4.3)'te verilen bir malzemeye sahip olduğu varsayılan örnekler için sonlu elemanlar hesaplamaları yapmıştır [100]. Şekil 4.7, Pardoen (2006)'da [100] farklı pekleşme üsteli (N) değerleri için elde edilen, T 'nin malzemenin boyun verdiği kısımdaki ortalama eşdeğer gerinime (E_c) göre değişim eğrilerini göstermektedir. Şekilden görüleceği üzere, $E_c \leq N$ değerine kadar $T = 1/3$ olarak sabit kalmaktadır. Malzeme biliminde sıklıkla kullanılan Considère ölçütüne göre boyun verme $E_c = N$ noktasında başlamaktadır. Boyun verme başlangıcından sonra, deformasyonun yoğunlaştığı, kesit alanının azaldığı bölgede, T değeri artan gerinim ile nerdeyse doğrusal olarak artmaktadır ve bu artışın eğimi, test edilen malzemenin pekleşme üsteli yükseldikçe azalmaktadır. T değerindeki değişimin deneysel olarak tespit edilmesi çok zor olduğu için sonlu elemanlar hesaplamaları yoluyla belirlemek en akılcı çözümdür.

BMTH modeli, tezdin önceki halinde, yükleme boyunca T 'de görülen değişimleri dikkate almamakta, ortalama bir T değeri kullanmaktaydı. Bu çalışma ile öncelikle BMTH modeli yükleme boyunca T değişimini içerecek şekilde genişletilmiştir. BMTH modeli kapsamında kullanılan Thomason boşluk birleşme ölçütü (bkz. Şekil 3.1), denklem (4.3)'te verilen bünye denklemleri esas alınarak geliştirilmiştir [103].



Şekil 4.7. (a) Farklı pekleşme üsteli (N) değerleri için, gerilme üç eksenlilik ölçüsünün (T) malzemenin boyun verdiği kısımdaki ortalama eşdeğer gerinime (E_e) göre değişimi [100]. (b) Bu çalışma kapsamında T 'nin değişimi için elde edilen denklemlerin, Pardoen (2006)'daki sonuçlarla uyumu.

Dolayısıyla, hem Thomason boşluk birleşme ölçütünü, hem de Şekil 4.6'da verilen T değişimini ÇF çelikler için kullanabilmek amacıyla, ÇF çeliklerin gerilme/gerinim eğrilerini, denklem (4.3)'ü kullanarak en yüksek uyumlulukla üretebilecek pekleşme üstelleri bulunmuştur. ÇF çeliklerdeki ferrit ve martensit fazları için malzeme özellikleri, sırasıyla, denklem (3.14) ve (3.15)'te verilmiştir. Öncelikle, bu malzeme özellikleri, bölüm 4.1.3'te anlatıldığı gibi, MT homojenizasyon modeli ile birlikte kullanılarak ÇF çelikler için gerilme/gerinim eğrileri elde edilmiştir. Ardından bu eğriler, denklem (4.3)'de verilen bünye denklemleri kullanılarak üretilmeye çalışılmış, test edilen (belirli C^{mr} , ν^{mr} ve d^f değerlerine sahip) ÇF çelik için en iyi uyumu sağlayan pekleşme üsteli, yani denklem (4.3)'teki N değeri tespit edilmiştir. Aşağıda, tespit edilen bu N değerleri için T değerinin gerinim ile değişiminin nasıl belirlendiği açıklanmıştır.

Şekil 4.7'de verilen T değişim eğrilerini üç bölgeye ayırmak mümkündür: (i) T 'nin sabit kaldığı ve $1/3$ 'e eşit olduğu $E_e \leq N$ bölgesi, (ii) yaklaşık olarak $N < E_e \leq 0.3$ arasında kalan, T 'nin artışının doğrusal olmadığı bir bölge, (iii) T 'nin artışının nere-

Çizelge 4.4. ÇF çelikler için BMTH modeli ile deneylerin karşılaştırılmasında kullanılan fiziksel/ mekanik özellikler.

ν^{mr}	C^{mr} (a%)	ν^{s1}	N	E_c^k	E_c^{k-BMTH}	Hata (%)
0.015	0.33	0.08	0.137	3.321	2.228	32.917
0.110	0.45	0.10	0.161	2.217	1.680	24.243
0.217	0.28	0.20	0.196	1.601	1.544	3.558
0.248	0.24	0.27	0.210	1.588	1.527	3.843
0.281	0.21	0.33	0.226	1.642	1.462	10.974
0.291	0.41	0.26	0.232	0.804	1.335	66.042
0.330	0.42	0.30	0.251	1.181	0.920	22.124
0.355	0.34	0.36	0.263	0.807	1.119	38.722
0.378	0.42	0.39	0.281	0.541	0.727	34.327
0.400	0.25	0.49	0.285	0.771	1.010	31.022
0.411	0.39	0.45	0.299	0.651	0.639	1.904
0.439	0.46	0.47	0.316	0.235	0.198	15.909
0.443	0.27	0.54	0.307	1.170	0.895	23.493
0.489	0.41	0.53	0.336	0.394	0.454	15.238
0.490	0.59	0.51	0.347	0.061	0.111	82.562
0.503	0.32	0.58	0.337	0.874	0.556	36.384
0.573	0.35	0.63	0.368	0.510	0.517	1.319
0.600	0.17	0.70	0.346	0.924	0.687	25.649
0.606	0.48	0.63	0.391	0.082	0.041	50.221

deyse doğrusal olduğu $0.3 < E_c$ bölgesi. Bu çalışmada bölge (ii) ve (iii)'ün doğrusal olduğu varsayılmış, Şekil 4.7 (b)'de gösterildiği gibi, Pardoen (2006)'da [100] sonlu elemanlar çalışmalarıyla elde edilen T değişim eğrilerine en iyi uyumu sağlayan doğrular fit edilmiştir. Kullanılan fit doğrularının denklemleri ise aşağıdaki gibidir.

$$T = 1/3; \quad \varepsilon_c \leq n \quad (4.8)$$

Denklem (4.8)'e göre ε_c 'nin n 'den küçük olduğu her noktada $T=1/3$ olmaktadır. Kalan kısımlar ise 3'e ayrılmaktadır. $n < 1/3$, $n > 1/3$ ve dolayısı ile denklem (4.8)'in sağlanması için $\varepsilon_c > 1/3$, son olarak $\varepsilon_c > 1/3$ ve $n < 1/3$. Bu üç kısımdan ilk olarak $\varepsilon_c > 1/3$ ve $n < 1/3$

kısımında grafiğe fit edilen doğrular hesaplanmaktadır. Buradaki fit ile elde edilen 3 doğrunun denklemleri aşağıdaki gibidir:

$$\begin{aligned}
 n = 0.2 & \quad \text{için} \quad T = 0.4567\varepsilon + 0.2571 \\
 n = 0.1 & \quad \text{için} \quad T = 0.4988\varepsilon + 0.3292 \\
 n = 0.05 & \quad \text{için} \quad T = 0.5354\varepsilon + 0.3729
 \end{aligned} \tag{4.9}$$

$n > 1/3$ ve dolayısı ile denklem (4.8)'in sağlanması için $\varepsilon_e > 1/3$, için kullanılan doğruların eğim denklemi yukarıdaki denklemlerden elde edilmiştir.

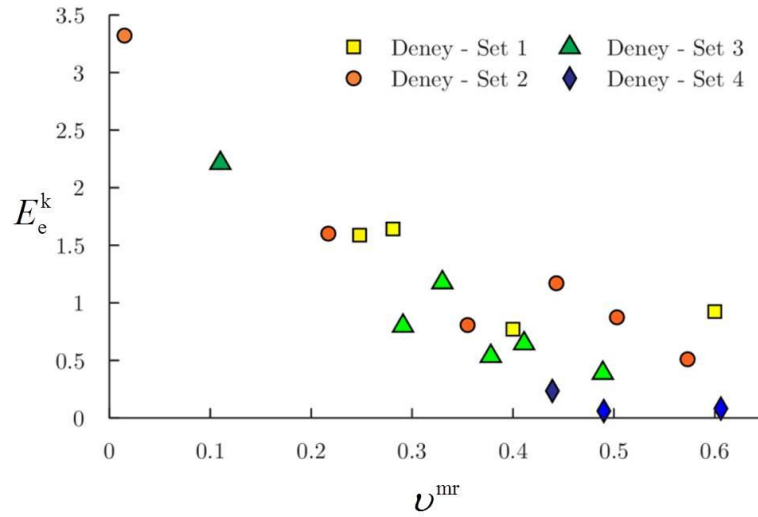
$$f(n) = -0.05774e^n + 0.367052 \tag{4.10}$$

Bu doğruların başlangıç noktası ise sürekliliği sağlamak için $(n, 1/3)$ noktasından geçmelidir çünkü her durumda denklem (4.8) sağlanmalıdır.

$n < 1/3$ ve $\varepsilon_e < 1/3$ kısmı için ise denklem (4.8), (4.9) ve (4.10) ile elde edilen iki doğrunun ilk ve son noktalarının birleşiminden oluşan doğrular kullanılmaktadır.

BMTH modeli kullanılarak yapılan parametrik çalışma kapsamındaki ÇF çelikler için elde edilen N değerleri Çizelge 4.4'te verilmiştir. Çizelge 4.4'te ilk kez karşımıza çıkan parametrelerden, E_c^k ve E_c^{k-BMTH} , sırasıyla, ilgili ÇF çelik için deneysel olarak ve BMTH modeli kullanılarak elde kırılma gerinimlerini, "Hata" ise E_c^{k-BMTH} değerindeki hatayı temsil etmektedir (bkz. denklem (4.8)).

Şekil 4.8, çok fazlı çeliklerde kırılma geriminin (E_c^k) martensit oylum oranına (ν^{mr}) göre değişimi için literatürden derlenmiş deney sonuçlarını göstermektedir [15, 120, 122, 123]. Deneylerde kullanılan çelikler, martensitin karbon içeriğine (C^{mr}) göre 4 ayrı "sette" toplanmıştır: set 1 için $C^{mr} \leq 0.25$, set 2 için $0.25 < C^{mr} \leq 0.35$, set 3 için $0.35 < C^{mr} \leq 0.45$ ve set 4 için $0.45 < C^{mr}$ 'dir. BMTH modelinin deneylerle karşılaştırılabilmesi için, boşluk çekirdeklenmesinin, yani martensit parçacıklarının kırılmaya ya da martensit-ferrit ara yüzeylerinin ayrılmaya başladığı, kiritik gerilme (σ_{kr}) değerine ve çekirdeklenmenin devam ettiği kritik gerilme aralığı ($\Delta\sigma_{kr}$) değerine ihtiyaç vardır. Bu değerlerin deneylerle tespit edilmesi mümkün değildir. Dolayısıyla,

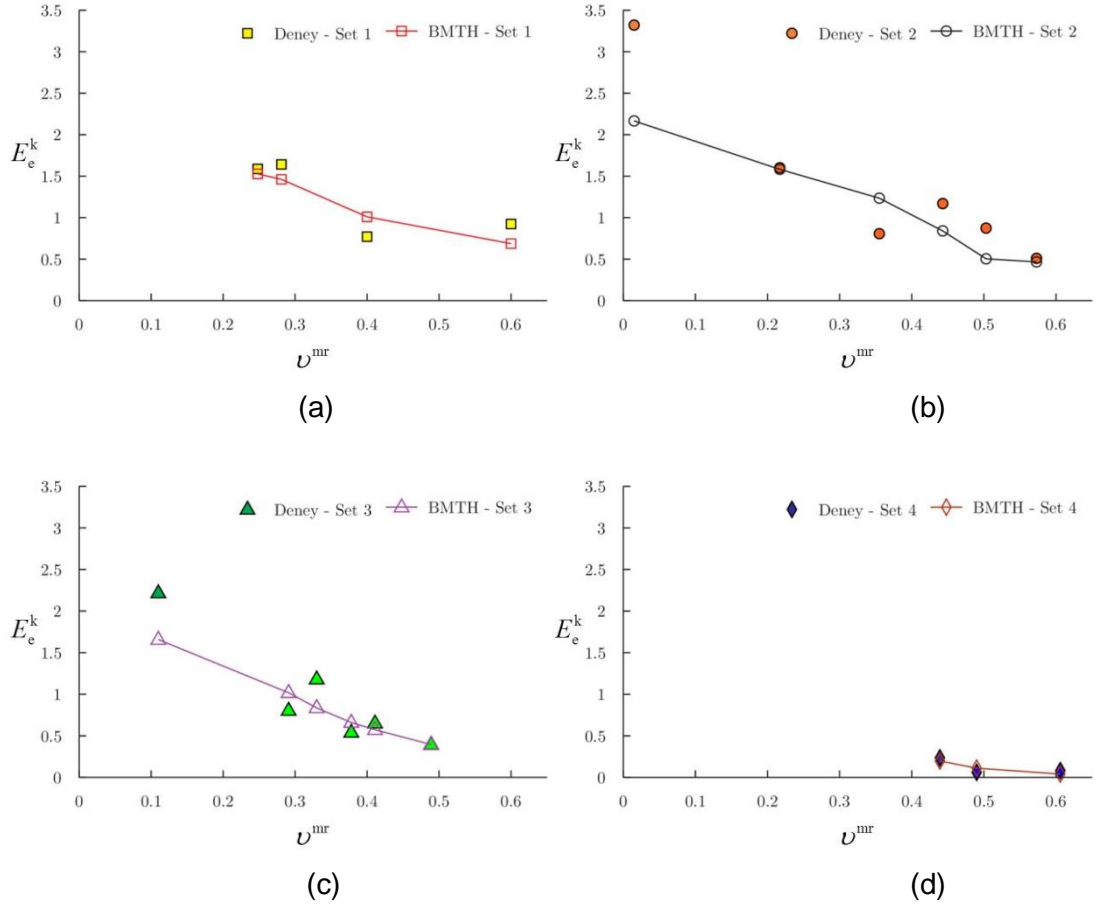


Şekil 4.8. Çok fazlı çeliklerde kırılma geriniminin (E_e^k) martensit oylum oranına (v^{mr}) göre değişimini gösteren, literatürden derlenmiş deney sonuçları. Set 1 için martensitin karbon içeriği $C^{mr} \leq 0.25$, set 2 için $0.25 < C^{mr} \leq 0.35$, set 3 için $0.35 < C^{mr} \leq 0.45$ ve set 4 için $0.45 < C^{mr}$.

BMTH modeli ile edilen kırılma gerinimi değerleri deney sonuçlarıyla karşılaştırılmış, her bir set için en az hatayı veren σ_{kr} ve $\Delta\sigma_{kr}$ değerleri belirlenmiştir. Set 1 için $\sigma_{kr} = 808$, MPa set 2 için $\sigma_{kr} = 800$ MPa, set 3 için $\Delta\sigma_{kr} = 600$ MPa ve set 4 için $\sigma_{kr} = 310$ MPa olarak tespit edilmiştir. Her dört set için de en iyi sonucu veren kritik gerilme aralığı değerinin $\Delta\sigma_{kr} = 1$ GPa bulunmuştur. Şekil 4.9, deney sonuçları ile BMTH tahminlerini karşılaştırmaktadır. BMTH tahminlerindeki hata

$$\text{Hata} = \left| \frac{E_e^k - E_e^{k-BMTH}}{E_e^k} \right| \times 100, \quad (4.11)$$

olarak hesaplanmış ve Şekil 4.8'de gösterilen her bir çelik için hata yüzdesi Çizelge 4.4'te sunulmuştur. Farklı setler için sonuçların birbiri ile daha rahat kıyaslanabilmesi için, Şekil 4.9 (a-d)'de eksen ölçekleri eşit tutulmuştur. Sonuçlar, BMTH modelinin deneysel sonuçlarla oldukça yakın uyum içerisinde olduğunu göstermektedir. Bu aşamada BMTH modeli, ÇF çelikler için yapılacak parametrik çalışma için hazır hale gelmiştir.



Şekil 4.9. ÇF çelikler için, BMTH modeli kullanılarak hesaplanan kırılma gerinimi değerlerinin literatürden bulunan deney sonuçları ile karşılaştırılması: (a) set 1, $C^{mr} \leq 0.25$, (b) set 2, $0.25 < C^{mr} \leq 0.35$, (c) set 3, $0.35 < C^{mr} \leq 0.45$, (d) set 4, $0.45 < C^{mr}$.

Aşağıda, bkz. Çizelge 4.5., BMTH modeli kullanılarak yapılan parametrik çalışmanın sonuçları özetlenmiştir. Tıpkı MT homojenizasyon modeli için yapılan parametrik çalışmada olduğu gibi, öncelikle farklı fiziksel/mekanik özelliklere sahip 15 ana durum (AD) oluşturuldu. Ana durumlar için fiziksel/mekanik özellikler Çizelge 4.5'te verilmiştir. Parametrik çalışma kapsamında ÇF çeliklere tek eksenli çekme yüklemesi uygulanmıştır.

Çizelge 4.5. BMTH modeli kullanılarak yapılan parametrik çalışmada ÇF çelikler için oluşturulan 20 ana duruma (AD) ait fiziksel/mekanik özellikler.

Durum	C^T (a%)	σ^{mr}	d^f (μm)	T	ν^{s1}	n^{fit}
Ana Durum 1	0.04	0.3	1	1/3	0,98	0,1233
Ana Durum 2	0.04	0.3	3	1/3	0,75	0,1811
Ana Durum 3	0.04	0.3	10	1/3	0,54	0,2286
Ana Durum 4	0.04	0.3	30	1/3	0,42	0,2588
Ana Durum 5	0.04	0.3	100	1/3	0,37	0,2836
Ana Durum 6	0.08	0.3	1	1/3	0,83	0,1535
Ana Durum 7	0.08	0.3	3	1/3	0,53	0,1964
Ana Durum 8	0.08	0.3	10	1/3	0,35	0,2319
Ana Durum 9	0.08	0.3	30	1/3	0,28	0,2618
Ana Durum 10	0.08	0.3	100	1/3	0,24	0,2847
Ana Durum 11	0.12	0.3	1	1/3	0,71	0,1627
Ana Durum 12	0.12	0.3	3	1/3	0,43	0,1997
Ana Durum 13	0.12	0.3	10	1/3	0,28	0,2326
Ana Durum 14	0.12	0.3	30	1/3	0,22	0,2612
Ana Durum 15	0.12	0.3	100	1/3	0,19	0,2843
Ana Durum 16	0.16	0.3	1	1/3	0,63	0,1676
Ana Durum 17	0.16	0.3	3	1/3	0,36	0,1984
Ana Durum 18	0.16	0.3	10	1/3	0,24	0,2319
Ana Durum 19	0.16	0.3	30	1/3	0,20	0,2630
Ana Durum 20	0.16	0.3	100	1/3	0,17	0,2851

Parçacık kırılması veya parçacık matris ara yüzey ayrılması sonucu çekirdeklenen yuvarı boşlukların, ortaya çıktıkları ilk andaki eksen oranları $W_0 = 0.01$ olarak kabul edilmiştir. Zira deneysel gözlemler, boşlukların ilk oluştuğlarında genellikle yassı olduğunu, yani düşük bir W_0 değerine sahip olduğunu göstermektedir. Bu aşamaya kadar, akademik olarak daha çok önemsenen, martensitin karbon içeriği (C^{mr}) değeri dikkate alınsa da, parametrik çalışma kapsamında, mühendislik çalışmalarında daha çok atıfta bulunulan ÇF çeliğin toplam karbon içeriği (C^T) kullanılmıştır. C^T değeri, ferrit ve martensitin karbon içerikleri cinsinden

$$C^T = \nu^{mr} C^{mr} + (1 - \nu^{mr}) C^f, \quad (4.12)$$

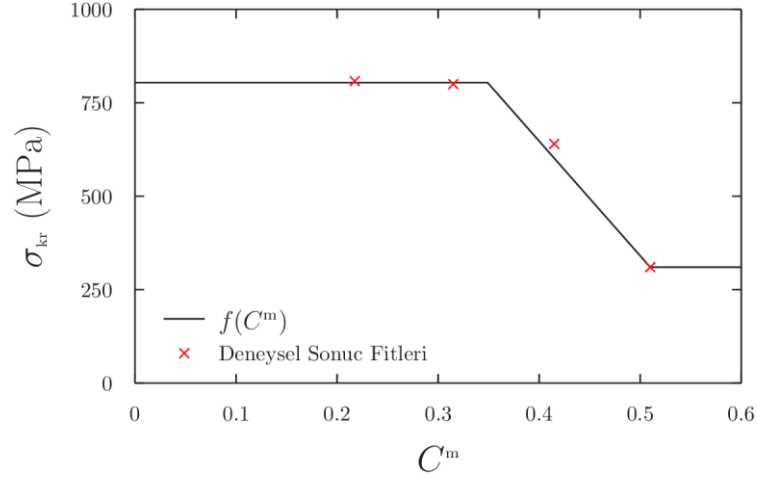
olarak yazılır. ÇF çeliklerde ferritin karbon içeriği genellikle 0.02 ($a\%$, ağırlık yüzdesi) civarındadır ve bu çalışmada da tüm çelikler için $C^f = 0.02$ ($a\%$) kabul edilmiştir. Dolayısıyla, C^T değerindeki değişim, yalnızca C^{mr} değerindeki değişimden kaynaklanmaktadır.

BMTH modelinin deneylerle kıyaslanması sonucu, birçok farklı ÇF çelik için $\Delta\sigma_{kr} = 1$ GPa değerinin başarılı sonuçlar ürettiği gözlemlendiğinden parametrik çalışmada da bu değer kullanılmıştır. σ_{kr} değeri ise, martensitin, dolayısıyla ÇF çeliğin karbon içeriğine göre değişmektedir: Şekil 4.8’de gösterilen C^T oranları birbirinden farklı dört ÇF çelik seti için, σ_{kr} değerinin C^T oranı arttıkça önce sabit kaldığı daha sonra azaldığı ve son olarak tekrar bir değerde sabit kaldığı gözlenmiştir. Zira ÇF çeliğin, dolayısıyla martensitin karbon içeriği arttıkça akma mukavemeti artmakta, ancak kırılma dayanımı azalmakta ve boşluk çekirdeklenmesi daha düşük gerilme değerlerinde başlamaktadır. BMTH modelinin deneylerle kıyaslanması sonucu elde edilen σ_{kr} değerlerinden faydalanarak, $\sigma_{kr}(C^{mr})$ fonksiyonu oluşturulmuştur. Ancak sadece 4 adet veri noktası bulunduğu için fonksiyon ancak parçalı olarak elde edilebilmiştir. Şekil 4.10, $\sigma_{kr}(C^{mr})$ fonksiyonunu ve Şekil 4.8’de gösterilen her bir ÇF çelik seti için ortalama C^{mr} değerine karşılık gelen σ_{kr} değerini göstermektedir. $\sigma_{kr}(C^{mr})$ fonksiyonu

$$\begin{aligned} \sigma_{kr} &= 804 & C^{mr} < 0.349 \\ \sigma_{kr} &= -3068.323 \times C^{mr} + 1874.845 & 0.349 \leq C^{mr} \leq 0.51 \\ \sigma_{kr} &= 310 & C^{mr} > 0.51 \end{aligned} \quad (4.13)$$

parametrik çalışma kapsamında incelenen, C^{mr} (dolayısıyla C^T) değerleri oldukça geniş bir aralığa yayılmış ÇF çelikler için boşluk başlangıcına karşılık gelen kırılma değerlerini belirlemede kullanılmıştır.

Şekil 4.6, ÇF çelikler için, MT homojenizasyon modelinde ihtiyaç duyulan optimum ν^{s1} değerinin, C^{mr} , ν^{mr} , ve T değerlerinden pek etkilenmediğini, yalnızca d^f değerinden önemli ölçüde etkilendiğini göstermektedir. Bundan hareketle, aşağıda sonuçları gösterilen parametrik çalışmada, ν^{s1} değerinin C^{mr} , ν^{mr} ve T değerlerinden bağımsız olduğu, yalnızca d^f değerine göre değiştiği varsayılmıştır.



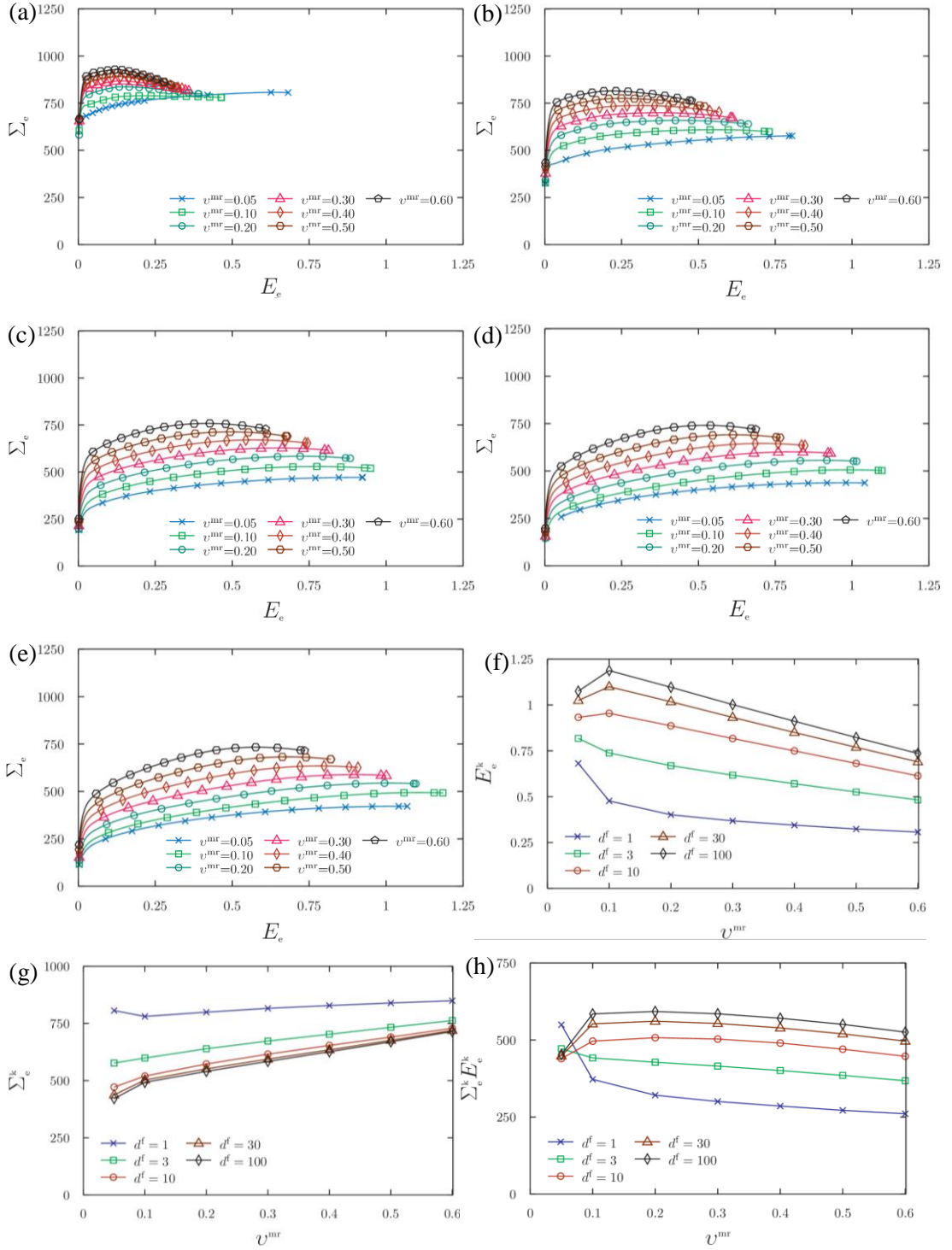
Şekil 4.10. Boşluk çekirdeklenmesi başlangıcına karşılık gelen kiritik gerilme değerinin (σ_{kr}) martensitin karbon içeriğine göre değişimi. Çarpı işareti ile gösterilen veriler, Şekil 4.8'de gösterilen dört farklı ÇF çelik seti için ortalama C^{mr} değerine karşılık gelen, BMTH modelinin deneylerle kıyaslanması sonucu elde edilen σ_{kr} değerlerini göstermektedir.

Şekil 4.11, ν^{mr} (dolayısıyla σ_{kr}) değeri dışındaki tüm malzeme özellikleri AD1, AD2, AD3, AD4 veya AD5 ile aynı olan, ν^{mr} değerleri $0.05 \leq \nu^{mr} \leq 0.6$ arasında değişen ÇF çelikler için: (a, b, c, d, e) eşdeğer gerinim (Σ_e) — eşdeğer gerilme (E_e) eğrilerini; (f) eşdeğer kırılma geriniminin (E_e^k), (g) eşdeğer kırılma gerilmesinin (Σ_e^k) ve (h) $\Sigma_e^k E_e^k$ değerinin ν^{mr} 'a göre değişimini göstermektedir. Şekil 4.11'de AD1-5 için gösterilen grafikler, Şekil 4.12, 13, ve 14'te, sırasıyla AD6-10, AD11-15 ve AD16-20 için verilmiştir. Ana durumların malzeme özellikleri için Çizelge 4.5'e bakılabilir.

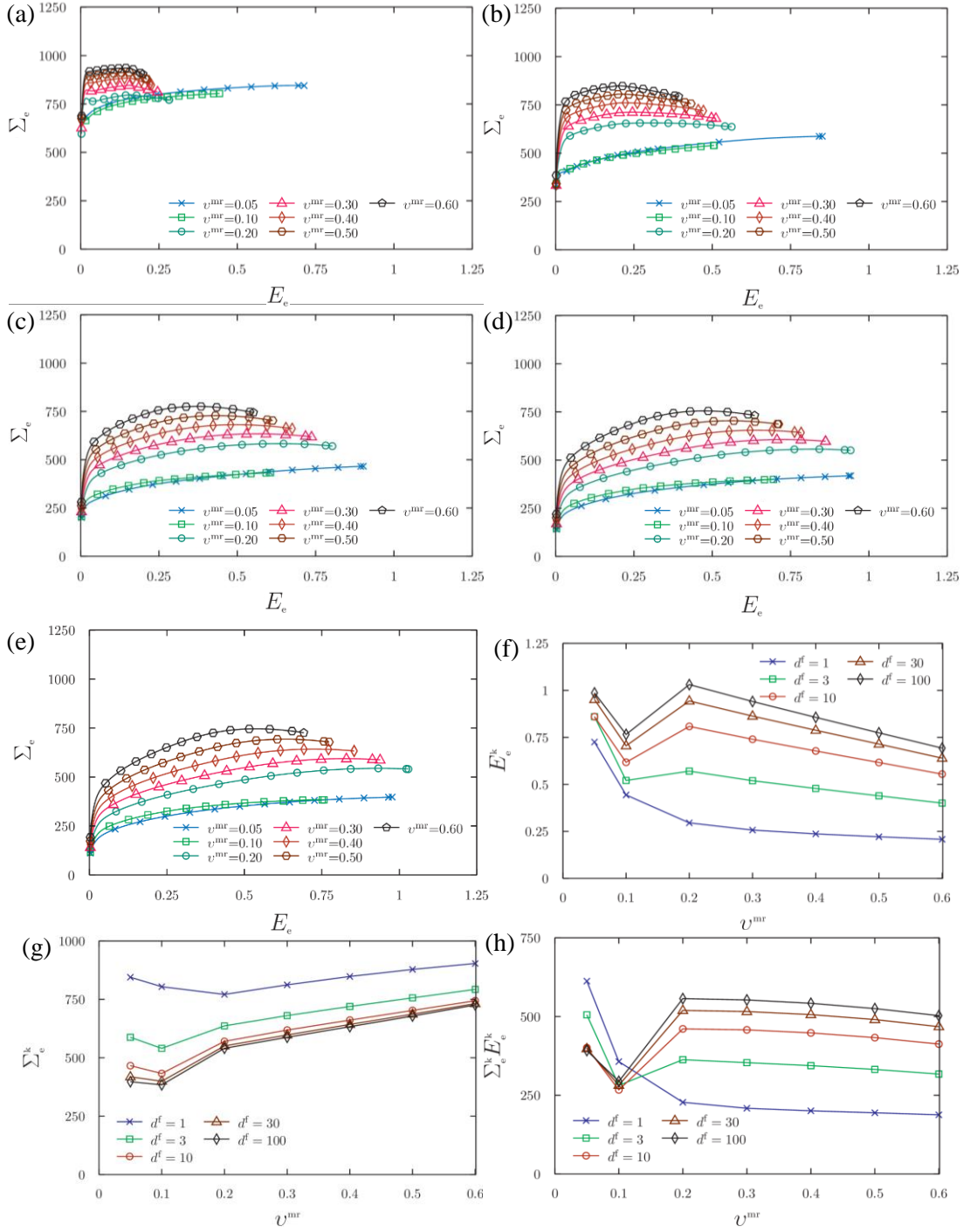
Şekil 4.11, 4.12, 4.13 ve 4.14 (a, b, c, d, e)'de verilen eşdeğer gerinim (Σ_e) — eşdeğer gerilme (E_e) eğrileri, ferrit tane büyüklüğü $d^f=1\mu m$ olan çelikler hariç tüm çeliklerde ν^{mr} değeri arttıkça maksimum Σ_e değerinin de arttığını göstermektedir. C^T , ν^{mr} ve σ_{kr} değerleri aynı olan çelikler için d^f değeri arttıkça Σ_e azalmaktadır. d^f ve ν^{mr} değerleri düşük olan çeliklerde maksimum Σ_e , E_e^k 'ya karşılık gelmekte, yani çelik kırıncaya kadar pekleşmeye devam etmektedir; bu durum C^T değeri arttıkça daha belirgin hale gelmektedir.

Şekil 4.11 (f), AD1-5 için, düşük ν^{mr} değerlerinde $d^f \geq 10$ için ν^{mr} arttıkça E_c^k 'nin arttığını ve maksimum bir değere ulaştığını daha sonra azaldığını, $d^f < 10$ için ise ν^{mr} arttıkça E_c^k değerinin azaldığını göstermektedir. Şekil 4.12 (f)'de görüleceği üzere, AD6-10 için, başlangıçta, $\nu^{mr}=0.1$ 'e kadar, ν^{mr} arttıkça E_c^k 'nin azalmakta, daha sonra ise $d^f=1$ hariç tüm durumlar önce sadece bir artırım noktasında artmakta daha sonra tamamı azalmaktadır. Şekil 4.13 (f) ise, AD11-15, şekil 4.12 (f), AD6-10, ile büyük benzerlik taşımaktadır. Aynı şekilde şekil 4.14 (f), AD16-20, de bu iki şekle benzemektedir. 4.13 (f)'nin 4.12'den farkı başlangıçtaki azalma $\nu^{mr}=0.2$ 'ye kadar, 4.14 (f)'de ise $\nu^{mr}=0.3$ 'e kadar azalmaktadır. Daha sonra tüm şekillerde tek bir artırım için artmakta ve bu artıştan sonra hepsinde azalmaktadır. Her dört şekilden de görüleceği üzere; C^T , ν^{mr} ve σ_{kr} değerleri aynı olan çelikler için d^f arttıkça E_c^k da artmaktadır. Şekil 4.11-14 (f) karşılaştırılınca, $C^T=0.04$ ve $d^f=1$ hariç tüm durumlar için bir adet maksimum nokta ve bir adet lokal maksimum nokta bulunduğu görülmektedir. Lokal maksimum noktaları artan C^T ile daha büyük ν^{mr} değerlerinde olmaktadır. Vurgulamak gerekir ki, ν^{mr} ve d^f değerleri aynı olan çelikler için C^T değeri arttıkça σ_{kr} değeri azalmaktadır (bkz. Çizelge 4.5).

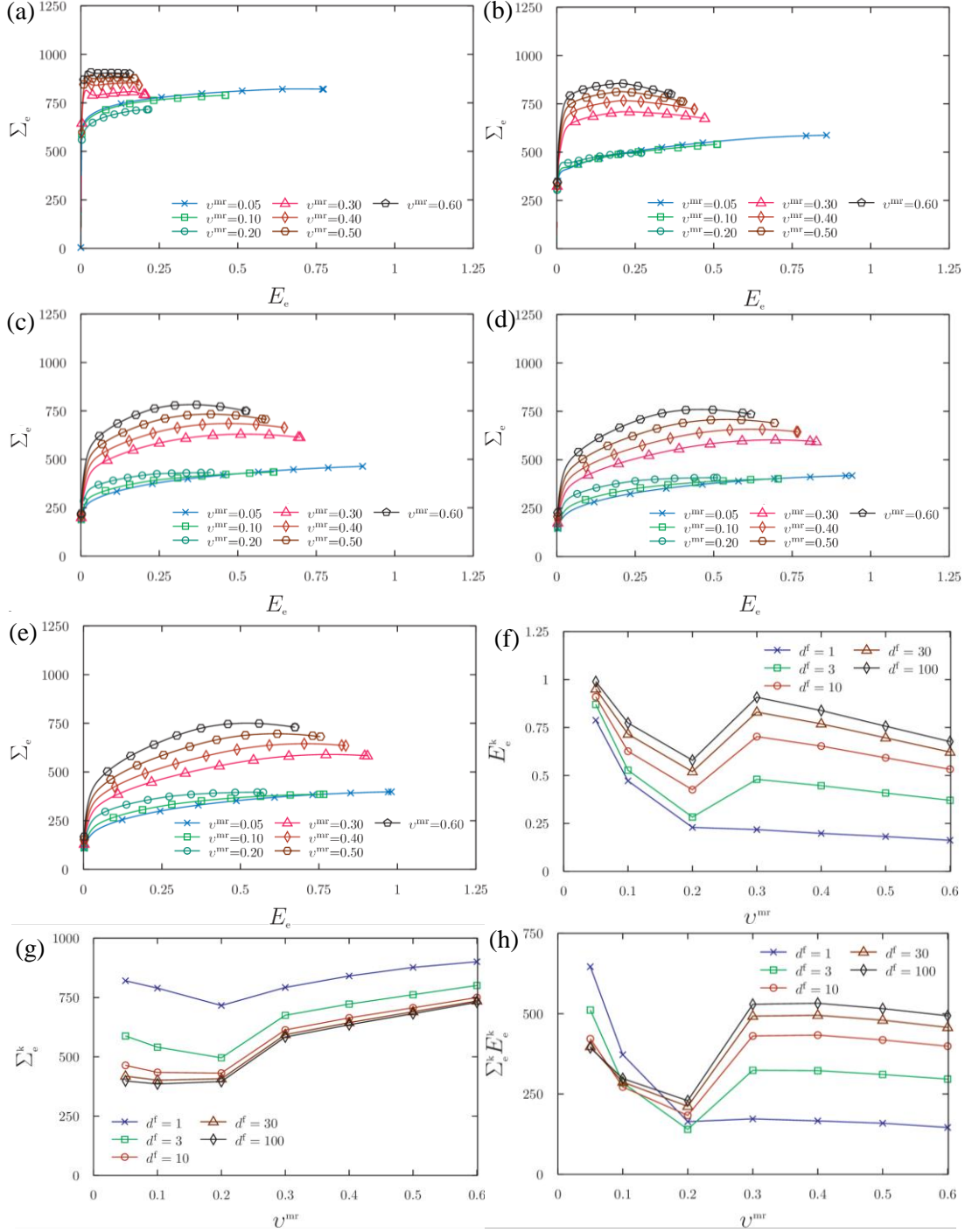
Şekil 4.11-14 (g), incelenen tüm çelikler için Σ_c^k değerinin, düşük ν^{mr} değerlerinde ν^{mr} arttıkça azaldığını ve minimum bir değere ulaştığını, minimum değeri takiben artan ν^{mr} değeriyle artmaya başladığını göstermektedir. Minimuma ulaştığı nokta düşük C^T değerlerinde daha erken olurken C^T arttıkça minimuma daha geç ulaşmaktadır. E_c^k değerinin aksine; C^T , ν^{mr} ve σ_{kr} değerleri aynı olan çelikler için d^f arttıkça Σ_c^k azalmaktadır. Ancak, yüksek ν^{mr} değerlerinde d^f 'in Σ_c^k üzerindeki etkisi azalmakta, tüm d^f değerleri için Σ_c^k neredeyse aynı değeri almaktadır. Şekil 4.11-14 (g) karşılaştırılınca, ν^{mr} ve d^f değerleri aynı olan çelikler için, C^T değeri arttıkça Σ_c^k 'nin minimum değere ulaştığı ν^{mr} değeri artmaktadır. Bu dört şeklin karşılaştırılması, ayrıca, ν^{mr} ve d^f değerleri aynı olan çelikler için yüksek ν^{mr} değerlerinde C^T değeri artsa bile Σ_c^k 'nin neredeyse aynı kaldığını, düşük ν^{mr} değerlerindeyse C^T arttıkça Σ_c^k 'nin azaldığını göstermektedir.



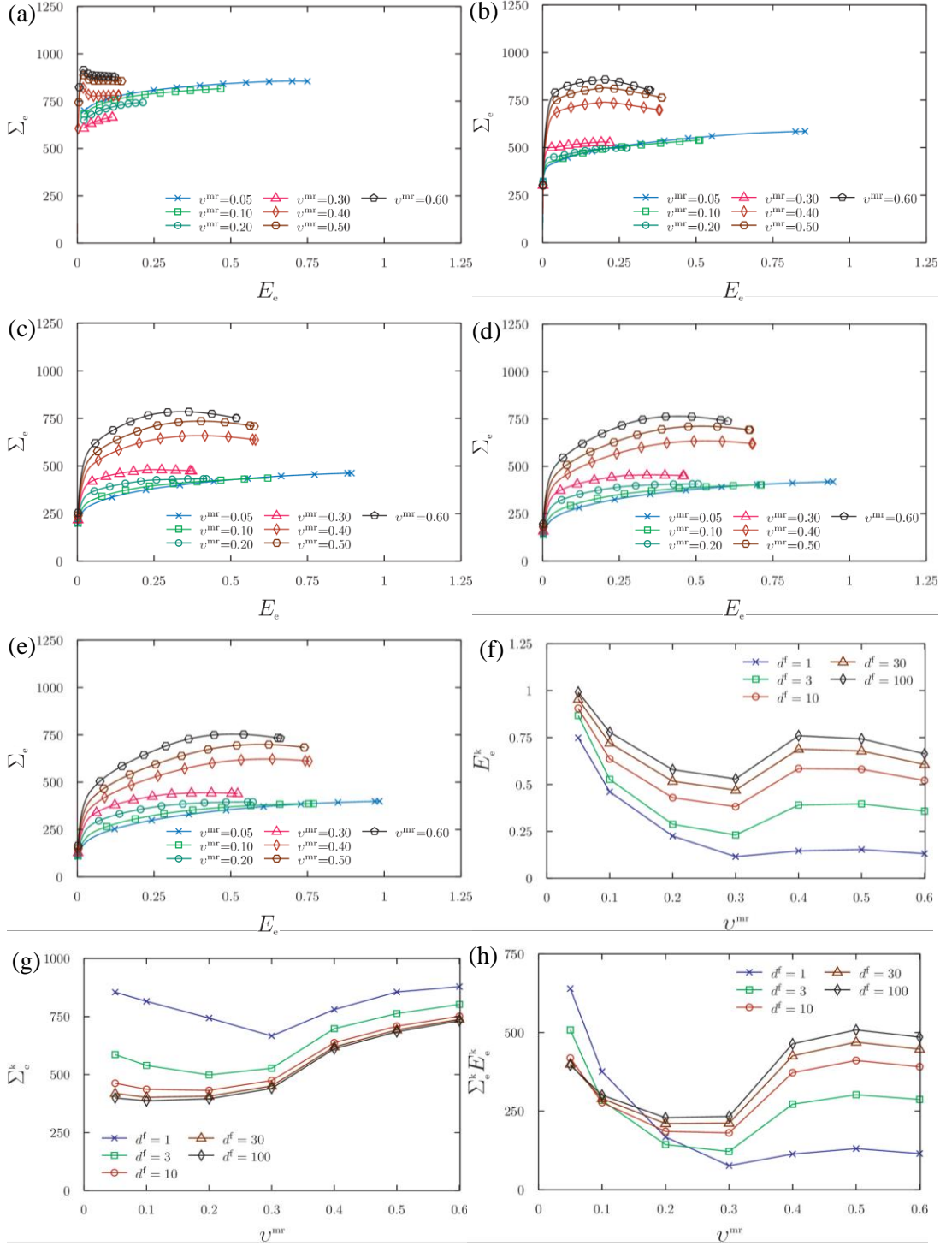
Şekil 4.11. Tüm şekillerde $C^T=0.04$ 'tür. d^f sırası ile a, b, c, d ve e'de 1, 3, 10, 30 ve 100 değerlerini almaktadır. ν^{mr} değerleri $0.05 \leq \nu^{mr} \leq 0.6$ arasında değişen ÇF çelikler için: (a, b, c, d, e) eşdeğer gerinim (Σ_e) — eşdeğer gerilme (E_e) eğrileri; (f) eşdeğer kırılma geriniminin (E_e^k), (g) eşdeğer kırılma gerilmesinin (Σ_e^k) ve (h) $\Sigma_e^k E_e^k$ değerinin ν^{mr} 'a göre değişimi.



Şekil 4.12. Tüm şekillerde $C^T=0.08$ 'dir. d^f sırası ile a, b, c, d ve e'de 1, 3, 10, 30 ve 100 değerlerini almaktadır. ν^{mr} değerleri $0.05 \leq \nu^{mr} \leq 0.6$ arasında değişen ÇF çelikler için: (a, b, c, d, e) eşdeğer gerinim (Σ_e) — eşdeğer gerilme (E_e) eğrileri; (f) eşdeğer kırılma geriniminin (E_e^k), (g) eşdeğer kırılma gerilmesinin (Σ_e^k) ve (h) $\Sigma_e^k E_e^k$ değerinin ν^{mr} 'a göre değişimi.



Şekil 4.13. Tüm şekillerde $C^T=0.12$ 'dir. d^f sırası ile a, b, c, d ve e'de 1, 3, 10, 30 ve 100 değerlerini almaktadır. ν^{mr} değerleri $0.05 \leq \nu^{mr} \leq 0.6$ arasında değişen ÇF çelikler için: (a, b, c, d, e) eşdeğer gerinim (Σ_e) — eşdeğer gerilme (E_e) eğrileri; (f) eşdeğer kırılma geriniminin (E_e^k), (g) eşdeğer kırılma gerilmesinin (Σ_e^k) ve (h) $\Sigma_e^k E_e^k$ değerinin ν^{mr} 'a göre değişimi.



Şekil 4.14. Tüm şekillerde $C^T=0.16$ 'dır. d^f sırası ile a, b, c, d ve e'de 1, 3, 10, 30 ve 100 değerlerini almaktadır. ν^{mr} değerleri $0.05 \leq \nu^{mr} \leq 0.6$ arasında değişen ÇF çelikler için: (a, b, c, d, e) eşdeğer gerinim (Σ_e) — eşdeğer gerilme (E_e) eğrileri; (f) eşdeğer kırılma geriniminin (E_e^k), (g) eşdeğer kırılma gerilmesinin (Σ_e^k) ve (h) $\Sigma_e^k E_e^k$ değerinin ν^{mr} 'a göre değişimi.

Şekil 4.11-14 (h), $\Sigma_c^k E_c^k$ değerinin ν^{mr} 'a göre değişimini göstermektedir. $\Sigma_c^k E_c^k$ değeri, ilgili ÇF çeliğin tokluğu hakkında bilgi vermektedir. C^T değeri düşük çeliklerde (AD1-5, bkz. Şekil 4.11 (h)) $\Sigma_c^k E_c^k$ değerinin davranışı E_c^k 'nin davranışı ile çok benzer durumda çünkü bu çeliklerde Σ_c^k değerleri tüm ν^{mr} aralığında çok az değişmektedir. Şekil 4.11 (h), $\Sigma_c^k E_c^k$ 'nin en yüksek değerini, AD1 ve 2 için, incelenen en düşük ν^{mr} değerinde ($\nu^{mr}=0.05$), AD3,4 ve 5 için ise $\nu^{mr}=0.1$ değerinde aldığını göstermektedir. AD1-5 için d^f 'in tokluk değerine etkisi ν^{mr} arttıkça değişmektedir: $\nu^{mr}=0.05$ için, AD1 ($d^f=1 \mu\text{m}$) en yüksek tokluk değerine sahipken, $\nu^{mr}>0.05$ için ise (AD5, $d^f=100 \mu\text{m}$) en yüksek tokluk değerine sahip olmaktadır. $\nu^{mr}=0.05$ için AD1 en yüksek değeri verirken diğer durumlar neredeyse aynı tokluk değerini vermektedirler. $\nu^{mr}>0.05$ için ise tokluk değerlerin $AD5>AD4>AD3>AD2>AD1$ olarak sıralanmaktadır. Şekil 4.12-14 (h), incelendiğinde tokluk değerlerinin davranışlarının yine E_c^k 'nin davranışlarına benzediği görülmektedir. Tüm durumlar için yine $d^f=1$ hariç önce bir azalma olmakta ve daha sonra tek bir artırımdaki artıştan sonra azalmaktadır. Başlangıçtaki azalma aynı şekilde E_c^k 'nin davranışına benzer olarak C^T değeri arttıkça daha uzun sürmektedir. Burada eğilim olarak tek fark $C^T=0.16$ 'da ilk azalmadan sonraki artış sadece tek bir artırım noktasında değil iki kez olmaktadır.

5 TARTIŞMA

Tezin temel hedefi, ÇF çeliklerde mukavemet süneklik dengesi açısından en iyi sonuçları sağlayacak mikroyapıyı belirlemektir. Bu kapsamda, öncelikle, parçacık takviyeli kompozitler için geliştirilmiş “Birleştirilmiş Mori-Tanaka Hasar (BMTH)” modeli, ÇF çelikler için uygulanabilir hale getirilmiştir (bkz. bölüm 3 ve 4). Ardından, BMTH modeli kullanılarak; martensit oylum oranı (ν^{mr}) ve karbon içeriği (C^{mr}), martensit parçacıklarının kırılmaya ya da martensit-ferrit ara yüzeylerinin ayrılmaya başladığı kiritik gerilme değeri (σ_{kr}) ve ferritin tane büyüklüğü (d^f) bakımından oldukça geniş bir yelpazeyi kapsayan ÇF çeliklerin mekanik davranımı incelenmiştir. ÇF çelikler için optimum mikroyapı belirlenirken, bir malzemenin mukavemet süneklik dengesi hakkında doğrudan bilgi veren, hesaplaması kolay bir parametre olan $\Sigma_e^k E_e^k$ değeri esas alınmıştır: Σ_e^k ve E_e^k , sırasıyla, kırılma başlangıcındaki gerilme ve gerinim değerlerine karşılık gelmektedir. Sonuçları bölüm 4.1’de ayrıntılı olarak sunulan parametrik çalışmada elde edilen temel bulgular aşağıdaki şekilde özetlenebilir:

- I. C^T ve d^f değerleri aynı olan çelikler için, düşük ν^{mr} değerlerinde ($\nu^{mr} < 0.1$ veya 0.2), ν^{mr} arttıkça $\Sigma_e^k E_e^k$ azalmaktadır. Bu bölgede, C^T , ν^{mr} ve σ_{kr} değeri aynı olan çeliklerde, d^f arttıkça $\Sigma_e^k E_e^k$ azalmaktadır. Yani düşük ν^{mr} bölgesinde düşük d^f seçimi yüksek tokluğa ulaşılmasını sağlayacaktır.
- II. C^T ve d^f değerleri aynı olan çelikler için, görece yüksek ν^{mr} değerlerinde ($\nu^{mr} > 0.1$ veya 0.2), $\Sigma_e^k E_e^k$ değerinin ν^{mr} ’a göre değişimi, ÇF çeliğin karbon içeriğine bağlıdır. Genel olarak d^f arttıkça $\Sigma_e^k E_e^k$ artmaktadır fakat maksimuma ulaşılan nokta C^T arttıkça daha yüksek ν^{mr} değerlerinde elde edilmektedir.
- III. BMTH modelinin sonuçlarına etkisi çok büyük olan ve oldukça önemli olan σ_{kr} ve $\Delta\sigma_{kr}$ parametrelerinin gerçek deney sonuçlarına göre fiti yapılırken sadece σ_{kr} değeri ile fit elde edilmeye çalışılmıştır, çünkü $\Delta\sigma_{kr}$ ’nin deneylerden elde edilmesi mümkün değildir ve bu parametreyi fitlerde kullanmak için fiziksel bir temel şu anda yoktur. Ancak ileride bu parametrenin

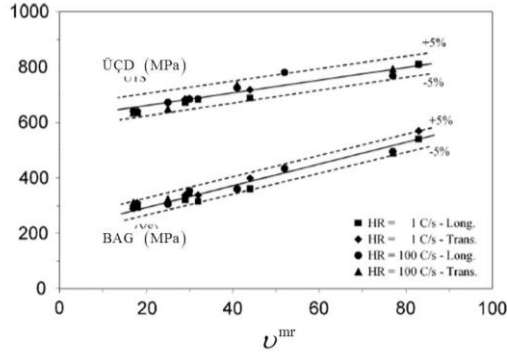
malzemenin diğer özelliklerine göre nasıl değiştiği anlaşılır ve BMTH modelinde kullanılabilirse gerçek deneylere yapılacak fitler eldeki tasarım parametreleri arttığından daha iyi olacak ve modelin genel olarak doğruluğu artmış olacaktır.

ÇF çeliklerin mekanik davranımına ilişkin deneysel çalışmalara örnek olarak, Mazinani ve Poole [88] çalışmasının sonuçları Şekil 5.1’de gösterilmiştir; test edilen çeliklerinin her birinin karbon içeriği 0.06 (a %)’dir. Martensit adacıkları, HR=1 C°/s ısıtma hızıyla üretilen çelikler için eş eksenli (*equiaxed*) bir yapıya, HR=100 C°/s için ise damarlı (*banded*) bir yapıya sahiptir. Çelikler, haddeme yönüne hem paralel (*Long.*) hem de dik (*Trans.*) olarak test edilmiştir [88]. Tez kapsamında elde edilen sonuçlar, deney sonuçlarıyla tam bir uyum içerisindedir. Şekil 4.11, karbon içeriği görece düşük ($C^T=0.04$ a%) çelikler BMTH modelinin sonuçlarını göstermektedir. Eşdeğer martensit oylum oranları için ($0.18 \leq v^{mr} \leq 0.60$), Şekil 4.11 ve Şekil 5.1’deki eğilimler birebir örtüşmektedir. Mutlak değerlerdeki küçük farklılıkların, BMTH modeli ve deneylerde kullanılan ÇF çeliklerin karbon içeriklerindeki (sırasıyla $C^T=0.04$ a% ve $C^T=0.06$ a%) farklılıktan kaynaklandığı düşünülmektedir. Deneysel sonuçlarla çok yakın uyum sağlaması, tez kapsamında geliştirilen BMTH modelinin güvenilir bir model olduğunu göstermektedir.

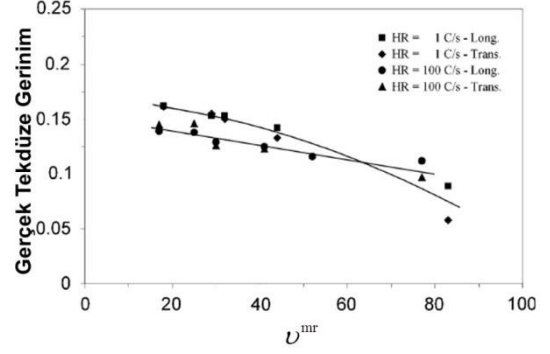
Tez kapsamında yapılan çalışmalar, incelenen parametre aralığında, mukavemet süneklik dengesi açısından en uygun çeliğin: $C^T=0.12$ a%, $d^f = 1$ µm ve $v^{mr} = 0.05$ olduğunu göstermiştir (bkz. Şekil 4.11-14). Son söz olarak vurgulamak gerekir ki:

- ÇF çeliğin toplam karbon içeriği arttıkça, martensitin karbon içeriği, dolayısıyla mukavemeti artmaktadır. Ancak sertleşen martensit daha kolay kırılır hale gelmekte ve çeliğin tokluk değeri azalmaktadır.

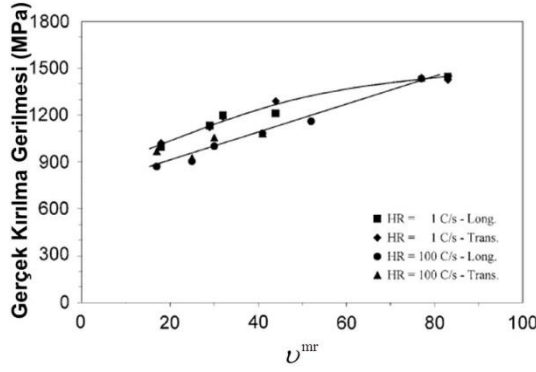
Ferritin tane büyüklüğü arttıkça, ferrit daha yumuşak hale gelmekte, martensite yük aktarımı azalmakta ve martensitin kırılması gecikmektedir. Bu durum çeliğin yumuşamasına sebebiyet verirken kırılma gerinimini arttırmaktadır. İncelenen parametre aralığı içerisinde, diğer mekanik özellikleri aynı olan çelikler için ferritin tane büyüklüğü arttıkça tokluk artmış; ancak tokluktaki artış hızı azalmıştır.



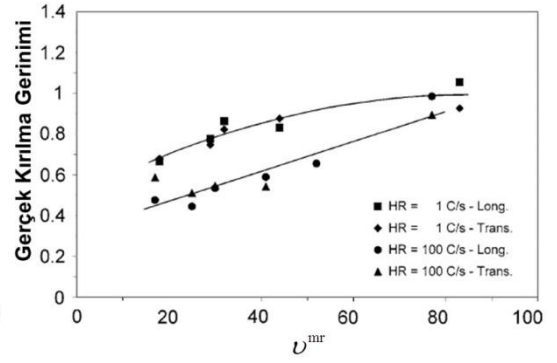
(a)



(b)



(c)



(d)

Şekil 5.1. Her birinin karbon içeriği 0.06 (a %) olan farklı ÇF çelikler için: (a) üst çekme dayancı (ÜÇD, *ultimate tensile strength*) ve başlangıç akma gerilmesinin (BAG), (b) gerçek tekdüze gerinimin, (c) gerçek kırılma gerilmesinin (*true fracture stress*) ve (d) gerçek kırılma geriniminin (*true fracture strain*), martensit oylum oranına (v^{mr}) göre değişimi [88] Şekil 5 ve 6).

KAYNAKLAR

- [1] ABAQUS, 2012. The Abaqus documentation collection, version 6.12., Dassault Systèmes, Providence, Rhode Island.
- [2] Al-Abbasi, F. M., Nemes, J. A. 2003. “Micromechanical modelling of the effect of particle size difference in dual phase steels”, *International Journal of Solids and Structures*, 40, 3379–91.
- [3] Al-Abbasi, F. M., Nemes, J. A. 2007. “Characterizing DP-steels using micromechanical modelling of cells”, *Computational Materials Science*, 39, 402–15.
- [4] Argon, A. S. 1976. “Formation of cavities from non-deformable second-phase particles in low temperature ductile fracture”, *Journal of Engineering Materials and Technology*, 98, 60-8.
- [5] Argon, A. S., Im, J. 1975. “Separation of second phase particles in spheroidized 1045 steel, Cu-0.6pct Cr alloy and maraging steel in plastic straining”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 6, 839-51.
- [6] Argon, A. S., Im, J., Safoğlu, R. 1975. “Cavity formation from inclusions in ductile fracture”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 6, 825-37.
- [7] Asserin-Lebert A., Besson, J., Gourgues, A.-F. 2005. “Fracture of 6056 aluminum sheet materials: Effect of specimen thickness and hardening behavior on strain localization and toughness”, *Materials Science and Engineering: A*, 395, 186-94.
- [8] Babout, L., Bréchet, Y., Maire, E., Fougères, R. 2004b. “On the competition between particle fracture and particle decohesion in metal matrix composites”, *Acta Materialia*, 52, 4517–25.
- [9] Babout, L., Maire, E., Fougères, R. 2004a. “Damage initiation in model metallic materials: X-ray tomography and modeling”, *Acta Materialia*, 52, 2475-87.
- [10] Bag, A., Ray, K. K., Dwarakadasa, E. S. 1999. “Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30, 1193–1202.
- [11] Bao, Y., Wierzbicki, T. 2004. “On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space”, *International Journal of Mechanical Sciences*, 46, 81–98.
- [12] Barsoum, I., Faleskog, J. 2007a. “Rupture mechanisms in combined tension and shear — Micromechanics”, *International Journal of Solids and Structures*, 44, 5481–98.
- [13] Barsoum, I., Faleskog, J. 2007b. “Rupture mechanisms in combined tension and shear — Experiments”, *International Journal of Solids and Structures*, 44, 1768–86.
- [14] Barsoum, I., Faleskog, J. 2011. “Micromechanical analysis on the influence of the Lode parameter on void growth and coalescence”, *International Journal of Solids and Structures*, 48, 925–38.
- [15] Bayram, A., Uğuz, A., Ula, M. 1999. “Effects of Microstructure and Notches on the Mechanical Properties of Dual-Phase Steels”, *Materials Characterization*, 43, 259–69.
- [16] Becker R., Smelser, R. 1994. “Simulation of strain localization and fracture between holes in an aluminum sheet”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 42, 773–96.

- [17] Becker, R., Needleman, A., Richmond, O., Tvergaard, V. 1988. "Void growth and failure in notched bars", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 36, 317-51.
- [18] Benveniste, Y. 1987. "A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials", *Mechanics of Materials*, 6, 147-157.
- [19] Benzerga, A. A. 2002. "Micromechanics of coalescence in ductile fracture", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 50, 1331-62.
- [20] Benzerga, A. A., Besson, J., Batisse, R., Pineau, A. 2002. "Synergistic effects of plastic anisotropy and void coalescence on fracture mode in plane strain", *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 10, 73-102.
- [21] Benzerga, A. A., Leblond, J.-B. 2010. "Ductile fracture by void growth to coalescence", *Advances in Applied Mechanics*, 44, 169-305.
- [22] Benzerga, A. A., Surovik, D., Keralavarma, S. M., 2012. "On the path-dependence of the fracture locus in ductile materials analysis", *International Journal of Plasticity*, 37, 157-70.
- [23] Berdin, C. 2004. "Damage evolution laws and fracture criteria", ed: Besson, J. (Ed.), *Local Approach to Fracture*, Fransa: Les Presses de l'Ecole des Mines de Paris. Pp: 147-71 (Chapter XII).
- [24] Beremin, F. M. 1981. "Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 12, 723-31.
- [25] Besson, J. 2010. "Continuum models of ductile fracture: a review", *International Journal of Damage Mechanics*, 19, 1, 3-52.
- [26] Besson, J., Guillemer-Neel, C. 2003. "An extension of the Green and Gurson models to kinematic hardening", *Mechanics of Materials*, 35, 1-18.
- [27] Böhm, H.J. 2012. "A short introduction to basic aspects of continuum micromechanics", *Teknik Rapor*. Institute of Lightweight Design and Structural Biomechanics (ILSB), Vienna University of Technology.
- [28] Bornert, M., Bretheau, T., Gilormini, P. 2001. "Homogénéisation en mécanique des matériaux, 1. Matériaux aléatoires élastiques et milieux périodiques", Paris: HERMES Science.
- [29] Bron, F., Besson, J., Pineau, A. 2004. "Ductile rupture in thin sheets of two grades of 2024 aluminum alloy", *Materials Science and Engineering: A*, 380, 356-64.
- [30] Cai, X.-L., Feng, J., Owen, W. S. 1985. "The dependence of some tensile and fatigue properties of a dual-phase steel on its microstructure", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 16, 1405-15.
- [31] Christman, T., Needleman, A., Nutt, S., Suresh, S. 1989. "On microstructural evolution and micromechanical modeling of deformation of a whisker-reinforced metal-matrix composite", *Materials Science and Engineering: A*, 107, 49-61.
- [32] Chu, C., Needleman, A. 1980. "Void nucleation effects in biaxially stretched sheets", *Journal of Engineering Materials and Technology*, 102, 249-56.
- [33] Cobo, S., Bouaziz, O. 2008. "Investigations and modelling of the work hardening of as-quenched martensite", *Proceedings of "Super High Strength Steels" Conference*, Buenos Aires, Arjantin.

- [34] Cox, T. B., Low, J. R. 1974. "An investigation of the plastic fracture of AISI 4340 and 18 nickel-200 grade maraging steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 5, 1457-70.
- [35] Decamp, K., Bauvineau, L., Besson, J., Pineau, A. 1997. "Size and geometry effect on ductile rupture of notched bars in a C-Mn steels: experiments and modeling", *International Journal of Fracture*, 88, 1-18.
- [36] Delincé, M., Bréchet, Y., Embury, J. D., Geers, M. G. D., Jacques, P. J., Pardoën, T. 2007. "Structure-property optimization of ultrafine-grained dual-phase steels using a microstructure-based strain hardening model", *Acta Materialia*, 55, 7, 2337-50.
- [37] Devaux, J. C., Rousselier, G., Mudry, F., Pineau, A. 1985. "An experimental program for the validation of local ductile fracture criteria using axisymmetrically cracked bars and compact tension specimens", *Engineering Fracture Mechanics*, 21, 273-83.
- [38] Devillers-Guerville, L., Besson, J., Pineau, A. 1997. "Notch fracture toughness of a cast duplex stainless steel: modelling of experimental scatter and size effects", *Nuclear Engineering and Design*, 168, 211-25.
- [39] Dighe, M. D., Gokhale A. M, Horstemeyer, M. F. 2002. "Second phase cracking and debonding observations in the fatigue damage evolution of a cast Al-Si-Mg alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1-8.
- [40] Doege, E., El-Dsoki, T., Seibert, D., 1995. "Prediction of necking and wrinkling in sheet-metal forming", *Journal of Materials Processing Technology*, 50, 197–206.
- [41] Doghri, I., Friebel, C. 2005. "Effective elasto-plastic properties of inclusion-reinforced composites study of shape, orientation and cyclic response", *Mechanics of Materials*, 37, 45–68.
- [42] Doghri, I., Ouaar, A. 2003. "Homogenization of two-phase elasto-plastic composite materials and structures – study of tangent operators, cyclic plasticity and numerical algorithms", *International Journal of Solids and Structures*, 40, 1681–1712.
- [43] Doghri, I., Tinel, L. 2005. "Micromechanical modeling and computation of elasto-plastic materials reinforced with distributed-orientation fibers", *International Journal of Plasticity*, 21, 1919–40.
- [44] Dubensky, E. M., Koss, D. A. 1987. "Void/pore distributions and ductile fracture", *Metallurgical Transactions A*, 18, 1887-95.
- [45] Dünya Çelik Birliği (World Steel Association). "World Steel in Figures 2014". [www.worldsteel.org/dms/internetDocumentList/bookshop/World-Steel-in-Figures-2014/document/World Steel in Figures 2014 Final.pdf](http://www.worldsteel.org/dms/internetDocumentList/bookshop/World-Steel-in-Figures-2014/document/World%20Steel%20in%20Figures%202014%20Final.pdf) (Son erişim tarihi: 05 Mart 2015.)
- [46] Erdoğan, M. 2002. "The effect of new ferrite content on the tensile fracture behaviour of dual phase steels", *Journal of Materials Science*, 37, 3623–30.
- [47] Eshelby, J. D. 1957. "The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems", *Proceedings of the Royal Society A* 241 (1226): 376–396.
- [48] Fabrègue, D., Pardoën, T. 2008. "A constitutive model for elastoplastic solids containing primary and primary and secondary voids", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 56, 719-41.

- [49] Faleskog, J., Shih, C. 1997. "Micromechanics of coalescence - I. Synergistic effects of elasticity, plastic yielding and multi-size-scale voids", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 45, 21-45.
- [50] Fleck, N. A., Hutchinson, J. W., Tvergaard, V. 1989. "Softening by void nucleation and growth in tension and shear", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 37, 515-40.
- [51] Garrison, Jr. W. M., Wojcieszynski, A. L., Iorio, L. E. 1997. In: "Recent advances in fracture", eds. Mahidhara R.K., Geltmacher A. B., Matic P., Sadananda K., TMS, 155.
- [52] Gologanu, M., Leblond, J.-B., Devaux, J. 1993. "Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids – case of axisymmetric prolate ellipsoidal cavities", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41, 1723–54.
- [53] Gologanu, M., Leblond, J.-B., Devaux, J. 1994. "Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids – case of axisymmetric oblate ellipsoidal cavities", *J Journal of Engineering Materials and Technology*, 116, 290–7.
- [54] Gologanu, M., Leblond, J.-B., Devaux, J. 2001a. "Theoretical models for void coalescence in porous ductile solids. II. Coalescence in columns", *International Journal of Solids and Structures*, 38, 5595–604.
- [55] Gologanu, M., Leblond, J.-B., Perrin, G., Devaux, J. 1997. "Recent extensions of Gurson's model for porous ductile metals", ed: Suquet, P., *Continuum Micromechanics*, New York: Springer-Verlag, Pp: 61–130.
- [56] Gologanu, M., Leblond, J.-B., Perrin, G., Devaux, J. 2001b. "Theoretical models for void coalescence in porous ductile solids. I. Coalescence in layers", *International Journal of Solids and Structures*, 38, 5581–94.
- [57] Goods, S. H., Brown, L. M. 1979. "The nucleation of cavities by plastic deformation", *Acta Metallurgica*, 27, 1-15.
- [58] Grange, M., Besson, J., Andrieu, E. 2000. "An anisotropic Gurson model to represent the ductile rupture of hydrided Zircaloy-4 sheets", *International Journal of Fracture*, 105, 273–93.
- [59] Gurland, J. 1972. "Observations on the fracture of cementite particles in a spheroidized 1.05% C steel deformed at room temperature", *Acta Metallurgica*, 20, 735-41.
- [60] Gurson, A. 1977. "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth. Part I—Yield criteria and flow rules for porous ductile media", *Journal of Engineering Materials and Technology*, 99, 2–15.
- [61] Haghi, M., Anand, L. 1992. "A constitutive model for isotropic, porous, elastic-viscoplastic metals", *Mechanics of Materials*, 13, 37–53.
- [62] Hancock, J. W., Mackenzie, A. C., 1977. "On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 14, 147-69.
- [63] Huber, G., Bréchet, Y., Pardoën, T. 2005. "Predictive model for void nucleation and void growth controlled ductility in quasi-eutectic cast aluminium alloys", *Acta Materialia*, 53, 2739–49.
- [64] Jablokov, V., Goto, D. M., Koss, D. A. 2001. "Damage accumulation and failure of HY-100 steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32, 2985–94.

- [65] Joly, P., Cozar, R. Pineau, A. 1990. "Effect of crystallographic orientation of austenite on the formation of cleavage cracks in ferrite in an aged duplex stainless steel", *Scripta Metallurgica et Materialia*, 24, 2235–40.
- [66] Jun, S., Zengjie, D., Zhonghua, L., Mingjing, T. 1990. "Fracture strength of spheroidal carbide particle", *International Journal of Fracture*, 42, 39–42.
- [67] Keralavarma, S. M., Hoelscher, S., Benzerga, A. A. 2011. "Void growth and coalescence in anisotropic plastic solids", *International Journal of Solids and Structures*, 48, 1696–1710.
- [68] Kim, N. J., Thomas, G. 1971. "Effects of morphology on the mechanical behavior of a dual phase Fe/2Si/0.1C steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 12, 483–9, (1981).
- [69] Klöcker, H., V. Tvergaard, V. 2003. "Growth and coalescence of non-spherical voids in metals deformed at elevated temperature", *International Journal of Mechanical Sciences*, 25, 1283-1308.
- [70] Koplik, J., Needleman, A. 1988. "Void growth and coalescence in porous plastic solids", *International Journal of Solids and Structures*, 24, 835–53.
- [71] Kuna M., Sun, D.-Z. 1996. "Three-dimensional cell model analyses of void growth in ductile materials", *International Journal of Fracture*, 81, 235-58.
- [72] Lassance, D., Fabrègue, D., Delannay, F., Pardoën, T. 2007. "Micromechanics of room and high temperature fracture in 6xxx Al alloys", *Progress in Materials Science*, 52, 62-129.
- [73] Lassance, D., Scheyvaerts, F., Pardoën, T. 2006. "Growth and coalescence of penny-shaped voids in metallic alloys", *Engineering Fracture Mechanics*, 73, 1009–34.
- [74] Leblond, J.-B., Mottet, G. 2008. "A theoretical approach of strain localization within thin planar bands in porous ductile materials", *Comptes Rendus Mécanique*, 336, 176–89.
- [75] Leblond, J.-B., Perrin, G., Devaux, J. 1995. "An improved Gurson-type model for hardenable ductile metals", *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 14, 499–527.
- [76] Lecarme, L., Tekoğlu, C., Pardoën, T. 2011. "Void growth and coalescence in ductile solids with stage III and stage IV strain hardening", *International Journal of Plasticity*, 27, 1203–23.
- [77] Lewandowski, J. J., Liu, C., Hunt Jr. W. H. 1989. "Effects of matrix microstructure and particle distribution on fracture of an aluminum metal matrix composite", *Materials Science and Engineering: A*, 107, 241-55.
- [78] Li, Y., Karr, D. G. 2009. "Prediction of ductile fracture in tension by bifurcation, localization, and imperfection analyses", *International Journal of Plasticity*, 25, 1128–53.
- [79] Liao, K.C., Pan, J., Tang, S. C. 1997. "Approximate yield criteria for anisotropic porous ductile sheet metals", *Mechanics of Materials*, 26, 213-26.
- [80] Lin, R. C., Steglich, D., Brocks, W., Betten, J., 2006. "Performing RVE calculations under constant stress triaxiality for monotonous and cyclic loading", *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 66, 1331–60.
- [81] Llorca, J., Needleman, A., Suresh, S. 1991. "An analysis of the effects of matrix void growth on deformation and ductility in metal-ceramic composites", *Acta Metallurgica et Materialia*, 39, 2317-35.

- [82] Llorca, J., Segurado, J. 2004. "Three-dimensional multiparticle cell simulations of deformation and damage in sphere-reinforced composites", *Materials Science and Engineering: A*, 365, 267–74.
- [83] Lopez-Pamies, O., Ponte Castañeda, P. 2004. "Second-order homogenization estimates incorporating field fluctuations in finite elasticity", *Mathematics and Mechanics of Solids*, 9, 243–70.
- [84] Magnusen, P. E., Srolovitz, D. J., Koss, D. A. 1990. "A simulation of void linking during ductile microvoid fracture", *Acta Metallurgica et Materialia*, 38, 1013-22.
- [85] Maire, E., Bordreuil, C., Babout, L., Boyer, J. C. 2005. "Damage initiation and growth in metals. Comparison between modeling and tomography experiments", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 53, 2411-34.
- [86] Marder, A. R. 1982. "Deformation characteristics of dual-phase steels", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 13, 85–92.
- [87] Marini, B., Mudry, F., Pineau, A. 1985. "Experimental study of cavity growth in ductile rupture", *Engineering Fracture Mechanics*, 6, 989-96.
- [88] Mazinani, M., Poole, W. J. 2007. "Effect of martensite plasticity on the deformation behavior of a low-carbon dual-phase steel", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38, 328–39.
- [89] Mear, M., Hutchinson, J. W. 1985. "Influence of yield surface curvature on flow localization in dilatant plasticity", *Mechanics of Materials*, 4, 395–407.
- [90] Montheillet, F., Moussy, F. 1986. "Physique et Mécanique de l'Endommagement", Les Ulis, Fransa: GRECO, Les Editions de Physique.
- [91] Moran, B., Asaro, R. J., Shih, C. F. 1991. "Effects of material rate sensitivity and void nucleation on fracture initiation in a circumferentially cracked bar", *Metallurgical Transactions A*, 22, 161-70.
- [92] Mühlich, U., Brocks, W. 2003. "On the numerical integration of a class of pressure-dependent plasticity models including kinematic hardening", *Computational Mechanics*, 31, 479-88.
- [93] Nahshon, K., Hutchinson, J. W. 2008. "Modification of the Gurson model for shear failure", *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 27, 1–17.
- [94] Needleman, A. 1972. "Void growth in an elastic-plastic medium", *Journal of Applied Mechanics*, 39, 964–70.
- [95] Needleman, A. 1987. "A continuum model for void nucleation by inclusion debonding", *Journal of Applied Mechanics*, 54, 525-31.
- [96] Needleman, A. 1990. "Analysis of tensile decohesion along an interface", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 38, 289-324.
- [97] Nemat-Nasser, S., Hori, M. 1999. *Micromechanics: Overall Properties of Heterogeneous Materials (2. Basım)*. Amstedam: Elsevier.
- [98] Nielsen, K. L., Tvergaard, V. 2009. "Effect of a shear modified Gurson model on damage development in a FSW tensile specimen", *International Journal of Solids and Structures*, 46, 587–601.
- [99] Nielsen, K.L., Tvergaard, V. 2011. "Failure by void coalescence in metallic materials containing primary and secondary voids subject to intense shearing", *International Journal of Solids and Structures*, 48, 1255–67.
- [100] Pardoen, T. 2006. "Numerical simulation of low stress triaxiality ductile fracture", *Computers & Structures*, 84, 1641–50.

- [101] Pardoën, T., Bréchet, Y. 2004. “Influence of microstructure-driven strain localization on the ductile fracture of metallic alloys”, *Philosophical Magazine*, 84, 269–97.
- [102] Pardoën, T., Delannay, F. 1998. “Assessment of void growth models from porosity measurements in cold drawn copper bars”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 29, 1895-1909.
- [103] Pardoën, T., Hutchinson, J.W. 2000. “An extended model for void growth and coalescence”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 48, 2467–2512.
- [104] Pardoën, T., Scheyvaerts, F., Simar, A., Tekoğlu, C., Onck, P. R. 2010. “Multiscale modeling of ductile failure in metallic alloys”, *Comptes Rendus Physique*, 11, 326-45.
- [105] Pardoën, T., Scheyvaerts, F., Tekoğlu, C., Lecarme, L., Fabrègue, D., Onck, P. R. 2009. “Recent progress in micromechanics-based modeling of void coalescence”, *Proceedings of the 2009 SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics*, Albuquerque, NM ABD, [CD-ROM].
- [106] Peirce, D., Asaro, R. J., Needleman, A. 1982. “An analysis of nonuniform and localized deformation in ductile single crystals”, *Acta Metallurgica*, 30, 1087-1119.
- [107] Peirce, D., Shih, C. F., Needleman, A. 1984. “A tangent modulus method for rate dependent solids”, *Computers & Structures*, 18, 875-87.
- [108] Pierard, O., Doghri, I. 2006. “A study of various estimates of the macroscopic tangent operator in the incremental homogenization of elasto-plastic composites”, *International Journal for Multiscale Computational Engineering*, 4, 521–543.
- [109] Pierman, A. P., Tekoğlu, C., Pardoën, T., Jacques, P. J. 2009. “Nucleation, growth and coalescence of voids in dual phase steels: from model microstructures to microstructure based modeling”, *Proceedings of the 12th International Conference on Fracture*, Ottawa, Kanada, [CD-ROM].
- [110] Pineau, A., Pardoën, T. 2007. “Failure mechanisms of metals”, *Comprehensive Structural Integrity Encyclopedia*, Vol: 2, Elsevier. 6’ncü bölüm.
- [111] Ponte Castañeda, P., Tiberio, E. 2000. “A second-order homogenization method in finite elasticity and applications to black-filled elastomers”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 48, 1389–1411.
- [112] Prahl, U., Papaefthymiou, S., Uthaisangasuk, V., Bleck, W., Sietsma, J., Van der Zwaag, S. 2007. “Micromechanics-based modelling of properties and failure of multiphase steels”, *Computational Materials Science*, 39, 17–22.
- [113] Puttick, K. E. 1959. “Ductile fracture in metals”, *Philosophical Magazine*, 4, 964-9.
- [114] Ramos, L. F., Matlock, D. K., Krauss, G. 1979. “On the deformation of dual-phase steels”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 10, 259–61.
- [115] Rashid, M. S. 1981. “Dual phase steels”, *Annual Review of Materials Science*, 11, 245–66.
- [116] Schellekens, M. A. J. H. J. 2010. “Microstructural modelling of dual-phase steels” (Yüsek Lisans Tezi), Eindhoven Teknoloji Üniversitesi, Makine Mühendisliği Bölümü.

- [117] Scheyvaerts, F., Onck, P.R., Tekoğlu, C., Pardoën, T. 2011. “The growth and coalescence of ellipsoidal voids in plane strain under combined shear and tension”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 59, 373–97.
- [118] Socrate S., Boyce, M. 2000. “Micromechanics of toughened polycarbonate”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 48, 233–73.
- [119] Speich, G. R. 1990. “Dual-phase steels”, *ASM Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, ASM International. Pp: 424-9.
- [120] Speich, G. R., Miller, R. L., 1979. Sayfa 145–182. “Mechanical Properties of Ferrite Martensite Steels”. *Structure and Properties of Dual-phase Steels*. Editörler: Kot, R.A., Morris J. W. New York: The Metallurgical Society of AIME.
- [121] Srivastava, A., Needleman, A. 2013. “Void growth versus void collapse in a creeping single crystal”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 61, 1169–84.
- [122] Sudo, M., Iwai T. 1983. “Deformation Behavior and Mechanical Properties of Ferrite-Bainite-Martensite (Triphase) Steel”, *Transactions of The Iron and Steel Institute of Japan*, (Transactions ISIJ), 23, 294–302.
- [123] Sugimoto, K., Sakaguchi, J., Iida, T., Kashima, T. 2000. “Stretch-flangeability of a High-strength TRIP Type Bainitic Sheet Steel”, *ISIJ (The Iron and Steel Institute of Japan) International*, 40, 920–6.
- [124] Suh, D., Kwon, D., Lee, S., J. Kim, N. J. 1997. “Orientation dependence of microfracture behavior in a dual-phase high-strength low-alloy steel”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28, 504–9.
- [125] Sun, X., Choi, K. S., Soulami, A., Liu, W. N., Khaleel, M. A. 2009. “Predicting failure modes and ductility of dual phase steels using plastic strain localization”, *International Journal of Plasticity*, 25, 1888–1909.
- [126] Tekoğlu, C. 2014. “Representative volume element calculations under constant stress triaxiality, Lode parameter, and shear ratio”, *International Journal of Solids and Structures*, 51, 4544–53.
- [127] Tekoğlu, C., Hutchinson, J. W., Pardoën, T. 2015. “On localization and void coalescence as a precursor to ductile fracture”, *Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 373:20140121.
- [128] Tekoğlu, C., Leblond, J.-B., Pardoën, T. 2012. “A criterion for the onset of void coalescence under combined tension and shear”, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 60, 1363-81.
- [129] Tekoğlu, C., Pardoën, T. 2009. “A micromechanics based model for ductile damage in multiphase and composite metallic alloys combining extended Guron and homogenization theories”, *Proceedings of the 12th International Conference on Fracture*, Ottawa, Kanada, [CD-ROM].
- [130] Tekoğlu, C., Pardoën, T. 2010. “A micromechanics based damage model for composite materials”, *International Journal of Plasticity*, 26, 549–69.
- [131] Thomason, P. F. 1990. *Ductile Fracture of Metals (1. Basım)*. Oxford, İngiltere: Pergamon Press.
- [132] Thompson, A. V., Williams, J. C. 1977. “Nuclei for ductile fracture in titanium”, ed: Taplin, M.D.R., *Proceedings of the 4th International Conference on Fracture*, Pergamon Press, Oxford. Pp: 343–8.

- [133] Tvergaard, V. 1981. "Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions", *International Journal of Fracture*, 17, 389-407.
- [134] Tvergaard, V. 1982. "On localization in ductile materials containing voids", *International Journal of Fracture*, 18, 237-51.
- [135] Tvergaard, V. 1990. "Material failure by void growth to coalescence", *Advances in Applied Mechanics*, 27, 83-151.
- [136] Tvergaard, V. 1993. "Model studies of fibre breakage and debonding in a metal reinforced by short fibers", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41, 1309-1326.
- [137] Tvergaard, V. 2008. "Shear deformation of voids with contact modeled by internal pressure", *International Journal of Mechanical Sciences*, 50, 1459-65.
- [138] Tvergaard, V. 2009. "Behaviour of voids in a shear field", *International Journal of Fracture*, 158, 41-9.
- [139] Tvergaard, V., Needleman, A. 1984. "Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar", *Acta Metallurgica*, 32, 157-169.
- [140] Tvergaard, V., Nielsen, K.L. 2010. "Relations between a micro-mechanical model and a damage model for ductile failure in shear", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 58, 1243-1252.
- [141] Uthaisangskuk, V., Prah, U., Bleck, W. 2008. "Micromechanical modelling of damage behaviour of multiphase steels", *Computational Materials Science*, 43, 27-35.
- [142] Van Hoof, T., Lani, F. 2008. "Micro-macro modeling of spheroidal cast iron: parameters identification by inverse analysis", *International Journal of Material Forming*, 1, 45-8.
- [143] Van Stone R. H., Cox, T. B., Low, J. R., Psioda, J. A. 1985. "Microstructural aspects of fracture by dimpled rupture", *International Metals Reviews*, 30, 157-79.
- [144] Wang, D. A., Pan, J., Liu, S. D. 2004. "An anisotropic Gurson yield criterion for porous ductile sheet metals with planar anisotropy", *International Journal of Damage Mechanics*, 13, 7-33.
- [145] Wilsdorf, H. G. F. 1983. "The ductile fracture of metals: a microstructural viewpoint", *Materials Science and Engineering*, 59, 1-39.
- [146] Worswick M., Pick, R. 1990. "Void growth and constitutive softening in a periodically voided solid", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 38, 601-625.
- [147] Wu, P. D., Embury, J. D., Lloyd, D. J., Huang, Y., Neale, K. W. 2009. "Effects of superimposed hydrostatic pressure on sheet metal formability", *International Journal of Plasticity*, 25, 1711-25.
- [148] Yerra, S.K., Tekoğlu, C., Scheyvaerts, F., Delannay, L., Houtte, P.V., Pardoën, T. 2010. "Void growth and coalescence in single crystals", *International Journal of Solids and Structures*, 47, 1016-1029.
- [149] Zhang, W., Xu, Z., Wang, T. J., Chen, X. 2009. "Effect of inner gas pressure on the elastoplastic behavior of porous materials: a second-order moment micromechanics model", *International Journal of Plasticity*, 25, 1231-52.

ÖZGEÇMİŞ

Kişisel Bilgiler

Soyadı, adı : İNANÇ, Mustafa
Uyruğu : T.C.
Doğum tarihi ve yeri : 25.04.1988 AKSARAY
Medeni hali : Bekar
Telefon : 0 (537) 473 16 62
e-mail : inancmustafa@gmail.com

Eğitim

Derece	Eğitim Birimi	Mezuniyet tarihi
Lisans	Hacettepe Üni./Makine Müh. Otomotiv Prog.	2012
Yüksek Lisans	TOBB ETÜ/Makine Müh	2015

İş Deneyimi

Yıl	Yer	Görev
2014-...	MAN Türkiye Ar-Ge Merk.	Tasarım Mühendisi (HVAC)
2014-2015	TOBB ETÜ	Ar-Ge Bursiyeri
2012-2014	TOBB ETÜ	Burslu Yüksek Lisans Öğrencisi

Yabancı Dil

İngilizce, Almanca

Yayınlar

Konferans Bildirileri

1. M. İnanç, C. Tekoğlu, T. Pardoen, "An Enhanced Mori-Tanaka Homogenization Scheme for Incremental, Non-linear Rate-independent Plasticity" in V ECCOMAS Thematic Conference on the Mechanical Response of Composites (COMPOSITES 2015), Bristol, 2015.

Posterler

1. M. İnanç, T. Pardoen, O. Bouaziz, C. Tekoğlu, "The effect of per-phase properties on the ductility of dual phase (DP) steels" in 3th International Workshop on Physics Based Material Models and Experimental Observations (IWPMEO), Antalya, 2014.