



MODELAGEM CONSTITUTIVA DA FADIGA EM LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

Vanderson Marcio Dornelas

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Orientador: Marcelo Amorim Savi

Rio de Janeiro
Agosto de 2020

MODELAGEM CONSTITUTIVA DA FADIGA EM LIGAS COM MEMÓRIA DE
FORMA

Vanderson Marcio Dornelas

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ
COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA DA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM
CIÊNCIAS EM ENGENHARIA MECÂNICA.

Orientador: Marcelo Amorim Savi

Aprovada por: Prof. Marcelo Amorim Savi
Prof. Sergio de Almeida Oliveira
Prof. Daniel Alves Castello
Prof. Fernando Pereira Duda
Prof. Pedro Manuel Calas Lopes Pacheco
Prof. Heraldo Silva da Costa Mattos

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL
AGOSTO DE 2020

Dornelas, Vanderson Marcio

Modelagem Constitutiva da Fadiga em Ligas com Memória de Forma/ Vanderson Marcio Dornelas. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2020.

XXIII, 163 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: Marcelo Amorim Savi

Tese (doutorado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Mecânica, 2020.

Referências Bibliográficas: p. 154-163.

1. Modelagem Constitutiva. 2. Ligas com Memória de Forma. 3. Fadiga Funcional e Estrutural. 4. Análise Experimental. 5. Simulações Numéricas. I. Savi, Marcelo Amorim. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Mecânica. III. Título.

Aos meus pais por sempre estarem ao meu lado em todos os momentos da minha vida.

AGRADECIMENTOS

Ao término dessa importante etapa, gostaria de agradecer a todos aqueles que de alguma forma contribuíram para que eu pudesse chegar até aqui. Primeiramente gostaria de agradecer a Deus por mostrar-me o caminho e dar-me forças e saúde para nunca desistir dos meus objetivos finais.

Ao meu pai José Camilo e minha mãe Maria que sempre estiveram por perto em todas as etapas da minha vida, sempre me motivando a seguir em frente. Obrigado pai pelo exemplo de honestidade e por ser um pai sempre presente. Obrigado mãe pela sua simplicidade e serenidade em lidar com tudo e sempre estar de braços abertos para acolher os seus filhos.

Agradeço também aos meus irmãos por todo carinho e apoio durante todos os anos da minha vida.

Agradeço à minha namorada Leila que desde o início, divide comigo os sonhos e anseios em realizar esse trabalho. Muitos foram os momentos vividos desde então e você sempre esteve comigo, mesmo quando eu não podia estar fisicamente presente.

Agradeço ao meu orientador Marcelo Savi por todos os ensinamentos, conselhos e por mostrar sempre o melhor caminho a ser seguido. Obrigado pelo acolhimento e por motivar o crescimento pessoal e profissional dos seus alunos.

Agradeço também ao professor Sergio Oliveira por me guiar ao longo desse trabalho. Muitos foram os conselhos, puxões de orelha e os momentos de descontração. Levarei para toda a vida o seu exemplo de dedicação e perseverança.

Agradeço a todos do Mecanon com quem compartilhei momentos únicos ao longo dessa jornada. Em especial aos amigos Vandrê, Virgílio, Phablo, Augusto, Endryws, Pedro Caetano, Pedro Savi, Daniel, Lucas, Larissa e Dimitri.

Agradeço a todos do departamento de engenharia mecânica da UFRJ. Obrigado a todos os professores e funcionários que de alguma forma contribuíram para a realização do presente trabalho.

Agradeço ainda aos professores Pedro Manuel, Luis Felipe e Luciana Loureiro do CEFET/RJ por todo suporte a mim concedido para a execução das atividades experimentais desenvolvidas ao longo desse trabalho.

Por fim, gostaria de agradecer a CAPES pelo suporte financeiro.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Doutor em Ciências (D.Sc.)

MODELAGEM CONSTITUTIVA DA FADIGA EM LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

Vanderson Marcio Dornelas

Agosto/2020

Orientador: Marcelo Amorim Savi

Programa: Engenharia Mecânica

Este trabalho apresenta um novo modelo constitutivo tridimensional para descrever a fadiga funcional e estrutural em ligas com memória de forma (SMAs), considerando uma perspectiva de dano contínuo. A plasticidade clássica e a induzida por transformação de fase são incorporadas no modelo para permitir a descrição dos principais aspectos do comportamento termomecânico das SMAs. Um dano crítico equivalente é proposto para definir a vida em fadiga das SMAs, considerando diferentes comportamentos das fases austenita e martensita. O modelo proposto é baseado em testes experimentais que permitiram avaliar as principais manifestações macroscópicas do comportamento termomecânico das SMAs. Comparações entre resultados numéricos e experimentais são conduzidas para promover a verificação do modelo proposto, mostrando uma boa concordância. Além disso, simulações numéricas são apresentadas para explorar os comportamentos termomecânicos gerais das ligas com memória de forma, demonstrando a capacidade do modelo de descrever uma grande variedade de fenômenos.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science (D.Sc.)

CONSTITUTIVE MODELING OF FATIGUE IN SHAPE MEMORY ALLOYS

Vanderson Marcio Dornelas

August/2020

Advisor: Marcelo Amorim Savi

Department: Mechanical Engineering

This contribution presents a new macroscopic three-dimensional constitutive model to describe functional and structural fatigue on shape memory alloys considering a continuum damage perspective. Classical plasticity and transformation induced plasticity are incorporated into the model to allow the description of the main aspects of the thermomechanical behavior of SMAs. An equivalent critical damage is proposed to define the fatigue life of SMAs, considering different behaviors of martensitic and austenitic phases. The proposed model is based on experimental tests that allowed to evaluate the main macroscopic aspects of the thermomechanical behavior of SMAs. Numerical simulations are compared with experimental data showing the capabilities of the proposed model. Results show that the model responses are in close agreement with experimental data. In addition, general numerical simulations are presented in order to explore the general thermomechanical behavior of shape memory alloys, showing the model's ability to describe a wide variety of phenomena.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Organização do Trabalho.....	7
2	LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA	9
2.1	Principais Comportamentos Termomecânicos	11
2.2	Plasticidade Induzida por Transformação de Fase	14
2.3	Fadiga em Ligas com Memória de Forma.....	15
2.4	Aplicações.....	17
3	CONSIDERAÇÕES EXPERIMENTAIS	23
3.1	Caracterização do Material	23
3.1.1	Ensaio de Ruptura.....	23
3.1.2	Temperaturas de Transformação de Fase	25
3.2	Procedimento de Treinamento.....	26
3.3	Ensaio de Fadiga	29
4	MODELO CONSTITUTIVO	40
4.1	Densidade de Energia Livre de Helmholtz.....	40
4.2	Forças Termodinâmicas.....	46
4.3	Pseudo-potencial de Dissipação	48
4.4	Plasticidade	53
4.5	Equações Constitutivas	54
4.6	Parâmetros do Modelo.....	56
4.6.1	Parâmetros TRIP	59
4.6.2	Identificação dos Parâmetros.....	61
4.7	Procedimento Numérico	61
5	SIMULAÇÕES NUMÉRICAS SEM DANO	64
5.1	Testes Uniaxiais.....	64
5.2	Testes Multiaxiais.....	71
6	SIMULAÇÕES COM DANO FUNCIONAL	83
6.1	Testes Uniaxiais.....	83
6.1.1	Simulações Numéricas Envolvendo Ensaio Pseudoelásticos	89
6.1.2	Fadiga Funcional em Carregamentos Térmicos.....	93
6.2	Testes Multiaxiais.....	104

7	SIMULAÇÕES COM DANO FUNCIONAL E ESTRUTURAL	119
7.1	Testes Uniaxiais de Tração	119
7.2	Teste de Torção.....	135
7.3	Influência do Dano Estrutural sobre a Resposta do Sistema	140
7.3.1	Testes Uniaxiais.....	141
7.3.2	Testes Multiaxiais.....	143
8	CONCLUSÕES	149
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	154

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Obtenção das temperaturas de transformação de fase através do calorímetro diferencial de varredura- DSC.....	11
Figura 2.2: Principais comportamentos termomecânicos associados às ligas com memória de forma.....	13
Figura 2.3: Plasticidade induzida por transformação de fase.	15
Figura 2.4: Superfície de fratura obtida através de um ensaio de fadiga por flexão rotativa. Estágios até a ruptura: I- nucleação da trinca; II- crescimento e propagação da trinca; III- falha. Adaptado de EGGELER <i>et al.</i> [39].	16
Figura 2.5: Redução das propriedades funcionais de uma liga NiTi considerando um processo de carregamento cíclico.	17
Figura 2.6: Válvula aórtica, adaptado de PETRINI <i>et al.</i> [90].....	18
Figura 2.7: Pneu construído a partir de fios pseudoelásticos para aplicações aeroespaciais. Adaptado de NASA Glenn Research Center [94].....	19
Figura 2.8: Regiões potenciais para aplicações de materiais SMA na aviação, adaptado de JANI <i>et al.</i> [17].	20
Figura 2.9: Válvula térmica para controle da temperatura do fluido de uma transmissão automática. Adaptado de STOECKEL [95].	21
Figura 2.10: Dispositivo para abertura das persianas de um farol de neblina, adaptado de STOECKEL [95].	21
Figura 2.11: Protótipo de um robô SMA para simular o movimento de uma cobra, LIU & LIAO [99].	22
Figura 3.1: Sistema eletromecânico Instron 5882. Montagem do corpo de prova.	24
Figura 3.2: Ensaio de ruptura de acordo com a norma ASTM F2516 [101].	24
Figura 3.3: Calorímetro diferencial de varredura - DSC 200 F3 Maia.....	25
Figura 3.4: Temperaturas de transformação de fase obtidas através do calorímetro diferencial de varredura.	26
Figura 3.5: Propriedades funcionais do fio NiTi, treinamento com trinta ciclos de carregamento a uma frequência de 0.0028 Hz e tensão máxima de 900 MPa. (a) todos os ciclos de carregamento; (b) ciclo 1; (c) ciclo 30; (d) evolução da deformação ao longo dos ciclos.	27

Figura 3.6: Propriedades funcionais do fio NiTi, treinamento com trinta ciclos de carregamento a uma frequência de 0.0028 Hz e tensão máxima de 1300 MPa. (a) todos os ciclos de carregamento; (b) ciclo 1; (c) ciclo 30; (d) evolução da deformação ao longo dos ciclos.	28
Figura 3.7: Sistema servo hidráulico Instron 8801. Montagem do corpo de prova para o ensaio de fadiga.	30
Figura 3.8: Ensaio de tração $\sigma_{\max} = 680$ MPa, comparativo entre os resultados obtidos para as frequências de 0.25 Hz (figuras à esquerda) e 1 Hz (figuras à direita). (a) A1; (b) A2; (c) A3.	32
Figura 3.9: Ensaio de tração $\sigma_{\max} = 750$ MPa, comparativo entre os resultados obtidos para as frequências de 0.25 Hz (figuras à esquerda) e 1 Hz (figuras à direita). (a) A1; (b) A2; (c) A3.	33
Figura 3.10: Tensões críticas para início das transformações austenita \rightarrow martensita e martensita \rightarrow austenita. (a) $\sigma_{\max} = 680$ MPa, 0.25 Hz; (b) $\sigma_{\max} = 680$ MPa, 1 Hz; (c) $\sigma_{\max} = 750$ MPa, 0.25 Hz; (d) $\sigma_{\max} = 750$ MPa, 1 Hz.	34
Figura 3.11: Ensaio de tração $\sigma_{\max} = 1150$ MPa, comparativo entre os resultados obtidos para as frequências de 0.25 Hz (figuras à esquerda) e 1 Hz (figuras à direita). (a) A1; (b) A2; (c) A3.	35
Figura 3.12: Ensaio de tração dentro da região elástica da fase austenítica, $\sigma_{\max} = 530$ MPa, 2 Hz. (a) A1; (b) A2; (c) A3.	36
Figura 3.13: Ensaio de tração dentro da região elástica da fase martensítica, $\sigma_{\max} = 900$ MPa, 1–2Hz. (a) A1; (b) A2; (c) A3.	37
Figura 3.14: Temperaturas de transformação de fase, comparativo entre o material virgem e submetido a diferentes níveis de carregamento. (a) fio virgem; (b) $\sigma_{\max} = 530$ MPa; (c) $\sigma_{\max} = 680$ MPa; (d) $\sigma_{\max} = 750$ MPa; (e) $\sigma_{\max} = 1150$ MPa; (f) $\sigma_{\max} = 900$ MPa.	39
Figura 4.1: Restrição imposta para a coexistência das fases β^+ , β^- e β^A	44
Figura 4.2: Esquema das superfícies inelásticas de transformação de fase e de escoamento em função da temperatura. Adaptado de OLIVEIRA <i>et al.</i> [13].	59
Figura 4.3: Algoritmo de projeção para transformação de fase. Adaptado de OLIVEIRA <i>et al.</i> [32].	62
Figura 4.4: Algoritmo return-mapping . Adaptado de OLIVEIRA <i>et al.</i> [32].	63

Figura 5.1: Comportamento pseudoelástico baseado no experimento proposto por TOBUSHI <i>et al.</i> [110]. Comparação numérico-experimental para (a) T=373 K; (b) T=353 K; (c) T=333 K.	66
Figura 5.2: Comportamento pseudoelástico cíclico baseado nos dados experimentais propostos por LAGOUDAS <i>et al.</i> [111]. (a) curva tensão-deformação experimental; (b) comparativo numérico-experimental; (c) primeiro ciclo; (d) último ciclo; (e) evolução da deformação TRIP; (f) evolução das frações volumétricas para o último ciclo.....	68
Figura 5.3: Comportamento pseudoelástico cíclico baseado no resultado experimental desenvolvido por GARCIA [102]. (a) curva tensão-deformação experimental; (b) comparativo numérico-experimental; (c) fração volumétrica para o primeiro ciclo; (d) fração volumétrica último ciclo; (e) evolução da deformação TRIP e da deformação plástica.....	70
Figura 5.4: Testes tração-torção desacoplados SITTNER <i>et al.</i> [112]. (a) teste de tração; (b) teste de torção.	72
Figura 5.5: História de carregamento para o teste acoplado tração-torção.	73
Figura 5.6: Teste acoplado tração-torção, SITTNER <i>et al.</i> [112]. Curvas tensão-deformação (a) normal; (b) cisalhante; (c) curva deformação normal-cisalhante; (d) frações volumétricas.....	74
Figura 5.7: Teste acoplado tração-torção cíclico. (a) $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$; (b) $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$; (c) $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$; (d) frações volumétricas; (e) deformação TRIP, ε_{11}^{trip} e ε_{12}^{trip}	76
Figura 5.8: História de carregamento para o teste acoplado tração-torção.	77
Figura 5.9: Teste acoplado tração-torção cíclico. (a) $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$; (b) $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$; (c) $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$; (d) frações volumétricas; (e) deformação TRIP, ε_{11}^{trip} e ε_{12}^{trip}	79
Figura 5.10: História de carregamento para o teste acoplado tração-torção.	80
Figura 5.11: Teste acoplado tração-torção cíclico. (a) $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$; (b) $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$; (c) $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$; (d) frações volumétricas; (e) deformação TRIP, ε_{11}^{trip} e ε_{12}^{trip} ; (f) deformação plástica ε_{11}^p e ε_{12}^p	82
Figura 6.1: Comportamento pseudoelástico com dano funcional, teste realizado por RAMOS <i>et al.</i> [50]. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico.....	84
Figura 6.2: Comportamento pseudoelástico com dano funcional, teste realizado por RAMOS <i>et al.</i> [50]. Comparativo: (a) ciclo 1; (b) ciclo 2; (c) ciclo 5; (d) ciclo 10; (e) ciclo 50; (f) ciclo 100; (g) ciclo 1000; (h) ciclo 5000; (i) ciclo 10000; (j) ciclo 10955.	86

Figura 6.3: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 1000; (c) ciclo 5000; (d) ciclo 10955.....	87
Figura 6.4: Curvas de evolução da deformação TRIP e do dano funcional: (a) evolução da deformação TRIP para os 50 primeiros ciclos; (b) evolução do dano funcional ao longo dos 10955 ciclos.	88
Figura 6.5: Evolução da deformação ao longo dos ciclos. (a) deformação total experimental e (b) deformação total numérica.	88
Figura 6.6: Resultado numérico sem dano funcional.	89
Figura 6.7: Evolução das frações volumétricas negligenciando o dano. (a) ciclo 1; (b) ciclo 10955.	90
Figura 6.8: Comparativo numérico considerando e omitindo o dano funcional da análise. (a) ciclo 1; (b) ciclo 100; (c) ciclo 1000; (d) ciclo 5000; (e) ciclo 10000; (f) ciclo 10955.	91
Figura 6.9: Evolução da deformação residual com e sem dano.	92
Figura 6.10: Curva tensão-deformação: definição das propriedades características relacionadas ao laço de histerese.	92
Figura 6.11: Ensaio cíclico térmico à tensão constante proposto BARRERA <i>et al.</i> [70]. (a) carregamento térmico correspondente ao primeiro ciclo; (b) curva deformação-temperatura, comparativo numérico-experimental.....	94
Figura 6.12: Evolução do dano funcional durante ensaios cíclicos térmicos à tensão constante. (a) evolução da deformação total com dano; (b) evolução da deformação total sem dano; (c) curva deformação-temperatura com dano; (d) curva deformação-temperatura sem dano.....	95
Figura 6.13: Evolução das frações volumétricas, comparativo entre os resultados com e sem dano na análise. (a) ciclo 1; (b) ciclo 2000; (c) ciclo 4000.....	96
Figura 6.14: Curvas deformação-temperatura em função de três carregamentos distintos. (a) ciclo 1; (b) ciclo 1000.	97
Figura 6.15: Evolução da deformação TRIP e do dano funcional em função do carregamento aplicado ao fio. (a) deformação TRIP; (b) dano funcional.	98
Figura 6.16: Influência do carregamento sobre a evolução do dano funcional: frações volumétricas, ciclo 400.....	100
Figura 6.17: Influência do carregamento sobre a evolução do dano funcional: frações volumétricas, ciclo 1222.....	100

Figura 6.18: Influência do carregamento sobre a evolução do dano funcional: frações volumétricas, ciclo 1950.....	101
Figura 6.19: Influência do carregamento sobre a evolução da deformação. (a) deformação máxima; (b) deformação residual; (c) deformação média; (d) amplitude de deformação.	103
Figura 6.20: História de carregamento para o teste acoplado tração-torção.	104
Figura 6.21: Teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação, $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$	106
Figura 6.22: Teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação, $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$	107
Figura 6.23: Teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas deformação normal-cisalhante, $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$	108
Figura 6.24: Teste acoplado tração-torção. (a) $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$; (b) $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$; (c) $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$	109
Figura 6.25: Comparativo para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação, $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$	110
Figura 6.26: Comparativo para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação, $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$	111
Figura 6.27: Comparativo para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas deformação normal-cisalhante, $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$	112
Figura 6.28: Evolução da deformação normal em função do número de ciclos.	113
Figura 6.29: Evolução da deformação cisalhante em função do número de ciclos.....	114
Figura 6.30: Evolução do campo de deformações equivalente em função do número de ciclos.....	114
Figura 6.31: Evolução das frações volumétricas, comparativo entre os resultados com e sem dano na análise. (a) ciclo 1; (b) ciclo 2000; (c) ciclo 4601; (d) ciclo 4602; (e) ciclo 4603; (f) ciclo 8000.	117
Figura 6.32: Evolução da deformação TRIP e do dano funcional. (a) deformação TRIP; (b) dano funcional.....	118
Figura 7.1: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 750$ MPa, $f = 0.25$ Hz. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico...	120

Figura 7.2: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 750$ MPa, $f = 0.25$ Hz. Comparativo numérico-experimental: (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclos 2308 (experimental) e 2284 (numérico).....	121
Figura 7.3: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclo 2284.	122
Figura 7.4: Evolução das tensões críticas para transformação de fase. Comparativo numérico-experimental para $\sigma_{\max} = 750$ MPa e $f = 0.25$ Hz. (a) σ^{M_s} ; (b) σ^{A_s}	123
Figura 7.5: Curvas de evolução da deformação TRIP e do dano durante ensaios de fadiga. (a) evolução da deformação TRIP; (b) evolução do dano funcional e estrutural; (c) evolução do dano crítico, D_c	124
Figura 7.6: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 1150$ MPa, $f = 0.25$ Hz. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico.	125
Figura 7.7: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 1150$ MPa, $f = 0.25$ Hz. Comparativo numérico-experimental: (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclos 3157 (experimental) e 2619 (numérico).....	126
Figura 7.8: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclo 2619.	127
Figura 7.9: Curvas de evolução da deformação plástica, do TRIP e do dano durante ensaios de fadiga. (a) evolução do TRIP e da deformação plástica; (b) evolução do dano funcional e estrutural; (c) evolução do dano crítico, D_c	128
Figura 7.10: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 530$ MPa, $f = 2$ Hz. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico.	129
Figura 7.11: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 530$ MPa, $f = 2$ Hz. Comparativo numérico-experimental: (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclos 35060 (experimental) e 34970 (numérico).....	130
Figura 7.12: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 34970.	130
Figura 7.13: Curvas de evolução do dano. durante ensaios de fadiga. (a) evolução do dano funcional e estrutural; (c) evolução do dano crítico, D_c	131
Figura 7.14: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 900$ MPa, $f = 1, 2$ Hz. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico. ...	131
Figura 7.15: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 900$ MPa, $f = 1, 2$ Hz. Comparativo numérico-experimental: (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclos 27220 (experimental) e 26966 (numérico).....	132

Figura 7.16: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclo 26966.....	133
Figura 7.17: Curvas de evolução da deformação TRIP e do dano. (a) evolução da deformação TRIP; (b) evolução do dano funcional e estrutural. (c) evolução do dano crítico, D_c	134
Figura 7.18: Comportamento pseudoelástico durante carregamentos de torção, ensaio proposto por PREDKI <i>et al.</i> [113]. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico.	136
Figura 7.19: Comportamento pseudoelástico durante carregamentos de torção, ensaio proposto por PREDKI <i>et al.</i> [113]. Comparativo numérico-experimental (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 100; (d) ciclo 1000; (e) ciclos 10549 (experimental) e 10263 (numérico).	138
Figura 7.20: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 100; (c) ciclo 1000; (d) ciclo 10263.....	139
Figura 7.21: Curvas de evolução da deformação TRIP e do dano. (a) evolução da deformação TRIP; (b) evolução do dano funcional e do dano estrutural; (c) evolução do dano crítico, D_c	140
Figura 7.22: Comparativo entre resultados obtidos a partir do modelo com dano funcional (MDF) e do modelo completo (MC) considerando o dano funcional e estrutural. (a) ciclo 1; (b) ciclo 1000; (c) ciclo 5000; (d) ciclo 10955.	142
Figura 7.23: Comparativo da evolução das frações volumétricas das fases A e M^+ no ciclo 10955 obtido a partir do modelo com dano funcional (MDF) e do modelo considerando o dano funcional e estrutural (MC).	142
Figura 7.24: Curvas de evolução do dano. Comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e do modelo completo (MC).	143
Figura 7.25: Teste acoplado tração-torção cíclico, simulação numérica modelo completo (MC). (a) $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$; (b) $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$; (c) $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$	144
Figura 7.26: Comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC) para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação normal, $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$	145
Figura 7.27: Comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC) para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação cisalhante, $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$	146

Figura 7.28: Comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC) para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas deformação normal-cisalhante, $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$	147
Figura 7.29: Evolução das frações volumétricas, comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC) para o teste acoplado tração-torção cíclico.	148
Figura 7.30: Curvas de evolução do dano. Comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC).	148

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Número de ciclos até a falha (N_f) avaliados em ensaios de fadiga de fios NiTi.....	38
Tabela 4.1: Equações constitutivas.....	55
Tabela 5.1: Parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais obtidos por TOBUSHI <i>et al.</i> [110].	65
Tabela 5.2: Parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais obtidos por LAGOUDAS <i>et al.</i> [111].	67
Tabela 5.3: Variação das propriedades características relacionadas ao laço de histerese.	69
Tabela 5.4: Parametros identificados a partir do resultado experimental obtido por GARCIA [102] para um carregamento cíclico pseudoelástico envolvendo plasticidade clássica.....	69
Tabela 5.5: Parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais obtidos por SITTNER <i>et al.</i> [112].	72
Tabela 6.1: Parâmetros obtidos a partir do resultado experimental proposto por RAMOS <i>et al.</i> [50].	84
Tabela 6.2: Variação das propriedades características relacionadas ao laço de histerese.	93
Tabela 6.3: Parâmetros obtidos a partir do resultado experimental proposto por BARRERA <i>et al.</i> [70].	94
Tabela 6.4: Parâmetros relacionados ao dano funcional.	104
Tabela 7.1: Parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais de fadiga para um fio NiTi.	120
Tabela 7.2: Comparativo entre os resultados experimentais e previstos através do modelo proposto.	135
Tabela 7.3: Parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais obtidos por PREDKI <i>et al.</i> [113].	136
Tabela 7.4: Parâmetros relacionados ao dano funcional e estrutural.	141
Tabela 7.5: Parâmetros relacionados ao dano funcional e estrutural.	144

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Austenita
B^+	Força termodinâmica associada à martensita não maclada sob tração
B^-	Força termodinâmica associada à martensita não maclada sob compressão
B^A	Força termodinâmica associada à fase austenita
B^M	Força termodinâmica associada à fase martensita maclada
C_{1-3}	Constante relacionada ao controle da evolução do dano funcional
C_{4-9}	Constante relacionada ao controle da evolução do dano estrutural
D_c	Dano crítico equivalente
D_c^{crit}	Valor crítico de D_c onde ocorre a falha do material
D_e	Variável interna associada ao dano estrutural
D_f	Variável interna associada ao dano funcional
E^A	Módulo de elasticidade da fase austenita
E^M	Módulo de elasticidade da fase martensita
E_{ijkl}	Tensor de quarta ordem que representa o módulo de elasticidade
E_{ijkl}^A	Tensor de quarta ordem que representa o módulo de elasticidade da austenita
E_{ijkl}^M	Tensor de quarta ordem que representa o módulo de elasticidade da martensita
f	Superfície de escoamento do material
F^{D_e}	Força termodinâmica relacionada ao dano estrutural
F^{D_f}	Força termodinâmica relacionada ao dano funcional
H	Módulo de endurecimento cinemático
H^A	Módulo de endurecimento cinemático da austenita
H^M	Módulo de endurecimento cinemático da martensita
I_f	Função indicatriz associada à plasticidade clássica
I_π	Função indicatriz associada ao conjunto convexo π
I_χ	Função indicatriz associada ao conjunto convexo χ
$I_{\bar{\chi}}$	Função indicatriz associada ao conjunto convexo $\bar{\chi}$
K	Módulo plástico
K^A	Módulo plástico da austenita
K^M	Módulo plástico da martensita
L_0^\pm	Parâmetro relacionado à tensão de transformação das fases martensita não maclada sob tração (+) e martensita não maclada sob compressão (-)

L^{\pm}	Parâmetro relacionado à tensão de transformação das fases martensita não maclada sob tração (+) e martensita não maclada sob compressão (–)
L_0^A	Parâmetro relacionado à tensão de transformação da fase austenita
L^A	Parâmetro relacionado à tensão de transformação da fase austenita
M	Martensita maclada
M^+	Martensita não maclada induzida por tração
M^-	Martensita não maclada induzida por compressão
$M_{()}$	Parâmetro associado ao efeito TRIP
$\widehat{M}_{()}^R$	Valor de referência do parâmetro $\widehat{M}_{()}$
$m^{()}$	Parâmetro relacionado ao efeito de saturação
N	Parâmetro relacionado ao efeito de saturação
N_f	Número de ciclos até a falha
\overline{N}_f	Número médio de ciclos até a falha
\mathcal{N}	Representa a lei de formação dos parâmetros η_L^+ , η_L^- , η_U^+ , η_U^- , η_L^A e η_U^A
$p^{+,-,A,\alpha}$	Variáveis auxiliares
r_{kl}	Tensor de segunda ordem definido a partir da história de carregamento
R_{ij}	Força termodinâmica associada ao tensor de deformação TRIP
s	Desvio padrão
S^+	Força termodinâmica relacionada ao efeito de saturação, referente à martensita não maclada sob tração
S^-	Força termodinâmica relacionada ao efeito de saturação, referente à martensita não maclada sob compressão
S^A	Força termodinâmica relacionada ao efeito de saturação, referente à austenita
S_{kl}^{max}	Valor máximo do carregamento mecânico aplicado
T	Temperatura
T_0	Temperatura de referência
T^A	Temperatura acima da qual a austenita é estável
T^F	Temperatura de referência para a determinação da tensão de escoamento em altas temperaturas
T^M	Temperatura abaixo da qual a martensita torna-se estável
T^{trip}	Temperatura abaixo da qual o TRIP não ocorre.
X_{ij}	Força termodinâmica associada ao tensor de deformação plástica
Y	Força termodinâmica associada à variável responsável pelo endurecimento isotrópico
Z_{ij}	Força termodinâmica associada ao tensor responsável pelo endurecimento

	cinemático
$(\bar{\quad})$	Representa o valor nominal dos parâmetros $\alpha, L_0^\pm, L^\pm, L_0^A, L^A$
$(\quad)_{n+1}^{trial}$	Estado tentativo
α	Parâmetro relacionado ao tamanho vertical do laço de histerese
α_N^h	Componente normal do tensor α_{ijkl}^h
α_S^h	Componente cisalhante do tensor α_{ijkl}^h
α_{ijkl}^h	Tensor responsável pelo tamanho horizontal do laço de histerese
β^A	Variável interna associada à fase austenita
β^M	Variável interna associada à fase martensita maclada
β^+	Variável interna associada à fase martensita não maclada sob tração
β_s^+	Variável interna associada à fase martensita não maclada sob tração quando tem início a transformação de fase
β^-	Variável interna associada à fase martensita não maclada sob compressão
β_s^-	Variável interna associada à fase martensita não maclada sob compressão quando tem início a transformação de fase
γ	Multiplicador plástico
Γ	Campo de deformações equivalente
Γ_0	Campo de deformações equivalente para o estado inicial
Γ^σ	Campo de tensões equivalente
δ_{ij}	Delta de Kronecker
ε_{ij}	Tensor de deformações
ε_{ij}^e	Tensor de deformação elástica
$\varepsilon_{ij}^e(0)$	Tensor de deformação elástica referente ao estado inicial
ε_{ij}^p	Tensor de deformação plástica
ε_{ij}^{trip}	Tensor de deformação TRIP
ε_{ij}^t	Tensor de deformação de transformação de fase
ζ^+	Parâmetro associado à resistência à fadiga da fase martensita não maclada trativa
ζ^-	Parâmetro associado à resistência à fadiga da fase martensita não maclada compressiva
ζ^A	Parâmetro associado à resistência à fadiga da fase austenita
η^+	Parâmetro associado à dissipação interna da fase martensita não maclada trativa
η^-	Parâmetro associado à dissipação interna da fase martensita não maclada compressiva
η^A	Parâmetro associado à dissipação interna da fase austenita

η^I	Parâmetro de acoplamento entre a transformação de fase e a plasticidade, relacionado ao endurecimento isotrópico
η_{ij}^K	Parâmetro de acoplamento entre a transformação de fase e a plasticidade, relacionado ao endurecimento cinemático
η^K	Parâmetro relacionado ao tensor η_{ij}^K
κ_π	Subdiferencial do conjunto convexo π
κ_χ	Subdiferencial do conjunto convexo χ
$\kappa_{\bar{\chi}}$	Subdiferencial do conjunto convexo $\bar{\chi}$
$\Lambda, \Lambda^{\aleph}$	Funções de temperatura relacionadas à transformação de fase
Λ^A	Função relacionada à tensão de transformação da fase austenita
Λ^M	Função relacionada à tensão de transformação da fase martensita
ϑ	Variável relacionada ao endurecimento isotrópico
ξ^+	Variável interna relacionada ao TRIP referente à martensita não maclada trativa
ξ^-	Variável interna relacionada ao TRIP referente à martensita não maclada compressiva
ξ^A	Variável interna relacionada ao TRIP referente à austenita
ρ	Massa específica
σ_Y	Tensão limite de escoamento
σ_Y^M	Tensão limite de escoamento da fase martensita
σ_Y^{Ai}	Tensão limite de escoamento da fase austenita à temperatura T^A
σ_Y^{Af}	Tensão limite de escoamento da fase austenita à temperatura T^F
σ_{ij}	Tensor de tensões
$\hat{\sigma}_{ij}$	Tensor de tensões desviador
ζ_{ij}	Tensor referente ao endurecimento cinemático
ν^A	Coefficiente de Poisson da fase austenítica
ν^M	Coefficiente de Poisson da fase martensítica
Φ	Pseudo-potencial de dissipação
Φ^M	Parte mecânica do pseudo-potencial de dissipação
Φ^H	Parte térmica do pseudo-potencial de dissipação
Ψ	Densidade de energia livre de Helmholtz
Ψ^+	Densidade de energia livre de Helmholtz, martensita não maclada trativa
Ψ^-	Densidade de energia livre de Helmholtz, martensita não maclada compressiva
Ψ^A	Densidade de energia livre de Helmholtz, austenita
Ψ^M	Densidade de energia livre de Helmholtz, martensita maclada

ω_{ij}	Variável auxiliar
Ω_{ij}	Tensor relacionado ao coeficiente de expansão térmica
Ω^A	Coeficiente de expansão térmica da fase austenita
Ω^M	Coeficiente de expansão térmica da fase martensita
Ω_{ij}^A	Tensor relacionado ao coeficiente de expansão térmica da fase austenita
Ω_{ij}^M	Tensor relacionado ao coeficiente de expansão térmica da fase martensita

1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, diversas pesquisas têm sido realizadas no âmbito das ciências dos materiais explorando novas propriedades que possam ser utilizadas em aplicações na engenharia, medicina, aeronáutica, e outras áreas. Os materiais inteligentes, adaptativos ou ativos representam uma das iniciativas mais importantes nesse campo e possuem como principal característica a capacidade de adaptação ao tipo de ambiente em que são empregados graças ao acoplamento entre dois ou mais domínios físicos (mecânico, térmico, elétrico, magnético, por exemplo). Dentre os materiais inteligentes, destacam-se: materiais piezelétricos, eletroestrutivos, magnetoestrutivos, fluidos eletrorreológicos e magnetorreológicos, ligas magnéticas com memória de forma e ligas com memória de forma [1]. Diversos autores produziram trabalhos que explicam as principais características dos materiais inteligentes, dentre eles, OLIVEIRA & SAVI [2] SCHWARTZ [3], LEO [4], ENGDAHL [5] e DE SOUZA [6].

As ligas com memória de forma (SMAs) têm se destacado entre os materiais inteligentes devido às suas notáveis propriedades relacionadas a uma série de comportamentos termomecânicos complexos. Nesse contexto, destacam-se o efeito memória de forma, a pseudoelasticidade, a transformação de fase devido à mudança de temperatura, a assimetria tensão-compressão, os subloops devido à transformação incompleta de fase e a plasticidade induzida por transformação de fase. A boa compreensão desses fenômenos possibilita a correta utilização das SMAs em suas aplicações e por isso esse tema tem tido destaque na literatura nos últimos anos, como por exemplo, nos trabalhos propostos por CISSE *et al.* [7], SAVI *et al.* [8], SAVI & PAIVA [9], SHAW & KYRIAKIDES [10], LEXCELLENT *et al.* [11], PATOOR *et al.* [12], OLIVEIRA *et al.* [13].

Esses materiais têm sido utilizados em várias aplicações em diferentes áreas do conhecimento humano graças às suas notáveis propriedades associadas a transformações martensíticas [14,15,16,17].

A modelagem constitutiva das SMAs é uma questão essencial para o desenvolvimento de novas tecnologias que utilizam esse tipo de material, por isso, tem sido explorada por diversos pesquisadores. Considerando uma abordagem

unidimensional, destacam-se os trabalhos propostos por FALK [18,19], TANAKA [20], BRINSON [21], AURICCHIO & SACCO [22], SAVI *et al.* [23], PAIVA *et al.* [24].

No contexto tridimensional é importante ressaltar os trabalhos desenvolvidos por FREMOND & MIYAZAKI [25], SOUZA *et al.* [26], BROCCA *et al.* [27], PANICO & BRINSON [28], POPOV & LAGOUDAS [29], ARGHAVANI *et al.* [30], OLIVEIRA *et al.* [13,31,32], AURICCHIO & PETRINI [33], AURICCHIO *et al.* [34].

Além dos trabalhos mencionados anteriormente, uma série de outros modelos constitutivos estão disponíveis na literatura para a descrição do comportamento das ligas com memória de forma, assim sendo, PAIVA & SAVI [35], MACHADO & LAGOUDAS [36], KHANDELWAL & BURAVALLA [37] e CISSE *et al.* [38] apresentam uma revisão geral sobre os modelos desenvolvidos nos últimos anos considerando as principais características de cada um.

Em geral esses materiais estão associados a aplicações que os submetem a carregamentos de natureza cíclica. Nesse sentido, a fadiga é uma questão essencial a ser considerada na modelagem das SMAs. Classicamente a fadiga pode ser dividida em fadiga de baixo ciclo e fadiga de alto ciclo. A primeira ocorre quando o material é solicitado de forma a acumular deformações plásticas durante o carregamento. Por outro lado, a fadiga de alto ciclo ocorre quando o material sofre apenas deformações elásticas [1].

As SMAs estão sujeitas a duas classes diferentes de fadiga: a fadiga estrutural e a fadiga funcional, como sugere EGGELER *et al.* [39]. Fadiga estrutural corresponde à fadiga causada por cargas cíclicas que pode ocasionar a falha como em qualquer outro material de engenharia, podendo ser enquadrada nas definições clássicas de fadiga de alto ciclo ou de baixo ciclo. Por sua vez, a fadiga funcional pode ser definida como a redução das propriedades funcionais, como por exemplo, a capacidade de transformação de fase e o tamanho do laço de histerese [40]. Segundo EGGELER *et al.* [39] muitos fatores podem afetar a fadiga das SMAs, como por exemplo, a temperatura, a microestrutura, a qualidade da superfície do material, o tipo de carregamento, a fração volumétrica presente, a mudança de volume durante a transformação de fase, dentre outros.

Nos últimos anos, muitos esforços têm sido dedicados ao estudo da fadiga nas ligas com memória de forma. Considerando uma análise experimental, TOBUSHI *et al.* [41] e FIGUEIREDO *et al.* [42] fizeram uma investigação da vida em fadiga de fios de

uma liga Níquel-Titânio (NiTi) submetidos a ensaios de flexão rotativa em várias amplitudes de deformação, temperaturas, velocidades de rotação e ambientes de teste. MAHTABI *et al.* [43] realizam um estudo experimental para investigar o efeito das deformações médias à tração sobre a resistência à fadiga de ligas NiTi. Os resultados apresentados demonstraram que grandes amplitudes de deformação podem agir de maneira a reduzir a vida em fadiga desses materiais.

KANG *et al.* [44] realizaram ensaios experimentais uniaxiais com tensão controlada em temperatura ambiente para avaliar a fadiga funcional e estrutural de ligas NiTi. Os resultados mostraram que a fadiga funcional e a fadiga estrutural estão diretamente associadas à intensidade do carregamento aplicado. Esse resultado também foi observado por SONG *et al.* [45] que investigaram a fadiga causada por carregamentos multiaxiais não proporcionais de uma liga NiTi pseudoelástica.

LAGOUDAS *et al.* [46] desenvolveram uma análise experimental para avaliar a influência do tratamento térmico na vida em fadiga das ligas com memória de forma utilizando um aparato experimental onde foram realizados testes cíclicos térmicos à tensão constante. BERTACCHINI *et al.* [47] utilizaram de um arranjo experimental semelhante ao anterior para avaliar o efeito do meio corrosivo na vida em fadiga das ligas com memória de forma. AZEVEDO *et al.* [48] e AZEVEDO [49] desenvolveram um dispositivo semelhante ao proposto por LAGOUDAS *et al.* [46] para analisar o comportamento em fadiga de fios de SMA submetidos a ciclos térmicos à tensão constante sob diferentes níveis de carregamento.

RAMOS *et al.* [50] apresentaram um estudo experimental para avaliar a fadiga funcional e estrutural de uma liga NiTi pseudoelástica submetida a diferentes tensões e frequências de carregamento. Os resultados obtidos foram expostos considerando a evolução ciclo-a-ciclo do comportamento pseudoelástico do material até a falha, mostrando a degradação das propriedades funcionais sofridas pelo material. Sob essa mesma perspectiva, ZHENG *et al.* [51] conduziram uma série de experimentos utilizando tiras policristalinas de NiTi submetidas a diferentes frequências e condições de carregamento. Os resultados encontrados mostraram uma influência do nível de tensão e frequência aplicada sobre o comportamento em fadiga do material.

TYC *et al.* [52] realizaram um estudo experimental utilizando fios NiTi submetidos a diferentes tipos de conformação a frio e tratamentos térmicos para avaliar a influência da microestrutura obtida sobre a fadiga funcional e estrutural do fio. Foi

observada uma dependência do desempenho em fadiga do material com o tratamento térmico realizado.

Além dos trabalhos apresentados anteriormente, muitos esforços têm sido dedicados ao estudo da fadiga em ligas com memória de forma. Com isso, revisões críticas sobre o assunto estão disponíveis na literatura. Nesse sentido, PELTON [53] propôs uma revisão de literatura sobre fadiga em ligas NiTi durante transformações cíclicas de origem térmica e mecânica com ênfase sobre os efeitos causados sobre a microestrutura desses materiais. Por outro lado, KANG & SONG [54] fizeram uma revisão sobre os principais avanços alcançados nas análises experimentais e teóricas sobre fadiga estrutural em ligas NiTi. Por fim, MAHTABI *et al.* [55] apresentaram uma revisão geral do comportamento à fadiga das ligas NiTi abordando os principais fatores que influenciam na resistência à fadiga desses materiais.

A modelagem da Fadiga nas SMAs tem sido desenvolvida essencialmente a partir de duas abordagens: a primeira é baseada na lei empírica de Coffin-Manson, que relaciona a amplitude de deformação e o número de ciclos para que ocorra a falha. A segunda abordagem estabelece uma relação entre a energia dissipada pelo material e número de ciclos até a falha [50].

Considerando a primeira abordagem, TOBUSHI *et al.* [56] propuseram uma equação para a estimativa da vida em fadiga dependente da amplitude, temperatura e frequência dos ciclos. RUNCIMAN *et al.* [57] apresentaram uma modelagem baseada em uma deformação equivalente para estimar o número de ciclos até a falha de ligas NiTi utilizadas em dispositivos médicos submetidos a carregamentos multiaxiais. MALETTA *et al.* [58] fizeram uma modificação na equação de Coffin-Manson subdividindo a deformação em uma parcela elástica e uma parcela inelástica, para descrever o processo de transformação de fase durante carregamentos cíclicos. KOLLEROV *et al.* [59] desenvolveram uma equação de Coffin-Manson modificada para descrever e prever o comportamento em fadiga de ligas NiTi submetidas a grandes amplitudes de deformação.

Modelos baseados na análise da energia dissipada têm sido explorados considerando diferentes aspectos. MOUMNI *et al.* [60] apresentaram uma equação empírica para estimar o número de ciclos até a falha de ligas superelásticas NiTi. Sob outra perspectiva, KAN *et al.* [61] fizeram uma modificação no modelo anterior reescrevendo-o através de uma relação logarítmica. ZHANG *et al.* [62] elaboraram uma

extensão do modelo inicial levando em consideração o acoplamento termomecânico, permitindo uma interpretação mais satisfatória dos resultados experimentais em relação à vida em fadiga. ZHANG *et al.* [63] promoveram uma investigação do efeito da frequência no comportamento termomecânico e na vida em fadiga das ligas NiTi. ZHANG *et al.* [64] apresentaram um modelo baseado em energia armazenada para fadiga estrutural em ligas com memória de forma levando em consideração a conversão do trabalho de histerese em duas parcelas: energia dissipada e armazenada. A chamada energia armazenada representa parte do trabalho que envolve a mudança na microestrutura do material, como a formação de imperfeições nos cristais podendo, portanto, ser utilizada como um indicador no estudo da fadiga em materiais elastoplásticos.

Além dos trabalhos discutidos anteriormente, uma nova definição para a variável dano foi recentemente proposta por SONG *et al.* [65], para descrever a evolução da fadiga em microtubos NiTi submetidos a carregamentos cíclicos uniaxiais. Três mecanismos distintos foram considerados na análise: a transformação de fase, o surgimento e a propagação de microfissuras. Um modelo para prever o número de ciclos até a falha foi concebido utilizando a energia dissipada pelo ciclo estabilizado e a energia dissipada pelo N-ésimo ciclo. Extrapolando a um contexto tridimensional, SONG *et al.* [66] reescreveram a variável dano levando em consideração carregamentos multiaxiais não proporcionais e com isso, um novo modelo para predição da vida em fadiga foi desenvolvido e comparado com resultados experimentais.

Modelos para descrever a fadiga de alto ciclo em ligas com memória de forma têm sido propostos recentemente. Dentre eles, AURICCHIO *et al.* [67] investigaram a resposta cíclica de SMAs sob shakedown elástico e propuseram um critério de falha multiaxial baseado no formalismo desenvolvido para os *Materiais Padrão Generalizados*. De maneira semelhante, GU *et al.* [68] desenvolveram um critério de fadiga de alto ciclo para ligas com memória de forma baseado em uma análise shakedown. Em seu estudo, os possíveis estados para a existência de shakedown foram analisados assim como as condições para shakedown elástico foram estabelecidas usando uma abordagem multiescala.

A modelagem constitutiva da fadiga funcional e estrutural em ligas com memória de forma tem sido investigada sob diferentes perspectivas. HARTL *et al.* [69] desenvolveram um modelo constitutivo tridimensional baseado na mecânica do dano

contínuo, onde a evolução do dano foi descrita através de uma função relacionada ao estado de tensões e à magnitude da deformação de transformação enquanto que a natureza completa ou parcial dos ciclos de transformação também foi considerada por meio de observações experimentais.

BARRERA *et al.* [70] propuseram um modelo constitutivo macroscópico para descrever a fadiga funcional em ligas com memória de forma a partir dos modelos propostos por SOUZA *et al.* [26] e AURICCHIO & PETRINI [33]. Foram introduzidos elementos que tornaram o modelo capaz de simular a fase de treinamento, o regime estável e a perda de atuação do material. ZHANG *et al.* [71] desenvolveram um modelo constitutivo baseado em uma nova subdivisão das frações volumétricas como variáveis internas para controlar a evolução da fadiga funcional durante a transformação de fase. Baseado nessa nova subdivisão, a energia livre, as forças termodinâmicas, as funções de transformação e as leis de evolução foram propostas. BARTEL *et al.* [72] apresentaram um modelo fenomenológico para estudar a fadiga funcional durante a transformação de fase em fios NiTi. De forma distinta a outros modelos constitutivos, a quantidade de cada fase presente não é calculada através de variáveis internas relacionadas às frações volumétricas, mas através de relações geométricas cuja evolução é obtida considerando-se relações cinéticas globais.

CHEMISKY *et al.* [73] propuseram um modelo constitutivo tridimensional para descrever o dano funcional e estrutural considerando o acoplamento entre o crescimento do dano e a plasticidade induzida por transformação de fase. Esse modelo foi inspirado em modelos tridimensionais recentes para transformação de fase, baseada na termodinâmica de processos irreversíveis. PHILLIPS *et al.* [74] propuseram um modelo constitutivo para investigar a evolução do dano em atuadores SMA, levando em consideração o acúmulo não linear do dano durante a vida útil do atuador.

DORNELAS *et al.* [75] apresentaram um modelo constitutivo tridimensional macroscópico para descrever a fadiga funcional em ligas com memória de forma considerando a perspectiva de evolução do dano contínuo. Essencialmente, uma nova variável interna relacionada ao dano funcional foi inserida nas modelagens anteriores, propostas por OLIVEIRA *et al.* [13,32], e com isso, novas leis de evolução foram desenvolvidas.

Esse trabalho tem por objetivo apresentar um novo modelo constitutivo macroscópico tridimensional para a descrição da fadiga funcional e estrutural em ligas

com memória de forma. O modelo proposto é baseado em trabalhos anteriores que consideram a versão unidimensional (PAIVA *et al.* [24]) e a versão tridimensional (OLIVEIRA *et al.* [13,32]). Ensaio experimentais são conduzidos para avaliar as principais características macroscópicas das SMAs. O modelo considera quatro fases macroscópicas que são induzidas, em um contexto tridimensional, a partir de um campo de deformações equivalente. A plasticidade clássica e a induzida por transformações de fase são descritas na modelagem. Além disso, variáveis internas relacionadas ao dano funcional e estrutural são consideradas. A definição de um critério de falha que leva em consideração os efeitos causados pela evolução do dano estrutural e funcional e as diferenças de comportamento nas fases martensita e austenita permite uma descrição adequada do fenômeno da fadiga. Para verificar a capacidade do modelo em descrever os diferentes comportamentos termomecânicos das ligas com memória de forma, incluindo a fadiga funcional e estrutural, a plasticidade clássica e o TRIP, são propostas comparações numérico-experimentais uniaxiais e multiaxiais. Inicialmente o dano é desprezado da análise e, com isso, a capacidade do modelo em descrever o TRIP e a plasticidade clássica é avaliada para ensaios uniaxiais e multiaxiais. Em seguida, comparações entre resultados numéricos e experimentais uniaxiais são utilizadas para verificar a capacidade do modelo proposto em descrever a fadiga funcional e estrutural. Após a etapa verificação, simulações numéricas são apresentadas para explorar os aspectos termomecânicos gerais da fadiga nas SMAs permitindo uma compreensão mais adequada dos seus aspectos fenomenológicos.

1.1 Organização do Trabalho

O presente trabalho é dividido em oito capítulos. No primeiro capítulo, uma revisão de literatura é apresentada considerando os principais avanços obtidos para a descrição da fadiga funcional e estrutural das ligas com memória de forma.

No segundo capítulo é feita uma revisão geral sobre as ligas com memória de forma. São apresentados os principais comportamentos termomecânicos, seguido de uma breve descrição sobre fadiga funcional e estrutural. Por fim, são mostradas algumas aplicações desenvolvidas nos últimos anos para as SMAs.

O terceiro capítulo é dedicado à apresentação das principais características macroscópicas das SMAs utilizando uma abordagem experimental. São feitas diversas considerações macroscópicas incluindo a caracterização do material utilizado nos ensaios propostos, um procedimento de treinamento e por fim, ensaios de fadiga para avaliar a evolução da fadiga funcional e estrutural durante carregamentos cíclicos. Os resultados obtidos servem de inspiração para o desenvolvimento das etapas seguintes do trabalho.

No quarto capítulo é apresentado o modelo constitutivo proposto seguindo o formalismo desenvolvido para os *Materiais Padrão Generalizados*. Em seguida, é feita uma breve descrição sobre o procedimento numérico empregado na solução das equações constitutivas.

Os resultados obtidos são divididos em três partes. Inicialmente, o capítulo cinco apresenta os resultados para avaliar a capacidade do modelo em descrever a plasticidade induzida por transformação de fase, o efeito de saturação observado durante carregamentos cíclicos e a plasticidade clássica. Para isso, o dano foi desprezado da análise.

Em seguida, no capítulo seis, são apresentados os resultados numéricos obtidos considerando apenas o dano funcional. Comparações numérico-experimentais são utilizadas para promover a verificação do modelo. Após a etapa de verificação, simulações numéricas envolvendo testes uniaxiais e multiaxiais são exploradas.

No sétimo capítulo o dano estrutural é adicionado à análise. São realizados novos comparativos numérico-experimentais para mostrar a capacidade do modelo em representar o comportamento termomecânico geral das SMAs. Por fim, são apresentadas simulações numéricas para avaliar a influência do dano estrutural sobre a resposta das ligas com memória de forma, submetidas a carregamentos de natureza cíclica.

No oitavo capítulo são apresentadas as conclusões e as considerações finais sobre o trabalho, incluindo algumas sugestões para trabalhos futuros.

2 LIGAS COM MEMÓRIA DE FORMA

As ligas com memória de forma possuem como principal característica a recuperação da sua geometria original através da imposição de carregamentos mecânicos e/ou térmicos graças às transformações de fase. O estudo das ligas com memória de forma data da década de 1930. O efeito memória de forma foi reportado pela primeira vez em 1932 por ÖLANDER [76] para uma liga Au-Cd. Em 1949 KURDYUMOV & KHANDROS [77] propuseram uma análise do equilíbrio termoelástico em transformações martensíticas reversíveis para ligas Cu-Al. Já em 1952, CHANG & READ [78] apresentaram um estudo sobre o mecanismo de transformação de fase sem difusão de uma liga Au-Cd a partir da observação da mudança na estrutura cristalográfica e da resistividade do material ao longo da transformação. Nessa ocasião, foi observada a existência de uma transformação inversa onde o material recuperou a sua configuração inicial.

O efeito memória de forma em ligas NiTi foi descoberto por BUEHLER *et al.* [79] em 1963, e com isso, esses materiais passaram a ser utilizados em uma série de aplicações graças às boas propriedades mecânicas encontradas, somadas à capacidade de recuperação da forma inicial. Desde então a designação Nitinol passou a ser empregada para esses materiais em homenagem ao laboratório *Naval Ordnance Laboratory*, onde inicialmente foram realizadas as pesquisas.

As notáveis propriedades das ligas com memória de forma estão associadas às transformações de fase que ocorrem nesses materiais. Essas transformações estão relacionadas a processos onde ocorre um rearranjo atômico a fim de se obter uma estrutura cristalográfica mais estável.

As transformações de fase em ligas com memória de forma ocorrem através de transformações martensíticas, sem difusão, que são caracterizadas por um deslocamento cisalhante dos átomos numa escala inferior à distância interatômica promovendo grandes deformações e pequenas mudanças de volume [80]. Observa-se para esses materiais a existência de duas fases microconstituintes: a austenita, estável a altas temperaturas, e a martensita, estável a baixas temperaturas. A austenita apresenta uma

estrutura cristalográfica geralmente cúbica e a martensita apresenta uma estrutura menos simétrica (tetragonal, ortorrômbico ou monoclinico) [1].

Além das fases austenítica e martensítica, as ligas com memória de forma podem apresentar uma fase intermediária chamada fase R (chamada assim devido à sua estrutura cristalográfica do tipo romboédrica). Essa fase intermediária surge em SMAs que passaram por um processo de tratamento termomecânico e apresenta como característica uma faixa pequena de transformação quando comparada com a transformação austenita \rightarrow martensita [81]. A Fase R pode aparecer tanto na transformação austenita \rightarrow martensita quanto na transformação inversa.

A fase martensítica possui variantes. Em uma transformação induzida pela temperatura, surge a martensita maclada (*twinned*) que é o resultado da combinação de vinte e quatro variantes. Quando a transformação de fase é induzida por carregamento mecânico, surge a martensita não maclada (*detwinned*) que é caracterizada pela presença de uma variante dominante orientada na direção do carregamento.

As temperaturas relacionadas ao início e fim das transformações de fase configuram importantes parâmetros para a caracterização das ligas com memória forma. Para a sua determinação, comumente é utilizado o calorímetro diferencial de varredura (DSC - *Differential Scanning Calorimetry*). O princípio de funcionamento do DSC baseia-se na medição do fluxo de calor fornecido pelo equipamento para seguir uma curva de variação de temperatura. Desta forma, considerando uma amostra no estado martensítico, deseja-se aumentar a temperatura da amostra até a transformação para austenita. A amostra é aquecida até a temperatura onde tem início a transformação martensita \rightarrow austenita, A_s . A partir desse instante, o calor fornecido é utilizado para promover a transformação de fase em uma reação endotérmica. As medições apontam então um pico no fluxo de calor fornecido até ser concluída a transformação de fase, que configura a temperatura A_f . Na sequência a SMA encontra-se na fase austenítica e deseja-se promover uma diminuição da temperatura. De forma análoga, a transformação inversa austenita \rightarrow martensita tem início na temperatura M_s onde se pode observar outro pico no fluxo de calor durante a reação exotérmica desse processo. Ao fim da transformação, na temperatura M_f , o material encontra-se novamente na fase martensítica. A Figura 2.1 mostra a curva obtida para uma amostra de uma liga NiTi que passou por um de tratamento térmico. O eixo das abcissas representa a temperatura e o eixo das ordenadas o fluxo de calor fornecido pelo equipamento. Na Figura 2.1

observa-se a existência de três regiões onde ocorreu uma variação no fluxo de calor fornecido. A primeira, durante o aquecimento, representa a transformação martensita → austenita; a segunda ocorre durante o resfriamento e representa a transformação austenita → R e por fim ocorre uma transformação da fase R para a martensita.

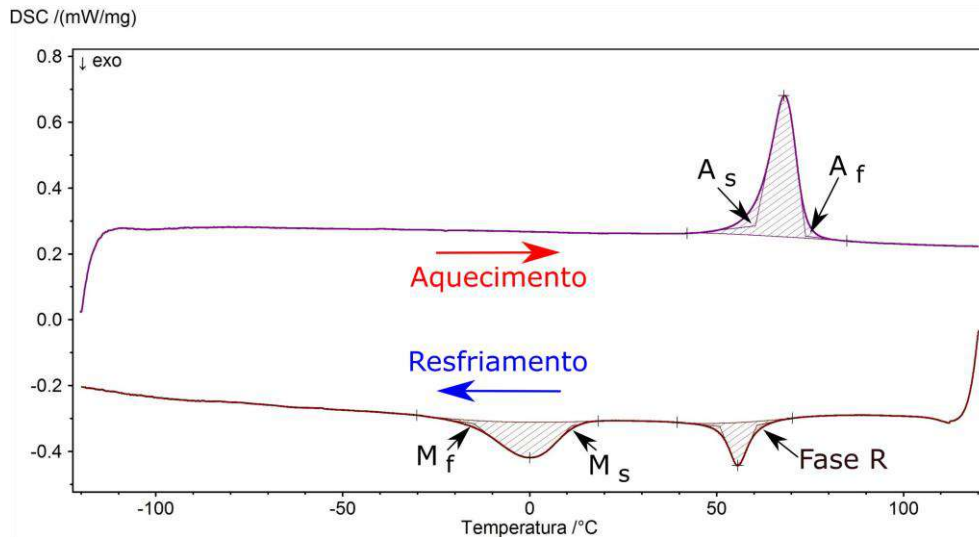


Figura 2.1: Obtenção das temperaturas de transformação de fase através do calorímetro diferencial de varredura- DSC.

2.1 Principais Comportamentos Termomecânicos

A imposição de diferentes campos de tensão, temperatura ou uma combinação dos dois geram uma série de comportamentos termomecânicos nas ligas com memória de forma, dentre eles, a transformação de fase devido à variação de temperatura, a pseudoelasticidade e o efeito memória de forma. Esses fenômenos foram amplamente estudados nos últimos anos e encontram-se detalhadamente descritos em trabalhos como MACHADO & SAVI [14] e KUMAR & LAGOUDAS [1]. A Figura 2.2 ilustra os efeitos que são explicados na sequência, mostrando as mudanças que ocorrem na estrutura cristalográfica da liga em cada processo de carregamento (figuras à esquerda) em função da temperatura, assim como as curvas deformação-temperatura, tensão-deformação e tensão-deformação-temperatura (figuras à direita).

A transformação de fase devido à mudança de temperatura ocorre através da imposição de um carregamento térmico na ausência de carregamento mecânico.

Inicialmente o material encontra-se na fase martensítica (temperatura abaixo de M_f) e é aquecido (até uma temperatura acima de A_f) de forma a sofrer uma transformação para a fase austenita. Ao ser resfriado ocorre uma transformação inversa com a presença de um laço de histerese caracterizando a dissipação de energia do material ao longo do processo de transformação de fase.

A pseudoelasticidade tem origem quando uma amostra SMA, na fase austenita (a uma temperatura constante acima de A_f), é submetida a um carregamento mecânico. Inicialmente é observado um trecho elástico na curva tensão-deformação até que a tensão crítica onde tem início a transformação austenita \rightarrow martensita não maclada, σ^{M_s} , é atingida. Aumentando-se a tensão aplicada, surge uma região não linear onde coexistem as fases austenita e martensita não maclada, nessa região pequenas variações na tensão geram grandes deformações. A transformação de fase tem fim quando é atingida a tensão σ^{M_f} e a partir desse ponto, o material encontra-se completamente no estado martensítico e é observado novamente um trecho linear na curva tensão-deformação. Devido ao fato da martensita não maclada ser instável a altas temperaturas, a retirada do carregamento promove uma transformação inversa que tem início na tensão σ^{A_s} e fim em σ^{A_f} onde o material volta a ser completamente austenítico. Nota-se novamente a presença de um laço de histerese durante o processo de transformação de fase.

O efeito memória de forma ocorre a uma temperatura constante menor que M_f , onde na ausência de carregamento mecânico o material encontra-se na fase martensita maclada. Ao aplicar um carregamento passa a ser verificada uma região linear na curva tensão-deformação até ser atingida a tensão crítica σ^{M_s} , onde tem início a reorientação da fase martensita maclada para a sua variante martensita não maclada. A reorientação tem fim na tensão σ^{M_f} e a partir desse ponto, apenas a variante não maclada passa a existir. Novamente é observada uma região linear na curva tensão-deformação. Ao contrário do verificado na pseudoelasticidade, a martensita não maclada resultante é estável a baixas temperaturas e, portanto, ao cessar o carregamento não ocorre uma transformação inversa e a amostra passa a experimentar uma deformação residual. Contudo, essa deformação pode ser recuperada aquecendo a amostra até uma temperatura superior a A_f , o que promove uma transformação de fase martensita \rightarrow austenita, e em seguida resfriando-a até a sua temperatura inicial, que induz a transformação inversa.

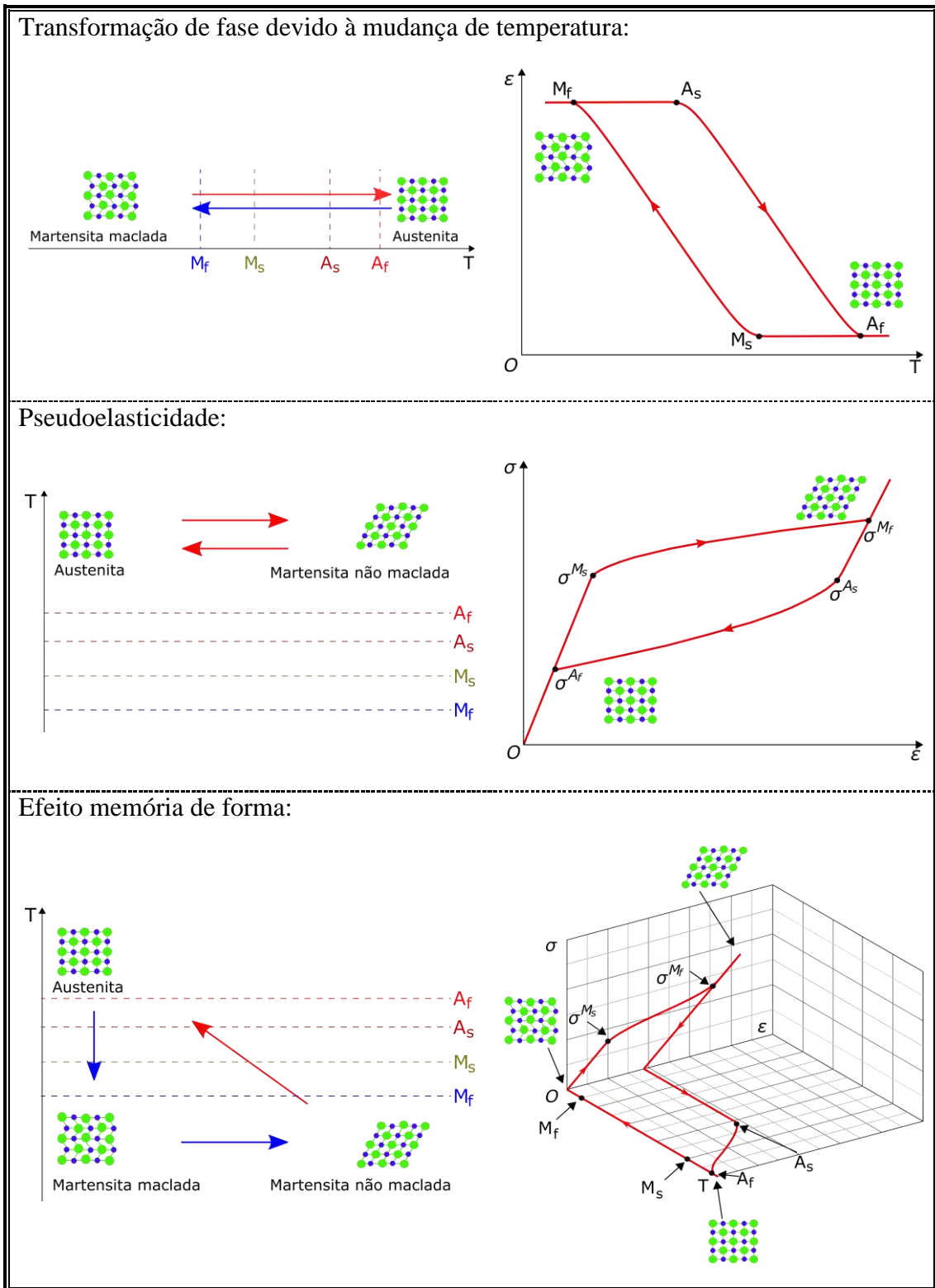


Figura 2.2: Principais comportamentos termomecânicos associados às ligas com memória de forma.

2.2 Plasticidade Induzida por Transformação de Fase

A plasticidade induzida por transformação de fase (*Transformation Induced Plasticity* - TRIP) é um fenômeno que surge nas ligas com memória de forma devido ao aparecimento de tensões internas relacionadas à mudança de volume ou à mudança de forma na região onde está ocorrendo a transformação de fase, sem atingir a superfície de escoamento do material [13,82,83,84]. O efeito TRIP está relacionado a dois mecanismos físicos distintos, o primeiro, proposto por GREENWOOD & JOHNSON [85] admite que devido à diferença de massa específica entre a fase austenita e a fase martensita ocorre uma mudança de volume durante a transformação de fase gerando tensões internas nos grãos do material. Essas tensões associadas a um campo de tensões externo pode promover a plastificação do material.

O segundo mecanismo, apresentado por MAGGE [86], decorre de um estado de tensão de cisalhamento interno que favorece um sentido de orientação preferencial para a formação da martensita na presença de um campo de tensões externas, envolvendo mudança de forma. Assim, quando os dois campos são combinados, pode haver um processo de plastificação, mesmo dentro da superfície de escoamento.

A Figura 2.3 ilustra uma amostra submetida a um carregamento cíclico a uma temperatura constante e superior a A_f onde inicialmente apenas a fase austenítica está presente. A sequência de carregamento-descarregamento é idêntica à que foi discutida para a pseudoelasticidade. Quando o primeiro ciclo é concluído é observada a presença de uma deformação plástica residual, não recuperável, que configura a deformação TRIP. Na Figura 2.3 é possível ver que após um determinado número de ciclos ocorre a estabilização da deformação TRIP. A esse efeito de estabilização dá-se o nome de treinamento que possui como características principais a diminuição da tensão crítica para transformação de fase e o acúmulo da deformação plástica até que haja a estabilização do material [87].

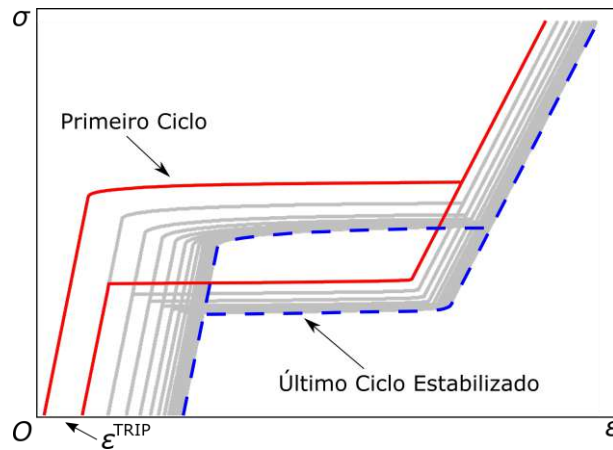


Figura 2.3: Plasticidade induzida por transformação de fase.

2.3 Fadiga em Ligas com Memória de Forma

Fadiga pode ser definida como a degradação progressiva de um material submetido a carregamentos cíclicos [40]. Quando a fadiga ocorre em virtude de solicitações onde são impostas tensões ou deformações ela recebe o nome de fadiga mecânica. Por outro lado, se o material é solicitado através de ciclos de temperatura a fadiga é denominada fadiga térmica. Se a fadiga ocorrer através de uma combinação dos dois tipos de solicitação é dita fadiga termomecânica.

As ligas com memória de forma, assim como outros materiais utilizados em aplicações onde são impostos carregamentos cíclicos, estão sujeitas à fadiga. De acordo EGGELER *et al.* [39], a fadiga em ligas com memória de forma pode ser subdividida em fadiga estrutural e funcional.

Fadiga estrutural corresponde ao processo convencional de fadiga que pode ser subdividido em três estágios: I- nucleação da trinca, II- crescimento e propagação da trinca e III- falha. A existência de cada estágio depende de fatores como a carga aplicada, defeitos na microestrutura, a geometria da peça e as propriedades mecânicas do material [88]. A Figura 2.4 ilustra uma superfície de fratura obtida através de uma micrografia de um fio submetido a um ensaio de fadiga por flexão rotativa, nela, estão destacadas as regiões onde cada estágio ocorre. A definição de fadiga estrutural está atrelada à classificação comumente empregada para os processos de fadiga que os divide em fadiga de baixo ciclo e fadiga de alto ciclo. De acordo com FIGUEIREDO

[88] fadiga de baixo ciclo ocorre quando a sollicitação imposta ao material promove o acúmulo de deformações plásticas ao longo do carregamento fazendo com que o número de ciclos até a falha seja geralmente baixo, não excedendo 10^3 ciclos, valor usualmente utilizado para o limite entre baixo e alto ciclo. Por outro lado, a fadiga de alto ciclo ocorre quando a sollicitação é baixa e o material sofre apenas deformações elásticas fazendo com que o número de ciclos de ciclos até a falha seja alto, normalmente, bem acima de 10^3 ciclos.

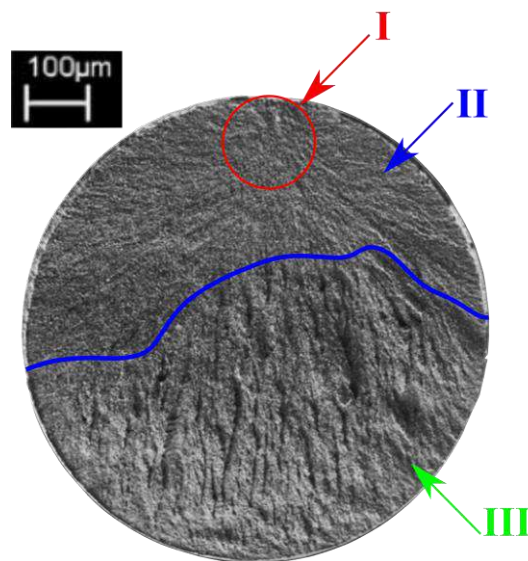


Figura 2.4: Superfície de fratura obtida através de um ensaio de fadiga por flexão rotativa. Estágios até a ruptura: I- nucleação da trinca; II- crescimento e propagação da trinca; III- falha. Adaptado de EGGELER *et al.* [39].

A fadiga funcional corresponde à diminuição das propriedades funcionais das ligas com memória de forma, como por exemplo: a área do laço de histerese, que indica capacidade do material em dissipar energia; a deformação máxima recuperável; as tensões críticas para a transformação de fase [40]. A Figura 2.5 mostra de forma esquemática uma curva tensão-deformação de uma liga NiTi submetida a ciclos de carregamento mecânico. Pode-se observar a redução das propriedades funcionais do material com aumento do número de ciclos, dentre elas a tensão crítica e o tamanho do laço de histerese.

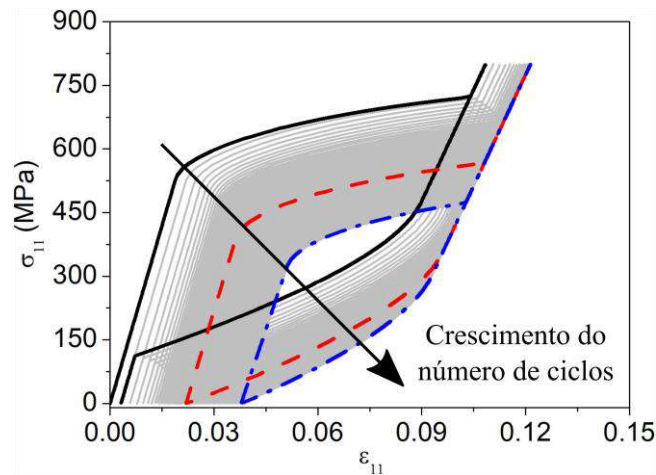


Figura 2.5: Redução das propriedades funcionais de uma liga NiTi considerando um processo de carregamento cíclico.

2.4 Aplicações

Os comportamentos termomecânicos inerentes das ligas com memória de forma as tornam atrativas para serem utilizadas em diversas áreas, como por exemplo, biomédica, aeroespacial, automotiva, robótica, dentre outras. Com isso, muitos esforços têm sido realizados nos últimos anos em pesquisas sobre novas aplicações utilizando esses materiais. Considerando a área biomédica, MACHADO & SAVI [14,15] apresentaram uma revisão sobre os principais comportamentos termomecânicos das SMAs para descrever algumas aplicações, incluindo dispositivos ortodônticos cardiovasculares, ortopédicos e instrumentos cirúrgicos. DUERIG *et al.* [89] apresentaram uma série de razões para demonstrar o grande potencial das ligas com memória de forma em aplicações médicas como, por exemplo, a biocompatibilidade, a presença de histerese e a boa resistência à fadiga.

Segundo DUERIG *et al.* [89], o corpo humano é composto por ambientes sujeitos a movimentos cíclicos irregulares, cuja frequência é definida pelos batimentos cardíacos e a amplitude pelas pressões sistólicas e diastólicas. Tais ambientes são envoltos por tecidos altamente resistentes capazes de voltar à sua configuração original quando as forças de distensão ou compressão são retiradas. Assim sendo, os dispositivos implantados sob essas condições estão sujeitos à fadiga e devem ser projetados sob essa ótica, para uma correta estimativa de sua vida útil. Um exemplo de

dispositivo SMA utilizado em aplicações biomédicas sujeito a carregamentos cíclicos é a válvula aórtica empregada como uma alternativa para minimizar as complicações cirúrgicas que podem ocorrer em procedimentos cardiovasculares tradicionais. A Figura 2.6 mostra uma válvula aórtica composta por um *Stent* SMA que envolve um pericárdio de origem biológica, o conjunto é inserido na sua forma comprimida com a ajuda de um cateter que o posiciona no local desejado. Quando é retirado o fluxo que mantém o conjunto resfriado, devido à temperatura corporal do paciente, o mesmo volta a sua forma original assumindo a sua função desejada [90]. Esse procedimento tem como vantagem não necessitar de cirurgia para substituir a válvula aórtica original, tendo portando um prazo de recuperação menor, com menos chances de complicações pós-cirúrgicas. Além das contribuições mencionadas anteriormente, outros trabalhos apresentam aplicações na área biomédica, como exemplos têm-se: PETRINI *et al.* [90] e AURICCHIO *et al.* [91,92].

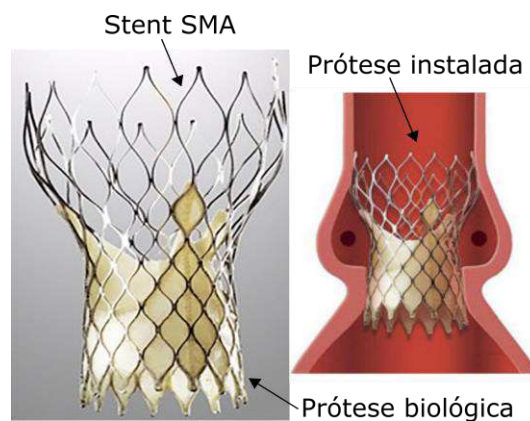


Figura 2.6: Válvula aórtica, adaptado de PETRINI *et al.* [90].

Considerando aplicações na indústria aeroespacial, HARTL & LAGOUDAS [16] apresentaram uma série de dispositivos SMA usados em voos atmosféricos e voos espaciais. De forma semelhante, IKEDA [93] apresentou alguns dos benefícios para o uso de materiais com memória de forma em aeronaves, satélites e veículos espaciais, como por exemplo, a obtenção de estruturas mais resistentes, mais leves e seguras. Um exemplo de aplicação na indústria aeroespacial é apresentado na Figura 2.7 que mostra um pneu desenvolvido pela NASA construído a partir de fios pseudoelásticos NiTi. O pneu desenvolvido para veículos de exploração espacial possui como principais

vantagens a capacidade de recuperar sua geometria original ao passar por um obstáculo, boa tração em terrenos arenosos e um peso reduzido [94].



Figura 2.7: Pneu construído a partir de fios pseudoelásticos para aplicações aeroespaciais. Adaptado de NASA Glenn Research Center [94].

De forma a sintetizar as regiões potenciais para o uso das ligas com memória de forma na indústria da aviação, JANI *et al.* [17] apresentaram de forma esquemática, como ilustrado na Figura 2.8, o mapa dos pontos onde esses materiais são aplicáveis. Muitos desses componentes utilizados em aeronaves estão sujeitos a condições de carregamentos de natureza cíclica e, portanto, também podem estar sujeitos à fadiga funcional e estrutural.

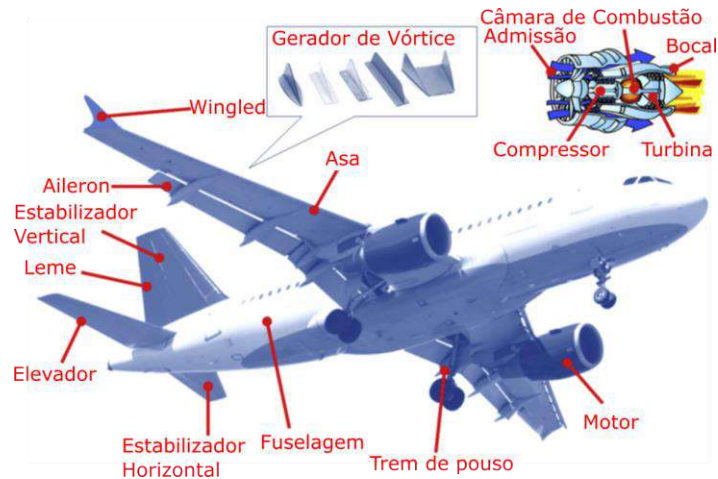


Figura 2.8: Regiões potenciais para aplicações de materiais SMA na aviação, adaptado de JANI *et al.* [17].

Na indústria automotiva as ligas com memória de forma apresentam inúmeras aplicações, como por exemplo, em sensores de temperatura, em persianas de radiadores, na redução de ruído, em válvulas de controle e em aplicações aerodinâmicas (aerofólios, flaps), como é apresentado nos trabalhos propostos por STOECKEL [95], JANI *et al.* [17] e KATO [96]. Para esse fim, as ligas SMA compostas por NiTi são preferíveis devido às propriedades como alta resistividade elétrica, recuperação de grandes deformações e alta resistência à corrosão [95]. Existem basicamente dois tipos de atuadores SMA, os térmicos que combinam detecção da mudança de temperatura com a transformação de fase alterando a configuração do sistema e os elétricos que tem por função apenas alterar a configuração do sistema através da imposição de uma corrente elétrica que promove uma transformação da fase martensítica para a fase austenítica [95]. Como exemplo de atuadores térmicos tem-se a válvula utilizada para controle de pressão do fluido de transmissões automáticas. A Figura 2.9 mostra de forma ilustrativa o funcionamento da mesma. Quando o sistema inicia a sua operação, a temperatura do fluido da transmissão é baixa, com isso, a mola linear comprime a mola SMA mantendo o conjunto na posição fechada auxiliando no desempenho de arranque da transmissão, permitindo mudanças de marcha mais suaves. Por outro lado, quando a temperatura do sistema aumenta, ocorre uma transformação de fase da mola SMA para a fase austenítica fazendo com que a mola linear seja comprimida e a válvula vá para a sua posição aberta. Com isso, ocorre um controle da pressão e da temperatura do sistema

melhorando o desempenho da transmissão e reduzindo a emissão de poluentes e o consumo de combustível.

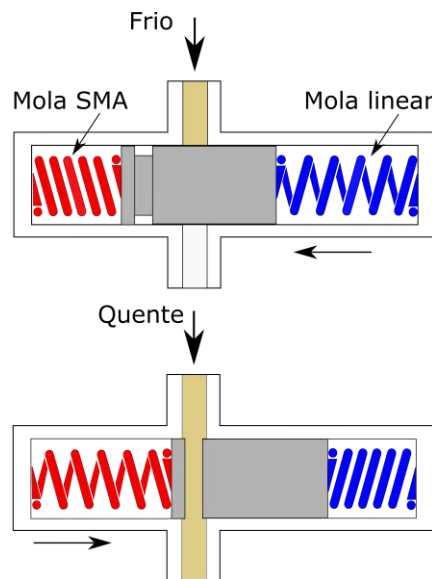


Figura 2.9: Válvula térmica para controle da temperatura do fluido de uma transmissão automática. Adaptado de STOECKEL [95].

Como exemplo de atuadores elétricos tem-se o dispositivo SMA para a abertura das persianas de faróis de neblina. O dispositivo é ilustrado na Figura 2.10 e é formado por uma mola SMA no estado martensítico a temperatura ambiente ligada em série à lâmpada do farol e a uma mola linear que mantém o sistema fechado. Quando a lâmpada é acesa, ocorre a passagem de uma corrente elétrica ao dispositivo promovendo uma transformação de fase da mola SMA que ao se tornar austenítica contrai o sistema de forma a abrir as persianas. Ao desligar o farol, o sistema resfria e volta à sua configuração de origem.

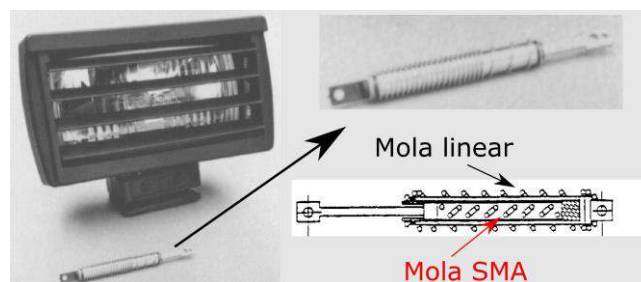


Figura 2.10: Dispositivo para abertura das persianas de um farol de neblina, adaptado de STOECKEL [95].

Nos últimos anos uma série sistemas robóticos têm sido desenvolvidos utilizando atuadores SMA, graças às propriedades desses materiais que contribui para a sua utilização em próteses, micro atuadores, sistemas que imitam o movimento de seres vivos, robôs utilizados em operações militares, submarinas, dentre outros. Muitos autores têm dedicado sua atenção para a exploração desse tema, dentre eles é possível destacar FURUYA & SHIMADA [97] que apresentam um conjunto de dispositivos robóticos desenvolvidos para operações submarinas onde o uso de sistemas hidráulicos e motores tradicionais se tornam difíceis pela característica do ambiente. De maneira semelhante, SREEKUMAR *et al.* [98] trás uma revisão sobre dispositivos SMA para diversas aplicações como, por exemplo: robôs para intervenções cirúrgicas mais precisas, atuadores para micro sensores, robôs submarinos, membros humanos artificiais, robôs autônomos para inspeção em dutos. LIU & LIAO [99] apresentaram um protótipo de um robô SMA que simula o movimento de uma cobra ilustrado através da Figura 2.11. O protótipo é composto por fios com memória forma que são aquecidos de forma sequencial através de uma corrente elétrica para que haja a atuação do sistema e o subsequente movimento do mesmo.

Protótipo com oito conjuntos de atuação:

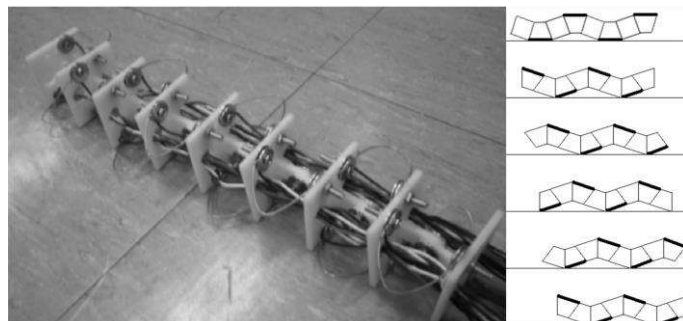


Figura 2.11: Protótipo de um robô SMA para simular o movimento de uma cobra, LIU & LIAO [99].

Como foi visto anteriormente, em muitas aplicações, as SMAs podem apresentar fadiga funcional e estrutural devido à natureza do carregamento ao qual estão submetidas. Com isso, o desenvolvimento de modelos capazes de prever o comportamento desses materiais em diferentes condições de operação constitui uma importante contribuição para a literatura e serve de motivação para o desenvolvimento do presente trabalho.

3 CONSIDERAÇÕES EXPERIMENTAIS

Este capítulo tem por objetivo analisar as principais características macroscópicas do comportamento termomecânico das ligas com memória de forma através de observações experimentais. Para isso, utiliza-se um fio de NiTi (56% Ni) de seção circular e diâmetro de 1.3mm, apresentando comportamento pseudoelástico a temperatura ambiente. O fio foi fabricado pela SANDINOX Biomateriais seguindo as especificações da norma ASTM2063 [100]. Dentre as principais características analisadas incluem-se a fadiga funcional e estrutural apresentadas por esses materiais quando submetidos a carregamentos de natureza cíclica. O capítulo é dividido em três partes: inicialmente é feita a caracterização do fio; em seguida, são conduzidos dois ensaios para avaliar a estabilização da deformação TRIP; por fim, apresentam-se ensaios de fadiga submetidos a diferentes condições de carregamento.

3.1 Caracterização do Material

O procedimento de caracterização apresentado a seguir, tem por objetivo obter as propriedades mecânicas do material através de um ensaio de ruptura e as temperaturas de transformação de fase por meio de um ensaio utilizando um calorímetro diferencial de varredura (DSC).

3.1.1 Ensaio de Ruptura

Um ensaio de ruptura é proposto a seguir, com o objetivo de levantar a curva tensão-deformação do fio. Para isso, emprega-se a norma ASTM F2516 [101] que define os parâmetros de teste para ligas NiTi pseudoelásticas. O ensaio foi conduzido utilizando-se uma máquina universal de ensaios mecânicos, Instron 5882, eletromecânica, com uma célula de carga de 30 kN. A Figura 3.1 ilustra a montagem do corpo de prova para a realização do ensaio. De acordo com a ASTM F2516 [101], para

um fio de 1.3 mm de diâmetro, deve-se inicialmente aplicar uma taxa de deformação de 0.02 mm/min até ser atingida a deformação de 6%. Em seguida a amostra é descarregada até ser alcançada uma tensão inferior a 7 MPa. Após o término do primeiro ciclo de carregamento, a amostra é novamente tracionada até a ruptura a uma taxa de 0.2 mm/min. A Figura 3.2 mostra o teste realizado, destacando as regiões onde o material encontra-se na fase elástica da fase austenita (I); onde ocorrem as transformações de fase (II); fase elástica na fase martensítica (III); e por fim, onde o material atinge a superfície de escoamento e é verificada a sua ruptura (IV).

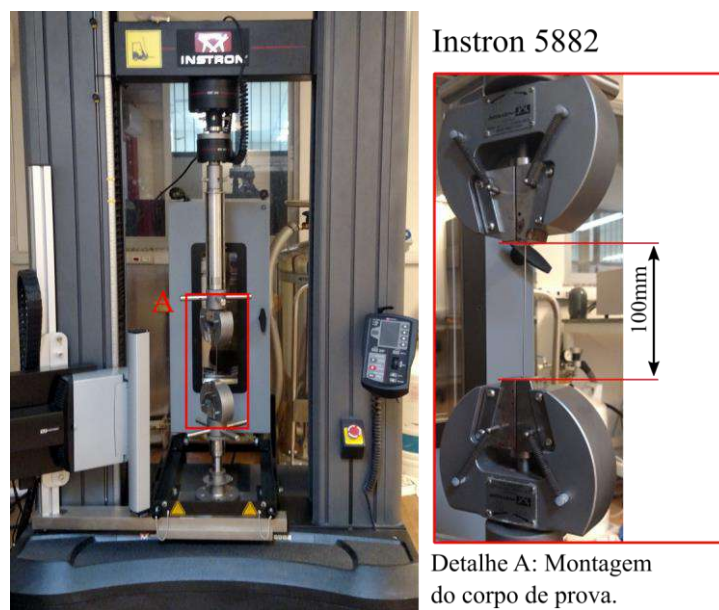


Figura 3.1: Sistema eletromecânico Instron 5882. Montagem do corpo de prova.

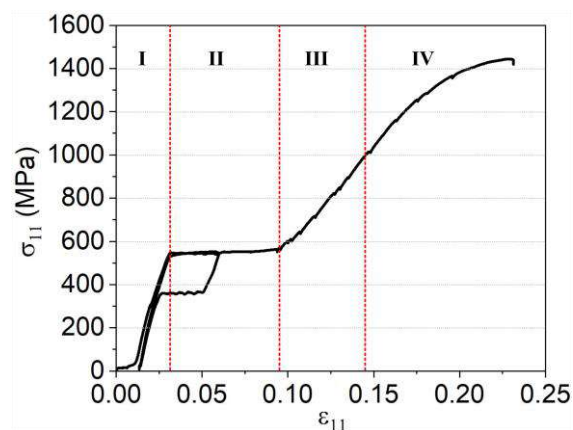


Figura 3.2: Ensaio de ruptura de acordo com a norma ASTM F2516 [101].

3.1.2 Temperaturas de Transformação de Fase

As temperaturas de transformação de fase do material são obtidas através de um ensaio utilizando um calorímetro diferencial de varredura (DSC - *Differential Scanning Calorimetry*) que monitora a temperatura e a energia fornecida para a amostra. Nos ensaios realizados utilizou-se um DSC modelo 200 F3 Maia fabricado pela NETZSCH, mostrado na Figura 3.3. Foram realizados três ensaios a partir de amostras obtidas do fio virgem (A1, A2 e A3). Durante o ensaio, o material é inicialmente aquecido a partir da temperatura ambiente até 120 °C e em seguida resfriado até -120 °C. Durante o aquecimento e resfriamento são observadas regiões onde ocorrem picos no fluxo de calor fornecido pelo equipamento que configuram as transformações de fase da liga NiTi. A Figura 3.4 mostra as curvas obtidas para as três amostras, assim como as temperaturas médias de transformação de fase com o respectivo desvio padrão. Observa-se a existência de duas regiões de transformação de fase (martensita → R e R → austenita) durante o aquecimento e um pico de transformação (austenita → martensita) durante o resfriamento.



Figura 3.3: Calorímetro diferencial de varredura - DSC 200 F3 Maia.

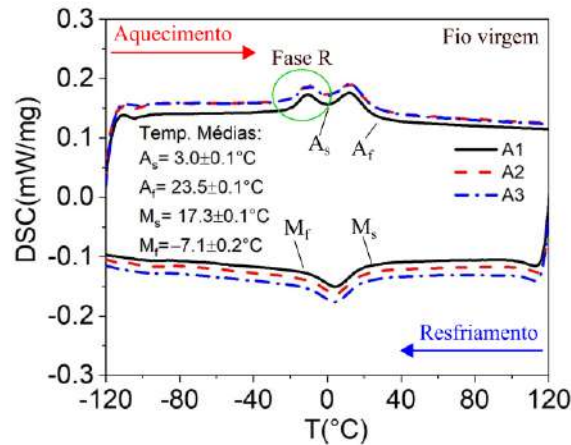


Figura 3.4: Temperaturas de transformação de fase obtidas através do calorímetro diferencial de varredura.

3.2 Procedimento de Treinamento

O treinamento de uma SMA pode ser conduzido através da aplicação de um carregamento termomecânico cíclico até ser observada uma estabilização na resposta do material. Esse processo representa a estabilização da deformação TRIP, sendo um procedimento essencial para a utilização das ligas com memória de forma em suas diversas aplicações, possibilitando a repetibilidade da resposta. Durante os ensaios apresentados ao longo dessa seção foi utilizada a máquina de ensaios mecânicos, Instron 5882, com uma célula de carga de 30 kN.

O procedimento de treinamento do fio adota dois ensaios considerando 30 ciclos de carregamento mecânico à temperatura ambiente e frequência de 0.0028 Hz, onde foram prescritos carregamentos triangulares com tensão mínima de 5 MPa. Inicialmente a amostra é submetida a um carregamento máximo de 900 MPa como mostrado na Figura 3.5. Na Figura 3.5 (a) é apresentada a resposta considerando os 30 ciclos de carregamento com destaque para o primeiro e o último ciclo. Na Figura 3.5 (b)-(c) mostram-se as curvas tensão-deformação do primeiro e último ciclos, destacando os valores das propriedades funcionais do laço de histerese. Pode-se verificar a estabilização da deformação TRIP ao longo dos ciclos, a diminuição do tamanho do laço de histerese e uma redução das tensões críticas onde tem início e fim as transformações de fase em até 38% (σ^{Af}). A Figura 3.5 (d) mostra a evolução da

deformação experimentalada pela amostra ao longo dos ciclos, observando-se que aproximadamente após vinte ciclos ocorre uma estabilização na deformação.

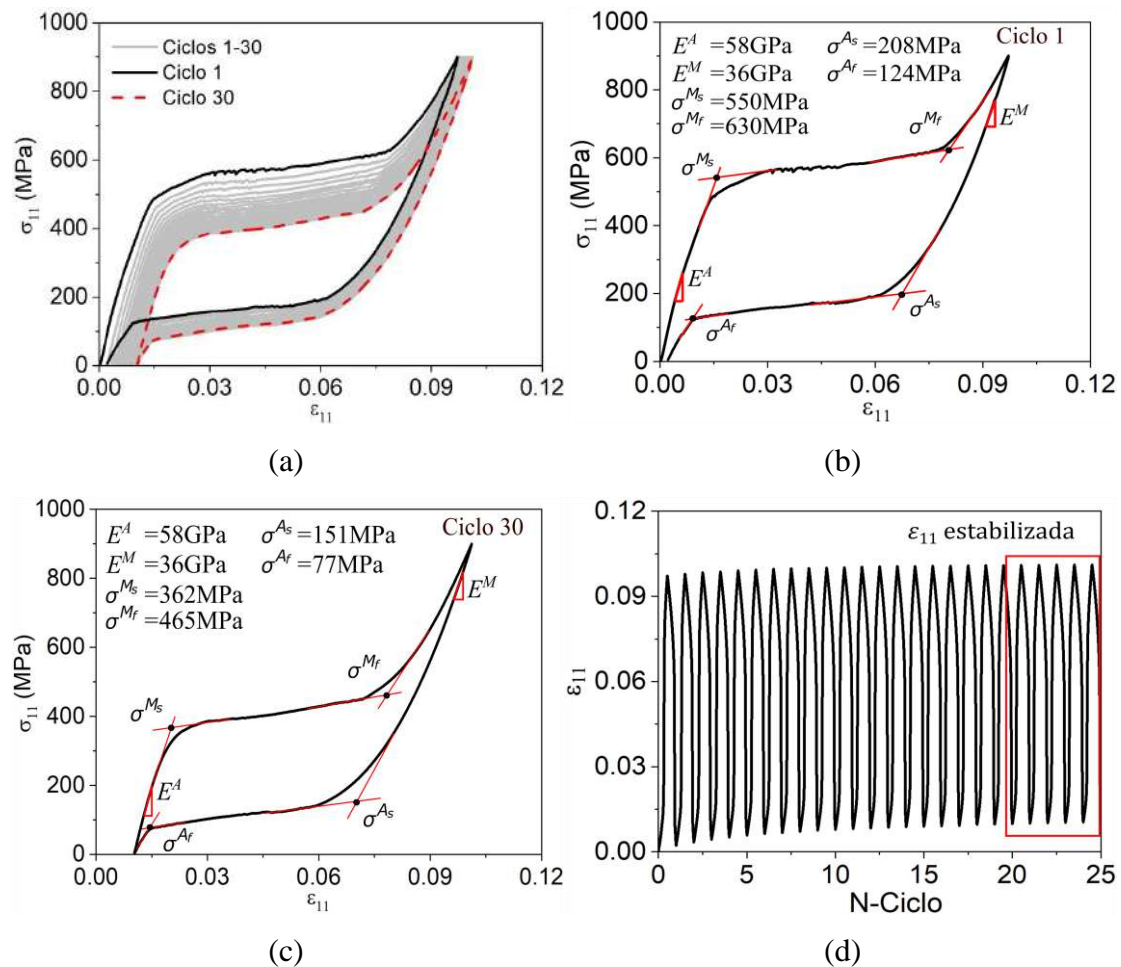


Figura 3.5: Propriedades funcionais do fio NiTi, treinamento com trinta ciclos de carregamento a uma frequência de 0.0028 Hz e tensão máxima de 900 MPa. (a) todos os ciclos de carregamento; (b) ciclo 1; (c) ciclo 30; (d) evolução da deformação ao longo dos ciclos.

O segundo carregamento proposto considera uma tensão máxima de 1300 MPa, acima da superfície de escoamento original do material, como ilustrado na Figura 3.6. Nesse momento, é importante avaliar o comportamento macroscópico do material levando em consideração os efeitos da deformação TRIP e da plasticidade clássica. A plasticidade clássica age no sentido de inibir a transformação de fase, sendo esse efeito mais pronunciado para maiores taxas de deformação plástica, o que pode ser observado após poucos ciclos [102] (Figura 3.6 (a)). Dessa forma, observa-se uma drástica redução

na capacidade de transformação de fase a partir do terceiro ciclo. A Figura 3.6 (b) mostra os valores das propriedades funcionais do laço de histerese para o primeiro ciclo. Devido à perda de atuação, esses valores não podem ser estimados para o último ciclo, como mostra a Figura 3.6 (c). Por fim, a Figura 3.6 (d) mostra a evolução da deformação ao longo dos ciclos, onde novamente pode-se destacar a redução da deformação e a uma rápida estabilização da resposta do material.

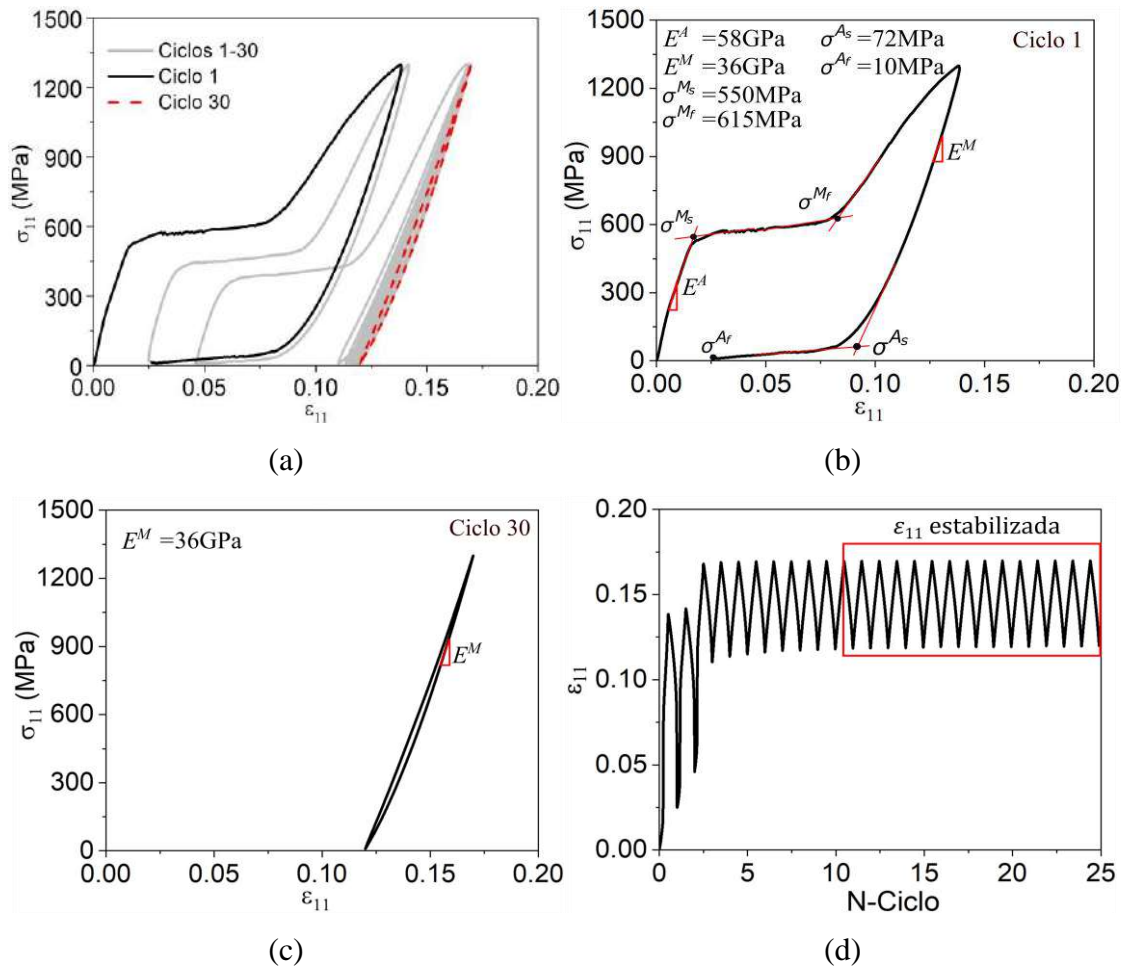


Figura 3.6: Propriedades funcionais do fio NiTi, treinamento com trinta ciclos de carregamento a uma frequência de 0.0028 Hz e tensão máxima de 1300 MPa. (a) todos os ciclos de carregamento; (b) ciclo 1; (c) ciclo 30; (d) evolução da deformação ao longo dos ciclos.

3.3 Ensaio de Fadiga

Após a caracterização, são apresentados ensaios para avaliar o comportamento em fadiga de uma liga NiTi pseudoelástica. Diferentes carregamentos mecânicos e frequências de teste são considerados para esse objetivo. A definição do carregamento mecânico é feita de acordo com a caracterização mostrada anteriormente na Figura 3.2. Nesse sentido, diferentes testes são definidos de acordo com as quatro regiões apresentadas, avaliando o comportamento em fadiga em todas as regiões. Os ensaios foram realizados utilizando um sistema servo hidráulico Instron 8801, com garras pneumáticas e uma célula de carga de 5 kN. Foram considerados carregamentos que variam de um valor mínimo de 50 MPa a um valor máximo de forma triangular em todos os testes. A montagem dos corpos de prova é ilustrada através da Figura 3.7. A definição das frequências de teste é baseada nos aspectos do acoplamento termomecânico. Durante as transformações de fase, ocorrem reações exotérmicas ao longo da transformação direta (austenita \rightarrow martensita) e endotérmicas na transformação inversa (martensita \rightarrow austenita), com isso, o aumento da frequência de teste faz com que o material não consiga estabelecer um equilíbrio térmico com o meio causando assim, um aumento da temperatura da amostra. Portanto, a frequência de teste é definida com base no equilíbrio térmico, o que significa que o calor da transformação de fase é trocado com o ambiente por convecção. Nesse sentido, os testes aqui apresentados foram conduzidos até uma frequência máxima de 2 Hz.

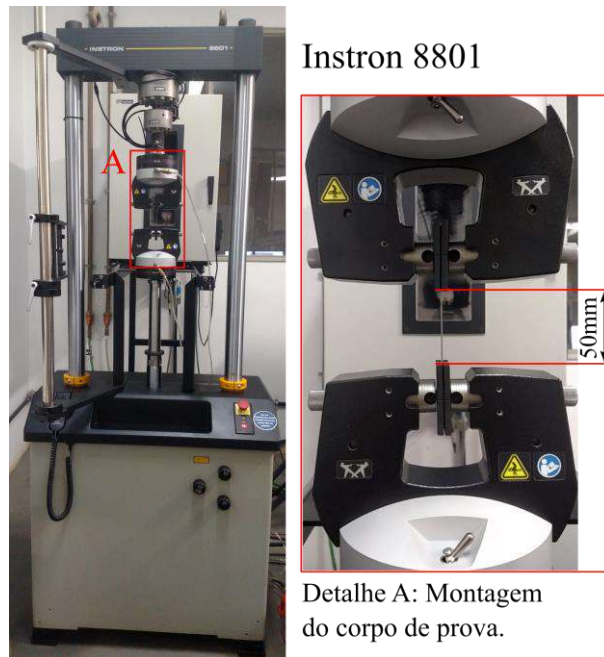
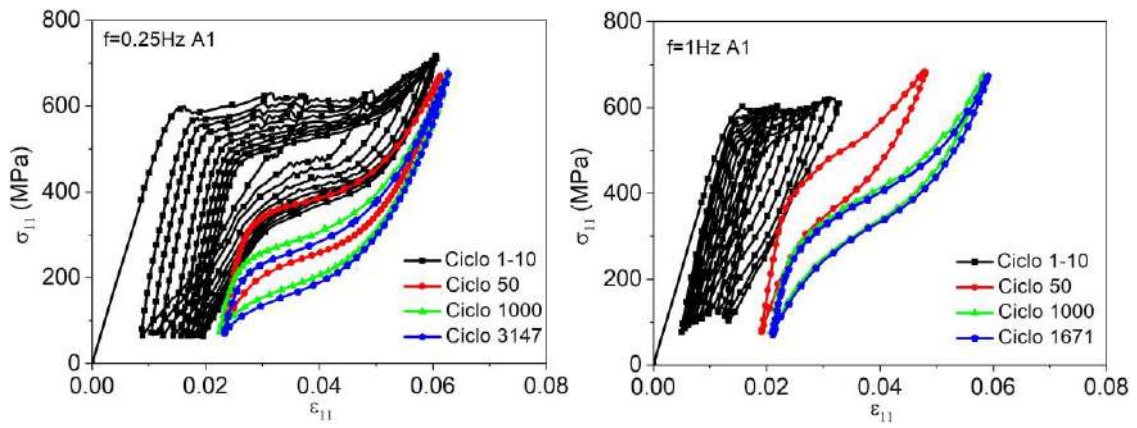


Figura 3.7: Sistema servo hidráulico Instron 8801. Montagem do corpo de prova para o ensaio de fadiga.

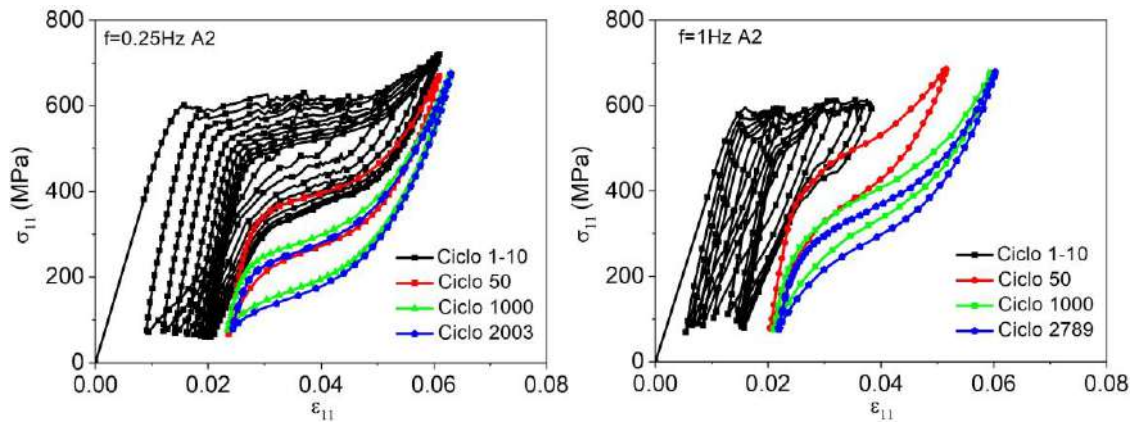
Inicialmente são apresentados os resultados obtidos considerando dois carregamentos onde o material exibe transformação de fase sem atingir a superfície de escoamento (680 e 750 MPa), em duas frequências de teste (0.25 e 1 Hz). Avalia-se, portanto, a influência do carregamento aplicado e da frequência de teste sobre o comportamento macroscópico da liga. A Figura 3.8 mostra o comparativo para o carregamento máximo de 680 MPa ($\sigma_{\max} = 680$ MPa) para três amostras (A1, A2 e A3). As figuras à esquerda mostram os resultados considerando a frequência de 0.25 Hz, enquanto as figuras à direita mostram os resultados para a frequência de 1 Hz. Consideram-se os dez primeiros ciclos de carregamento, o ciclo 50, o ciclo 1000 e ainda o último ciclo em cada teste antes do material romper. Devido à variação do módulo de elasticidade do material durante o processo de transformação de fase, o controle aplicado a máquina de testes experimenta variações nas tensões máximas e mínimas durante os primeiros ciclos de carregamento, o que promove transformações incompletas de fase ao longo desses ciclos. A Figura 3.9 mostra os resultados para o carregamento de 750 MPa ($\sigma_{\max} = 750$ MPa). Novamente, as figuras à esquerda mostram os resultados considerando a frequência de 0.25 Hz e as figuras à direita mostram os resultados para a frequência de 1 Hz. Comparando os resultados apresentados na Figura 3.8 e Figura 3.9, é possível observar que ao aumentar a tensão

aplicada, ocorre uma diminuição nas propriedades funcionais da liga SMA, como por exemplo, o tamanho do laço de histerese. Esse resultado indica que o aumento na tensão aplicada promove um maior acúmulo de dano funcional, fazendo com que o material perca sua capacidade de atuação após um determinado número de ciclos. Esse aspecto também pode ser observado através da Figura 3.10 que mostra a evolução das tensões críticas para o início das transformações austenita \rightarrow martensita (σ^{M_s}) e martensita \rightarrow austenita (σ^{A_s}) em função do número de ciclos, considerando-se as amostras com o maior número de ciclos até a falha. Observe uma redução das tensões críticas com o aumento do número de ciclos. Por outro lado, os resultados apresentados não mostram uma variação significativa do número de ciclos até a falha em função do aumento da tensão aplicada.

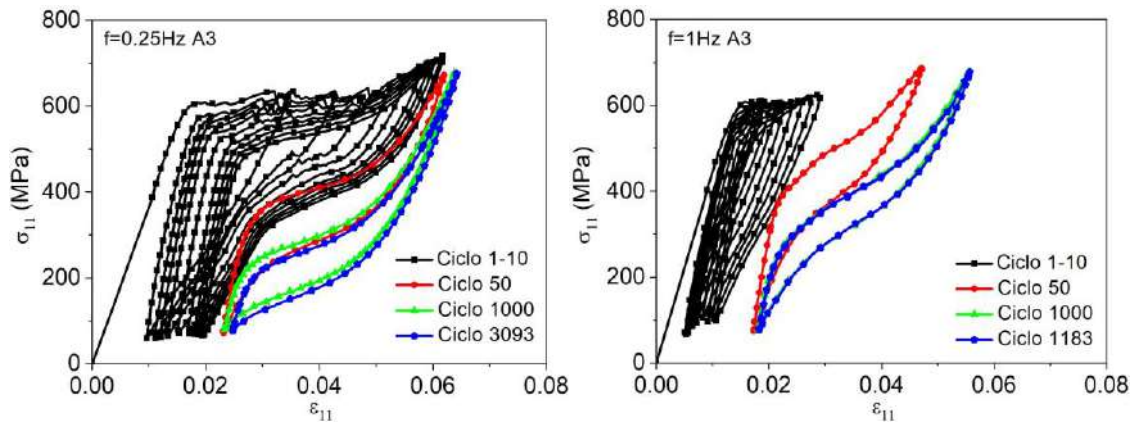
Considerando a frequência, pode-se observar que aumentando a frequência em quatro vezes (0.25 Hz \rightarrow 1 Hz) ocorre uma mudança na forma do laço de histerese, como mostrado na Figura 3.8 e na Figura 3.9. Essa alteração promove uma modificação da evolução das tensões críticas, conforme mostra a Figura 3.10. Observe que para a frequência de 1 Hz, σ^{M_s} atinge o mesmo valor de σ^{A_s} após um determinado número de ciclos, assumindo um valor mais alto nos ciclos seguintes.



(a)

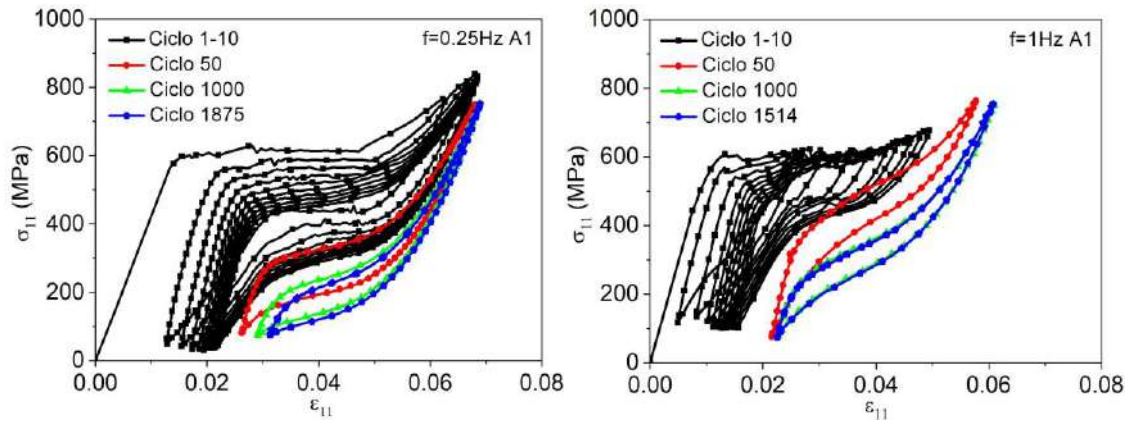


(b)

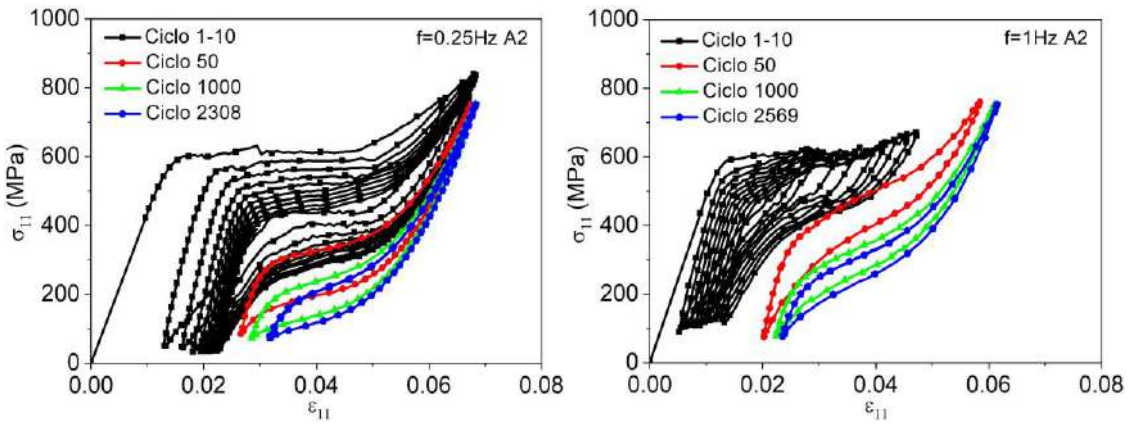


(c)

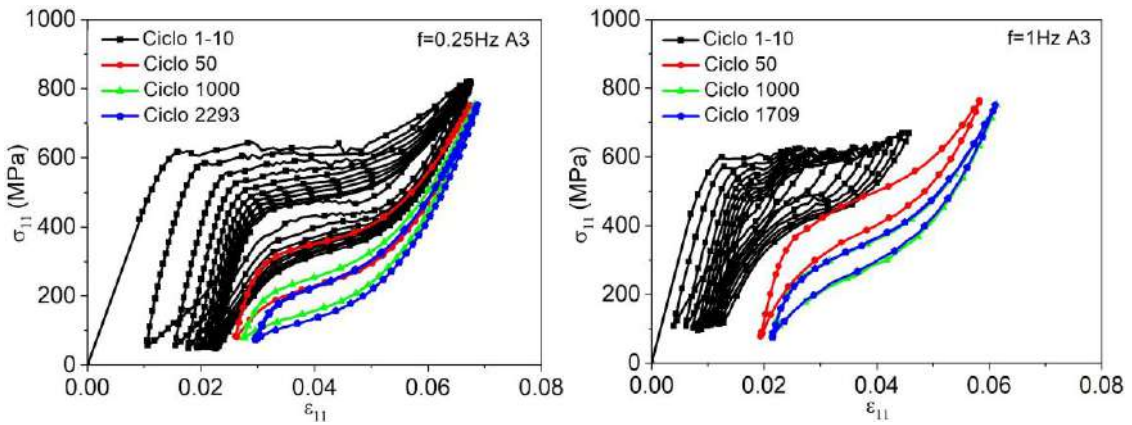
Figura 3.8: Ensaio de tração $\sigma_{\max} = 680$ MPa, comparativo entre os resultados obtidos para as frequências de 0.25 Hz (figuras à esquerda) e 1 Hz (figuras à direita). (a) A1; (b) A2; (c) A3.



(a)



(b)



(c)

Figura 3.9: Ensaio de tração $\sigma_{\max} = 750$ MPa, comparativo entre os resultados obtidos para as frequências de 0.25 Hz (figuras à esquerda) e 1 Hz (figuras à direita). (a) A1; (b) A2; (c) A3.

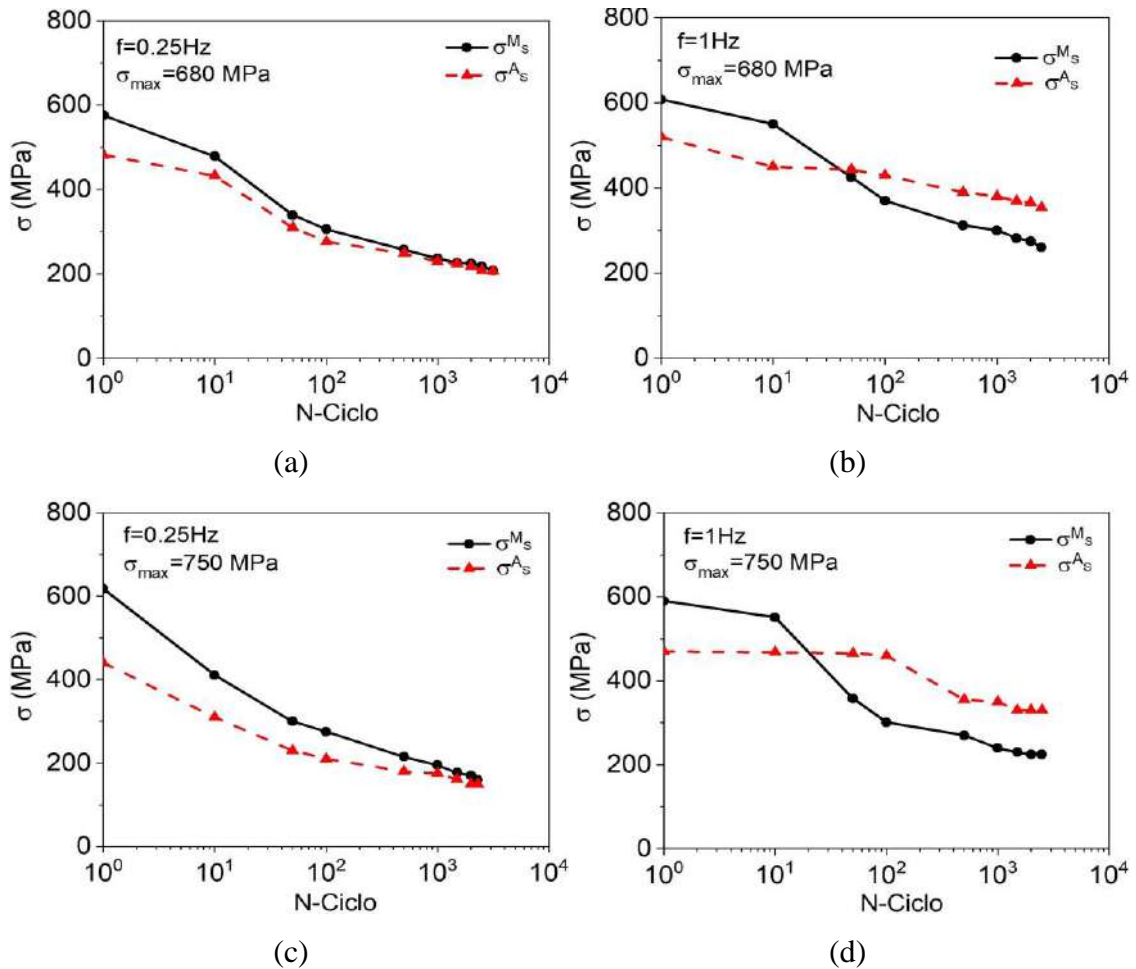
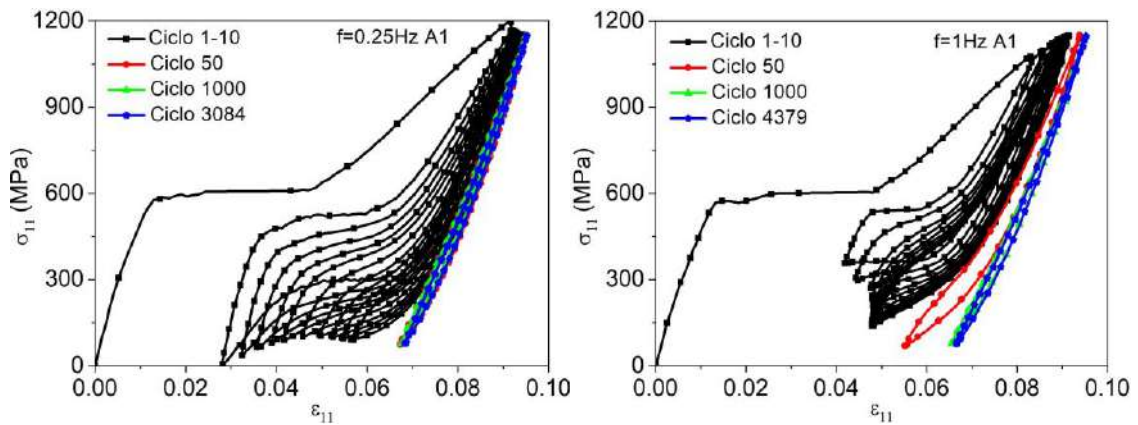
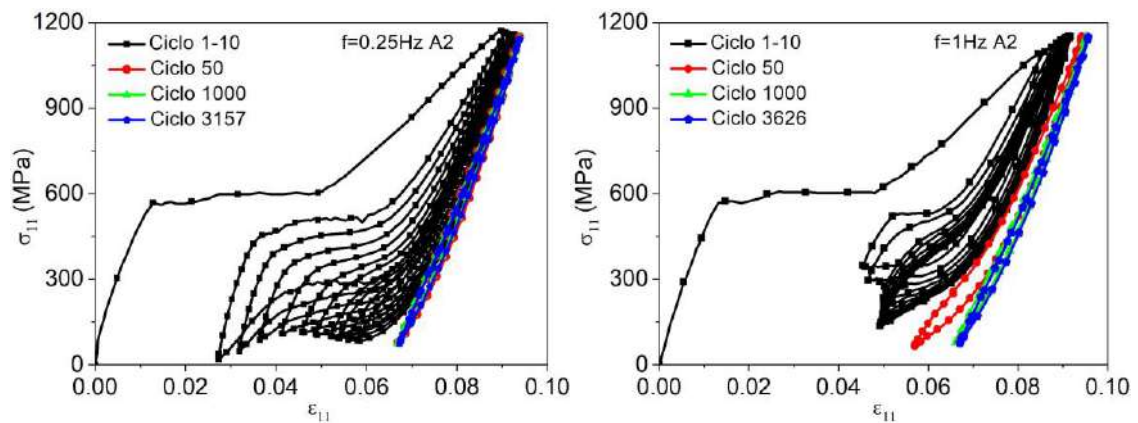


Figura 3.10: Tensões críticas para início das transformações austenita \rightarrow martensita e martensita \rightarrow austenita. (a) $\sigma_{\max} = 680$ MPa, 0.25 Hz; (b) $\sigma_{\max} = 680$ MPa, 1 Hz; (c) $\sigma_{\max} = 750$ MPa, 0.25 Hz; (d) $\sigma_{\max} = 750$ MPa, 1 Hz.

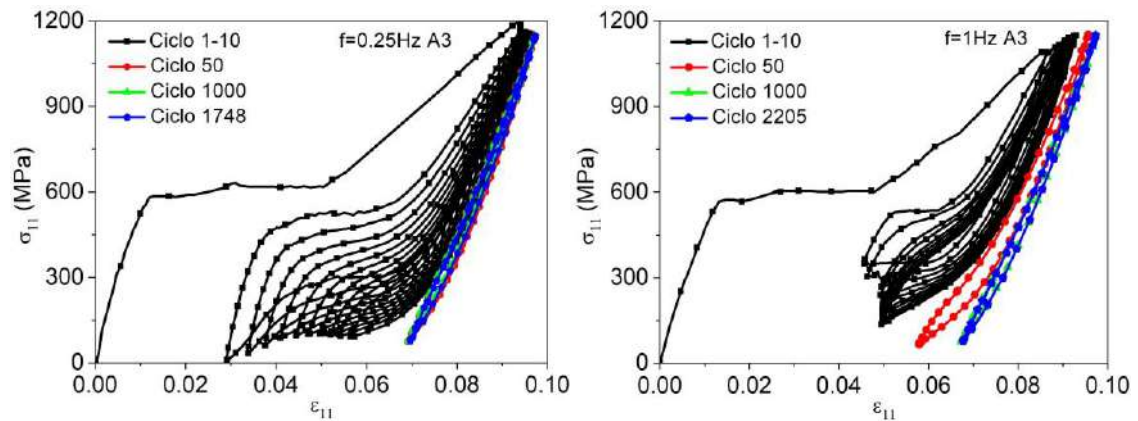
Considere agora um ensaio realizado aplicando-se uma tensão máxima em um valor que induza atingir a superfície de escoamento. A Figura 3.11 mostra o resultado considerando uma tensão de 1150 MPa com as mesmas frequências propostas anteriormente. Com isso, deve-se avaliar a influência da plasticidade sobre o comportamento termomecânico do fio submetido a um ensaio cíclico. Observa-se que a plasticidade faz com que o material perca uma grande parcela da sua capacidade de atuação após poucos ciclos, para ambas as frequências. Por outro lado, o número de ciclos até a falha (N_f) permanece dentro da faixa apresentada pelos carregamentos analisados anteriormente.



(a)



(b)



(c)

Figura 3.11: Ensaio de tração $\sigma_{\max} = 1150$ MPa, comparativo entre os resultados obtidos para as frequências de 0.25 Hz (figuras à esquerda) e 1 Hz (figuras à direita). (a)

A1; (b) A2; (c) A3.

Dois novos testes são propostos considerando duas regiões onde não ocorrem transformações de fase (regiões I e III da Figura 3.2). Esse tipo de comportamento está relacionado a uma situação em que as cargas cíclicas não promovem perda de atuação

devido à fadiga funcional e, portanto, podem ser entendidas como uma situação em que a fadiga estrutural é preponderante.

O primeiro teste é realizado utilizando um carregamento cíclico elástico na fase austenítica. Para isso, considera-se um carregamento variando entre 230 – 530 MPa (região I) à frequência de 2 Hz. Os resultados das três amostras são mostrados na Figura 3.12 onde é observado que o material apresenta uma deformação máxima na ordem de 1%, sem transformações de fase. Além disso, apesar da dispersão apresentada pelos testes, os resultados sugerem que a ausência de transformações de fase promove um aumento da vida em fadiga quando comparado aos resultados anteriores, fazendo com que o material passe a romper acima de 10^4 ciclos.

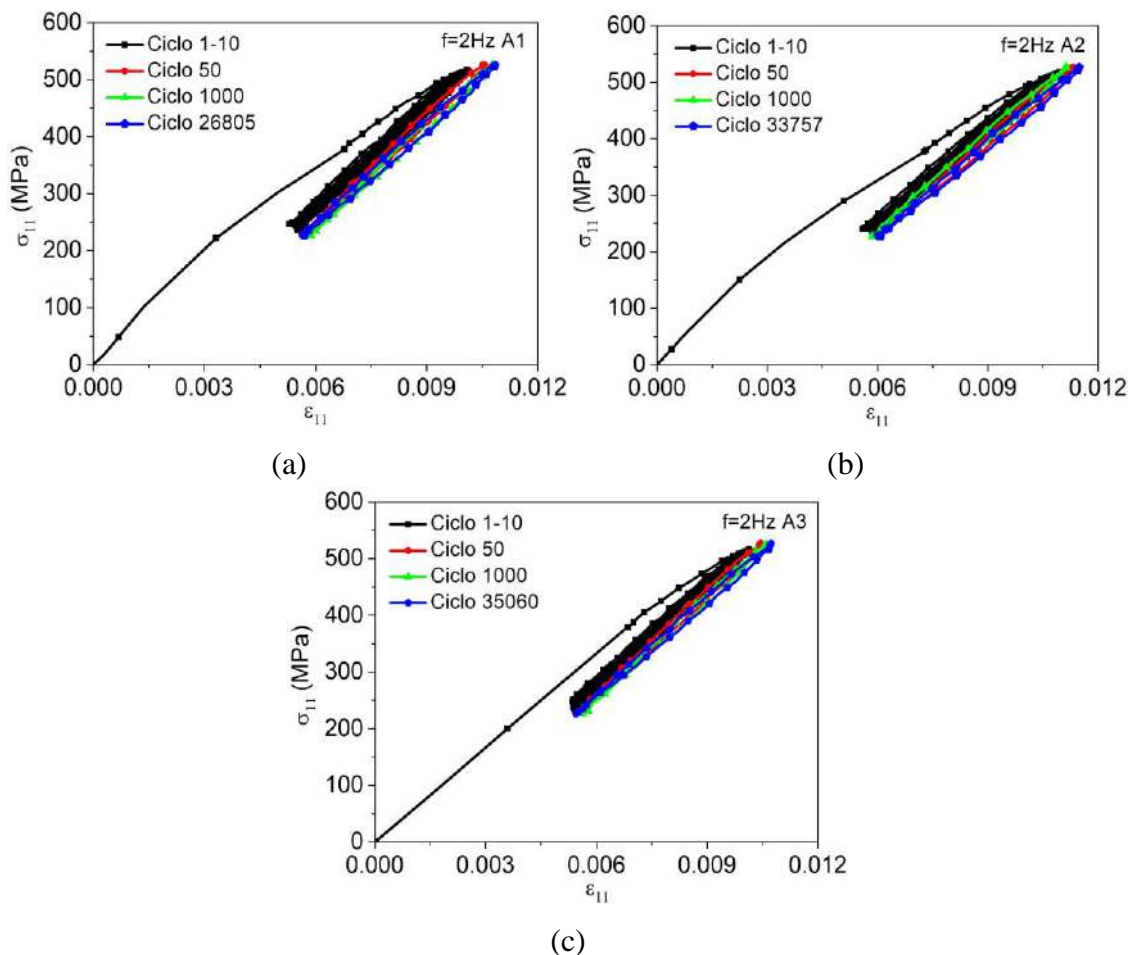


Figura 3.12: Ensaio de tração dentro da região elástica da fase austenítica, $\sigma_{\max} = 530$ MPa, 2 Hz. (a) A1; (b) A2; (c) A3.

Em seguida, é apresentado um segundo ensaio onde o material passa por um treinamento com 50 ciclos de carregamento na frequência de 1 Hz de modo que ocorra a estabilização da deformação TRIP. Após o treinamento, a amostra é submetida a um carregamento variando entre 600 e 900 MPa (região III), dentro da região elástica da fase martensítica, a uma frequência de 2 Hz. Dessa forma, após o treinamento, utiliza-se a mesma amplitude de carregamento empregada no teste anterior. A Figura 3.13 mostra os resultados obtidos, onde se observa novamente um aumento da vida em fadiga do material devido à ausência de transformações de fase, mesmo após o procedimento de treinamento. A Tabela 3.1 apresenta o número de ciclos até a falha (N_f) para todas as amostras analisadas anteriormente, além do número médio de ciclos até a falha (\bar{N}_f) e seus respectivos desvios padrão (s).

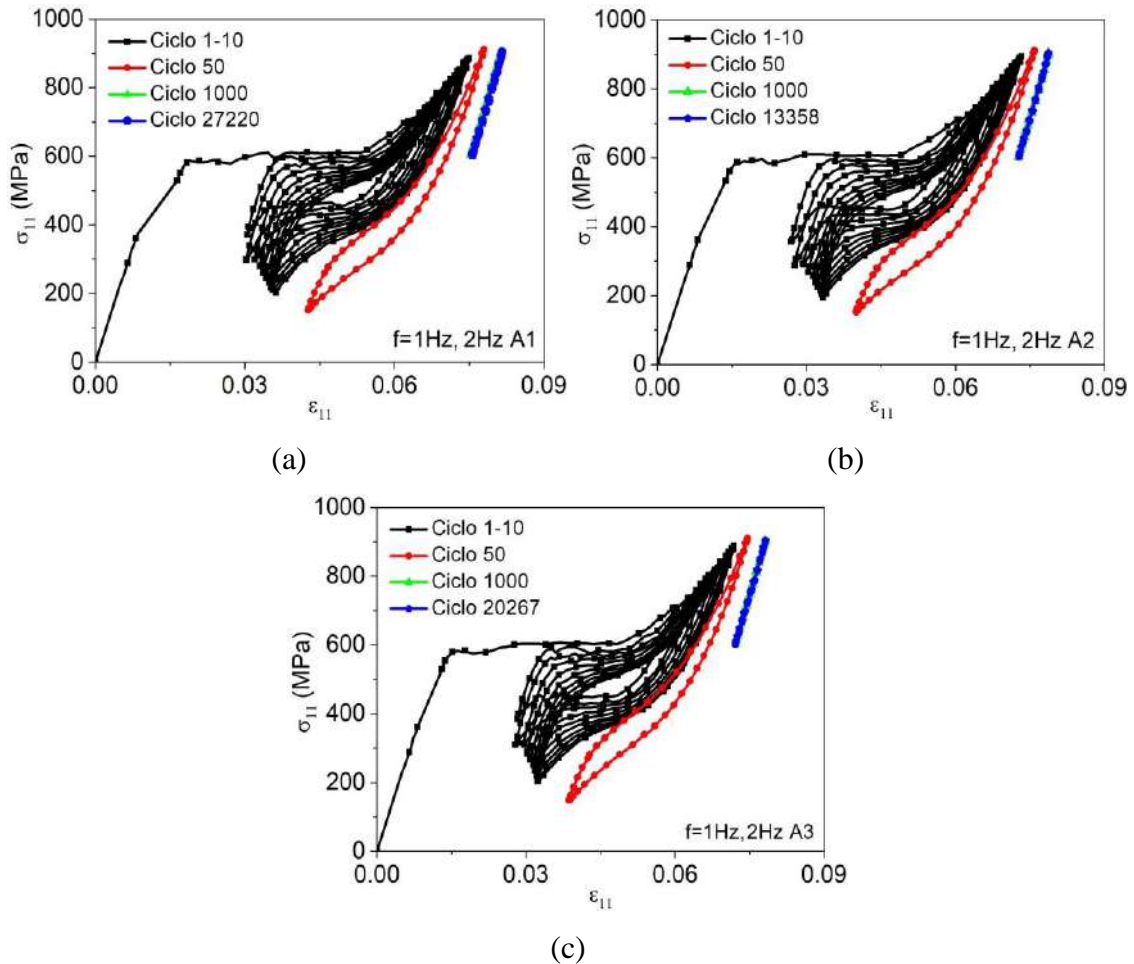


Figura 3.13: Ensaio de tração dentro da região elástica da fase martensítica, $\sigma_{\max} = 900$ MPa, 1 – 2Hz. (a) A1; (b) A2; (c) A3.

Tabela 3.1: Número de ciclos até a falha (N_f) avaliados em ensaios de fadiga de fios NiTi.

Frequência (Hz)	σ_{\max} (MPa)	Região de carregamento	N_f (A1)	N_f (A2)	N_f (A3)	$\bar{N}_f \pm s$
0.25	680	I, II, III	3147	2003	3093	2748 ± 645
	750	I, II, III	1875	2308	2293	2158 ± 246
	1150	I, II, III, IV	3084	3157	1748	2663 ± 793
1	680	I, II, III	1671	2789	1183	1181 ± 823
	750	I, II, III	1514	2569	1709	1930 ± 561
	1150	I, II, III, IV	4379	3626	2205	3238 ± 1376
2	530	I	26805	33757	35060	31874 ± 4438
1, 2	900	III	27220	13358	20267	20282 ± 6931

Os carregamentos cíclicos possuem efeito sobre as temperaturas de transformação de fase e podem ser avaliados a partir de testes do DSC. A Figura 3.14 mostra um comparativo obtido entre as temperaturas de transformação de fase para o fio virgem e para os fios após os diferentes ensaios de fadiga realizados ao longo desta seção. Observa-se que para o fio virgem, Figura 3.14 (a), existem três regiões onde ocorrem as transformações de fase. Quando o material é submetido a um carregamento dentro da região elástica da austenita ($\sigma_{\max} = 530$ MPa), Figura 3.14 (b), ocorre um ligeiro aumento nas temperaturas de transformação de fase. Por outro lado, a curva obtida para esse ensaio não sofre grandes mudanças em relação ao fio virgem. Na Figura 3.14 (c)-(e) são apresentados os resultados considerando os carregamentos onde houve transformação de fase. Nota-se uma redução dos picos de transformação (com exceção para o pico martensita $\rightarrow R$, que permanece aproximadamente constante) e um progressivo aumento nas temperaturas de transformação de fase do material em função do carregamento aplicado. A Figura 3.14 (f) mostra o resultado considerando o teste com o treinamento de 50 ciclos a uma tensão máxima de 900 MPa, seguido de um carregamento cíclico dentro da fase elástica da martensita ($\sigma_{\max} = 900$ MPa). Observa-se um comportamento semelhante aos anteriores, com uma redução na amplitude dos picos de transformação e um aumento das temperaturas de transformação de fase. Dessa forma, o comparativo mostra uma dependência das temperaturas de transformação com o carregamento aplicado sendo que, nos testes sujeitos à transformações de fase, essas temperaturas tem um aumento progressivo em função do carregamento aplicado.

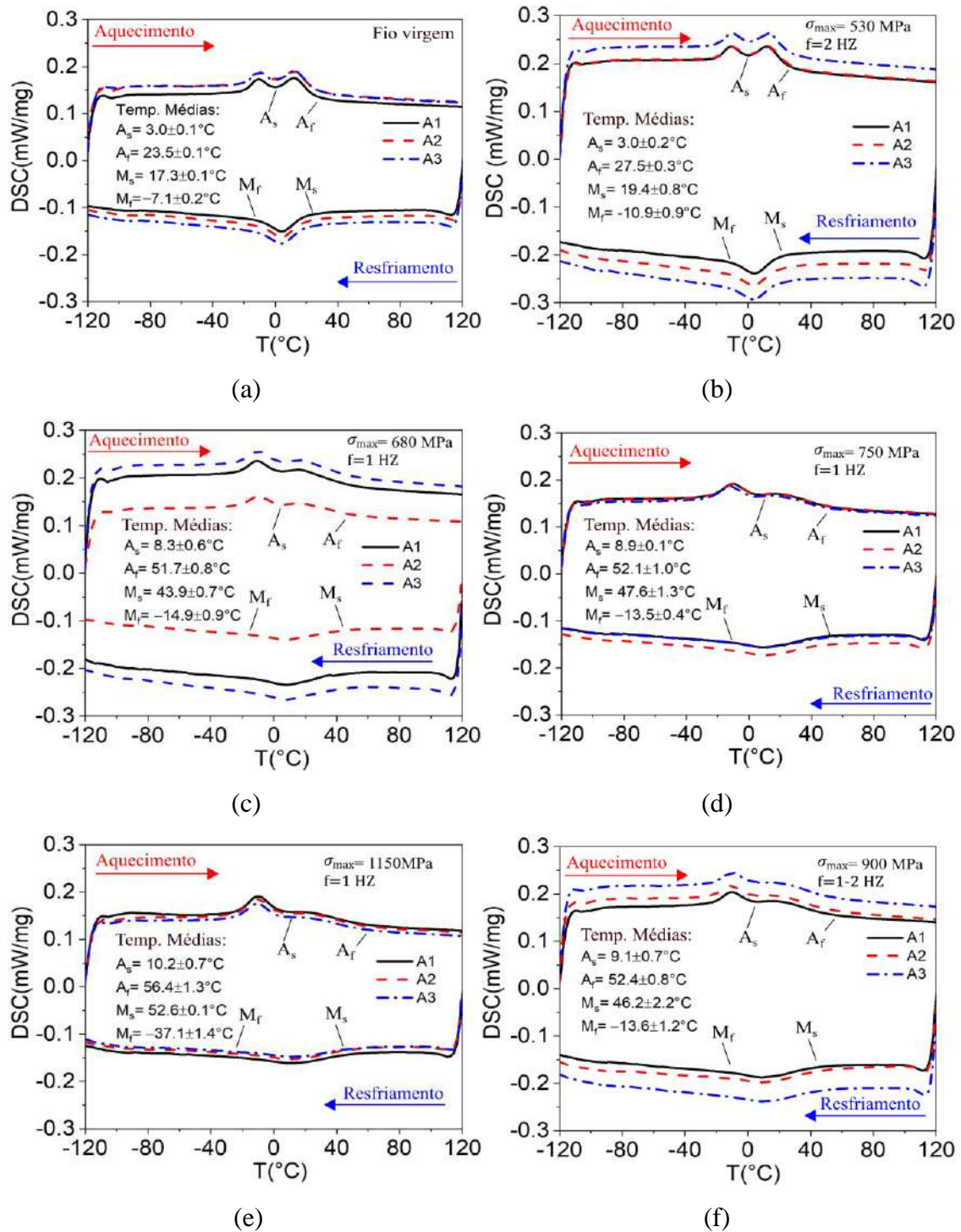


Figura 3.14: Temperaturas de transformação de fase, comparativo entre o material virgem e submetido a diferentes níveis de carregamento. (a) fio virgem; (b) $\sigma_{\max} = 530 \text{ MPa}$; (c) $\sigma_{\max} = 680 \text{ MPa}$; (d) $\sigma_{\max} = 750 \text{ MPa}$; (e) $\sigma_{\max} = 1150 \text{ MPa}$; (f) $\sigma_{\max} = 900 \text{ MPa}$.

4 MODELO CONSTITUTIVO

As ligas com memória de forma podem ser descritas através do formalismo dos *Materiais Padrão Generalizados*, conforme apresentado por HALPHEN & NGUYEN [103], GERMAIN *et al.* [104] e LEMAITRE & CHABOCHE [105]. Essa abordagem é baseada na segunda lei da termodinâmica, estabelecendo que o estado termodinâmico do material em um determinado instante pode ser definido por um conjunto de variáveis de estado que se subdividem em variáveis observáveis e variáveis internas. Dentro desse formalismo, é desenvolvido um conjunto de equações constitutivas que representam as mudanças que ocorrem no estado termodinâmico do material.

A partir dessas hipóteses, o comportamento termomecânico das SMAs pode ser descrito através da densidade da energia livre de Helmholtz, Ψ , e do pseudo-potencial de dissipação, Φ , para representar os processos irreversíveis. A partir da energia livre de Helmholtz, as forças termodinâmicas são definidas para cada variável de estado. As leis complementares são estabelecidas a partir do pseudo-potencial de dissipação. Maiores detalhes sobre esse procedimento estão apresentados em DORNELAS *et al.* [75].

Inspirado no trabalho desenvolvido por OLIVEIRA *et al.* [13,32] que, por sua vez, foi fundamentado no modelo unidimensional proposto por PAIVA *et al.* [24], um novo modelo constitutivo tridimensional é apresentado para a descrição macroscópica da fadiga nas ligas com memória de forma. Para alcançar esse objetivo, novas variáveis internas associadas ao dano funcional e estrutural foram inseridas ao modelo inicial. A plasticidade clássica e a plasticidade induzida por transformações de fase também são contempladas na modelagem.

4.1 Densidade de Energia Livre de Helmholtz

Para descrever completamente o comportamento termomecânico das SMAs, o modelo constitutivo adota quatro fases macroscópicas: austenita (A); martensita maclada (M), estável na ausência de carregamento; e duas variantes para representar a fase martensita não maclada, submetida à tensão trativa, (M^+), e compressiva, (M^-).

Essas quatro fases macroscópicas estão essencialmente relacionadas ao contexto unidimensional e, para levar em consideração todas as possibilidades do contexto tridimensional, OLIVEIRA *et al.* [32] propuseram um campo de deformações equivalente, Γ , utilizado para representar o indutor de transformação de fase que é responsável pela definição de qual variante martensítica será induzida. Esse campo de deformações equivalente pode ser definido empregando-se notação indicial considerando uma convenção de somatório, da seguinte forma:

$$\Gamma = \frac{1}{3}\varepsilon_{kk}^e + \frac{2}{3}\sqrt{3J_2^e}\text{sign}(\varepsilon_{kk}^e) \quad (4.1)$$

Na equação anterior é perceptível a influência de termos volumétricos e desviadores que podem ser escritos respectivamente através das seguintes equações:

$$\varepsilon_{kk}^e = \varepsilon_{11}^e + \varepsilon_{22}^e + \varepsilon_{33}^e \quad (4.2)$$

$$J_2^e = \frac{1}{6}\hat{\varepsilon}_{ij}^e\hat{\varepsilon}_{ij}^e = \frac{1}{6}\{(\varepsilon_{11}^e - \varepsilon_{22}^e)^2 + (\varepsilon_{22}^e - \varepsilon_{33}^e)^2 + (\varepsilon_{33}^e - \varepsilon_{11}^e)^2 + 6[(\varepsilon_{12}^e)^2 + (\varepsilon_{13}^e)^2 + (\varepsilon_{23}^e)^2]\} \quad (4.3)$$

onde a deformação elástica desviadora é dada por:

$$\hat{\varepsilon}_{ij}^e = \varepsilon_{ij}^e - \frac{1}{3}\varepsilon_{kk}^e\delta_{ij} \quad (4.4)$$

A função $\text{sign}(\varepsilon_{kk}^e)$ é definida como:

$$\text{sign}(\varepsilon_{kk}^e) = \begin{cases} +1, & \text{se } \varepsilon_{kk}^e \geq 0 \\ -1, & \text{se } \varepsilon_{kk}^e < 0 \end{cases} \quad (4.5)$$

onde δ_{ij} é o delta de Kronecker e ε_{ij}^e a deformação elástica.

A densidade de energia livre de Helmholtz é definida considerando diferentes expressões para cada uma das fases macroscópicas. Assume-se que essas expressões são funções da deformação elástica ε_{ij}^e , da temperatura T , da variável de endurecimento

isotrópico ϑ , do tensor de endurecimento cinemático ς_{ij} e das variáveis internas relacionadas ao dano funcional, D_f , e estrutural, D_e . Considerando o dano funcional, a variável D_f representa a perda da capacidade de atuação do material. O estado danificado é caracterizado por $0 \leq D_f < 1$, onde $D_f = 0$ representa o material com 100% de sua capacidade de atuação e $D_f = 1$ o estado onde o material não é capaz de executar nenhuma atuação. De maneira semelhante o grau de deterioração do material, sob o ponto de vista estrutural, é descrito por D_e , onde $D_e = 0$ representa o material no seu estado virgem e $0 \leq D_e < 1$ caracteriza o estado danificado [105]. A formulação do modelo constitutivo segue, portanto, a mesma abordagem adotada por OLIVEIRA *et al.* [13,32], incorporando o dano funcional e estrutural na análise.

A seguir são apresentadas as expressões obtidas para cada uma das fases.

$$M^+: \rho\Psi^+(\varepsilon_{ij}^e, T, \vartheta, \varsigma_{ij}, D_f, D_e) = \frac{1}{2}(1 - D_e)(E_{ijkl}^M \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{kl}^e) - \alpha\Gamma - (1 - D_f)\Lambda^M - \Omega_{ij}^M(T - T_0)\varepsilon_{ij}^e + \frac{1}{2}K^M\vartheta^2 + \frac{1}{2H^M}\varsigma_{ij}\varsigma_{ij} \quad (4.6)$$

$$M^-: \rho\Psi^-(\varepsilon_{ij}^e, T, \vartheta, \varsigma_{ij}, D_f, D_e) = \frac{1}{2}(1 - D_e)(E_{ijkl}^M \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{kl}^e) + \alpha\Gamma - (1 - D_f)\Lambda^M - \Omega_{ij}^M(T - T_0)\varepsilon_{ij}^e + \frac{1}{2}K^M\vartheta^2 + \frac{1}{2H^M}\varsigma_{ij}\varsigma_{ij} \quad (4.7)$$

$$A: \rho\Psi^A(\varepsilon_{ij}^e, T, \vartheta, \varsigma_{ij}, D_f, D_e) = \frac{1}{2}(1 - D_e)(E_{ijkl}^A \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{kl}^e) - (1 - D_f)\Lambda^A - \Omega_{ij}^A(T - T_0)\varepsilon_{ij}^e + \frac{1}{2}K^A\vartheta^2 + \frac{1}{2H^A}\varsigma_{ij}\varsigma_{ij} \quad (4.8)$$

$$M: \rho\Psi^M(\varepsilon_{ij}^e, T, \vartheta, \varsigma_{ij}, D_f, D_e) = \frac{1}{2}(1 - D_e)(E_{ijkl}^M \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{kl}^e) + (1 - D_f)\Lambda^M - \Omega_{ij}^M(T - T_0)\varepsilon_{ij}^e + \frac{1}{2}K^M\vartheta^2 + \frac{1}{2H^M}\varsigma_{ij}\varsigma_{ij} \quad (4.9)$$

Nas equações anteriores os superescritos A e M estão relacionados às fases austenita e martensita respectivamente; E_{ijkl} é o tensor elástico; α é o parâmetro de controle do tamanho vertical do laço de histerese; Λ é uma função de temperatura que

define o valor da tensão para a transformação de fase; Ω_{ij} é o tensor relacionado ao coeficiente de expansão térmica; T_0 é uma temperatura de referência em um estado livre de tensão; K é módulo plástico; H é o módulo de endurecimento cinemático e por fim, ρ representa a massa específica do material.

A partir das equações anteriores, é possível definir uma densidade de energia livre da mistura entre as fases constituintes, levando em consideração as frações volumétricas das variantes da martensita, β^+ relacionada à M^+ e β^- relacionada à M^- , e β^A relacionada à fração volumétrica da austenita (A). A quarta fase corresponde à martensita maclada e é representada pela fração volumétrica β^M . Considerando que o somatório das frações volumétricas presentes no material é igual à unidade, pode-se reescrever $\beta^M = 1 - \beta^+ - \beta^- - \beta^A$, e assim, representar a densidade de energia livre através de apenas três frações volumétricas. Além disso, são definidas as variáveis internas relacionadas à plasticidade induzida por transformação de fase, dadas por ξ^+ , ξ^- e ξ^A , responsáveis pelo efeito de saturação durante carregamentos cíclicos que aparecem de forma implícita nos parâmetros do sistema. Com isso a densidade de energia livre de Helmholtz pode ser escrita como:

$$\rho\Psi(\varepsilon_{ij}^e, T, \vartheta, \zeta_{ij}, D_f, D_e, \beta^+, \beta^-, \beta^A, \xi^+, \xi^-, \xi^A) = \rho[\beta^+(\Psi^+ - \Psi^M) + \beta^-(\Psi^- - \Psi^M) + \beta^A(\Psi^A - \Psi^M) + \Psi^M] + I_\pi(\beta^+, \beta^-, \beta^A) \quad (4.10)$$

onde $I_\pi(\beta^+, \beta^-, \beta^A)$ é a função indicatriz associada ao conjunto convexo π que representa a restrição para coexistência das fases.

$$\pi = \{\beta^m \in \Re | 0 \leq \beta^m \leq 1 (m = +, -, A); \beta^+ + \beta^- + \beta^A \leq 1\} \quad (4.11)$$

A restrição dada pela Equação (4.11) pode ser representada geometricamente através de um tetraedro no espaço $\beta^+, \beta^-, \beta^A$, como mostra a Figura 4.1.

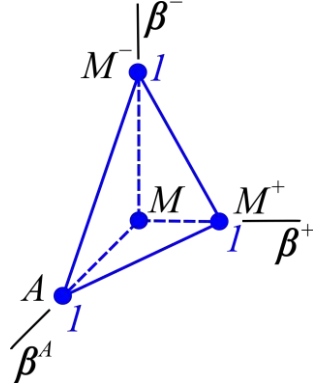


Figura 4.1: Restrição imposta para a coexistência das fases β^+ , β^- e β^A .

Assim, substituindo as Equações (4.6) – (4.9) na Equação (4.10), a densidade de energia livre de Helmholtz total assume o seguinte valor:

$$\begin{aligned}
\rho\Psi(\varepsilon_{ij}^e, T, \vartheta, \varsigma_{ij}, D_f, D_e, \beta^+, \beta^-, \beta^A, \xi^+, \xi^-, \xi^A) = & \Gamma\alpha(\beta^- - \beta^+) - \\
& -(1 - D_f)\Lambda(\beta^+ + \beta^-) + \left[\frac{1}{2}(1 - D_e)(E_{ijkl}^A - E_{ijkl}^M)\varepsilon_{ij}^e\varepsilon_{kl}^e - (1 - D_f)\Lambda^\kappa - \right. \\
& \left. - (\Omega_{ij}^A - \Omega_{ij}^M)(T - T_0)\varepsilon_{ij}^e + \frac{1}{2}(K^A - K^M)\vartheta^2 + \left(\frac{1}{2H^A} - \frac{1}{2H^M} \right) \varsigma_{ij}\varsigma_{ij} \right] \beta^A + \\
& + \frac{1}{2}(1 - D_e)(E_{ijkl}^M\varepsilon_{ij}^e\varepsilon_{kl}^e) + (1 - D_f)\Lambda^M - \Omega_{ij}^M(T - T_0)\varepsilon_{ij}^e + \frac{1}{2}K^M\vartheta^2 + \\
& + \frac{1}{2H^M}\varsigma_{ij}\varsigma_{ij} + I_\pi(\beta^+, \beta^-, \beta^A)
\end{aligned} \tag{4.12}$$

onde $\Lambda = 2\Lambda^M$ e $\Lambda^\kappa = \Lambda^M + \Lambda^A$.

Deve-se ressaltar que o dano estrutural aparece na densidade de energia livre de Helmholtz de forma semelhante à teoria clássica do dano contínuo proposta por LEMAITRE & CHABOCHE [105]. Seguindo o mesmo raciocínio, o dano funcional aparece na densidade de energia livre de Helmholtz para descrever a redução na capacidade de transformação de fase observada experimentalmente quando o material é submetido a carregamentos de natureza cíclica.

A deformação elástica pode ser escrita através de uma decomposição aditiva, da seguinte forma:

$$\varepsilon_{ij}^e = \varepsilon_{ij} - \varepsilon_{ij}^t - \varepsilon_{ij}^p - \varepsilon_{ij}^{trip} \quad (4.13)$$

onde ε_{ij} é a deformação total, ε_{ij}^p a deformação plástica, ε_{ij}^{trip} a deformação TRIP. A deformação devido à transformação de fase é representada por ε_{ij}^t e pode ser definida como:

$$\varepsilon_{ij}^t = \alpha_{ijkl}^h r_{kl} (\beta^+ - \beta^-) \text{sign}(\varepsilon_{kk}^e) \quad (4.14)$$

onde α_{ijkl}^h é um tensor de quarta ordem relacionado à transformação de fase, que define o tamanho horizontal do laço de histerese. Esse tensor pode ser escrito de forma similar ao tensor elástico clássico, assumindo para tanto a isotropia do material. Com isso, ele pode ser expresso através de uma matriz, considerando-se diferentes parâmetros para os componentes normais, α_N^h , e cisalhantes, α_S^h .

$$\alpha_{ijkl}^h \equiv \begin{bmatrix} \alpha_N^h & \alpha_N^h - \alpha_S^h & \alpha_N^h - \alpha_S^h & 0 & 0 & 0 \\ \alpha_N^h - \alpha_S^h & \alpha_N^h & \alpha_N^h - \alpha_S^h & 0 & 0 & 0 \\ \alpha_N^h - \alpha_S^h & \alpha_N^h - \alpha_S^h & \alpha_N^h & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \alpha_S^h & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \alpha_S^h & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \alpha_S^h \end{bmatrix} \quad (4.15)$$

A definição do tensor de deformação devido à transformação de fase emprega o parâmetro r_{kl} que é um tensor de segunda ordem simétrico relacionado à história de carregamento, definido através da seguinte relação:

$$r_{kl} = \begin{cases} +1, & \text{se } \sigma_{kl} > 0 \\ 0, & \text{se } \sigma_{kl} = 0 \\ -1, & \text{se } \sigma_{kl} < 0 \end{cases} \quad (4.16)$$

Em situações onde o carregamento mecânico é obtido através de uma história de carregamento multiaxial, não simultâneo, o tensor r_{kl} é calculado a partir dos carregamentos consecutivos, como mostrado a seguir:

$$r_{kl} = \frac{\sigma_{kl}}{|S_{kl}^{\max}|}, \quad \text{se } \beta^+ \neq 0 \text{ ou } \beta^- \neq 0 \quad (4.17)$$

onde S_{kl}^{\max} é o valor máximo do carregamento mecânico e pode ser tanto de tensão quanto de deformação. Além disso, $\frac{\sigma_{kl}}{|S_{kl}^{\max}|} = 0$ se $S_{kl}^{\max} = 0$.

4.2 Forças Termodinâmicas

Considerando o formalismo dos *Materiais Padrão Generalizados*, é possível definir as forças termodinâmicas associadas às variáveis de estado da seguinte forma:

$$\sigma_{ij} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \varepsilon_{ij}^e} = (1 - D_e)(E_{ijkl}\varepsilon_{kl}^e) + \alpha \omega_{ij}(\beta^- - \beta^+) - \Omega_{ij}(T - T_0) \quad (4.18)$$

$$B^+ \in -\rho \partial_{\beta^+}(\Psi) = \alpha \Gamma + (1 - D_f)\Lambda + P^+ - \alpha_{ijkl}^h r_{kl} \Omega_{ij}(T - T_0) - \kappa_\pi^+ \quad (4.19)$$

$$B^- \in -\rho \partial_{\beta^-}(\Psi) = -\alpha \Gamma + (1 - D_f)\Lambda + P^- + \alpha_{ijkl}^h r_{kl} \Omega_{ij}(T - T_0) - \kappa_\pi^- \quad (4.20)$$

$$B^A \in -\rho \partial_{\beta^A}(\Psi) = (1 - D_f)\Lambda^{\mathbb{N}} + P^A + \varepsilon_{ij}^e (\Omega_{ij}^A - \Omega_{ij}^M)(T - T_0) - \frac{1}{2}(K^A - K^M)\vartheta^2 - \left(\frac{1}{2H^A} - \frac{1}{2H^M}\right) \varsigma_{ij} \varsigma_{ij} - \kappa_\pi^A \quad (4.21)$$

$$X_{ij} = -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial \varepsilon_{ij}^p} = (1 - D_e)(E_{ijkl}\varepsilon_{kl}^e) + \alpha \omega_{ij}(\beta^- - \beta^+) - \Omega_{ij}(T - T_0) \quad (4.22)$$

$$R_{ij} = -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial \varepsilon_{ij}^{trip}} = (1 - D_e)(E_{ijkl}\varepsilon_{kl}^e) + \alpha \omega_{ij}(\beta^- - \beta^+) - \Omega_{ij}(T - T_0) \quad (4.23)$$

$$Y \in -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial \vartheta} = -K\vartheta \quad (4.24)$$

$$Z_{ij} \in -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial \zeta_{ij}} = -\frac{1}{H} \zeta_{ij} \quad (4.25)$$

$$S^+ \in -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial \xi^+} \quad (4.26)$$

$$S^- \in -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial \xi^-} \quad (4.27)$$

$$S^A \in -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial \xi^A} \quad (4.28)$$

$$F^{Df} \in -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial D_f} = \Lambda^M - \Lambda(\beta^+ + \beta^-) - \Lambda^x \beta^A \quad (4.29)$$

$$F^{De} \in -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial D_e} = \frac{1}{2} E_{ijkl} \varepsilon_{ij}^e \varepsilon_{kl}^e \quad (4.30)$$

onde σ_{ij} representa o tensor de tensões; B^+, B^- e B^A são as forças termodinâmicas relacionadas à transformação de fase; X_{ij} , Y e Z_{ij} referem-se à plasticidade clássica; R_{ij} , S^+ , S^- e S^A estão associadas ao efeito TRIP, sendo responsáveis pela mudança nominal do valor dos parâmetros; F^{Df} é a força termodinâmica associada ao dano funcional; F^{De} é a força termodinâmica relacionada ao dano estrutural. Além disso, $\kappa_\pi(\beta^+, \beta^-, \beta^A)$ estão relacionados com o subdiferencial com respeito às frações volumétricas associados com as projeções no espaço- β .

$$\kappa_\pi = (\kappa_\pi^+, \kappa_\pi^-, \kappa_\pi^A) \in \partial I_\pi(\beta^+, \beta^-, \beta^A) \quad (4.31)$$

Com o objetivo de simplificar as equações propostas acima, foram definidas variáveis auxiliares que são apresentadas a seguir:

$$\omega_{ij} = \frac{1}{3} \delta_{ij} + \left[\frac{3\varepsilon_{ij}^e - \varepsilon_{kk}^e \delta_{ij}}{3\sqrt{3J_2^e}} \right] \text{sign}(\varepsilon_{kk}^e) \quad (4.32)$$

$$P^+ = (1 - D_e)(E_{ijkl}\varepsilon_{kl}^e\alpha_{ijpq}^hr_{pq}) + \alpha(\beta^- - \beta^+)\left[\frac{1}{3}\alpha_{iikl}^hr_{kl} + \frac{2P^\alpha}{\sqrt{3J_2^e}}\text{sign}(\varepsilon_{kk}^e)\right] \quad (4.33)$$

$$P^- = -(1 - D_e)(E_{ijkl}\varepsilon_{kl}^e\alpha_{ijpq}^hr_{pq}) - \alpha(\beta^- - \beta^+)\left[\frac{1}{3}\alpha_{iikl}^hr_{kl} + \frac{2P^\alpha}{\sqrt{3J_2^e}}\text{sign}(\varepsilon_{kk}^e)\right] \quad (4.34)$$

$$P^A = -\frac{1}{2}(1 - D_e)(E_{ijkl}^A - E_{ijkl}^M)\varepsilon_{ij}^e\varepsilon_{kl}^e \quad (4.35)$$

$$P^\alpha = \frac{\alpha_s^h}{6}[(r_{11} - r_{22})(\varepsilon_{11}^e - \varepsilon_{22}^e) + (r_{22} - r_{33})(\varepsilon_{22}^e - \varepsilon_{33}^e) + (r_{33} - r_{11})(\varepsilon_{33}^e - \varepsilon_{11}^e) + 6(r_{12}\varepsilon_{12}^e + r_{13}\varepsilon_{13}^e + r_{23}\varepsilon_{23}^e)] \quad (4.36)$$

Além das relações mostradas anteriormente, pode-se definir os parâmetros obtidos através de uma regra de formação que representa um tipo de regra da mistura entre as propriedades austeníticas e martensíticas, da seguinte forma:

$$\begin{aligned} \Omega_{ij} &= \Omega_{ij}^M + \beta^A(\Omega_{ij}^A - \Omega_{ij}^M) \\ K &= K^M + \beta^A(K^A - K^M) \\ \frac{1}{H} &= \frac{1}{H^M} + \beta^A\left(\frac{1}{H^A} - \frac{1}{H^M}\right) \end{aligned} \quad (4.37)$$

O tensor elástico E_{ijkl} obedece à mesma regra de formação dada através da Equação (4.37) podendo ser escrito como $E_{ijkl} = E_{ijkl}^M + \beta^A(E_{ijkl}^A - E_{ijkl}^M)$.

4.3 Pseudo-potencial de Dissipação

Para levar em consideração o comportamento dissipativo das ligas com memória de forma, é necessário definir um pseudo-potencial de dissipação Φ , que pode ser

dividido em uma parte mecânica, Φ^M , e uma parte térmica, Φ^H , sendo escrito através da seguinte relação:

$$\Phi = \Phi^M(\dot{\varepsilon}_{ij}^e, \dot{\varepsilon}_{ij}^{trip}, \dot{\varepsilon}_{ij}^p, \dot{\vartheta}, \dot{\zeta}_{ij}, \dot{D}_f, \dot{D}_e, \dot{\beta}^+, \dot{\beta}^-, \dot{\beta}^A, \dot{\xi}^+, \dot{\xi}^-, \dot{\xi}^A) + \Phi^H(q) \quad (4.38)$$

Considerando apenas a contribuição da parte mecânica, é possível reescrever o pseudo-potencial de dissipação na sua forma dual, em função das forças termodinâmicas. Assim, têm-se:

$$\begin{aligned} \overline{\Phi}^M(X_{ij}, Y, Z_{ij}, R_{ij}, F^{Df}, F^{De}, B^+, B^-, B^A, S^+, S^-, S^A) = & \frac{1}{2\eta^+} (B^+ + \eta^l Y + \\ & + \eta_{ij}^K Z_{ij})^2 + \frac{1}{2\eta^-} (B^- + \eta^l Y + \eta_{ij}^K Z_{ij})^2 + \frac{1}{2\eta^A} (B^A - \eta^l Y - \eta_{ij}^K Z_{ij})^2 + \\ & + R_{ij} R_{ij} \{ (M_{13}\beta^+ + M_{31}\beta^A)\dot{\beta}^+ + (M_{32}\beta^- + M_{23}\beta^A)\dot{\beta}^- + \\ & + [M_{43}\beta^A + M_{34}(1 - \beta^+ - \beta^- - \beta^A)]\dot{\beta}^A \} + |\dot{\beta}^+| S^+ + \\ & + |\dot{\beta}^-| S^- + |\dot{\beta}^A| S^A + F^{Df} [(C_1 + C_2\Gamma^\sigma)^{C_3} (|\dot{\beta}^+| + |\dot{\beta}^-| + |\dot{\beta}^A|)] + \\ & + F^{De} [(C_4 + C_5\Gamma^\sigma)^{C_6} |\dot{\varepsilon}_{ij}^e| + (C_7 + C_8\Gamma^\sigma)^{C_9} |\dot{\varepsilon}_{ij}^p|] + \\ & + I_f(X_{ij}, Y, Z_{ij}, R_{ij}, S^+, S^-, S^A) + I_{\bar{\chi}}(B^+, B^-, B^A) \end{aligned} \quad (4.39)$$

Na Equação (4.39), $M_{13}, M_{31}, M_{23}, M_{32}, M_{34}$ e M_{43} são parâmetros associados com o efeito TRIP; η^m ($m = +, -, A$) está relacionado à dissipação interna do material; η^l define o acoplamento entre a transformação de fase e o endurecimento isotrópico. O acoplamento com o endurecimento cinemático é definido pelo tensor de segunda ordem η_{ij}^K .

Vale ressaltar que o dano funcional está diretamente relacionado ao termo $F^{Df} [(C_1 + C_2\Gamma^\sigma)^{C_3} (|\dot{\beta}^+| + |\dot{\beta}^-| + |\dot{\beta}^A|)]$. Nesse sentido, a evolução do dano funcional é induzida pelos termos de transformação de fase, o que significa que quanto mais transformações de fase ocorrem, mais dano funcional é acumulado. De maneira semelhante, a evolução do dano estrutural é relacionada ao termo $F^{De} [(C_4 + C_5\Gamma^\sigma)^{C_6} (|\dot{\varepsilon}_{ij}^e|) + (C_7 + C_8\Gamma^\sigma)^{C_9} (|\dot{\varepsilon}_{ij}^p|)]$. Dessa forma, o dano estrutural é descrito considerando a evolução da deformação elástica e plástica podendo, portanto, descrever a fadiga estrutural considerando diferentes condições de carregamento. Além disso, são

definidas as constantes C_{1-3} , que controlam a evolução do dano funcional e C_{4-9} que controlam a evolução do dano estrutural. Por fim, Γ^σ representa o campo de tensões equivalente, cuja formulação é semelhante ao definido para o campo de deformações equivalente, como mostrado a seguir:

$$\Gamma^\sigma = \frac{1}{3}\sigma_{kk} + \frac{2}{3}\sqrt{3J_2^\sigma} \text{sign}(\sigma_{kk}) \quad (4.40)$$

$$\sigma_{kk} = \sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33} \quad (4.41)$$

$$J_2^\sigma = \frac{1}{6}\{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6[(\sigma_{12})^2 + (\sigma_{13})^2 + (\sigma_{23})^2]\} \quad (4.42)$$

As leis de evolução complementares que definem o fluxo das variáveis de estado são definidas a partir do pseudo-potencial de dissipação dado através da Equação (4.39), como mostrado a seguir:

$$\dot{\beta}^+ \in \partial_{B^+}(\overline{\Phi}^M) = \frac{B^+}{\eta^+} + \frac{\eta^l}{\eta^+}Y + \frac{\eta_{ij}^K}{\eta^+}Z_{ij} + \kappa_{\bar{\chi}}^+ = \frac{B^+}{\eta^+} - \frac{\eta^l}{\eta^+}K\vartheta - \frac{\eta_{ij}^K}{\eta^+}\frac{\varsigma_{ij}}{H} + \kappa_{\bar{\chi}}^+ \quad (4.43)$$

$$\dot{\beta}^- \in \partial_{B^-}(\overline{\Phi}^M) = \frac{B^-}{\eta^-} + \frac{\eta^l}{\eta^-}Y + \frac{\eta_{ij}^K}{\eta^-}Z_{ij} + \kappa_{\bar{\chi}}^- = \frac{B^-}{\eta^-} - \frac{\eta^l}{\eta^-}K\vartheta - \frac{\eta_{ij}^K}{\eta^-}\frac{\varsigma_{ij}}{H} + \kappa_{\bar{\chi}}^- \quad (4.44)$$

$$\dot{\beta}^A \in \partial_{B^A}(\overline{\Phi}^M) = \frac{B^A}{\eta^A} - \frac{\eta^l}{\eta^A}Y - \frac{\eta_{ij}^K}{\eta^A}Z_{ij} + \kappa_{\bar{\chi}}^A = \frac{B^A}{\eta^A} + \frac{\eta^l}{\eta^A}K\vartheta + \frac{\eta_{ij}^K}{\eta^A}\frac{\varsigma_{ij}}{H} + \kappa_{\bar{\chi}}^A \quad (4.45)$$

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p \in \partial_{X_{ij}}(\overline{\Phi}^M) = \gamma \frac{\hat{\sigma}_{ij} - \varsigma_{ij}}{\|\hat{\sigma}_{ij} - \varsigma_{ij}\|} \quad (4.46)$$

$$\dot{\vartheta} \in \partial_Y(\overline{\Phi}^M) = \sqrt{\frac{2}{3}}\gamma + \eta^l(\dot{\beta}^+ + \dot{\beta}^- + \dot{\beta}^A) = \sqrt{\frac{2}{3}}|\dot{\varepsilon}_{ij}^p| + \eta^l(\dot{\beta}^+ + \dot{\beta}^- + \dot{\beta}^A) \quad (4.47)$$

$$\begin{aligned}\dot{\varsigma}_{ij} \in \partial_{Z_{ij}}(\overline{\Phi}^M) &= \frac{2}{3}\gamma H \frac{\hat{\sigma}_{ij} - \varsigma_{ij}}{\|\hat{\sigma}_{ij} - \varsigma_{ij}\|} + \eta_{ij}^K(\dot{\beta}^+ + \dot{\beta}^- + \dot{\beta}^A) = \\ &= \frac{2}{3}H\dot{\varepsilon}_{ij}^p + \eta_{ij}^K(\dot{\beta}^+ + \dot{\beta}^- + \dot{\beta}^A)\end{aligned}\quad (4.48)$$

$$\begin{aligned}\dot{\varepsilon}_{ij}^{trip} \in \partial_{R_{ij}}\overline{\Phi}^M &= 2\sigma_{ij}\{(M_{13}\beta^+ + M_{31}\beta^A)\dot{\beta}^+ + (M_{32}\beta^- + M_{23}\beta^A)\dot{\beta}^- + \\ &+ [M_{43}\beta^A + M_{34}(1 - \beta^+ - \beta^- - \beta^A)]\dot{\beta}^A\}\end{aligned}\quad (4.49)$$

$$\dot{\xi}^+ \in \partial_{S^+}\overline{\Phi}^M = |\dot{\beta}^+| \quad (4.50)$$

$$\dot{\xi}^- \in \partial_{S^-}\overline{\Phi}^M = |\dot{\beta}^-| \quad (4.51)$$

$$\dot{\xi}^A \in \partial_{S^A}\overline{\Phi}^M = |\dot{\beta}^A| \quad (4.52)$$

$$\dot{D}_f \in \partial_{F^{D_f}}\overline{\Phi}^M = (C_1 + C_2\Gamma^\sigma)^{C_3}(|\dot{\beta}^+| + |\dot{\beta}^-| + |\dot{\beta}^A|) \quad (4.53)$$

$$\dot{D}_e \in \partial_{F^{D_e}}\overline{\Phi}^M = (C_4 + C_5\Gamma^\sigma)^{C_6}|\dot{\varepsilon}_{ij}^e| + (C_7 + C_8\Gamma^\sigma)^{C_9}|\dot{\varepsilon}_{ij}^p| \quad (4.54)$$

Nas relações anteriores $\kappa_{\bar{\chi}} = \kappa_{\bar{\chi}}(B^+, B^-, B^A)$ está relacionado ao subdiferencial da função indicatriz do conjunto convexo $\bar{\chi}$, $I_{\bar{\chi}}$, com respeito à B^+ , B^- e B^A que definem as restrições associadas às transformações de fase.

$$\kappa_{\bar{\chi}} = (\kappa_{\bar{\chi}}^+, \kappa_{\bar{\chi}}^-, \kappa_{\bar{\chi}}^A) \in \partial I_{\bar{\chi}}(B^+, B^-, B^A) \quad (4.55)$$

De forma alternativa, a Equação (4.55) pode ser definida em relação à $\dot{\beta}^+$, $\dot{\beta}^-$ e $\dot{\beta}^A$, da seguinte forma:

$$\kappa_{\chi} = (\kappa_{\chi}^+, \kappa_{\chi}^-, \kappa_{\chi}^A) \in \partial I_{\chi}(\dot{\beta}^+, \dot{\beta}^-, \dot{\beta}^A) \quad (4.56)$$

De acordo com SAVI & PAIVA [9], fisicamente, essas restrições estabelecem as condições apropriadas dos subloops internos devido às transformações incompletas de

fase, além de evitar que ocorram transformações não admissíveis. Para definir o conjunto convexo χ , é necessário ainda, estabelecer as condições iniciais para o tensor de deformações e para o tensor de deformações equivalente, dadas por:

$$\varepsilon_{ij}^e(0) = \varepsilon_{ij}^e - \frac{\Omega_{ij}(T - T_0)}{E_{ijkl}} \quad (4.57)$$

$$\Gamma_0 = \frac{1}{3} \varepsilon_{kk}^e(0) + \frac{2}{3} \sqrt{3J_2^e(0)} \text{sign}(\varepsilon_{kk}^e(0)) \quad (4.58)$$

Assim, o conjunto convexo χ pode ser definido considerando-se duas situações diferentes associadas a carregamentos mecânicos e térmicos. Basicamente, quando os carregamentos mecânicos governam as transformações de fase, $\dot{\Gamma}^\sigma \neq 0$, o conjunto convexo pode ser escrito como:

$$\chi = \left\{ \dot{\beta}^n \in \Re \left| \begin{array}{l} \dot{\Gamma} \dot{\beta}^+ \geq 0; \dot{\Gamma} \dot{\beta}^A \leq 0 \text{ se } \Gamma_0 > 0 \\ \dot{\Gamma} \dot{\beta}^- \leq 0; \dot{\Gamma} \dot{\beta}^A \geq 0 \text{ se } \Gamma_0 < 0 \end{array} \right. \right\} \quad (4.59)$$

Por outro lado, se os carregamentos térmicos forem os responsáveis pela transformação de fase, $\dot{\Gamma}^\sigma = 0$, e o conjunto χ é definido considerando três subconjuntos (χ_1, χ_2, χ_3):

$$\chi_1 = \{ \dot{\beta}^n \in \Re | \dot{\Gamma} \dot{\beta}^A \geq 0 \} \quad (4.60)$$

$$\chi_2 = \left\{ \dot{\beta}^n \in \Re \left| \dot{\Gamma} \dot{\beta}^+ = 0 \left[\begin{array}{l} \text{se } \dot{T} > 0, \dot{\beta}^+ > 0 \text{ e } \beta_s^+ \neq 0 \\ \text{se } \dot{T} > 0, \dot{\beta}^+ \neq \beta_s^+ \text{ e } \beta_s^+ = 0 \\ \text{se } \dot{T} > 0, \dot{\beta}^+ = 0 \\ \text{se } \dot{T} < 0, \Gamma^\sigma = 0 \text{ e } \beta^+ \neq \beta_s^+ \end{array} \right. \right\} \quad (4.61)$$

$$\chi_3 = \left\{ \dot{\beta}^n \in \Re \left| \dot{\Gamma} \dot{\beta}^- = 0 \left[\begin{array}{l} \text{se } \dot{T} > 0, \dot{\beta}^- > 0 \text{ e } \beta_s^- \neq 0 \\ \text{se } \dot{T} > 0, \dot{\beta}^- \neq \beta_s^- \text{ e } \beta_s^- = 0 \\ \text{se } \dot{T} > 0, \dot{\beta}^- = 0 \\ \text{se } \dot{T} < 0, \Gamma^\sigma = 0 \text{ e } \beta^- \neq \beta_s^- \end{array} \right. \right\} \quad (4.62)$$

onde β_s^+ e β_s^- são os valores de β^+ e β^- , respectivamente, quando a transformação de fase tem início.

4.4 Plasticidade

O comportamento plástico considera a função indicatriz I_f relacionada à plasticidade clássica, sendo associada a uma superfície de escoamento f , como definido a seguir [106].

$$f = \|\hat{\sigma}_{ij} - \varsigma_{ij}\| - \sqrt{\frac{2}{3}}(\sigma_Y - K\vartheta) \quad (4.63)$$

onde $\hat{\sigma}_{ij}$ é o tensor desviador, dado por:

$$\hat{\sigma}_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3}\sigma_{kk}\delta_{ij} \quad (4.64)$$

e $\|\hat{\sigma}_{ij} - \varsigma_{ij}\|$ é a norma euclidiana de $\hat{\sigma}_{ij} - \varsigma_{ij}$, definida como:

$$\|\hat{\sigma}_{ij} - \varsigma_{ij}\| = \sqrt{\sum_{i,j=1}^3 (\hat{\sigma}_{ij} - \varsigma_{ij})^2} \quad (4.65)$$

O comportamento plástico deve obedecer às condições de Kuhn-Tucker e de consistência, dadas por:

$$\gamma \geq 0; f \leq 0; \gamma f = 0 \text{ e } \gamma \dot{f} = 0 \text{ se } f = 0 \quad (4.66)$$

onde γ é o multiplicador plástico e σ_Y é a tensão de escoamento.

4.5 Equações Constitutivas

Após o desenvolvimento realizado anteriormente, é possível estabelecer um conjunto de equações constitutivas para descrever o comportamento termomecânico das ligas com memória de forma, incluindo a fadiga funcional e estrutural, como apresentado na Tabela 4.1 a seguir:

Tabela 4.1: Equações constitutivas.

<p>Relação constitutiva:</p> $\sigma_{ij} = (1 - D_e)(E_{ijkl}\varepsilon_{kl}^e) + \alpha\omega_{ij}(\beta^- - \beta^+) - \Omega_{ij}(T - T_0)$
<p>Equações de evolução das frações volumétricas:</p> $\dot{\beta}^+ = \frac{1}{\eta^+} \left[\alpha\Gamma + (1 - D_f)\Lambda + P^+ - \alpha_{ijkl}^h r_{kl} \Omega_{ij}(T - T_0) - \eta^l K \vartheta - \eta_{ij}^k \frac{S_{ij}}{H} - \kappa_{\pi}^+ \right] + \kappa_{\chi}^+$ $\dot{\beta}^- = \frac{1}{\eta^-} \left[-\alpha\Gamma + (1 - D_f)\Lambda + P^- + \alpha_{ijkl}^h r_{kl} \Omega_{ij}(T - T_0) - \eta^l K \vartheta - \eta_{ij}^k \frac{S_{ij}}{H} - \kappa_{\pi}^- \right] + \kappa_{\chi}^-$ $\dot{\beta}^A = \frac{1}{\eta^A} \left[(1 - D_f)\Lambda^N + P^A + \varepsilon_{ij}^e (\Omega_{ij}^A - \Omega_{ij}^M)(T - T_0) - \frac{1}{2}(K^A - K^M)\vartheta^2 - \left(\frac{1}{2H^A} - \frac{1}{2H^M} \right) S_{ij} S_{ij} + \eta^l K \vartheta + \eta_{ij}^k \frac{S_{ij}}{H} - \kappa_{\pi}^A \right] + \kappa_{\chi}^A$
<p>Equação de evolução do dano funcional:</p> $\dot{D}_f = (C_1 + C_2 \Gamma^\sigma)^{C_3} (\dot{\beta}^+ + \dot{\beta}^- + \dot{\beta}^A)$
<p>Equação de evolução do dano estrutural:</p> $\dot{D}_e = (C_4 + C_5 \Gamma^\sigma)^{C_6} \dot{\varepsilon}_{ij}^e + (C_7 + C_8 \Gamma^\sigma)^{C_9} \dot{\varepsilon}_{ij}^p $
<p>Equações de evolução da plasticidade clássica:</p> $\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \gamma \frac{\hat{\sigma}_{ij} - S_{ij}}{\ \hat{\sigma}_{ij} - S_{ij}\ }; \quad \dot{\vartheta} = \sqrt{\frac{2}{3}} \gamma + \eta^l (\dot{\beta}^+ + \dot{\beta}^- + \dot{\beta}^A)$ $\dot{S}_{ij} = \frac{2}{3} H \dot{\varepsilon}_{ij}^p + \eta_{ij}^k (\dot{\beta}^+ + \dot{\beta}^- + \dot{\beta}^A)$
<p>Equações de evolução do TRIP:</p> $\dot{\varepsilon}_{ij}^{trip} = 2\sigma_{ij} \{ (M_{13}\beta^+ + M_{31}\beta^A)\dot{\beta}^+ + (M_{32}\beta^- + M_{23}\beta^A)\dot{\beta}^- + [M_{43}\beta^A + M_{34}(1 - \beta^+ - \beta^- - \beta^A)]\dot{\beta}^A \}$ $\dot{\xi}^+ = \dot{\beta}^+ \quad \dot{\xi}^- = \dot{\beta}^- \quad \dot{\xi}^A = \dot{\beta}^A $
<p>Superfície de escoamento e suas condições:</p> $f = \ \hat{\sigma}_{ij} - S_{ij}\ - \sqrt{\frac{2}{3}} (\sigma_Y - K\vartheta)$ $\gamma \geq 0; \quad f \leq 0 \text{ e } \gamma f = 0; \quad \gamma \dot{f} = 0 \text{ se } f = 0$

A vida em fadiga das SMAs pode ser prevista a partir da definição de um dano crítico equivalente, D_c , que leva em consideração os efeitos causados pela evolução do dano estrutural e funcional. Vários comportamentos complexos estão envolvidos nessa descrição e a expressão proposta fornece uma representação macroscópica de todos esses fenômenos. Dentre eles, destacam-se os diferentes comportamentos em relação ao dano estrutural para as fases austenita e martensita [63,107,108]. Dessa forma, o modelo proposto considera que a evolução do dano estrutural é dependente da fração volumétrica. Assim, pode-se escrever a seguinte expressão:

$$D_c = [\zeta^A \beta^A + \zeta^+ \beta^+ + \zeta^- \beta^-] D_e + D_f \quad (4.67)$$

onde ζ^A , ζ^+ e ζ^- são parâmetros empregados para representar a resistência à fadiga estrutural das fases austenita, martensita não maclada trativa e compressiva, respectivamente.

A partir dessa hipótese, a falha é assumida como o estado no qual D_c atinge um valor crítico, D_c^{crit} , que pode ser estimado através de observações experimentais. A definição do valor crítico pode ainda ser avaliada observando a inclinação na curva tensão-deformação nos ciclos finais, antes da ruptura.

4.6 Parâmetros do Modelo

O modelo constitutivo utiliza uma série de parâmetros que estão relacionados a diferentes processos físicos incluindo termo-elasto-plasticidade, transformação de fase e a plasticidade induzida por transformação de fase. Assim sendo, uma análise sobre cada um deles é fundamental para o completo entendimento das equações constitutivas propostas.

O acoplamento entre a transformação de fase e o endurecimento cinemático é definido através do tensor de segunda ordem η_{ij}^K descrito através da seguinte relação:

$$\eta_{ij}^K \equiv \eta^K \begin{bmatrix} 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \\ 1 & 1 & 1 \end{bmatrix} \quad (4.68)$$

Muitos parâmetros podem ser separados de acordo com a sua dependência em relação à temperatura ou carregamento. Como por exemplo, a superfície de escoamento que pode ser definida como uma função da temperatura. O mesmo pode ser feito para a tensão de transformação de fase, também definida como função da temperatura. Já os aspectos de dissipação podem ser definidos usando diferentes parâmetros durante o carregamento e descarregamento. A seguir, são apresentados com detalhes alguns desses parâmetros.

Considere inicialmente as definições para as funções dependentes da temperatura $\Lambda = \Lambda(T)$ e $\Lambda^S = \Lambda^S(T)$:

$$\Lambda = 2\Lambda^M = \begin{cases} -L_0^\pm + \frac{L^\pm}{T^M}(T - T^M) & \text{se } T > T^M \\ -L_0^\pm & \text{se } T \leq T^M \end{cases} \quad (4.69)$$

$$\Lambda^S = \Lambda^M + \Lambda^A = \begin{cases} -L_0^A + \frac{L^A}{T^M}(T - T^M) & \text{se } T > T^M \\ -L_0^A & \text{se } T \leq T^M \end{cases} \quad (4.70)$$

onde T^M é a temperatura abaixo da qual a martensita se torna estável.

A dissipação durante a transformação de fase pode ser definida levando-se em consideração diferentes características da cinética de transformação de fase durante processos de carregamento e descarregamento. Assim, diferentes valores podem ser associados aos parâmetros η^+ , η^- e η^A , da seguinte forma:

$$\begin{cases} \eta^\pm = \eta_L^\pm & \text{se } \dot{\Gamma} > 0 \\ \eta^\pm = \eta_U^\pm & \text{se } \dot{\Gamma} < 0 \end{cases} \quad (4.71)$$

$$\begin{cases} \eta^A = \eta_L^A & \text{se } \dot{\Gamma} > 0 \\ \eta^A = \eta_U^A & \text{se } \dot{\Gamma} < 0 \end{cases} \quad (4.72)$$

Os parâmetros η_L^+ , η_L^- , η_U^+ , η_U^- , η_L^A e η_U^A são calculados considerando o uso de tensores de quarta ordem assumindo a isotropia do material. Para explicar essa abordagem, considere uma formulação geral definida a partir do símbolo \mathcal{N} que representa cada um dos parâmetros anteriores. Dessa forma, pode-se escrever uma lei de formação, dada através da seguinte relação:

$$\begin{cases} (\mathcal{N}) = r_{ij}(\tilde{\mathcal{N}})_{ijkl}r_{kl} & \text{se } \Gamma^\sigma \neq 0 \\ (\mathcal{N}) = (\mathcal{N})_N & \text{caso contrário} \end{cases} \quad (4.73)$$

onde $(\tilde{\mathcal{N}})_{ijkl}$ é dado por:

$$(\tilde{\mathcal{N}})_{ijkl} \equiv \begin{bmatrix} (\mathcal{N})_N & (\mathcal{N})_N - (\mathcal{N})_S & (\mathcal{N})_N - (\mathcal{N})_S & 0 & 0 & 0 \\ (\mathcal{N})_N - (\mathcal{N})_S & (\mathcal{N})_N & (\mathcal{N})_N - (\mathcal{N})_S & 0 & 0 & 0 \\ (\mathcal{N})_N - (\mathcal{N})_S & (\mathcal{N})_N - (\mathcal{N})_S & (\mathcal{N})_N & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2(\mathcal{N})_S & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2(\mathcal{N})_S & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2(\mathcal{N})_S \end{bmatrix} \quad (4.74)$$

onde $(\mathcal{N})_N$ e $(\mathcal{N})_S$ representam respectivamente os componentes normais e cisalhantes dos parâmetros η_L^+ , η_L^- , η_U^+ , η_U^- , η_L^A e η_U^A .

Considerando a plasticidade clássica, a superfície de escoamento é definida através da tensão de escoamento, σ_Y , que assume valores diferentes para cada uma das fases. A tensão σ_Y é dependente da temperatura tendendo a diminuir com o aumento da mesma. Assim, σ_Y pode ser expresso através da seguinte relação:

$$\begin{cases} \sigma_Y = \sigma_Y^M & \text{se } T \leq T^M \\ \sigma_Y = \frac{\sigma_Y^M(T^A - T) + \sigma_Y^{Ai}(T - T^M)}{T^A - T^M} & \text{se } T^M < T \leq T^A \\ \sigma_Y = \frac{\sigma_Y^{Ai}(T^F - T) + \sigma_Y^{Af}(T - T^A)}{T^F - T^A} & \text{se } T^M < T \leq T^F \end{cases} \quad (4.75)$$

onde T^A é a temperatura acima da qual a austenita é estável; T^F é a temperatura de referência para a determinação do campo de tensões para altas temperaturas; σ_Y^M é a tensão de escoamento da fase martensita; σ_Y^{Ai} e σ_Y^{Af} definem a variação térmica do campo de tensões de escoamento para a fase austenita.

A Figura 4.2 mostra de forma esquemática as superfícies inelásticas de transformação de fase e de escoamento, ambas dependentes da temperatura. As superfícies de transformação de fase são definidas através das equações de evolução, dadas acima, e por isso podem variar dependendo da temperatura e do nível de deformação, como mostrado na Figura 4.2.

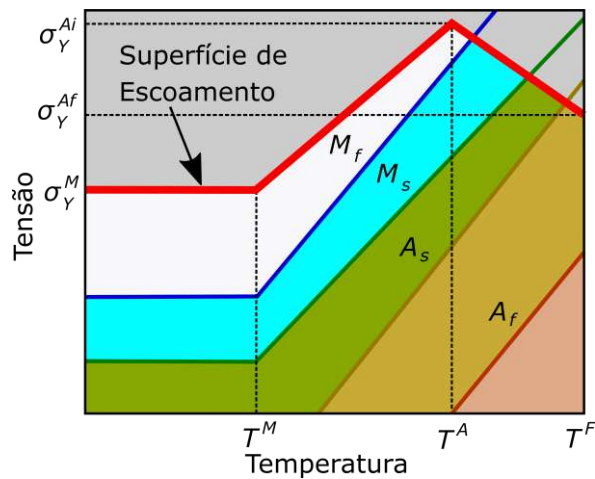


Figura 4.2: Esquema das superfícies inelásticas de transformação de fase e de escoamento em função da temperatura. Adaptado de OLIVEIRA *et al.* [13].

Essa característica torna o modelo capaz de descrever diversos comportamentos termomecânicos das ligas com memória de forma utilizando o mesmo conjunto de parâmetros. Os parâmetros do modelo podem ser ajustados a partir de testes de tensão ou torção em diferentes temperaturas que definem as superfícies inelásticas e sua evolução com a temperatura e deformação.

4.6.1 Parâmetros TRIP

A plasticidade induzida por transformação de fase é um fenômeno que tem como característica o processo de saturação e pode ser representado através de funções exponenciais associadas às variáveis ξ^n . Esses parâmetros são apresentados a seguir:

Os parâmetros α , L_0^+ , L_0^- , L_0^A , L^+ e L^- , L^A são escritos através de uma forma geral, dada por:

$$\begin{cases} (\) = (\widehat{\ }) \left[\frac{N + \exp(-m^{(\)}\xi^+)}{N + 1} \right] & \text{se } \Gamma \geq 0 \\ (\) = (\widehat{\ }) \left[\frac{N + \exp(-m^{(\)}\xi^-)}{N + 1} \right] & \text{se } \Gamma < 0 \end{cases} \quad (4.76)$$

onde $(\)$ representa o valor atual do parâmetro e $(\widehat{\ })$ representa o valor nominal; $m^{(\)}$ e N são parâmetros relacionados ao efeito de saturação. Como exemplo, o tamanho vertical do laço de histerese, α , pode ser escrito como:

$$\begin{cases} \alpha = \hat{\alpha} \left[\frac{N + \exp(-m^\alpha \xi^+)}{N + 1} \right] & \text{se } \Gamma \geq 0 \\ \alpha = \hat{\alpha} \left[\frac{N + \exp(-m^\alpha \xi^-)}{N + 1} \right] & \text{se } \Gamma < 0 \end{cases} \quad (4.77)$$

onde m^α é parâmetro relacionado ao efeito de saturação para o controle de α . Assim, considerações semelhantes são adotadas para os outros parâmetros.

Além disso, os demais parâmetros relacionados ao TRIP são definidos como:

$$M_{13} = \widehat{M}_{13} \exp(-m^M \xi^+) \quad M_{31} = \widehat{M}_{31} \exp(-m^M \xi^+) \quad (4.78)$$

$$M_{23} = \widehat{M}_{23} \exp(-m^M \xi^-) \quad M_{32} = \widehat{M}_{32} \exp(-m^M \xi^-) \quad (4.79)$$

$$M_{34} = \widehat{M}_{34} \exp(-m^M \xi^A) \quad M_{43} = \widehat{M}_{43} \exp(-m^M \xi^A) \quad (4.80)$$

onde m^M é o parâmetro relacionado ao efeito de saturação que controla M_{13} , M_{31} , M_{23} , M_{32} , M_{34} , M_{43} .

Para controlar a quantidade de deformação devido à plasticidade induzida por transformação de fase em diferentes temperaturas, os parâmetros relacionados ao TRIP devem ser dependentes da temperatura. Considerando uma dependência linear, as seguintes expressões são utilizadas:

$$\widehat{M}_{13} = \begin{cases} 0 & \text{se } T < T^{trip} \\ \widehat{M}_{13}^R \frac{(T - T^{trip})}{(T^F - T^{trip})} & \text{se } T \geq T^{trip} \end{cases} \quad (4.81)$$

onde \widehat{M}_{13}^R é um valor de referência de \widehat{M}_{13} na temperatura $T = T^{trip}$ que representa a temperatura abaixo da qual a deformação TRIP não existe. Expressões semelhantes são usadas para, M_{31} , M_{23} , M_{32} . Por simplicidade, esse trabalho considera $M_{34} = M_{43} = 0$.

4.6.2 Identificação dos Parâmetros

O modelo constitutivo proposto contempla um conjunto de parâmetros que pode ser identificado a partir de testes experimentais. Os parâmetros clássicos relacionados à elasticidade e à plasticidade são estimados considerando-se valores diferentes para as fases austenítica e martensítica. Como exemplo, os módulos de elasticidade E^A e E^M são obtidos calculando-se os coeficientes angulares das retas que passam pelas regiões elásticas da austenita e da martensita, respectivamente (como ilustrado na Seção 3.2).

Os parâmetros relacionados à estabilização da deformação TRIP são estimados considerando-se testes experimentais onde a evolução da resposta do material é analisada durante os primeiros ciclos de carregamento. De forma semelhante, os parâmetros relacionados ao dano funcional e ao dano estrutural são obtidos através de ensaios de fadiga, avaliando-se as características funcionais relacionadas ao laço de histerese durante todo o carregamento aplicado.

4.7 Procedimento Numérico

O procedimento numérico empregado na solução das equações constitutivas obtidas anteriormente é o mesmo abordado por OLIVEIRA *et al.* [32] que utiliza a técnica de partição do operador desenvolvida por ORTIZ *et al.* [109]. A partir dessa suposição, as equações acopladas são resolvidas através de um conjunto de equações desacopladas. São utilizados dois procedimentos numéricos: um para o cálculo das transformações de fase e outro para a plasticidade.

A transformação de fase é tratada a partir da técnica da partição do operador considerando-se uma abordagem preditor-corretor. Inicialmente, é assumido que não ocorre transformação de fase, criando-se assim um estado tentativo, β_{n+1}^{trial} , idêntico ao estado anterior, β_n . Em seguida, o método de Euler implícito é aplicado para calcular as frações volumétricas. Caso o resultado obtido não obedeça às restrições apresentadas pelos conjuntos convexos, os subdiferenciais precisam ser calculados por projeções ortogonais até que o limite do domínio representado por ambos os conjuntos seja alcançado. Nesse momento ocorre a convergência do método. A Figura 4.3 ilustra o algoritmo de projeção ortogonal sobre o tetraedro no espaço β^+ , β^- , β^A . Essas projeções garantem que as frações volumétricas calculadas obedecem às restrições internas impostas pelo modelo.

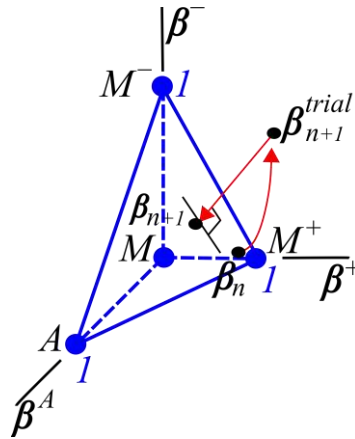


Figura 4.3: Algoritmo de projeção para transformação de fase. Adaptado de OLIVEIRA *et al.* [32].

O comportamento elasto-plástico é analisado através do algoritmo return-mapping proposto por SIMO & HUGHES [106]. A ideia é semelhante ao que foi discutido anteriormente para a transformação de fase. Inicialmente, assume-se um estado tentativo onde a deformação plástica não ocorre. Em seguida as restrições relacionadas à superfície de escoamento são analisadas. O algoritmo return-mapping é utilizado para realizar a projeção até o estado atual usando para isso uma projeção ortogonal sobre a superfície de escoamento. O método de Euler implícito é utilizado para calcular as equações de governo da plasticidade. Caso o estado tentativo seja admissível, ou seja, $f_{n+1}^{trial} \leq 0$, o estado tentativo será o estado atual, caso contrário, se

$f_{n+1}^{trial} > 0$, as condições de Kuhn-Tucker são violadas e torna-se necessário recalculer o estado atual através do return-mapping. Para isso, utiliza-se o multiplicador plástico, $\Delta\gamma$, que estabelece a projeção na superfície de escoamento onde $f_{n+1} = 0$. A Figura 4.4 mostra de forma ilustrativa, a projeção ortogonal obtida através do algoritmo return-mapping para o caso onde $f_{n+1}^{trial} > 0$.

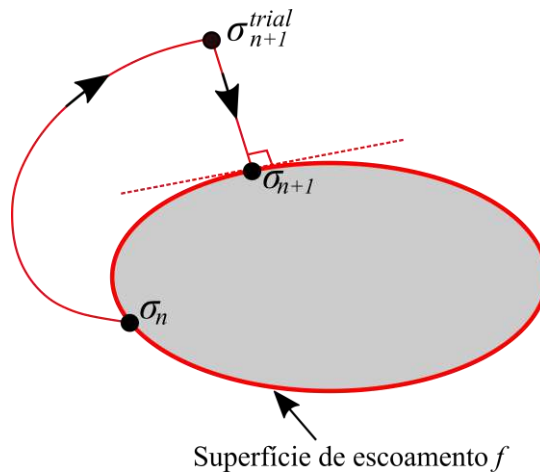


Figura 4.4: Algoritmo return-mapping . Adaptado de OLIVEIRA *et al.* [32].

5 SIMULAÇÕES NUMÉRICAS SEM DANO

Este capítulo tem por objetivo avaliar a capacidade do modelo em descrever o comportamento termomecânico das ligas com memória de forma, em especial, a plasticidade induzida por transformação de fase, o efeito de saturação observado durante carregamentos cíclicos e a plasticidade clássica. Para isso, simulações numéricas são apresentadas considerando inicialmente carregamentos uniaxiais e em seguida carregamentos multiaxiais. Comparativos com resultados experimentais são propostos para a verificação do modelo.

Os resultados expostos ao longo desse capítulo consideram um número pequeno de ciclos de carregamento, suficiente apenas para avaliar o processo de treinamento das SMAs utilizadas. Dessa forma, a evolução do dano não altera as características de atuação do material. Sob essa premissa, todos os resultados apresentados ao longo desse capítulo desprezam o dano da análise.

5.1 Testes Uniaxiais

Considere inicialmente o ensaio experimental proposto por TOBUSHI *et al.* [110]. O ensaio consiste na aplicação de um carregamento uniaxial a uma amostra NiTi que varia linearmente de zero até um valor máximo voltando a zero sem atingir a superfície de escoamento. O teste é realizado em três temperaturas distintas ($T=373$ K, $T=353$ K e $T=333$ K) no regime pseudoelástico. A Tabela 5.1 apresenta os parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais.

Tabela 5.1: Parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais obtidos por TOBUSHI *et al.* [110].

E^A (GPa)	E^M (GPa)	Ω^A (MPa/K)	Ω^M (MPa/K)	α_N^h (MPa)	$\hat{\alpha}$ (MPa)
54.0	42.0	0.74	0.17	0.0453	330.0
\hat{L}_0^\pm (MPa)	\hat{L}^\pm (MPa)	\hat{L}_0^A (MPa)	\hat{L}^A (MPa)	$(\eta_L)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U)_N$ (MPa.s)
0.15	41.50	0.63	180.00	1.00	2.40
$(\eta_L^A)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U^A)_N$ (MPa.s)	T^M (K)	T^A (K)	σ_Y^M (GPa)	σ_Y^{Ai} (GPa)
1.00	2.40	291.4	307.0	0.5	1.5
σ_Y^{Af} (GPa)	K^A (GPa)	K^M (GPa)	H^A (GPa)	H^M (GPa)	η^I
1.0	1.4	0.4	4.0	1.1	-0.01
η^K	T^F (K)	\hat{M}_{13} (GPa ⁻¹)	\hat{M}_{31} (GPa ⁻¹)	\hat{M}_{23} (GPa ⁻¹)	\hat{M}_{32} (GPa ⁻¹)
-0.01	423.0	0.013	0.010	0.013	0.010
T^{trip} (K)	m^α	m^L	m^M	N	
333.0	0.40	0.10	0.50	2	

A Figura 5.1 apresenta a comparação numérico-experimental obtida para as três temperaturas. Observa-se que o modelo consegue capturar o comportamento termomecânico geral, em especial o efeito TRIP. Além disso, observa-se que o TRIP é um fenômeno dependente da temperatura e seu valor diminui com a diminuição da mesma. Deve-se ainda destacar que o efeito TRIP não ocorre para temperaturas baixas, relacionadas à fase martensita.

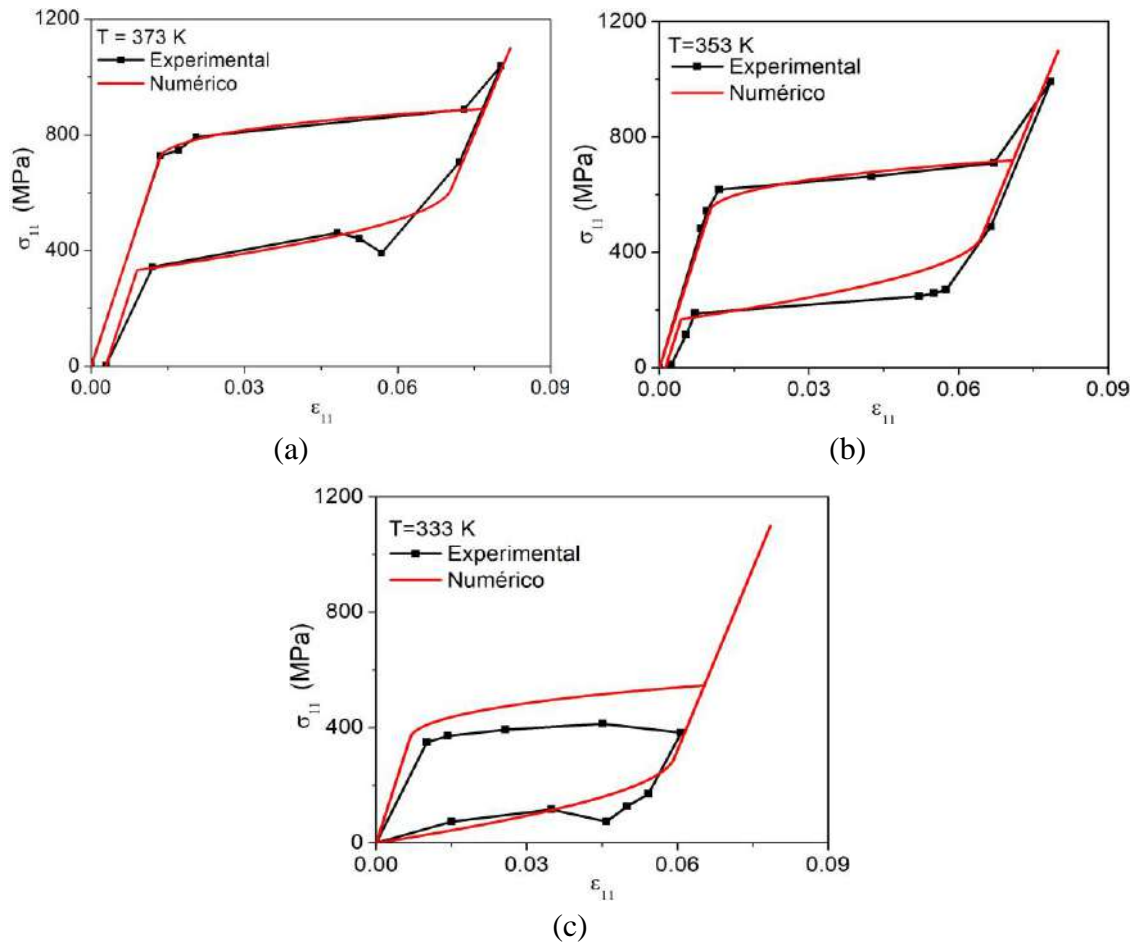


Figura 5.1: Comportamento pseudoelástico baseado no experimento proposto por TOBUSHI *et al.* [110]. Comparação numérico-experimental para (a) T=373 K; (b) T=353 K; (c) T=333 K.

Durante carregamentos cíclicos, a deformação TRIP diminui à medida que o número de ciclos aumenta, tornando-se estável após um determinado número de ciclos. Essa característica observada nas SMAs corresponde ao efeito de saturação. Por isso, as SMAs usualmente passam por um processo de treinamento que consiste na aplicação de carregamentos cíclicos até que o material estabilize sua resposta, como mostrado na Seção 3.2, através de ensaios experimentais.

Para exemplificar o que foi dito acima, considere o resultado experimental proposto por LAGOUDAS *et al.* [111]. A Tabela 5.2 apresenta os parâmetros identificados para a realização das simulações numéricas. A Figura 5.2 (a) mostra a curva tensão deformação experimental. A Figura 5.2 (b) mostra a comparação numérico-experimental obtida. Vale ressaltar a boa concordância entre o resultado

numérico e o experimental atestando a capacidade do modelo em representar o efeito de saturação das ligas SMA.

A cada ciclo ocorre uma redução na tensão crítica para transformação de fase, assim como no tamanho do laço de histerese até que a estabilização seja alcançada. A Figura 5.2 (c) mostra a curva tensão-deformação para o primeiro ciclo, enquanto que a Figura 5.2 (d) representa o último ciclo. É possível observar uma redução de 20 a 30% no valor das propriedades características do laço de histerese, em decorrência do processo de saturação que ocorre aproximadamente a partir do décimo quinto ciclo, sendo representado na Figura 5.2 (e) através da região onde a deformação TRIP assume um valor constante. A Tabela 5.3 mostra a variação percentual entre o primeiro e o último ciclo das propriedades ilustradas na Figura 5.2 (c) e (d). Apesar da variação percentual mostrada anteriormente, não é observada a redução na capacidade de transformação de fase do material, como pode ser visto na Figura 5.2 (f) que mostra a evolução das frações volumétricas para o último ciclo de carregamento.

Tabela 5.2: Parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais obtidos por LAGOUDAS *et al.* [111].

E^A (GPa)	E^M (GPa)	Ω^A (MPa/K)	Ω^M (MPa/K)	α_N^h (MPa)	$\hat{\alpha}$ (MPa)
72.0	28.2	0.74	0.17	0.0370	140.0
\hat{L}_0^\pm (MPa)	\hat{L}^\pm (MPa)	\hat{L}_0^A (MPa)	\hat{L}^A (MPa)	$(\eta_L)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U)_N$ (MPa.s)
0.10	41.50	0.63	147.00	0.10	0.04
$(\eta_L^A)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U^A)_N$ (MPa.s)	T^M (K)	T^A (K)	σ_Y^M (GPa)	σ_Y^{Ai} (GPa)
0.10	0.04	291.4	307.0	0.5	1.5
σ_Y^{Af} (GPa)	K^A (GPa)	K^M (GPa)	H^A (GPa)	H^M (GPa)	η^I
1.0	1.4	0.4	4.0	1.1	-0.01
η^K	T^F (K)	\hat{M}_{13} (GPa ⁻¹)	\hat{M}_{31} (GPa ⁻¹)	\hat{M}_{23} (GPa ⁻¹)	\hat{M}_{32} (GPa ⁻¹)
-0.01	423.0	0.072	0.071	0.072	0.071
T^{trip} (K)	m^α	m^L	m^M	N	
330.0	0.07	0.20	0.14	2	

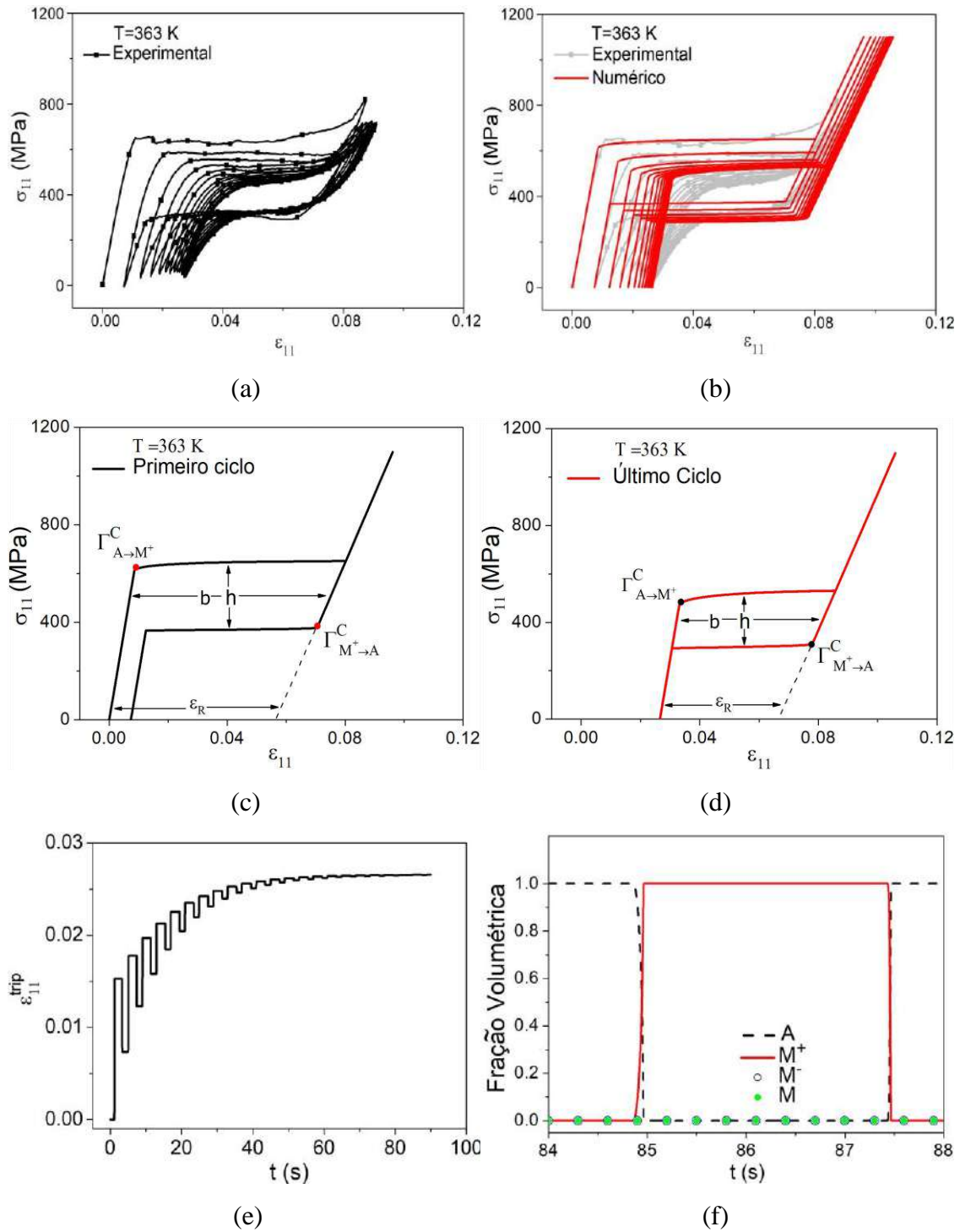


Figura 5.2: Comportamento pseudoelástico cíclico baseado nos dados experimentais propostos por LAGOUDAS *et al.* [111]. (a) curva tensão-deformação experimental; (b) comparativo numérico-experimental; (c) primeiro ciclo; (d) último ciclo; (e) evolução da deformação TRIP; (f) evolução das frações volumétricas para o último ciclo.

Tabela 5.3: Variação das propriedades características relacionadas ao laço de histerese.

	Primeiro Ciclo	Último Ciclo	Varição (%)
$\Gamma_{A \rightarrow M^+}^C$ (MPa)	620.0	480.0	-22.6
$\Gamma_{M^+ \rightarrow A}^C$ (MPa)	380.0	310.0	-18.4
h (MPa)	280.0	220.0	-21.4
b	0.07	0.05	-28.6
ε_R	0.06	0.04	-33.3

A plasticidade clássica é explorada neste momento e, para isso, considere um processo de carregamento que alcance a superfície de escoamento do material. Portanto, o efeito TRIP é tratado junto com a plasticidade clássica. Espera-se que a deformação plástica haja no sentido de inibir a transformação reversa e que esse efeito seja gradualmente acentuado com o aumento do nível de plasticidade. Assim, para um baixo nível de plasticidade espera-se que a transformação reversa ocorra. O resultado experimental proposto por GARCIA [102], considerando pseudoelasticidade e plasticidade, é usado como referência para as simulações numéricas apresentadas a seguir. A Tabela 5.4 apresenta os parâmetros identificados para as simulações numéricas.

Tabela 5.4: Parametros identificados a partir do resultado experimental obtido por GARCIA [102] para um carregamento cíclico pseudoelástico envolvendo plasticidade clássica.

E^A (GPa)	E^M (GPa)	Ω^A (MPa/K)	Ω^M (MPa/K)	α_N^h (MPa)	$\hat{\alpha}$ (MPa)
62.0	25.0	0.74	0.17	0.0120	200.0
\hat{L}_0^\pm (MPa)	\hat{L}^\pm (MPa)	\hat{L}_0^A (MPa)	\hat{L}^A (MPa)	$(\eta_L)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U)_N$ (MPa.s)
4.00	3.00	0.03	52.00	0.60	0.50
$(\eta_L^A)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U^A)_N$ (MPa.s)	T^M (K)	T^A (K)	σ_Y^M (GPa)	σ_Y^{Ai} (GPa)
0.60	0.50	282.1	303.0	0.5	1.5
σ_Y^{Af} (GPa)	K^A (GPa)	K^M (GPa)	H^A (GPa)	H^M (GPa)	η^l
1.0	1.4	0.4	4.0	1.1	-0.01
η^K	T^F (K)	\hat{M}_{13} (GPa ⁻¹)	\hat{M}_{31} (GPa ⁻¹)	\hat{M}_{23} (GPa ⁻¹)	\hat{M}_{32} (GPa ⁻¹)
-0.01	374.0	0.125	0.125	0.125	0.125
T^{trip} (K)	m^α	m^L	m^M	N	
310.0	0.0001	0.30	0.48	0.9	

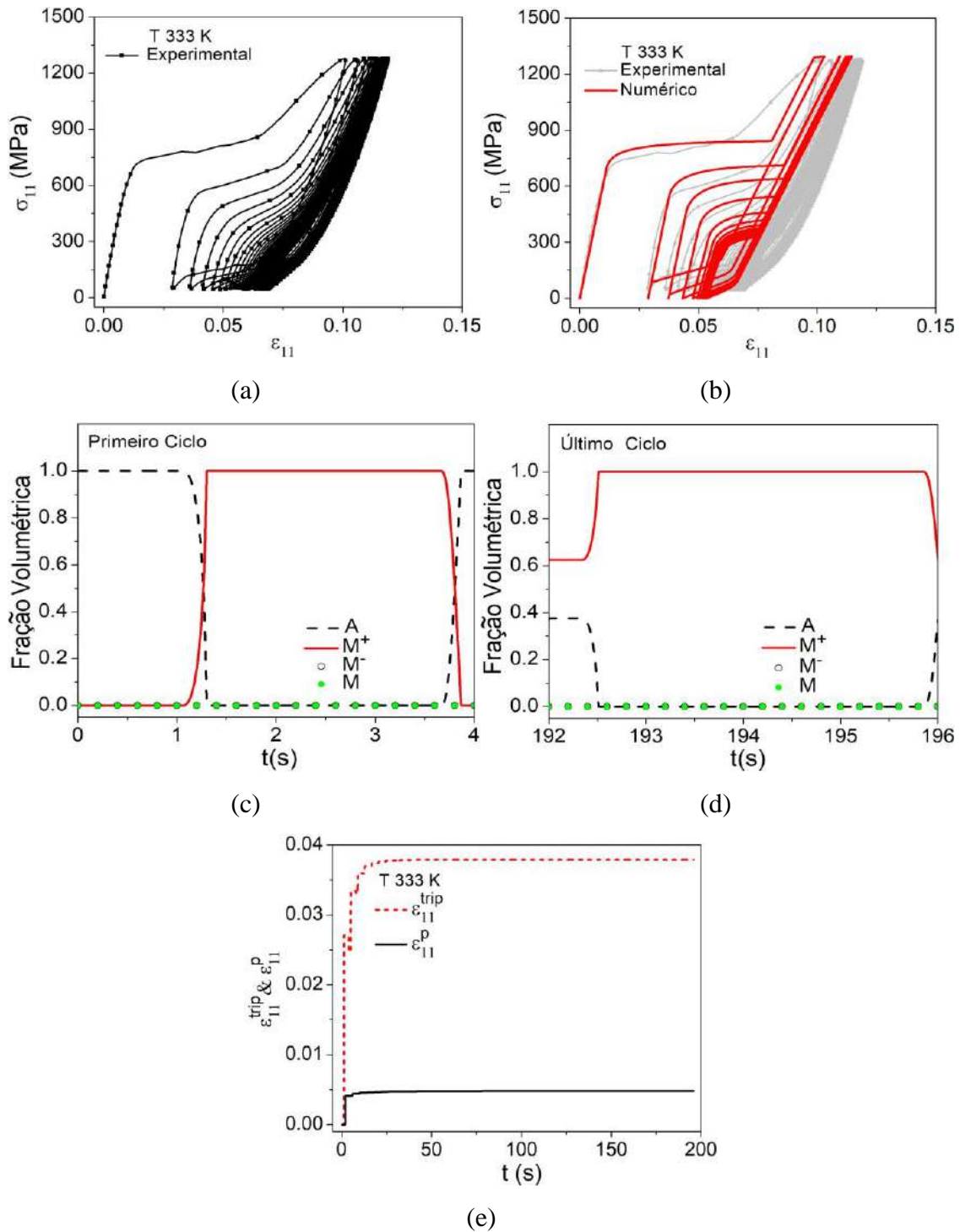


Figura 5.3: Comportamento pseudoelástico cíclico baseado no resultado experimental desenvolvido por GARCIA [102]. (a) curva tensão-deformação experimental; (b) comparativo numérico-experimental; (c) fração volumétrica para o primeiro ciclo; (d) fração volumétrica último ciclo; (e) evolução da deformação TRIP e da deformação plástica.

A Figura 5.3 mostra a simulação numérica junto com resultado experimental. Na Figura 5.3 (a) é mostrado o resultado experimental obtido por GARCIA [102], enquanto que a Figura 5.3 (b) apresenta o comparativo numérico-experimental demonstrando uma boa concordância entre os resultados obtidos. Na Figura 5.3 (c)-(d) é apresentada a evolução das frações volumétricas para o primeiro e último ciclos. A Figura 5.3 (e) mostra a evolução da deformação TRIP junto com a evolução da deformação plástica. Observa-se que o comportamento plástico, dado pela plasticidade clássica e pela plasticidade induzida por transformação de fase, tende a alterar as características da resposta macroscópica das SMAs reduzindo a capacidade de transformação reversa. A evolução das frações volumétricas evidencia essa conclusão, observa-se uma perda de aproximadamente 60% na capacidade de transformação de fase entre o primeiro e o último ciclo.

5.2 Testes Multiaxiais

Um teste tração-torção acoplado baseado no teste experimental proposto por SITTNER *et al.* [112] é explorado nesse momento. Inicialmente os parâmetros são ajustados considerando testes de tração e torção uniaxiais separadamente, negligenciando a plasticidade e o TRIP, e são apresentados na Tabela 5.5. Após essa etapa, um teste acoplado é apresentado usando os parâmetros obtidos anteriormente nos testes desacoplados. Os demais parâmetros, incluindo plasticidade clássica e o TRIP, foram assumidos iguais aos obtidos no teste proposto por LAGOUDAS *et al.* [111] (Tabela 5.2).

Na Figura 5.4 é apresentada a comparação numérico-experimental. A Figura 5.4 (a) mostra o comparativo para o teste de tração, enquanto que a Figura 5.4 (b) mostra o comparativo para o teste de torção.

Tabela 5.5: Parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais obtidos por SITTNER *et al.* [112].

E^A (GPa)	E^M (GPa)	Ω^A (MPa/K)	Ω^M (MPa/K)	α_N^h (MPa)	α_S^h (MPa)
65.0	29.0	0.74	0.17	0.0150	0.0160
$\hat{\alpha}$ (MPa)	\hat{L}_0^\pm (MPa)	\hat{L}^\pm (MPa)	\hat{L}_0^A (MPa)	\hat{L}^A (MPa)	$(\eta_L)_N$ (MPa.s)
140	1.50	5.00	2.00	26.00	5.70
$(\eta_U)_N$ (MPa.s)	$(\eta_L^A)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U^A)_N$ (MPa.s)	$(\eta_L)_S$ (MPa.s)	$(\eta_U)_S$ (MPa.s)	$(\eta_L^A)_S$ (MPa.s)
12.00	25.00	3.50	4.85	14.00	10.00
$(\eta_U^A)_S$ (MPa.s)	T^M (K)	T^A (K)	σ_Y^M (GPa)	σ_Y^{Ai} (GPa)	σ_Y^{Af} (GPa)
1.80	223.0	285.0	0.5	1.5	1.0
K^A (GPa)	K^M (GPa)	H^A (GPa)	H^M (GPa)	η^l	η^K
1.4	0.4	4.0	1.1	-0.01	-0.01
T^F (K)	\hat{M}_{13} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{31} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{23} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{32} (GPa $^{-1}$)	T^{trip} (K)
423.0	0.072	0.071	0.072	0.071	270.0
m^α	m^L	m^M	N	ν^A	ν^M
0.07	0.20	0.14	2	0.36	0.36

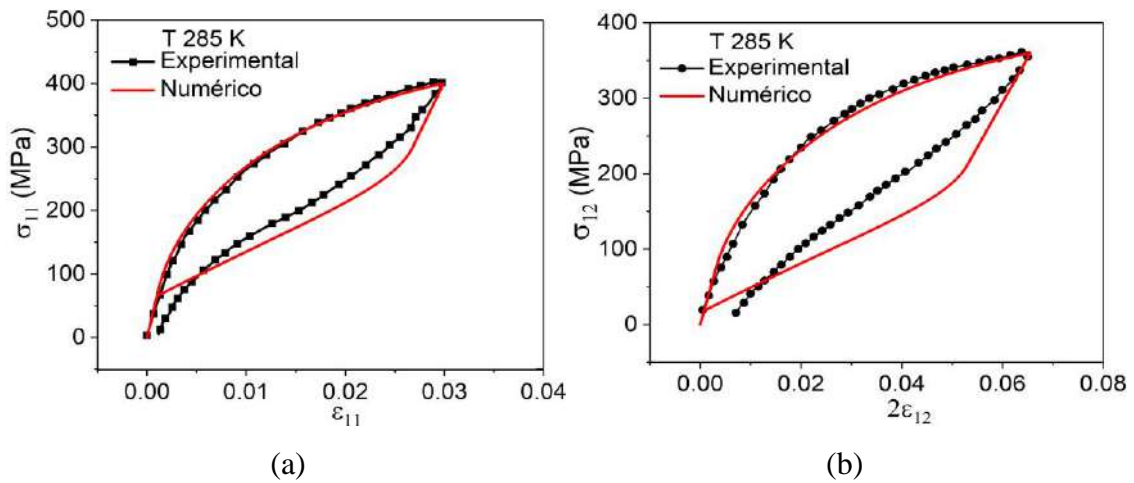


Figura 5.4: Testes tração-torção desacoplados SITTNER *et al.* [112]. (a) teste de tração; (b) teste de torção.

O teste acoplado está associado a um carregamento mecânico como mostrado na Figura 5.5 a uma temperatura constante, $T=285$ K. O processo de carregamento é composto por um carregamento de tração (AB) seguido por um carregamento de torção (BC) sem atingir a superfície de escoamento. O processo de descarregamento inicia-se retirando o carregamento de tração (CD) seguido pelo carregamento de torção (DA).

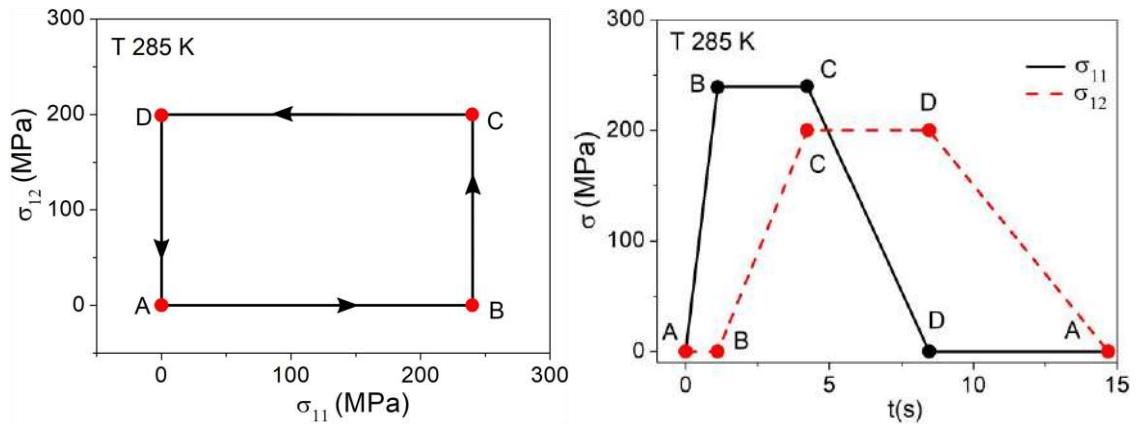


Figura 5.5: História de carregamento para o teste acoplado tração-torção.

A Figura 5.6 mostra a resposta apresentada pela liga SMA analisada, sob o carregamento descrito acima. A Figura 5.6 (a) mostra a curva tensão-deformação para o carregamento de tração ($\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$) e a Figura 5.6 (b) para o de torção ($\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$); a Figura 5.6 (c) mostra a curva de deformação normal-cisalhante ($2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$). A evolução das frações volumétricas é apresentada na Figura 5.6 (d). É possível observar que o modelo é capaz de capturar de forma qualitativa o comportamento geral das ligas com memória de forma num contexto tridimensional quando submetidas a carregamentos acoplados. Observa-se que as transformações de fase ocorrem devido a tensões normais e de cisalhamento (caminho ABC). Deve-se destacar ainda que a maior parte da fração volumétrica é formada quando as tensões, normal e de cisalhamento, são aplicadas juntas, como mostrado na Figura 5.6 (d). O mesmo comportamento é observado durante o descarregamento.

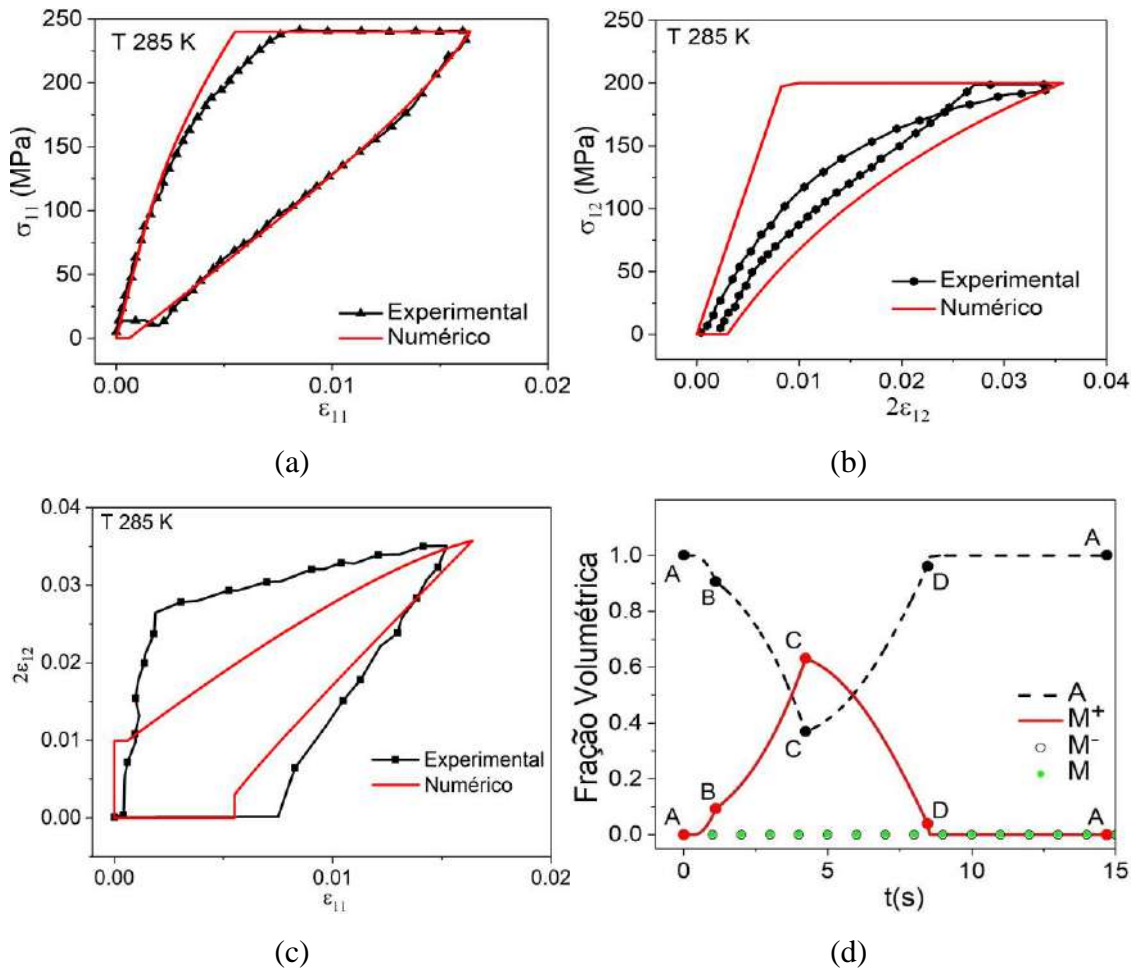
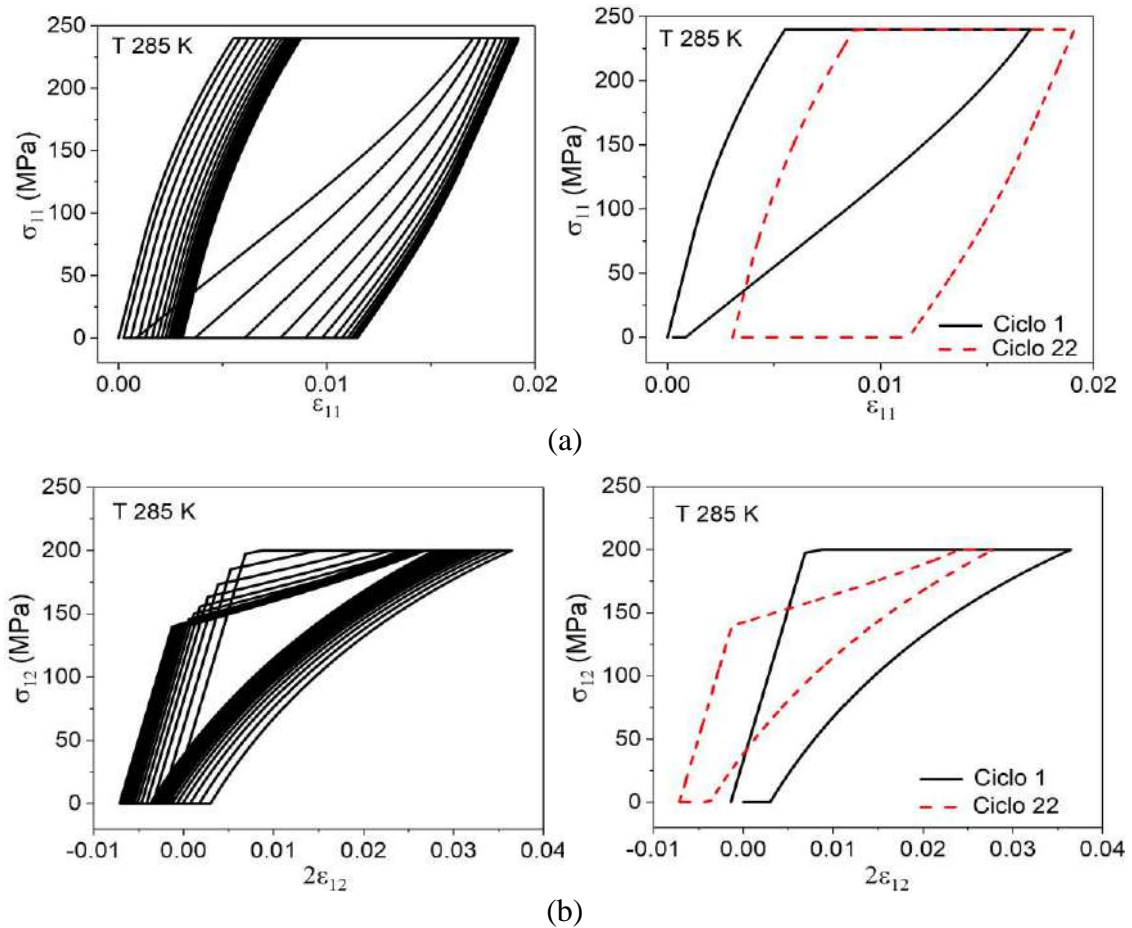
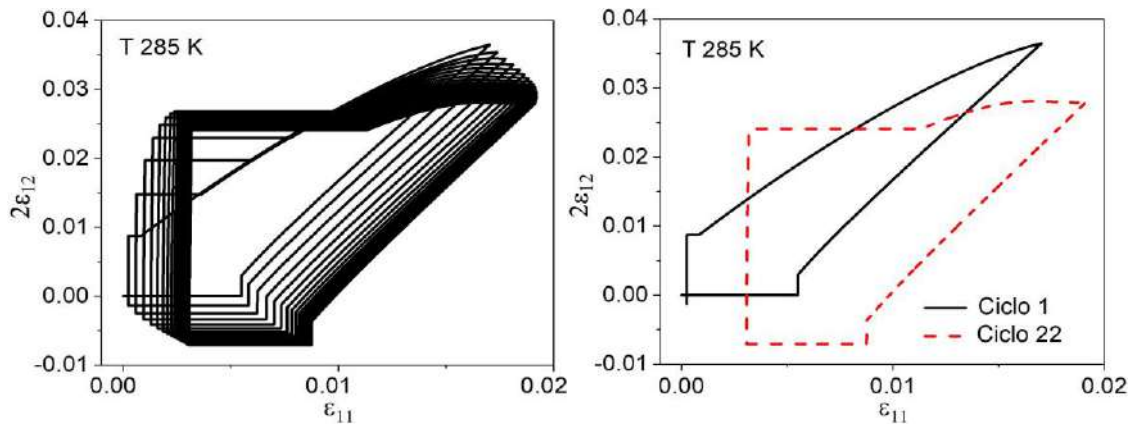


Figura 5.6: Teste acoplado tração-torção, SITTNER *et al.* [112]. Curvas tensão-deformação (a) normal; (b) cisalhante; (c) curva deformação normal-cisalhante; (d) frações volumétricas.

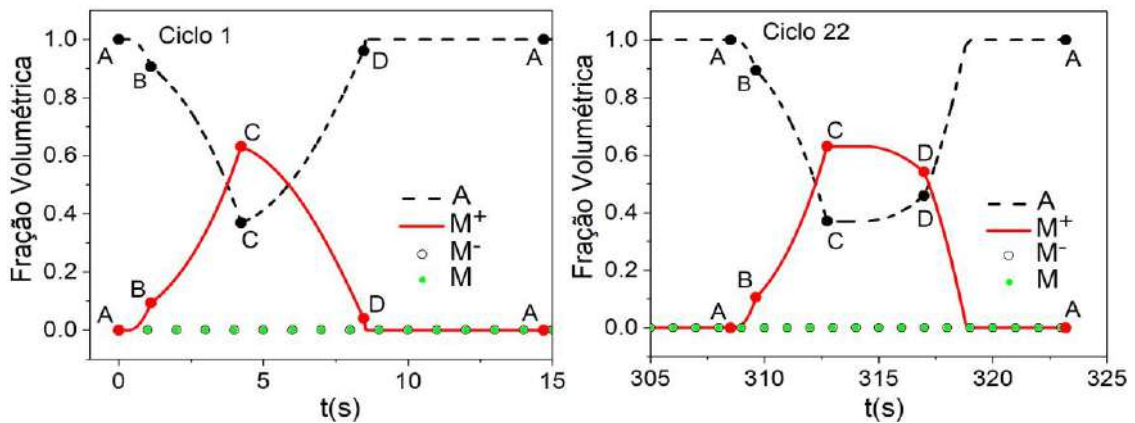
Após a verificação do modelo para testes multiaxiais, o efeito TRIP é agora explorado. Para isso, considere uma simulação numérica composta por um carregamento de 22 ciclos, semelhantes ao que foi exposto na Figura 5.5. A Figura 5.7 mostra a resposta da liga SMA para o teste tração-torção realizado. As seguintes curvas são apresentadas: tensão-deformação para tensão normal ($\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$) e cisalhante ($\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$); deformação normal-cisalhante ($2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$); frações volumétricas e evolução da deformação TRIP. Para cada uma dessas curvas, são apresentados os resultados considerando todos os ciclos (curvas à esquerda), assim como, o primeiro e o último ciclo (curvas à direita), para realçar as diferenças existentes entre eles assim como o processo de estabilização. A evolução das frações volumétricas indica que as transformações de fase que ocorrem no processo de carregamento, como mostrado na

Figura 5.7 (d). Note que tanto a tensão normal quanto a cisalhante induzem a transformação de fase que ficam alternando entre austenita e martensita não maclada trativa. Observa-se ainda na Figura 5.7 (d) que a maior parcela de transformação de fase ocorre quando o material está submetido a um carregamento combinado de tração-torção (BC), isso pode ser visto tanto no primeiro ciclo quanto no último. Por outro lado, no processo de descarregamento, verifica-se uma mudança significativa em relação ao primeiro e ao último ciclo. No primeiro ciclo a maior parcela da transformação inversa ocorre durante CD ao passo que no último ciclo ocorre durante DA. Porém, apesar das mudanças observadas não ocorre uma diminuição na capacidade de transformação de fase do material.

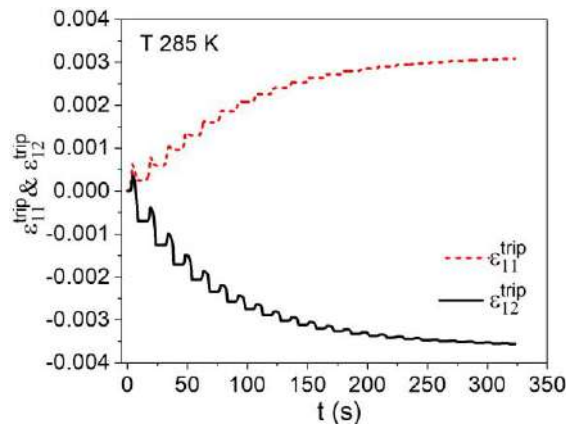




(c)



(d)



(e)

Figura 5.7: Teste acoplado tração-torção cíclico. (a) $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$; (b) $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$; (c) $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$; (d) frações volumétricas; (e) deformação TRIP, ε_{11}^{trip} e ε_{12}^{trip} .

Neste momento, uma nova história de carregamento é investigada. Basicamente, um acoplamento tração-torção semelhante ao anterior é considerado, com níveis semelhantes de carregamento, mas com uma sequência invertida como mostrado na Figura 5.8. Agora, a sequência ADCBA é usada ao invés da sequência ABCDA usada

anteriormente. Assim, o processo de carregamento é composto por um carregamento de torção (AD) seguido por um carregamento de tração (DC). O processo de descarregamento inicia-se retirando o carregamento de torção (CB) seguido pela retirada do carregamento de tração (BA). A amostra SMA é submetida a 22 ciclos de carregamento.

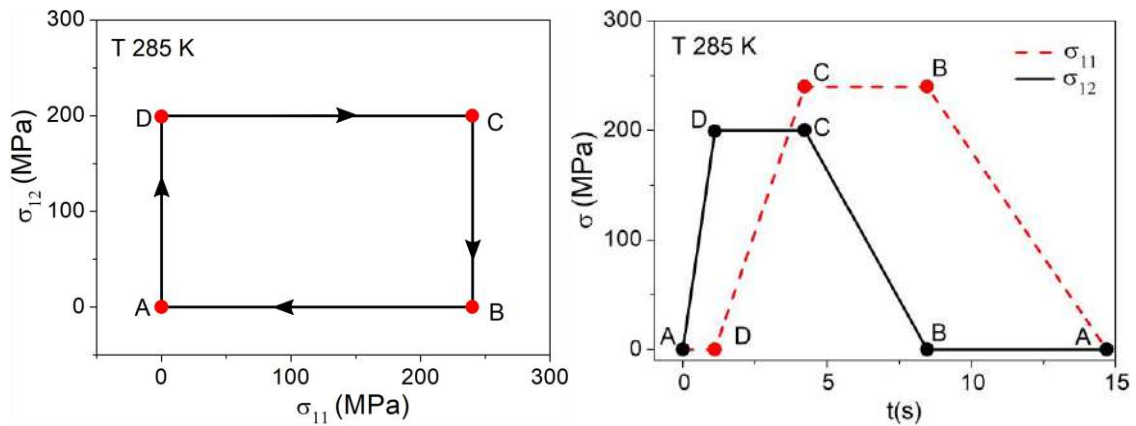
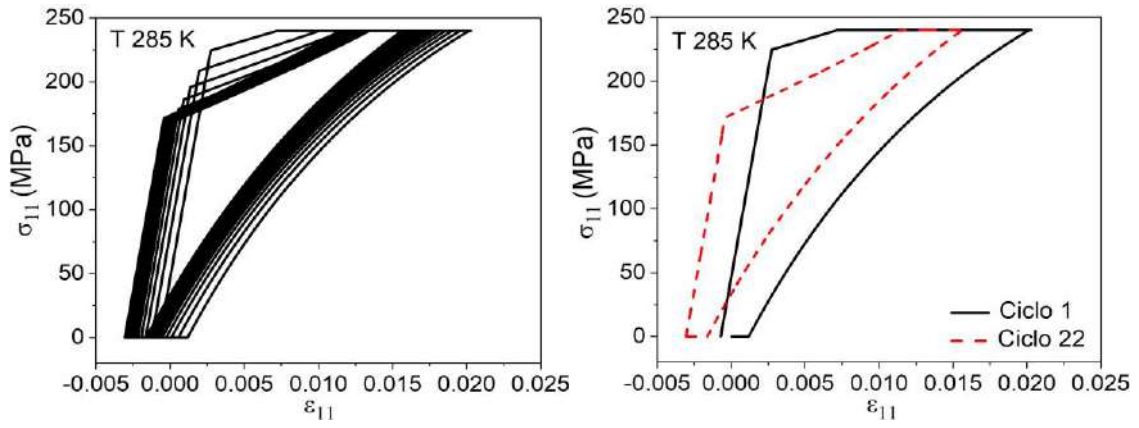
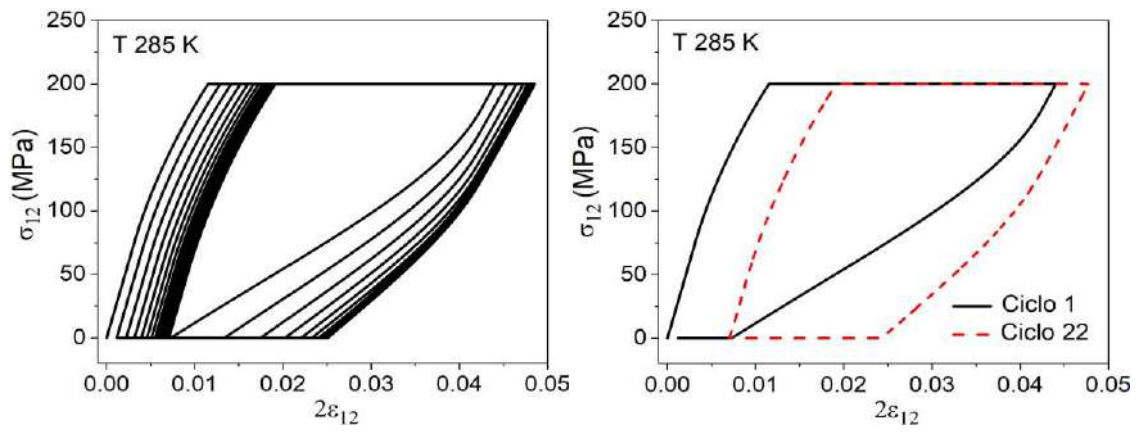


Figura 5.8: História de carregamento para o teste acoplado tração-torção.

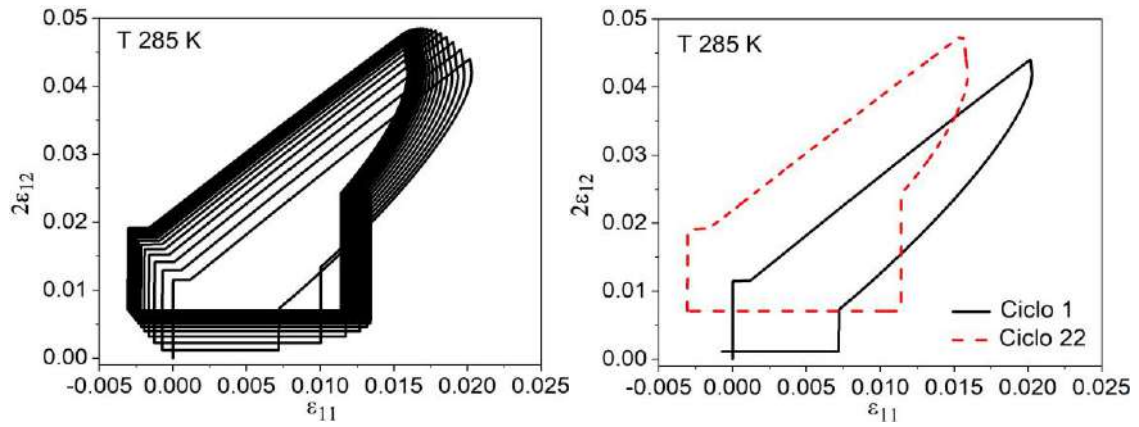
A Figura 5.9 mostra a resposta da liga SMA para este teste, representada através das seguintes curvas: tensão-deformação para tensão normal ($\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$) e cisalhante ($\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$); deformação normal-cisalhante ($2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$); frações volumétricas e evolução da deformação TRIP (ε_{11}^{trip} e ε_{12}^{trip}). De forma análoga ao visto anteriormente, são apresentados os resultados considerando todos os ciclos (curvas à esquerda), assim como, o primeiro e o último ciclo (curvas à direita), para realçar as diferenças existentes entre eles assim como o processo de estabilização. De forma geral, observa-se uma inversão dos principais aspectos do comportamento da liga quando comparada com o teste anterior. Os resultados são qualitativamente semelhantes aos apresentados na Figura 5.7, com a inversão das respostas tanto à torção quanto à tração.



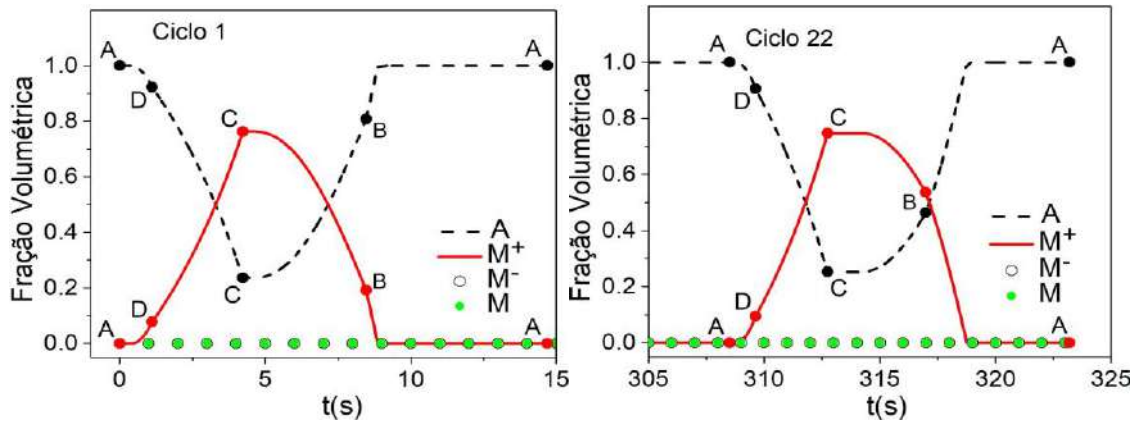
(a)



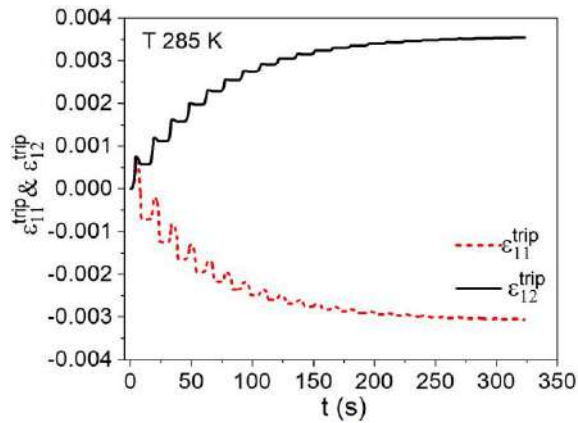
(b)



(c)



(d)



(e)

Figura 5.9: Teste acoplado tração-torção cíclico. (a) $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$; (b) $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$; (c) $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$; (d) frações volumétricas; (e) deformação TRIP, ε_{11}^{trip} e ε_{12}^{trip} .

Por fim, um teste multiaxial com plasticidade é proposto, considerando-se uma história de carregamento que atinge a superfície de escoamento. A Figura 5.10 representa a história de carregamento tração-torção, assumindo a sequência ABCDA. O processo de carregamento é iniciado com um carregamento trativo (AB), seguido de um carregamento de torção (BC). O descarregamento é realizado retirando-se primeiro o carregamento de tração (CD) e em seguida o de torção (DA).

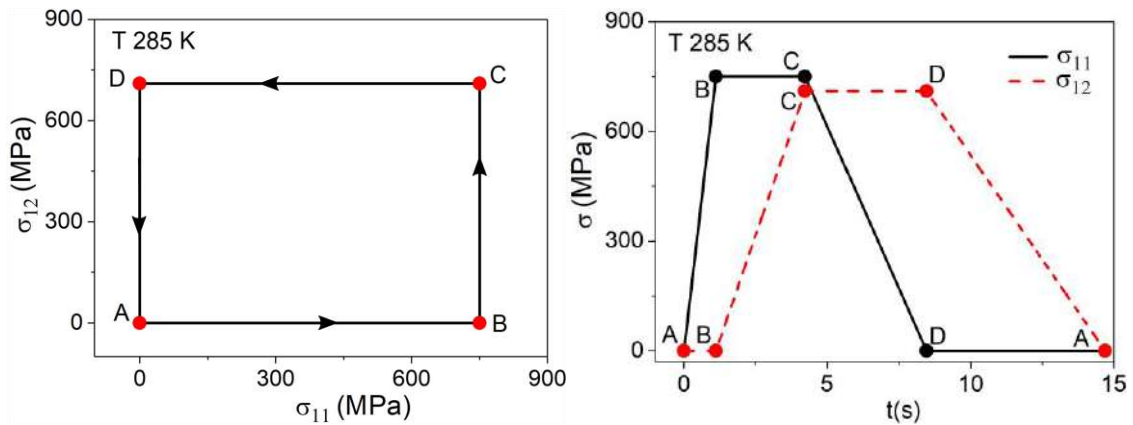
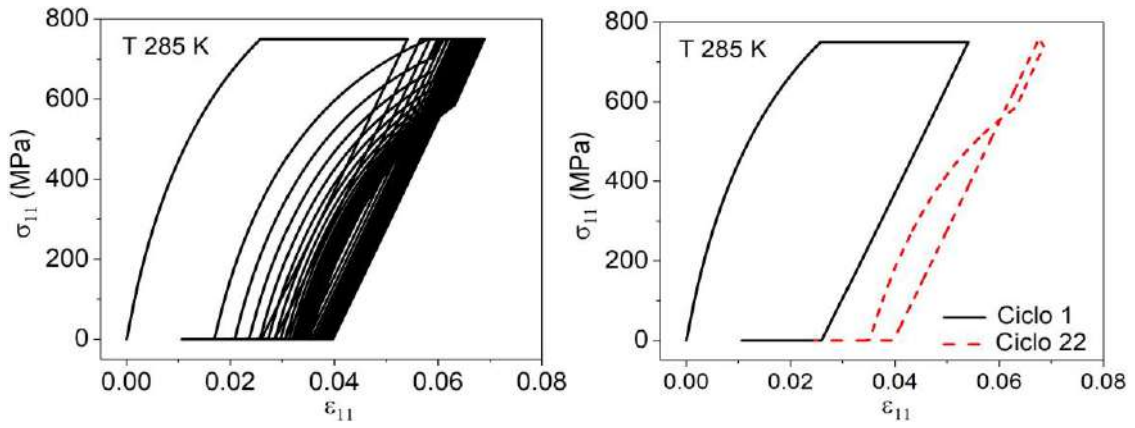
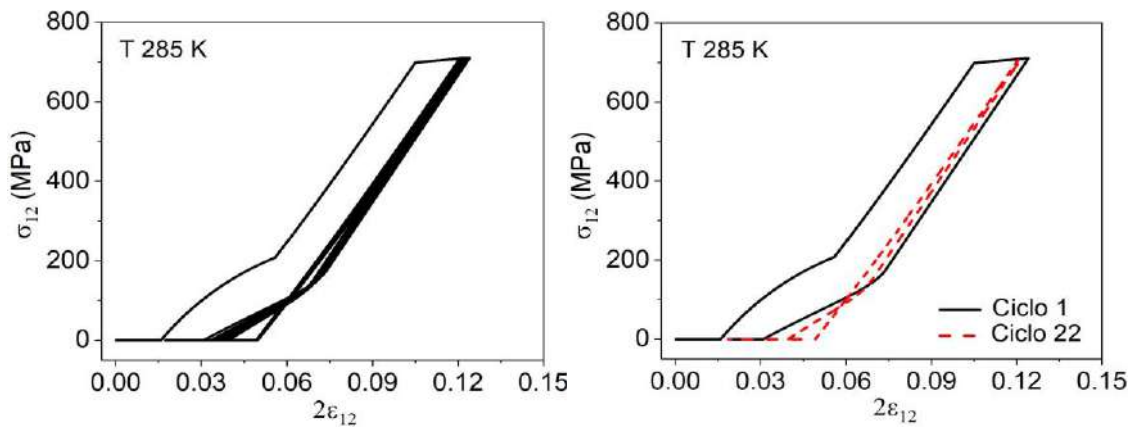


Figura 5.10: História de carregamento para o teste acoplado tração-torção.

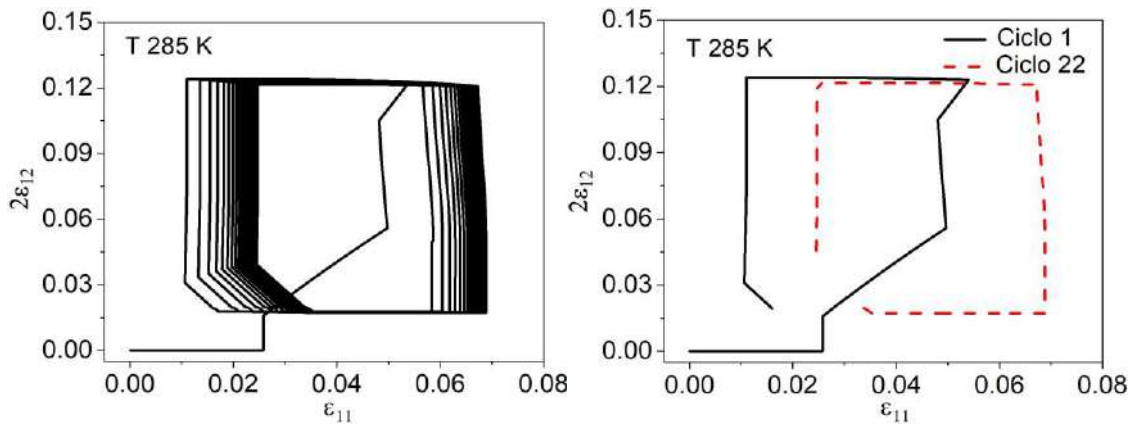
A Figura 5.11 mostra a resposta obtida para o teste com plasticidade, considerando as seguintes curvas: tensão-deformação para tensão normal ($\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$) e cisalhante ($\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$); deformação normal-cisalhante ($2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$); frações volumétricas; evolução da deformação TRIP (ε_{11}^{trip} e ε_{12}^{trip}) e deformação plástica (ε_{11}^p e ε_{12}^p). De forma análoga ao visto anteriormente, são apresentados os resultados considerando todos os ciclos (curvas à esquerda), assim como, o primeiro e o último ciclo em destaque (curvas à direita). Observa-se que a plasticidade altera significativamente a resposta da liga SMA. Deve-se salientar a redução do tamanho do laço de histerese para os últimos ciclos quando a plasticidade está presente em comparação com o teste sem plasticidade, indicando que a deformação plástica inibe o processo de transformação de fase. Isso se torna mais evidente observando as diferenças entre as frações volumétricas para o primeiro e o último ciclo, Figura 5.11 (d). Para os últimos ciclos, no estágio de descarregamento, não são observadas transformações reversas completas. Além disso, observa-se que a deformação TRIP para a tração é maior que para a torção (Figura 5.11 (e)) e o oposto ocorre em relação à deformação plástica (Figura 5.11 (f)).



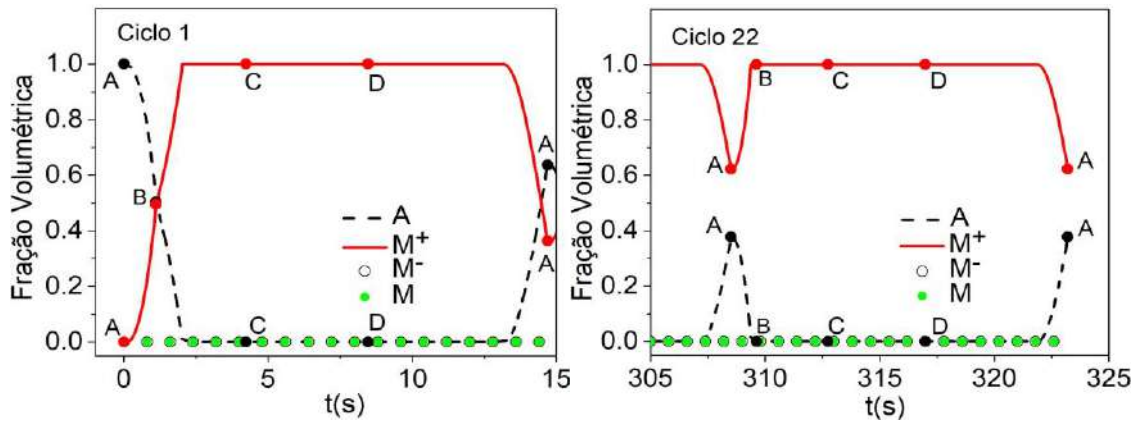
(a)



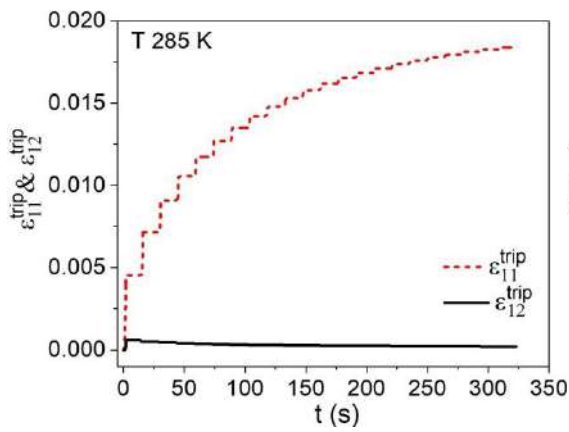
(b)



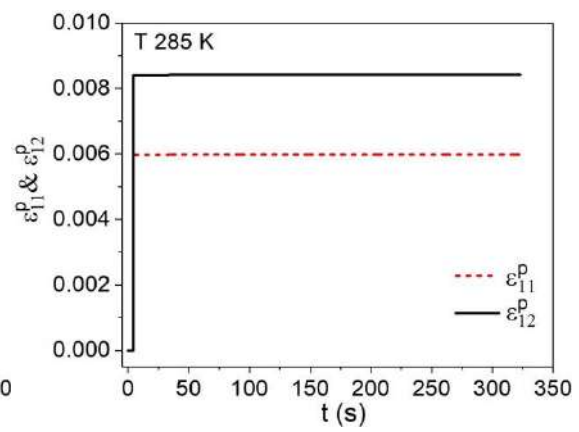
(c)



(d)



(e)



(f)

Figura 5.11: Teste acoplado tração-torção cíclico. (a) $\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$; (b) $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$; (c) $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$; (d) frações volumétricas; (e) deformação TRIP, ε_{11}^{trip} e ε_{12}^{trip} ; (f) deformação plástica ε_{11}^p e ε_{12}^p .

6 SIMULAÇÕES COM DANO FUNCIONAL

Após a apresentação dos resultados obtidos desprezando-se o dano, este capítulo investiga o fenômeno do dano funcional, mostrando a capacidade do modelo em descrever a fadiga funcional nas ligas com memória de forma. O capítulo é iniciado através da apresentação de testes uniaxiais, incluindo um comparativo numérico-experimental para a verificação do modelo. Em seguida, uma extrapolação do resultado tridimensional apresentado anteriormente é realizada com o objetivo de verificar a influência do dano funcional no comportamento do material submetido a um carregamento combinado de tração-torção.

6.1 Testes Uniaxiais

Considere inicialmente os resultados experimentais apresentados por RAMOS *et al.* [50]. Um fio pseudoelástico de uma liga NiTi de diâmetro 0.5 mm é utilizado. O fio é submetido a um ensaio de tração cíclico cujo carregamento máximo é de 800 MPa (sem atingir a superfície de escoamento) e a frequência de teste 2 Hz, à temperatura ambiente. A Figura 6.1 (a) representa a evolução da tensão-deformação experimental para um conjunto de ciclos escolhidos de forma a ilustrar o comportamento do material ao longo dos 10955 ciclos analisados. Pode-se observar através da Figura 6.1 (a) que o primeiro ciclo não contempla o carregamento máximo de 800 MPa e que nos demais ciclos existe uma tensão mínima superior a zero devido às condições que foram utilizadas para a realização do teste. A simulação numérica por outro lado, considera todos os ciclos com carregamento máximo de 800 MPa e mínimo de zero. Os parâmetros utilizados na simulação numérica estão listados na Tabela 6.1. A Figura 6.1 (b) representa o resultado numérico obtido considerando os mesmos ciclos apresentados para o resultado experimental.

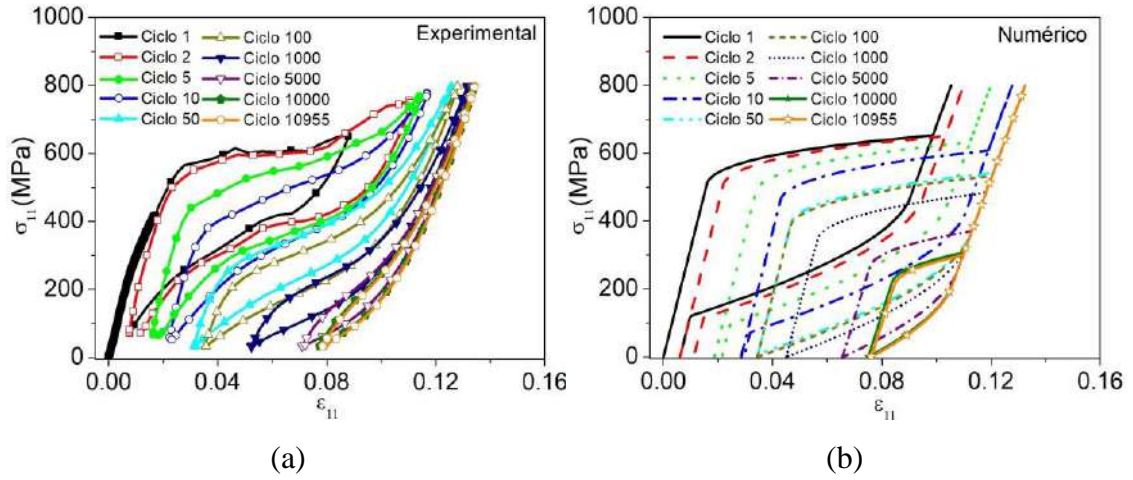


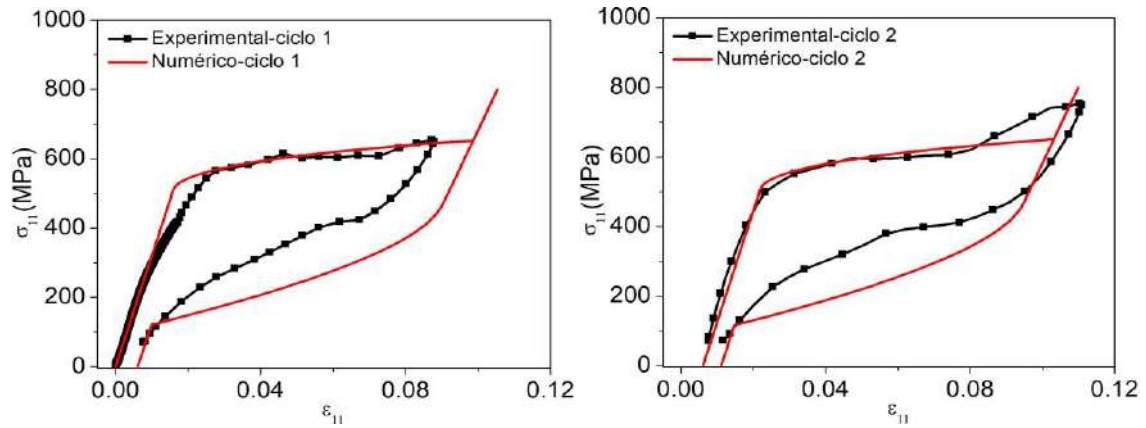
Figura 6.1: Comportamento pseudoelástico com dano funcional, teste realizado por RAMOS *et al.* [50]. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico.

Tabela 6.1: Parâmetros obtidos a partir do resultado experimental proposto por RAMOS *et al.* [50].

E^A (GPa)	E^M (GPa)	Ω^A (MPa/K)	Ω^M (MPa/K)	α_N^h (MPa)	$\hat{\alpha}$ (MPa)
32.0	22.0	0.74	0.17	0.059	80.0
\hat{L}_0^\pm (MPa)	\hat{L}^\pm (MPa)	\hat{L}_0^A (MPa)	\hat{L}^A (MPa)	$(\eta_L)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U)_N$ (MPa.s)
18.0	10.0	0.6	160.0	0.125	0.700
$(\eta_L^A)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U^A)_N$ (MPa.s)	T^M (K)	T^A (K)	σ_Y^M (GPa)	σ_Y^{Ai} (GPa)
0.125	0.700	275.0	282.0	0.5	1.5
σ_Y^{Af} (GPa)	K^A (GPa)	K^M (GPa)	H^A (GPa)	H^M (GPa)	η^l
1.0	1.4	0.4	4.0	1.1	-0.01
η^K	T^F (K)	\hat{M}_{13} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{31} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{32} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{23} (GPa $^{-1}$)
-0.01	423.0	0.12	0.05	0.12	0.05
T^{trip} (K)	m^α	m^L	m^M	N	C_1
290.0	0.900	0.03	0.095	3	2×10^{-6}
C_2	C_3				
4×10^{-12}	1.58				

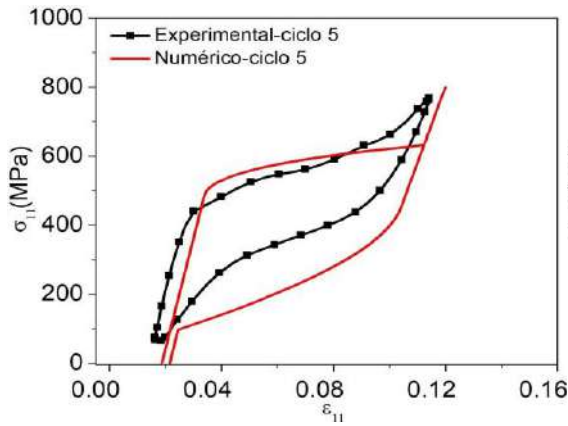
A Figura 6.2 apresenta o comparativo numérico-experimental obtido para cada um dos ciclos mostrados anteriormente. De maneira geral, observa-se uma diminuição progressiva nas propriedades funcionais do material, alterando a posição e as características do laço de histerese. Esse comportamento é conhecido como fadiga funcional, pois reduz a capacidade de atuação da liga SMA. Em resumo, a fadiga funcional está relacionada à perda do desempenho de atuação, que pode ser estimada através das características do laço histerese. Os resultados mostrados na Figura 6.2

apresentam evidências de que o modelo SMA é capaz de capturar o comportamento termomecânico geral relacionado à fadiga funcional.

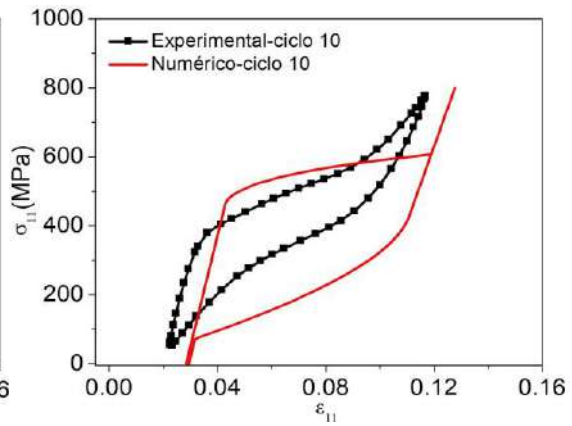


(a)

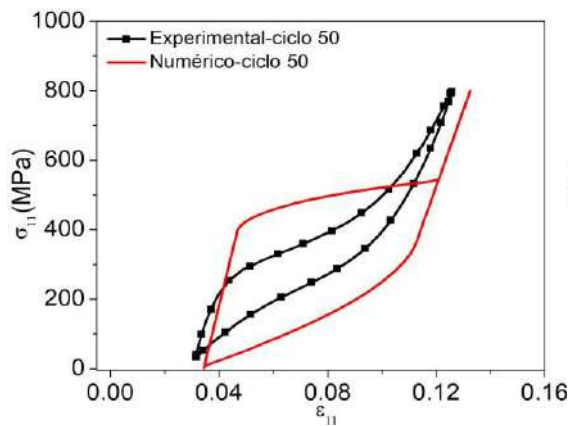
(b)



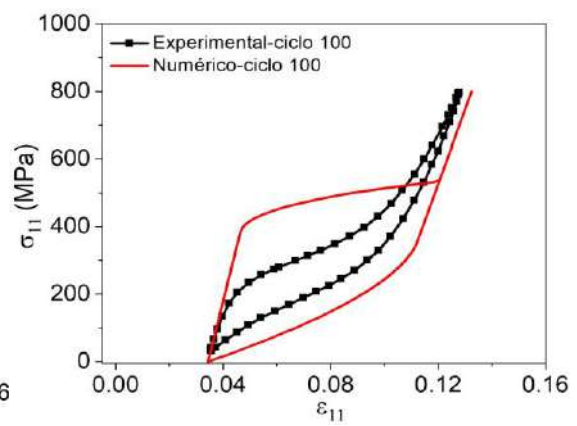
(c)



(d)



(e)



(f)

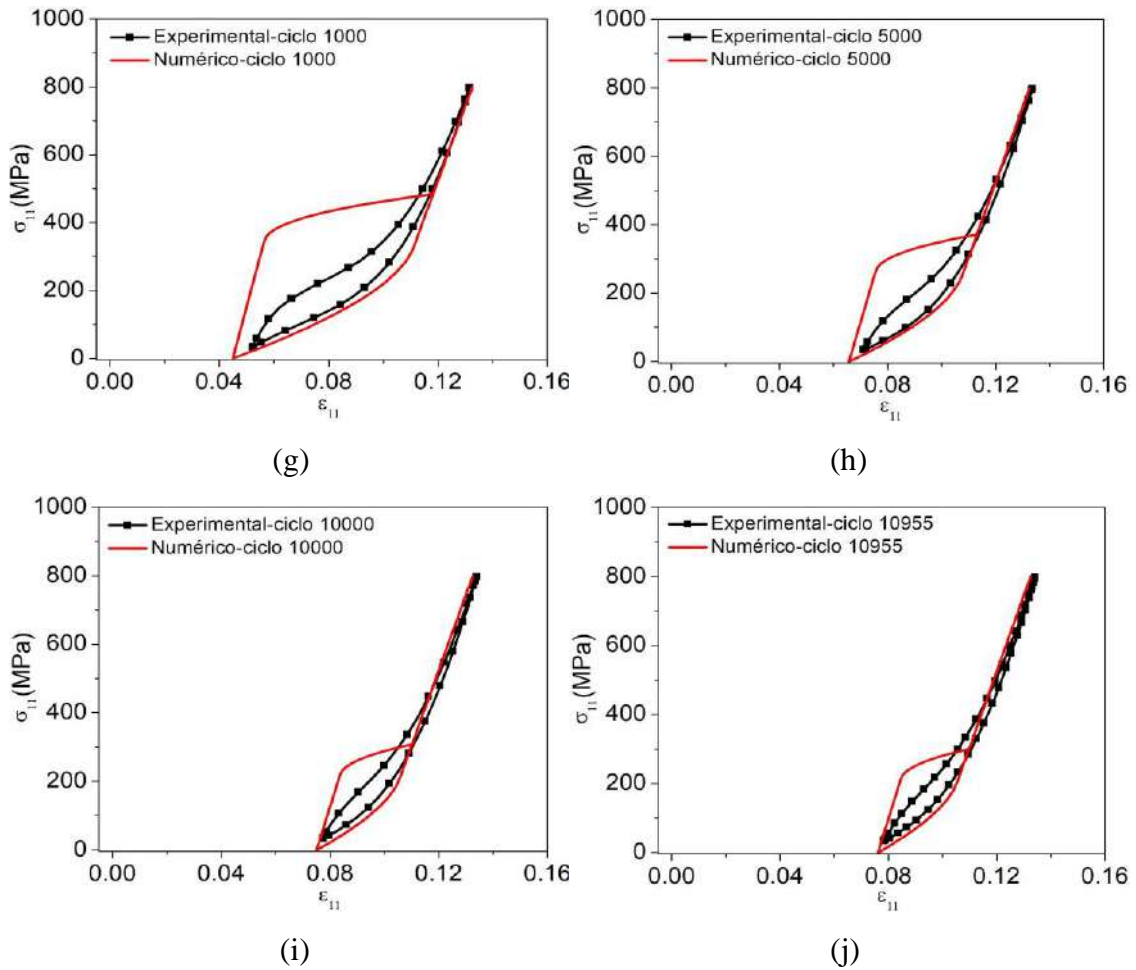


Figura 6.2: Comportamento pseudoelástico com dano funcional, teste realizado por RAMOS *et al.* [50]. Comparativo: (a) ciclo 1; (b) ciclo 2; (c) ciclo 5; (d) ciclo 10; (e) ciclo 50; (f) ciclo 100; (g) ciclo 1000; (h) ciclo 5000; (i) ciclo 10000; (j) ciclo 10955.

A Figura 6.3 mostra a evolução das frações volumétricas para os ciclos 1, 1000, 5000 e 10955. Esses ciclos foram escolhidos de modo a ilustrar a perda da capacidade de transformação de fase do material ao longo do carregamento mostrado na Figura 6.2. Inicialmente, observa-se que o material possui 100% de sua capacidade de transformação de fase como mostrado na Figura 6.3 (a). Para o ciclo 1000 mostrado na Figura 6.3 (b) o material apresenta cerca de 80% da transformação de fase observada inicialmente e vai diminuindo essa porcentagem ao longo dos ciclos. Já no ciclo 5000, Figura 6.3 (c), possui aproximadamente 50% e no o ciclo 10955, Figura 6.3 (d), em torno 30%. Este resultado mostra a influência do dano funcional e do TRIP no comportamento adaptativo do material que perde seu desempenho ao longo dos ciclos.

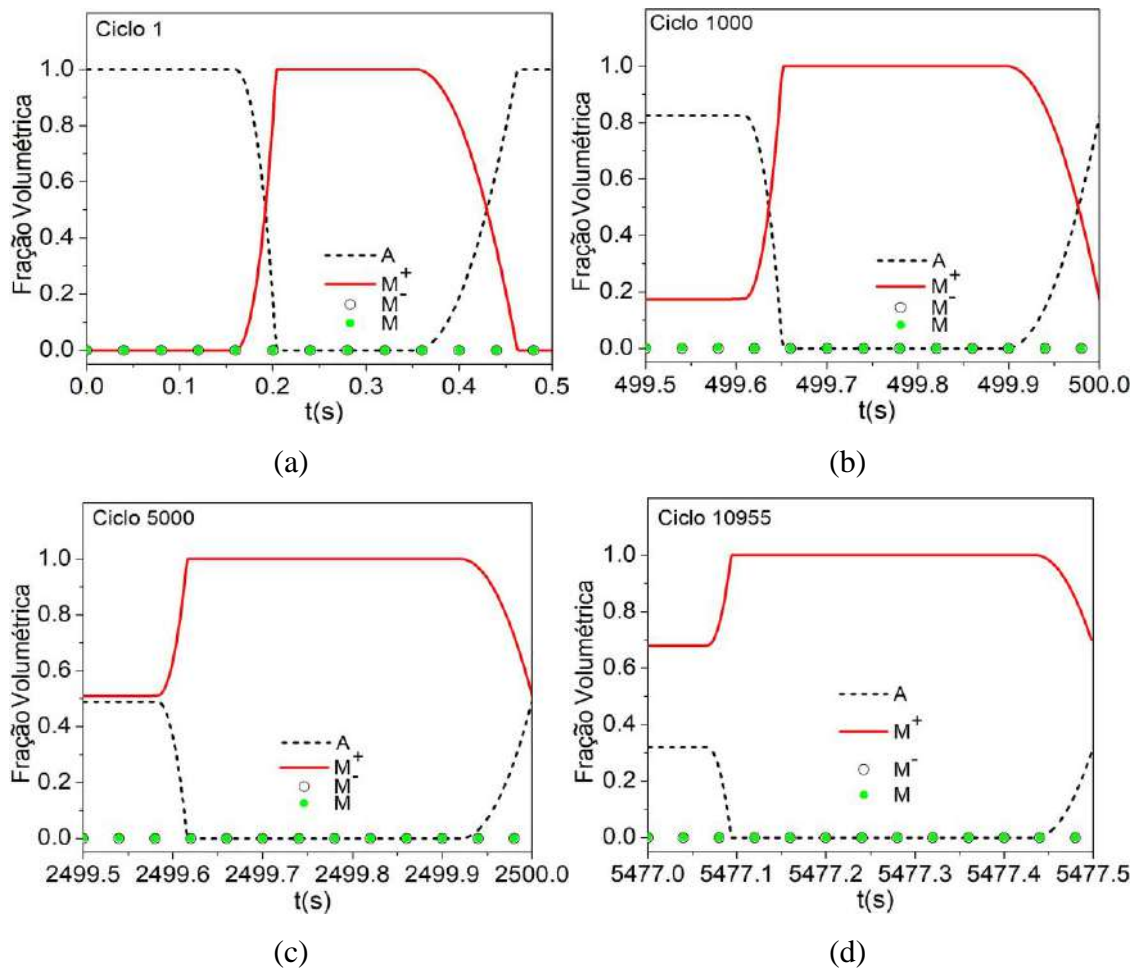


Figura 6.3: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 1000; (c) ciclo 5000; (d) ciclo 10955.

A evolução do TRIP e do dano funcional estão presentes na Figura 6.4. A Figura 6.4 (a) mostra a evolução da deformação TRIP para os primeiros 50 ciclos. Observa-se que o material passa por um rápido processo de estabilização, de aproximadamente 25 ciclos, e que a partir daí, passa a não sofrer alterações na deformação TRIP. Por outro lado, a Figura 6.4 (b) mostra a evolução do dano funcional, observa-se que após 10955 ciclos o dano funcional alcança um valor de aproximadamente 45% culminando com a perda de atuação discutida anteriormente.

A Figura 6.5 mostra o comparativo numérico-experimental obtido considerando a deformação apresentada pelo fio ao longo dos ciclos. Na Figura 6.5 (a) têm-se o comparativo entre a deformação total (ϵ_{total}) obtida experimentalmente em relação à deformação obtida através da simulação numérica. A última é decomposta em duas partes: deformação máxima (ϵ_{max}), que representa a deformação obtida para o valor

máximo de tensão durante o carregamento; e deformação residual (ϵ_{res}), relacionada à deformação não reversível presente no material, após o término do processo de carregamento. A Figura 6.5 (b) mostra a deformação total obtida numericamente. Novamente, é possível verificar uma boa concordância entre os resultados encontrados.

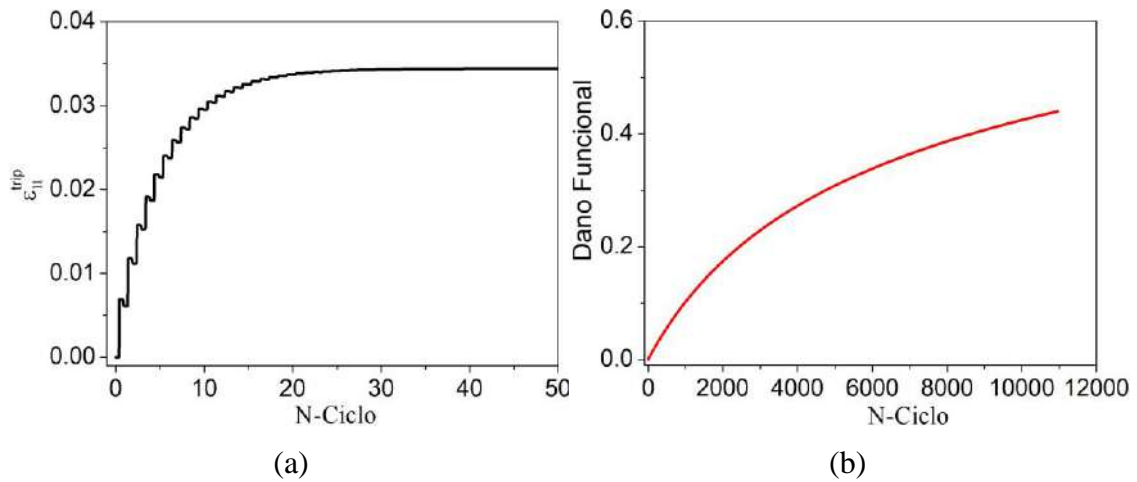


Figura 6.4: Curvas de evolução da deformação TRIP e do dano funcional: (a) evolução da deformação TRIP para os 50 primeiros ciclos; (b) evolução do dano funcional ao longo dos 10955 ciclos.

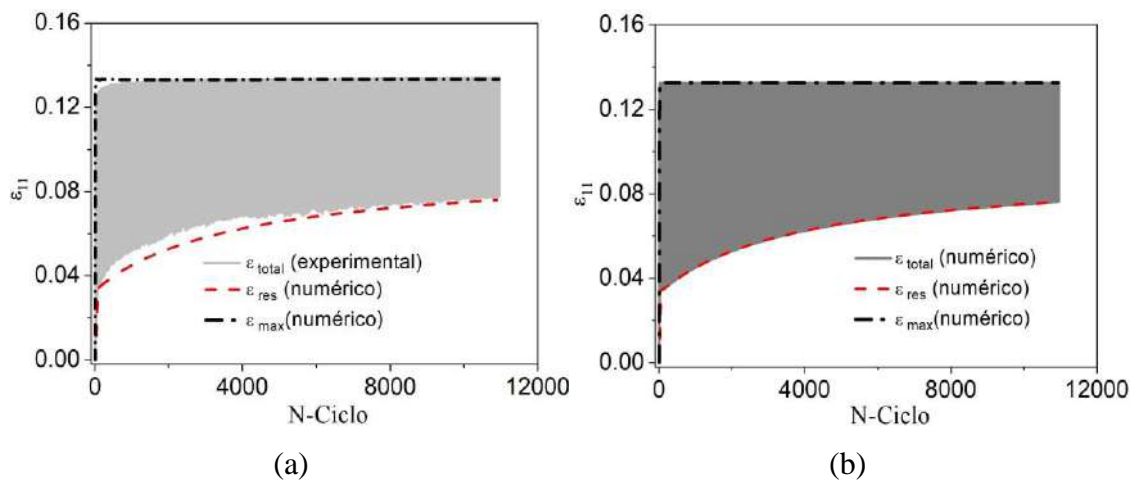


Figura 6.5: Evolução da deformação ao longo dos ciclos. (a) deformação total experimental e (b) deformação total numérica.

6.1.1 Simulações Numéricas Envolvendo Ensaio Pseudoelásticos

Esta seção considera algumas simulações numéricas para expor a sensibilidade do modelo em quantificar a fadiga funcional e seus efeitos no comportamento das ligas com memória de forma. A ideia é estabelecer uma comparação entre o modelo sem dano e o com dano funcional. Na Figura 6.6 é mostrado o resultado numérico obtido para o caso visto anteriormente desprezando-se o dano funcional. São utilizados os parâmetros presentes na Tabela 6.1. Esse resultado aponta como é o comportamento do material sem fadiga funcional. Inicialmente é observada uma evolução da deformação TRIP que estabiliza após alguns ciclos. A partir desse momento, não são observadas mudanças no comportamento termomecânico do material.

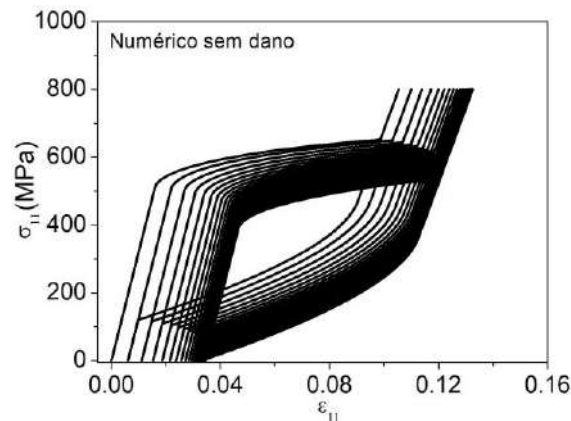


Figura 6.6: Resultado numérico sem dano funcional.

A Figura 6.7 apresenta a evolução das frações volumétricas para o primeiro e o último ciclo desconsiderando o dano. Observa-se que nesse caso, não ocorrem alterações na capacidade de transformação de fase do material.

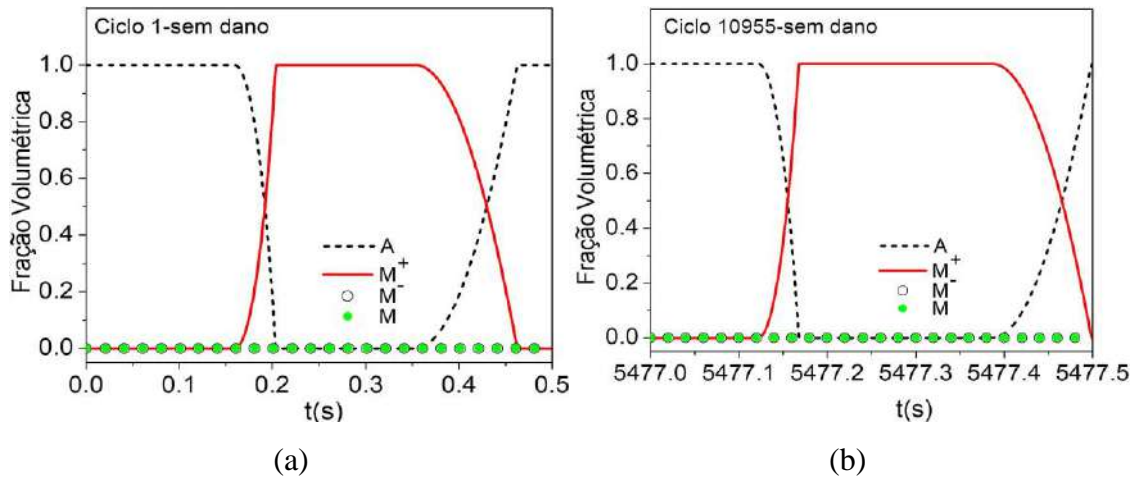


Figura 6.7: Evolução das frações volumétricas negligenciando o dano. (a) ciclo 1; (b) ciclo 10955.

Em seguida, é proposto um comparativo entre os resultados numéricos com e sem o dano funcional na modelagem, como apresentado na Figura 6.8. O dano funcional não causa alterações no comportamento do material até o ciclo 100, como pode ser visto na Figura 6.8 (b). Após esse momento, uma diminuição progressiva da tensão crítica para transformação de fase e do tamanho do laço de histerese são observados. A Figura 6.9 apresenta a evolução da deformação residual (ϵ_{res}) com e sem o dano. Ao desprezar o dano, observa-se uma estabilização da deformação residual após um pequeno número de ciclos. Essa estabilização coincide com a estabilização da deformação TRIP. Por outro lado, quando o dano funcional é considerado, a deformação residual cresce à medida que ocorre a evolução do dano, tendendo a uma estabilização em função da perda da capacidade de transformação de fase.

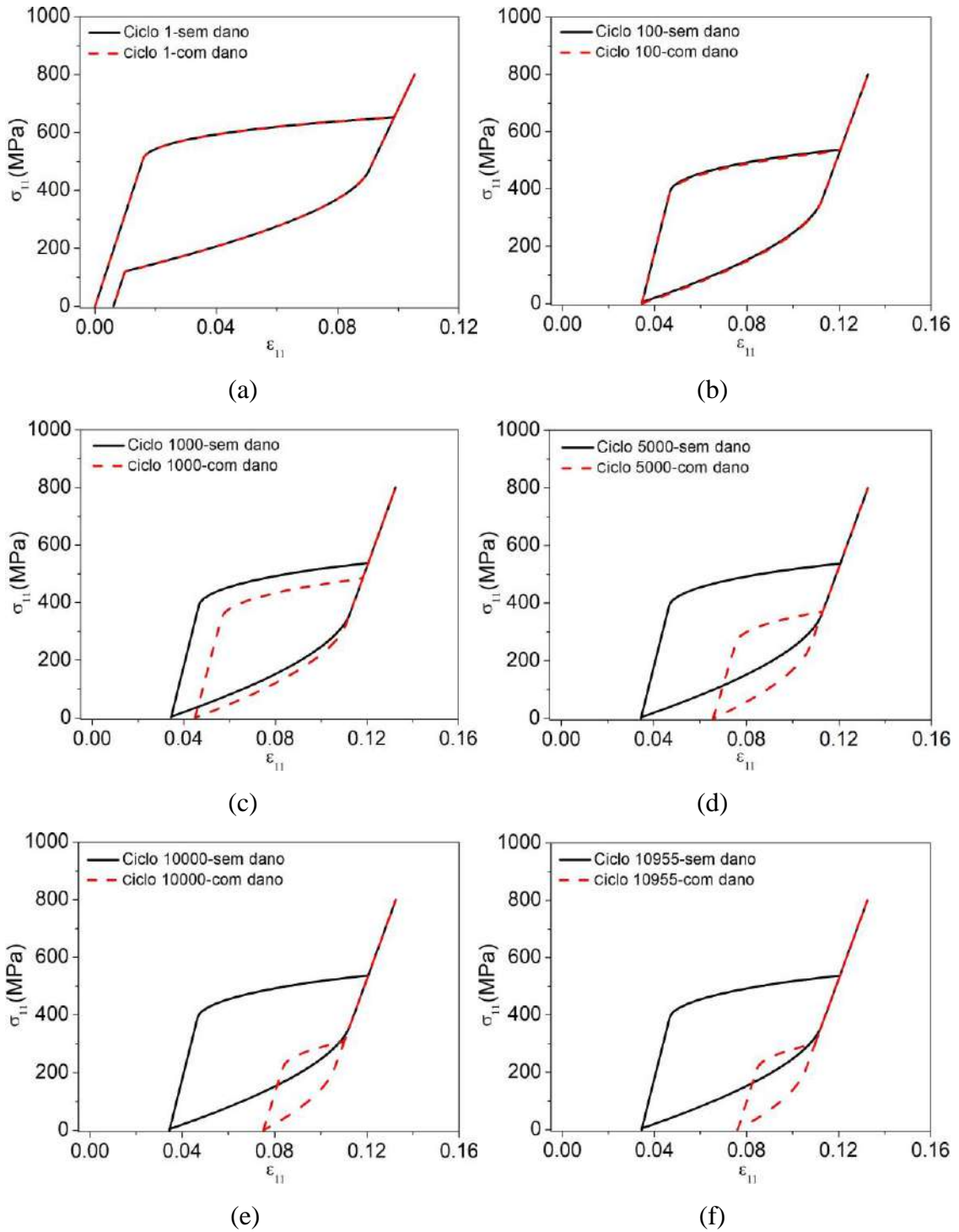


Figura 6.8: Comparativo numérico considerando e omitindo o dano funcional da análise. (a) ciclo 1; (b) ciclo 100; (c) ciclo 1000; (d) ciclo 5000; (e) ciclo 10000; (f) ciclo 10955.

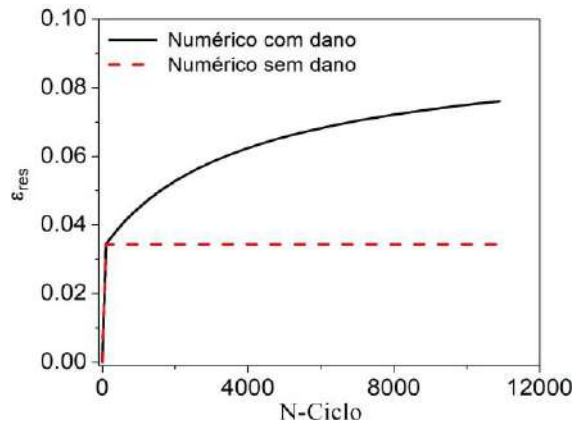


Figura 6.9: Evolução da deformação residual com e sem dano.

Tendo em vista os resultados apresentados, é possível realizar uma estimativa da perda de funcionalidade da SMA para os dois casos analisados. Para isso, são definidas as propriedades características relacionadas ao laço de histerese como ilustrado na Figura 6.10. A Tabela 6.2 fornece os valores obtidos para ambos os casos. Pode-se concluir que o dano funcional somado ao TRIP promove uma redução na ordem de 60% das tensões críticas para a transformação de fase ao passo que essa redução fica em torno de 20% quando apenas o TRIP é considerado. Verifica-se ainda que as demais características relacionadas ao tamanho do laço de histerese são diretamente afetadas pelo dano funcional e podem sofrer variações de até 75% afetando a funcionalidade do material.

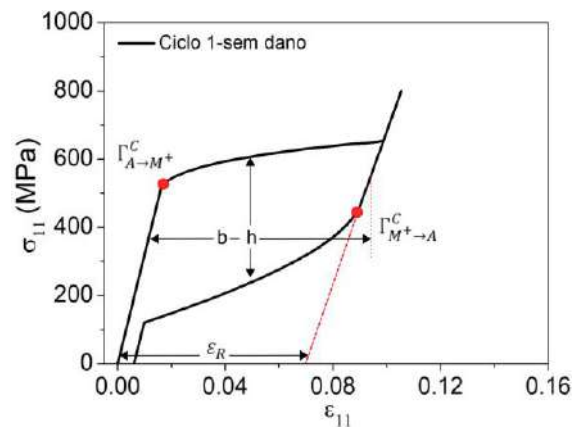


Figura 6.10: Curva tensão-deformação: definição das propriedades características relacionadas ao laço de histerese.

Tabela 6.2: Variação das propriedades características relacionadas ao laço de histerese.

Sem dano	Ciclo 1	Ciclo 10955	Variação (%)
$\Gamma_{A \rightarrow M^+}^C$ (MPa)	518.0	397.0	-23.3
$\Gamma_{M^+ \rightarrow A}^C$ (MPa)	457.7	347.3	-24.1
h (MPa)	361.3	335.1	-7.3
b	0.08	0.07	-12.5
ε_R	0.07	0.06	-14.3
Com dano	Ciclo 1	Ciclo 10955	Variação (%)
$\Gamma_{A \rightarrow M^+}^C$ (MPa)	518.0	220.5	-57.4
$\Gamma_{M^+ \rightarrow A}^C$ (MPa)	457.7	190.9	-58.3
h (MPa)	361.3	162.8	-54.9
b	0.08	0.02	-75.0
ε_R	0.07	0.02	-71.4

6.1.2 Fadiga Funcional em Carregamentos Térmicos

Nesse momento, a fadiga funcional em decorrência de carregamentos térmicos é explorada. Os resultados experimentais apresentados por BARRERA *et al.* [70], AZEVEDO *et al.* [48] e AZEVEDO [49] são considerados como referências durante a realização dos ensaios propostos.

BARRERA *et al.* [70] propõem um ensaio experimental que consiste na aplicação de ciclos térmicos a um fio NiTi, inicialmente na fase austenítica, a uma tensão constante de 360 MPa. Ao resfriar a amostra, a mesma passa por um processo de transformação austenita \rightarrow martensita até atingir uma temperatura onde apenas martensita está presente. Ao aquecer o fio é verificada uma transformação inversa até que o estágio inicial seja atingido. Tal procedimento pode ser visto através da Figura 6.11 (a) que apresenta o carregamento térmico correspondente ao primeiro ciclo. A Figura 6.11 (b) mostra o comparativo numérico-experimental realizado. Os parâmetros obtidos estão listados na Tabela 6.3. Mais uma vez, nota-se que o modelo captura o comportamento geral observado no resultado experimental, apresentando uma boa concordância.

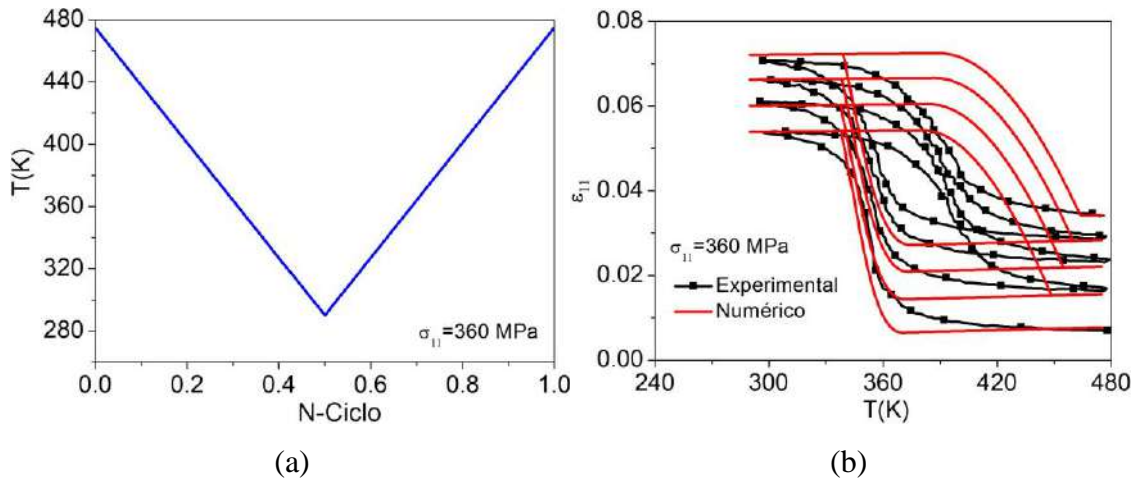


Figura 6.11: Ensaio cíclico térmico à tensão constante proposto BARRERA *et al.* [70].
 (a) carregamento térmico correspondente ao primeiro ciclo; (b) curva deformação-temperatura, comparativo numérico-experimental.

Tabela 6.3: Parâmetros obtidos a partir do resultado experimental proposto por BARRERA *et al.* [70].

E^A (GPa)	E^M (GPa)	Ω^A (MPa/K)	Ω^M (MPa/K)	α_N^h (MPa)	$\hat{\alpha}$ (MPa)
64.0	42.0	0.74	0.17	0.035	120.0
\hat{L}_0^\pm (MPa)	\hat{L}^\pm (MPa)	\hat{L}_0^A (MPa)	\hat{L}^A (MPa)	$(\eta_L)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U)_N$ (MPa.s)
0.1	10.0	1.0	155.0	10.0	2.0
$(\eta_L^A)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U^A)_N$ (MPa.s)	T^M (K)	T^A (K)	σ_Y^M (GPa)	σ_Y^{Ai} (GPa)
10.0	2.0	342.0	413.0	1.0	2.0
σ_Y^{Af} (GPa)	K^A (GPa)	K^M (GPa)	H^A (GPa)	H^M (GPa)	η^l
1.5	1.4	0.4	4.0	1.1	-0.01
η^K	T^F (K)	\hat{M}_{13} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{31} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{32} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{23} (GPa $^{-1}$)
-0.01	480.0	1.00	0.01	1.00	0.01
T^{trip} (K)	m^α	m^L	m^M	N	C_1
342.0	0.9	0.2	0.1	2	1×10^{-6}
C_2	C_3				
2×10^{-12}	1.2				

Após a verificação do modelo, um conjunto de simulações numéricas é apresentado na sequência. A primeira delas corresponde a um teste cíclico composto por 4000 ciclos térmicos, idênticos ao ilustrado na Figura 6.11 (a), a uma tensão constante de 360 MPa. Essa seria, portanto, a resposta esperada para o teste anterior proposto por BARRERA *et al.* [70] caso fosse realizado um teste cíclico com 4000 ciclos. A influência do dano funcional é avaliada através uma comparação entre simulações

numéricas realizadas com e sem dano funcional, como mostrado na Figura 6.12. A Figura 6.12 (a) apresenta a evolução da deformação total considerando o dano funcional no modelo. Verifica-se a diminuição progressiva da amplitude de deformação ao longo dos ciclos em função da perda de atuação do material. Quando o dano é desprezado, observa-se que após alguns ciclos ocorre uma estabilização da amplitude de deformação, Figura 6.12 (b). Um comportamento semelhante pode ser observado nas curvas deformação-temperatura, Figura 6.12 (c)-(d). Com a evolução do dano funcional a SMA perde sua capacidade de transformação de fase e em função disso, ocorre uma diminuição do laço de histerese. Quando o dano não está presente, o material se torna estável após a estabilização da deformação TRIP.

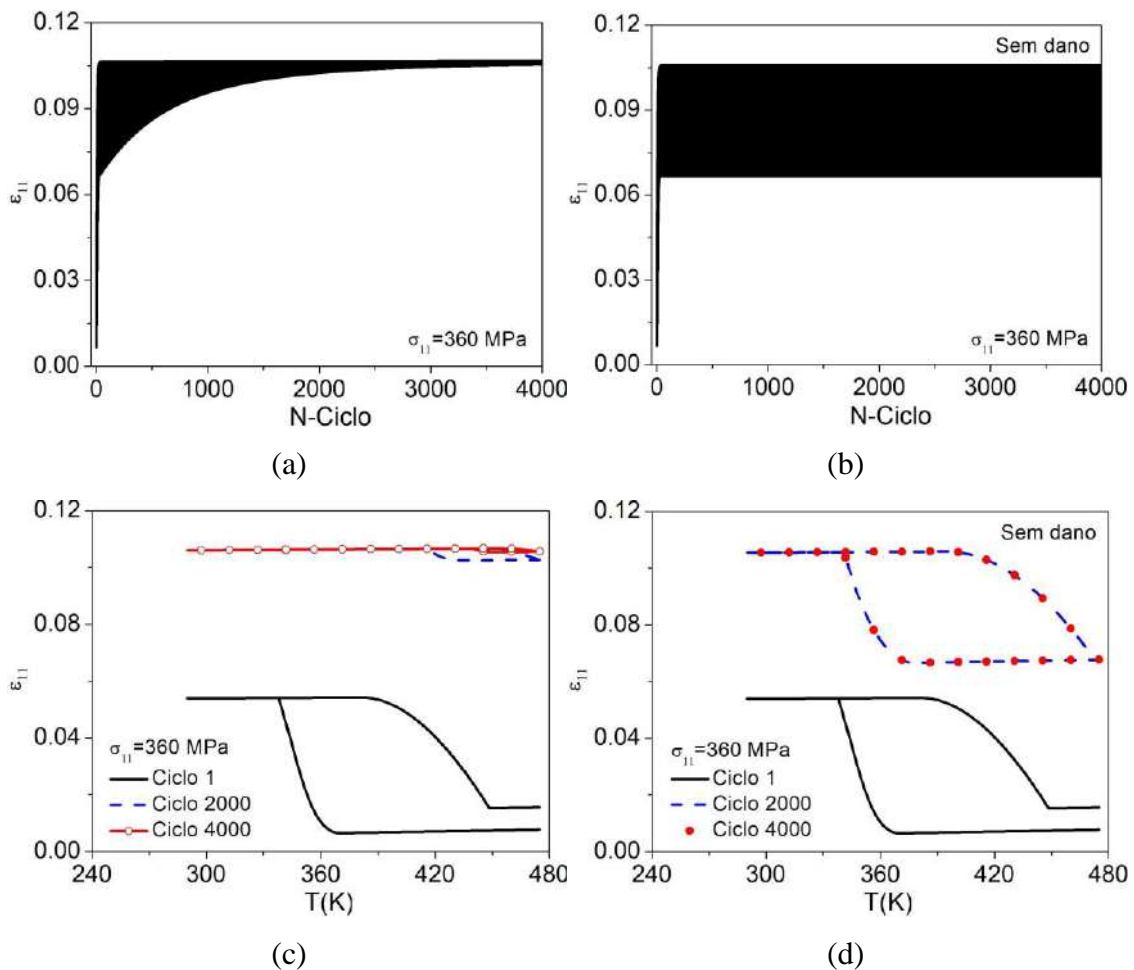


Figura 6.12: Evolução do dano funcional durante ensaios cíclicos térmicos à tensão constante. (a) evolução da deformação total com dano; (b) evolução da deformação total sem dano; (c) curva deformação-temperatura com dano; (d) curva deformação-temperatura sem dano.

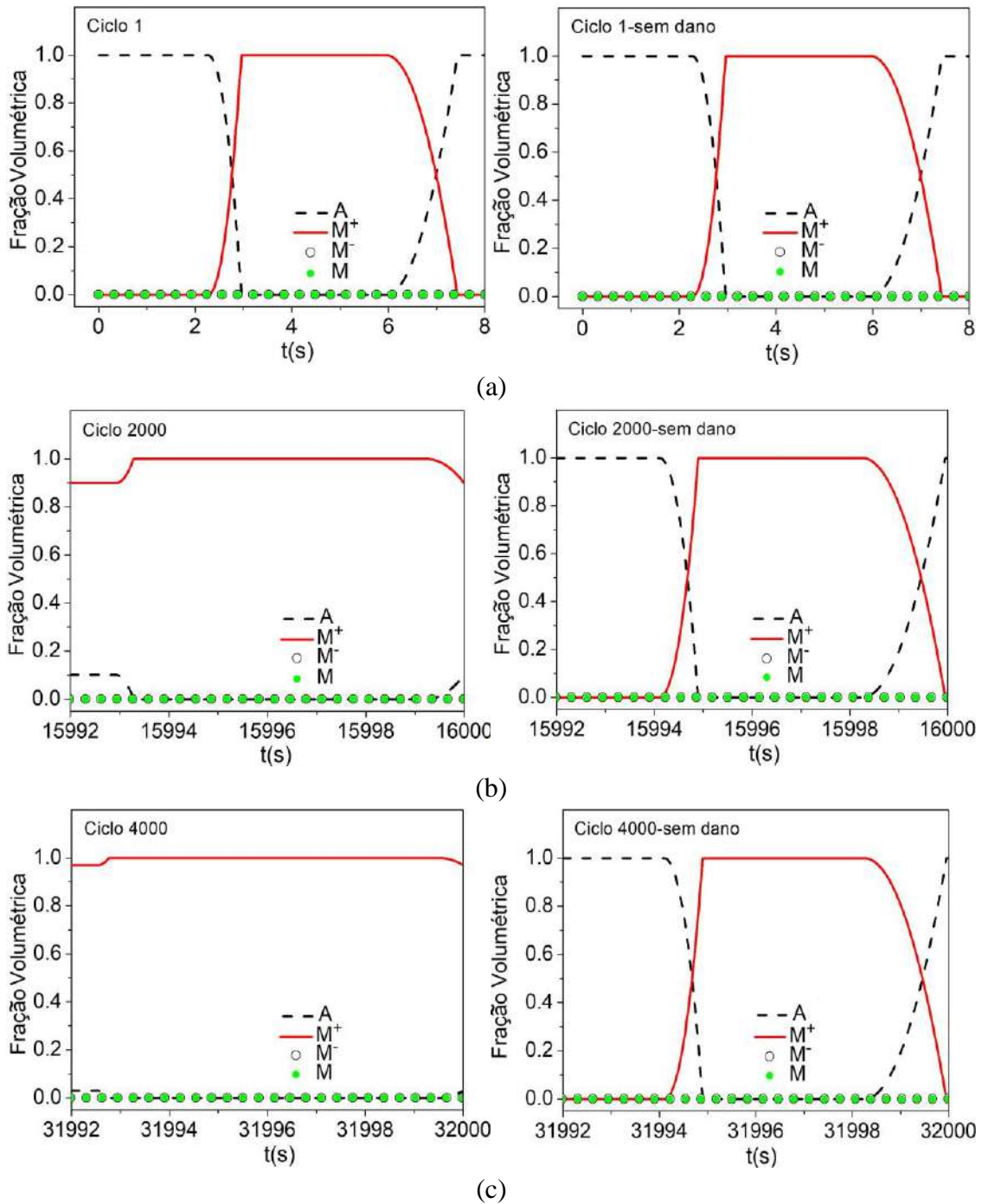


Figura 6.13: Evolução das frações volumétricas, comparativo entre os resultados com e sem dano na análise. (a) ciclo 1; (b) ciclo 2000; (c) ciclo 4000.

Olhando agora para a evolução das frações volumétricas, a Figura 6.13 mostra um comparativo entre os resultados com dano funcional (figuras à esquerda) e sem dano (figuras à direita), é possível verificar que no ciclo 2000 o material já perdeu em torno de 90% da sua capacidade de transformação de fase ao passo que para o ciclo 4000 esse

valor sobe para aproximadamente 95%. Ao negligenciar o dano da análise, não é observada a perda de atuação.

Um ponto importante que deve ser observado durante ensaios envolvendo carregamentos térmicos é a influência do carregamento mecânico na resposta do material. Testes experimentais apresentados por AZEVEDO *et al.* [48] consideram a análise de fios de NiTi submetidos a carregamentos térmicos com a aplicação de diferentes carregamentos mecânicos constantes, mostrando que a perda de atuação está diretamente relacionada à condição de carregamento sob o qual o fio está exposto. Níveis de tensão mais altos resultam em grandes deformações e tendem a diminuir a vida útil da liga como atuador. Para ilustrar esse comportamento, considere um teste cíclico composto por 4000 ciclos térmicos, semelhantes ao mostrado na Figura 6.11 (a), aplicando-se três cargas distintas ao fio SMA: 200 MPa, 300 MPa e 400 MPa. A Figura 6.14 (a)-(b) mostra a curva deformação-temperatura para o ciclo 1 e para o ciclo 1000 respectivamente. Ao submeter o fio a um carregamento de 200 MPa são observadas deformações máximas em torno de 4% sem a ocorrência de deformação TRIP, e esse valor permanece aproximadamente constante para os primeiros 1000 ciclos. Para 300 MPa têm-se um comportamento semelhante ao anterior, porém, verifica-se a presença da deformação TRIP para o primeiro ciclo e uma diminuição mais acentuada do tamanho do laço de histerese para o ciclo 1000. Por fim, para o carregamento de 400 MPa observa-se um aumento na deformação máxima durante o primeiro ciclo, assim como no valor da deformação TRIP. Para o ciclo 1000, têm-se aproximadamente 18% de deformação máxima e uma redução significativa no tamanho do laço de histerese.

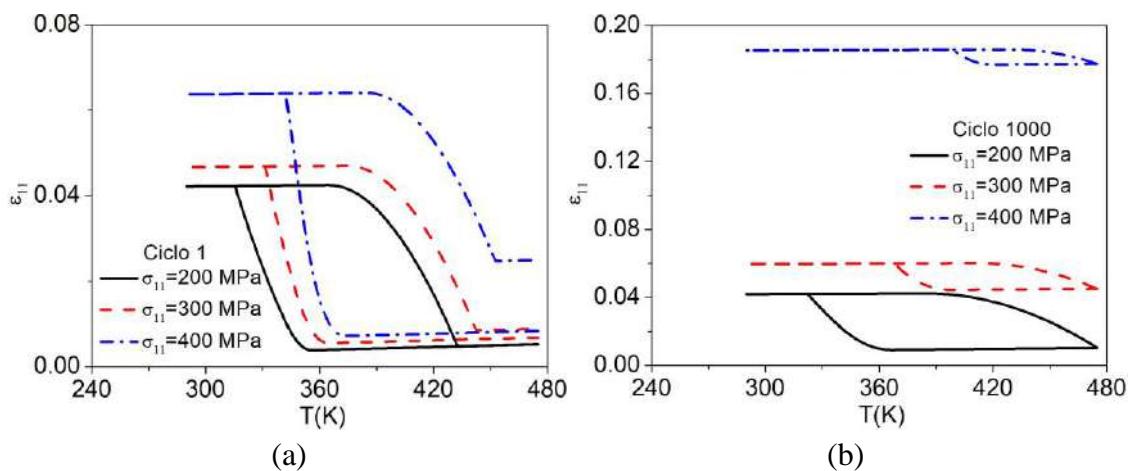


Figura 6.14: Curvas deformação-temperatura em função de três carregamentos distintos.

(a) ciclo 1; (b) ciclo 1000.

A Figura 6.15 (a) mostra a evolução da deformação TRIP para os três carregamentos aplicados considerando os 100 primeiros ciclos. Observa-se que o TRIP é diretamente influenciado pela tensão aplicada podendo variar em aproximadamente nove vezes quando a carga é aumentada de 300 para 400 MPa. Por outro lado, o número de ciclos para que ocorra a estabilização não sofre grandes variações em função da carga aplicada permanecendo em torno de trinta ciclos.

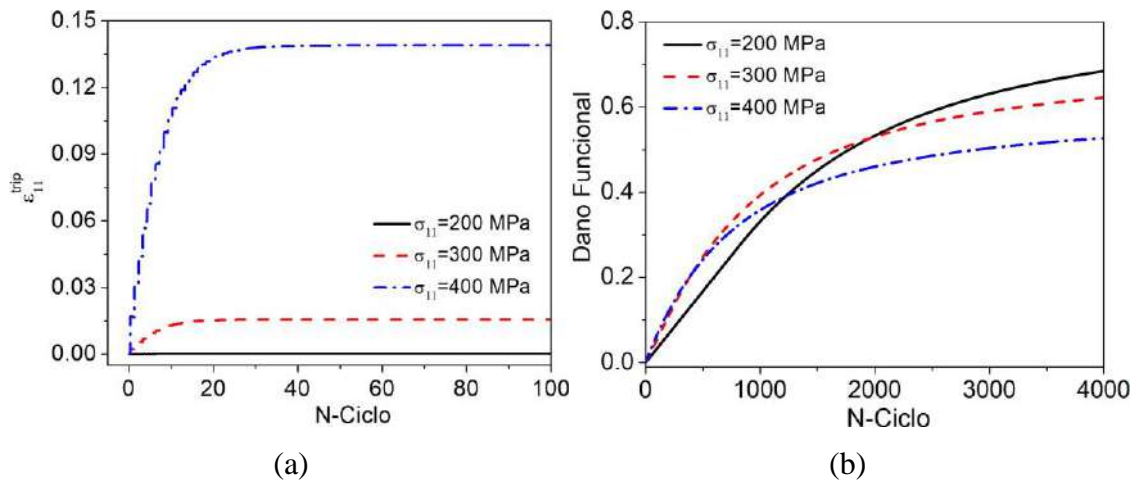


Figura 6.15: Evolução da deformação TRIP e do dano funcional em função do carregamento aplicado ao fio. (a) deformação TRIP; (b) dano funcional.

A Figura 6.15 (b) mostra a evolução do dano funcional em função da carga aplicada ao material para os 4000 ciclos. No primeiro ciclo, o fio possui 100% da sua capacidade de transformação para todas as condições impostas. Carregamentos maiores aplicados ao fio geram um acúmulo maior de dano funcional ao longo dos primeiros ciclos térmicos causando uma perda maior de atuação no fio. Com isso, após um determinado número de ciclos, o material submetido a carregamentos maiores já perdeu uma maior parcela de sua capacidade de atuação e passa a acumular menos dano que aqueles que estão sob carregamentos menores.

Para ilustrar a relação entre o dano funcional e a transformação de fase, uma análise detalhada é apresentada a seguir. Considere inicialmente a Figura 6.16, nela é possível verificar que durante os primeiros 400 ciclos carregamentos maiores geram maior acúmulo do dano funcional. Para esse ciclo, o dano funcional para os carregamentos de 300 e 400 MPa encontra-se em torno de 20% ao passo que para 200 MPa vale aproximadamente 13%. Esse valor acumulado do dano funcional não causa

perda de atuação ao fio submetido ao carregamento de 200 MPa, ao passo que para 300 e 400 MPa o fio perde aproximadamente 20% e 50% da capacidade de transformação de fase, respectivamente, como ilustrado na Figura 6.16.

Seguindo com essa análise, no ciclo 1222 a evolução do dano para o carregamento de 400 MPa assume o mesmo valor que para o carregamento de 200 MPa de aproximadamente 40% enquanto que para o carregamento de 300 MPa esse valor fica em torno de 45%. A evolução das frações volumétricas para esses carregamentos mostram uma redução de aproximadamente 30%, 70% e 80% respectivamente para as cargas de 200, 300 e 400 MPa, como pode ser visto na Figura 6.17.

Por fim, no ciclo 1950 o valor do dano funcional para o carregamento de 300 MPa se iguala ao do carregamento de 200 MPa, assumindo o valor de aproximadamente 50%. Por outro lado, o carregamento de 400 MPa acumula um dano funcional de aproximadamente 45%. As frações volumétricas para esse ciclo mostram que o material perde em torno de 60%, 80% e 90%, respectivamente, da sua capacidade de transformação de fase para as cargas de 200, 300 e 400 MPa, como pode ser visto na Figura 6.18.

A partir desses argumentos, é possível compreender como a evolução do dano funcional está associada ao carregamento aplicado, onde o carregamento de 200 MPa promove um maior acúmulo de dano no material atingindo aproximadamente 70% no ciclo 4000, ao passo que para as outras duas cargas aplicadas, esse valor assume aproximadamente 60% e 50% (para 300 e 400 MPa, respectivamente), como pode ser visto na Figura 6.15 (b).

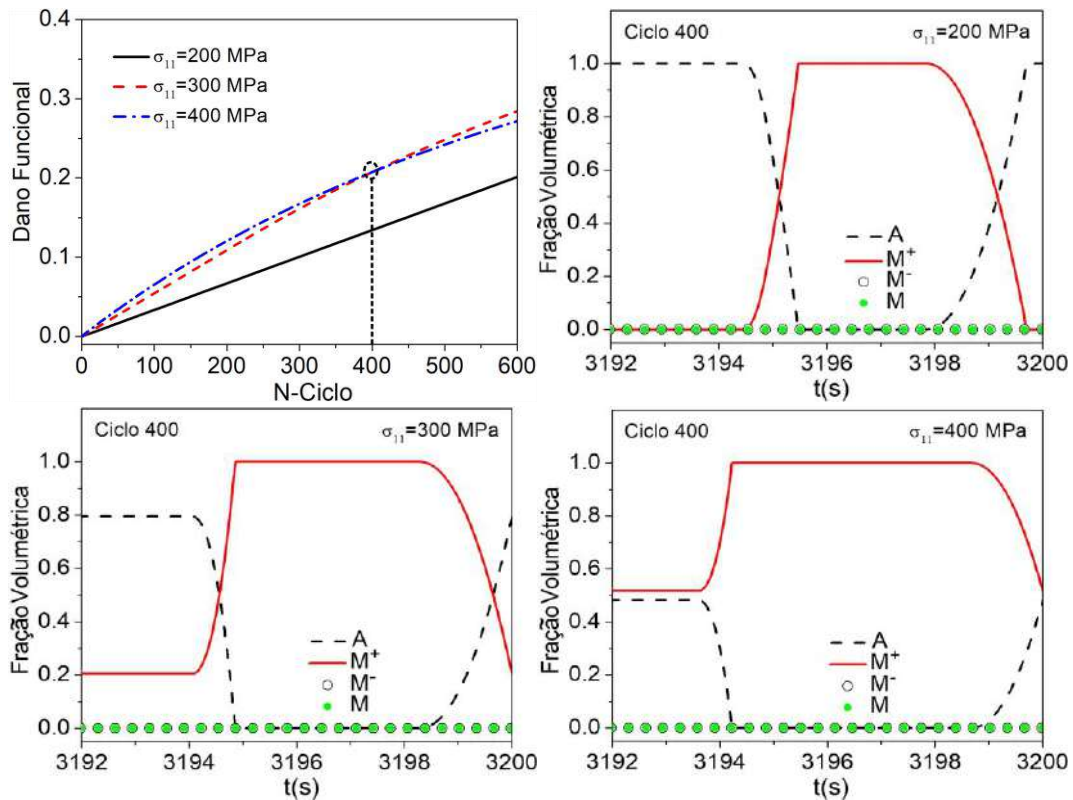


Figura 6.16: Influência do carregamento sobre a evolução do dano funcional: frações volumétricas, ciclo 400.

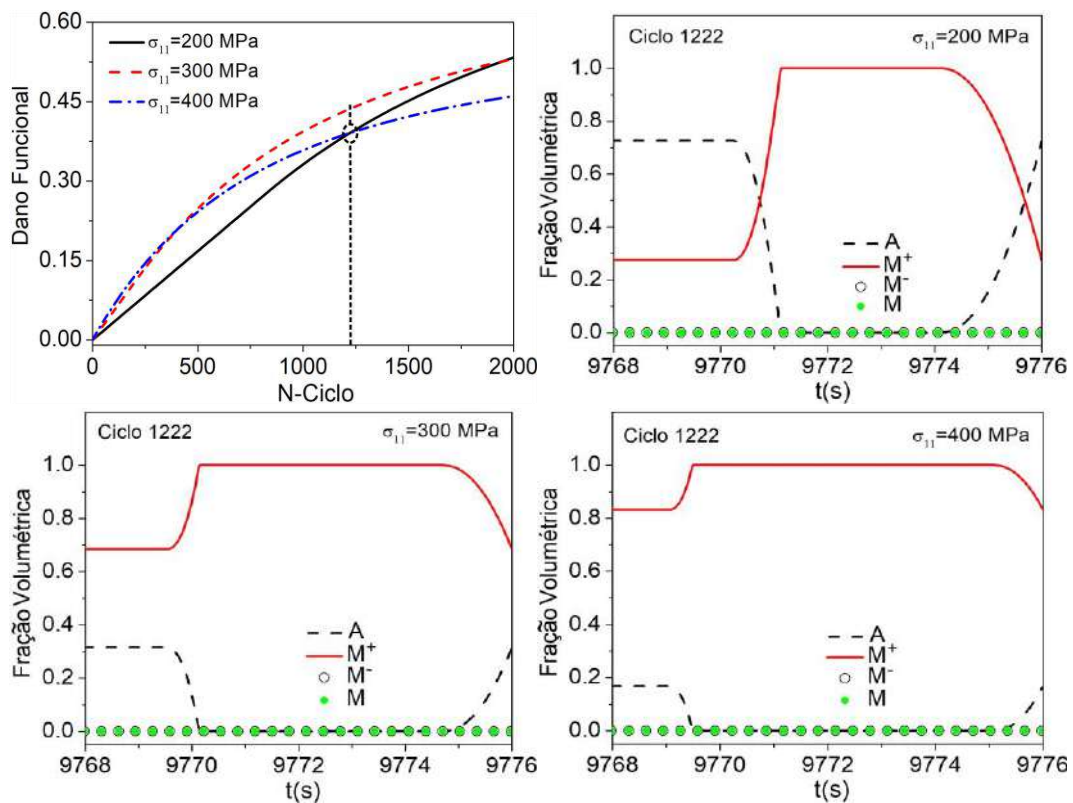


Figura 6.17: Influência do carregamento sobre a evolução do dano funcional: frações volumétricas, ciclo 1222.

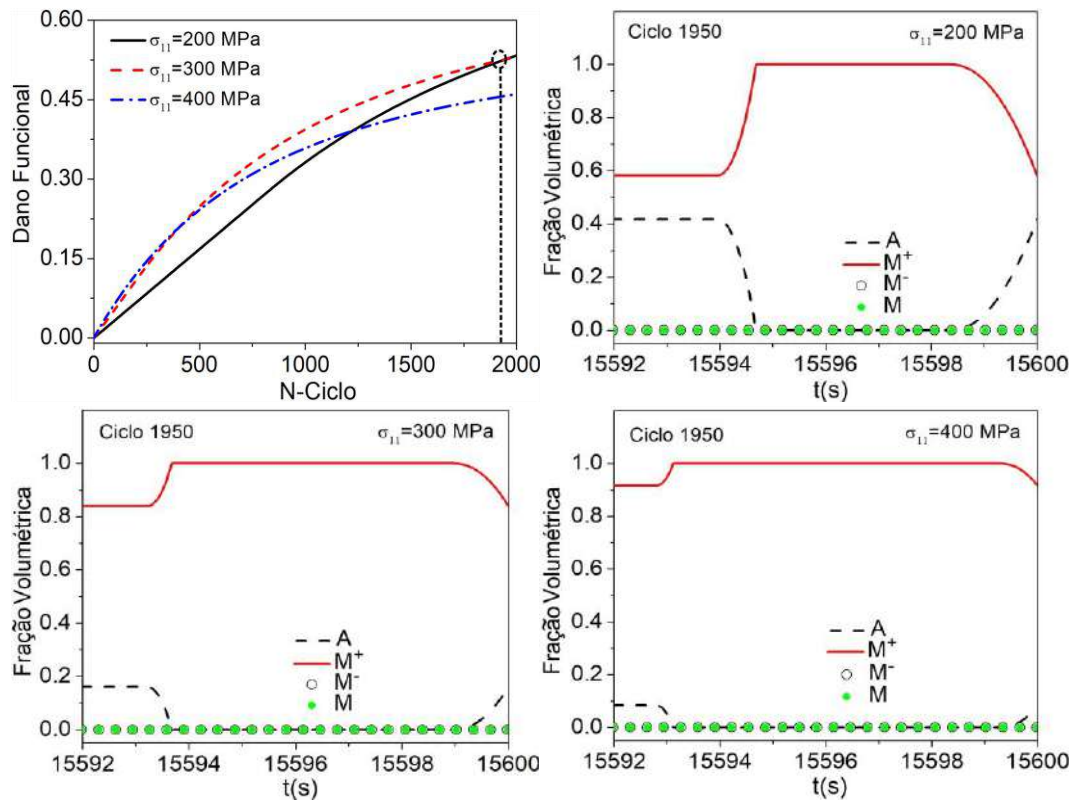


Figura 6.18: Influência do carregamento sobre a evolução do dano funcional: frações volumétricas, ciclo 1950.

Outra forma de avaliar a influência do carregamento mecânico aplicado sobre o comportamento do material é através da deformação experimentada pelo fio durante o carregamento cíclico. Para isso, considere inicialmente as deformações máximas e residuais obtidas. Em seguida, define-se a deformação média, $\bar{\epsilon}_{11}$, e a amplitude de deformação, ϵ_A , através das seguintes relações:

$$\bar{\epsilon}_{11} = \frac{\epsilon_{\max} + \epsilon_{\text{res}}}{2} \quad (6.1)$$

$$\epsilon_A = \epsilon_{\max} - \epsilon_{\text{res}} \quad (6.2)$$

A Figura 6.19 mostra a análise do dano funcional obtida sob a perspectiva das definições apresentadas acima. Novamente, três níveis de carregamento mecânico são analisados e as respostas do modelo com e sem dano são comparadas. A Figura 6.19 apresenta a evolução da deformação máxima para os três carregamentos aplicados ao fio. A figura à esquerda mostra os 4000 ciclos de carregamento enquanto que a figura à

direita mostra a evolução para os primeiros 100 ciclos, destacando a influência da deformação TRIP sobre a resposta do sistema. Observa-se que ao aumentar a carga aplicada ao fio de 300 MPa para 400 MPa a deformação máxima é aumentada em aproximadamente três vezes. Além disso, observa-se que o dano funcional não altera de maneira significativa a deformação máxima experimentada pelo fio. A Figura 6.19 (b) mostra a evolução da deformação residual. Observa-se a diferença existente entre a resposta do fio com e sem o dano funcional na análise em função do carregamento. Quando submetido a carregamentos mais elevados, observa-se uma rápida evolução do dano funcional, já nos primeiros ciclos, que se traduz no aumento da deformação residual como mostrado na Figura 6.19 (b) para o carregamento de 400 MPa. Por outro lado, para o carregamento de 300 MPa a evolução do dano funcional só muda a resposta do fio quando comparado com o caso sem dano aproximadamente no ciclo 250, enquanto que para o carregamento de 200 MPa isso só ocorre aproximadamente no ciclo 800. A Figura 6.19 (c) mostra a evolução da deformação média para os 4000 ciclos. Por fim, a Figura 6.19 (d) mostra o comportamento da amplitude de deformação em função do carregamento. Observa-se que para o carregamento de 400 MPa ocorre uma diminuição mais acentuada da amplitude de deformação, já nos primeiros ciclos, ao passo de para 200 MPa o decaimento só passa a ser observado a partir do ciclo 1000. Resultados experimentais com características semelhantes às apresentadas anteriormente foram obtidos por AZEVEDO [49] que estudou o comportamento em fadiga de fios NiTi submetidos a carregamentos cíclicos térmicos sob diferentes condições de carregamento.

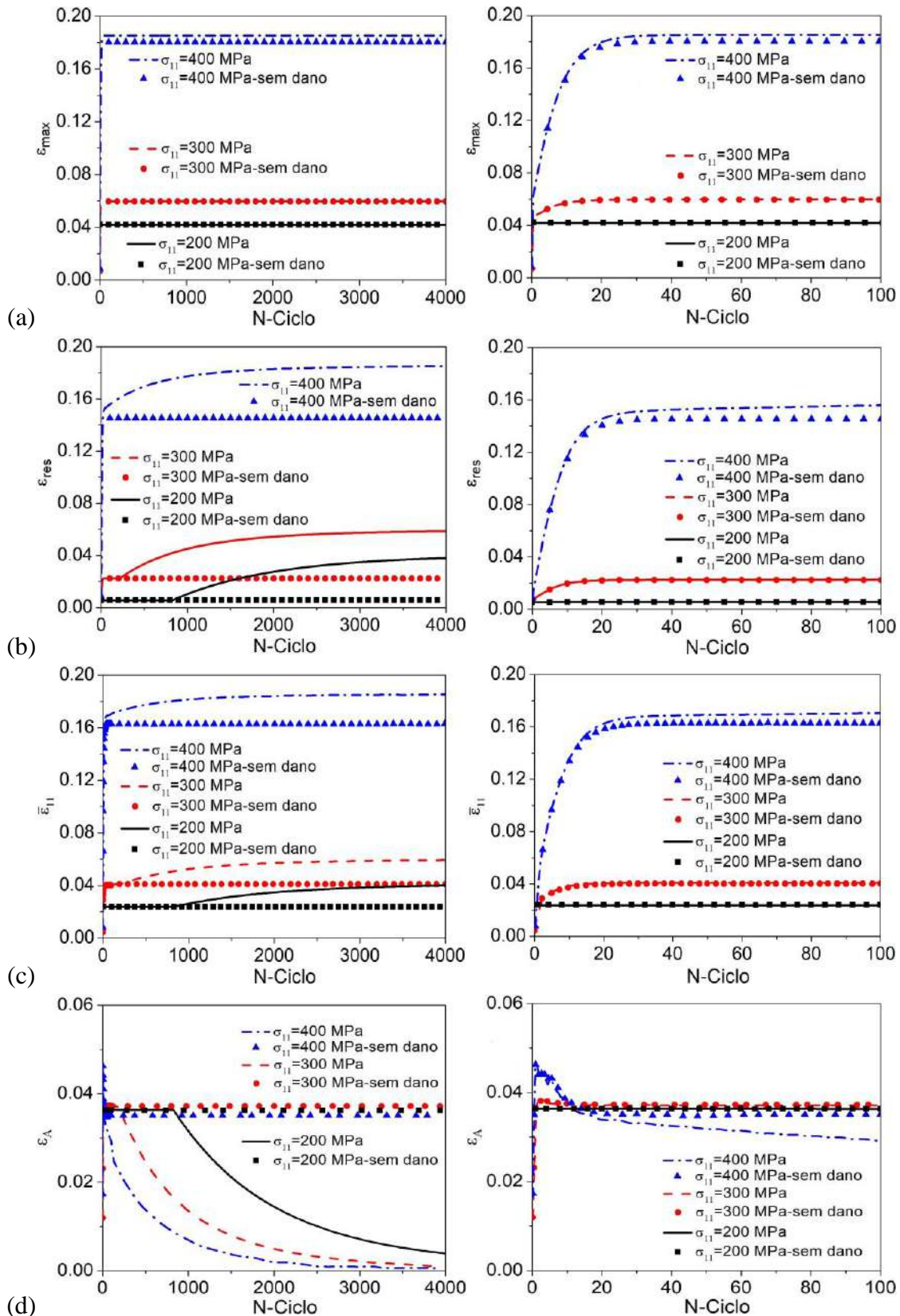


Figura 6.19: Influência do carregamento sobre a evolução da deformação. (a) deformação máxima; (b) deformação residual; (c) deformação média; (d) amplitude de deformação.

6.2 Testes Multiaxiais

As simulações numéricas desenvolvidas para os testes uniaxiais, apresentadas anteriormente, configuram a verificação do modelo baseada em dados experimentais, mostrando que o mesmo é capaz de capturar o comportamento termomecânico geral das SMAs, incluindo a fadiga funcional. Essa seção tem por objetivo extrapolar essa análise para os casos multiaxiais. Assim sendo, o teste acoplado tração-torção proposto por SITTNER *et al.* [112], mostrado na Seção 5.2 é considerado como referência.

O processo de carregamento é idêntico ao apresentado anteriormente e é composto por um carregamento de tração (AB) seguido por um carregamento de torção (BC) sem atingir a superfície de escoamento. O processo de descarregamento é feito retirando-se inicialmente o carregamento de tração (CD) seguido pelo carregamento de torção (DA). A Figura 6.20 ilustra a história de carregamento descrita.

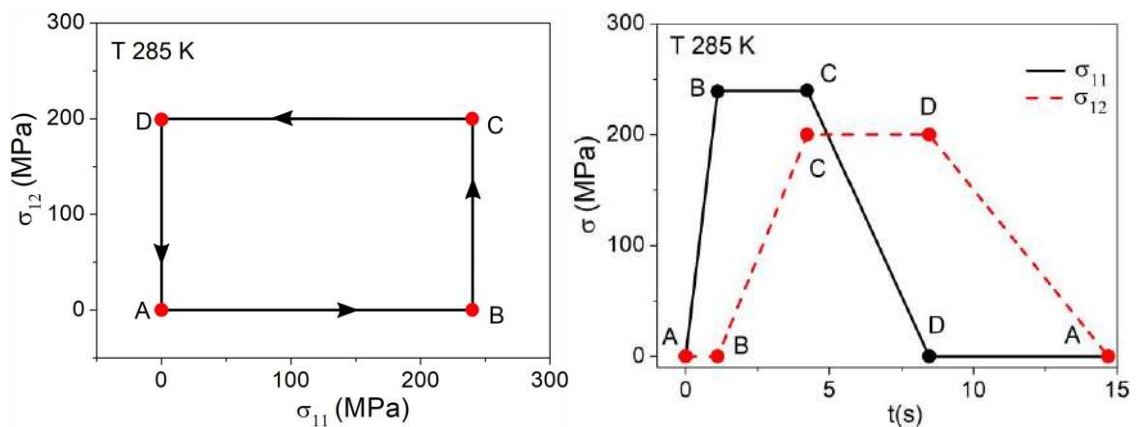


Figura 6.20: História de carregamento para o teste acoplado tração-torção.

Em seguida, uma simulação numérica composta por 8000 ciclos é conduzida de forma a avaliar a influência do dano funcional na resposta da liga SMA. Os parâmetros utilizados na simulação referentes ao dano funcional estão listados na Tabela 6.4, os demais parâmetros estão listados na Tabela 5.2.

Tabela 6.4: Parâmetros relacionados ao dano funcional.

C_1	C_2	C_3
1×10^{-6}	2×10^{-12}	1.3

A Figura 6.21 apresenta a curva tensão-deformação normal ($\sigma_{11} \times \varepsilon_{11}$) obtida. Inicialmente, é mostrada a resposta para os 8000 ciclos aplicados ao fio e em seguida, foram escolhidos cinco ciclos para ilustrar a variação na resposta do material em decorrência da evolução do dano funcional. O primeiro ciclo é sempre mostrado para permitir uma comparação adequada. Até o ciclo 4600 o fio apresenta uma resposta semelhante à que foi vista no capítulo anterior (Seção 5.2, Figura 5.7), porém, entre o ciclo 4601 e o ciclo 4603 ocorre uma transição na resposta, como ilustrado na Figura 6.21. Essa transição está relacionada a uma mudança de comportamento do material em decorrência da evolução do dano funcional (ilustrado através da evolução das frações volumétricas, Figura 6.31). Inicialmente, a maior parcela de transformação de fase ocorre quando os carregamentos, axial e de cisalhamento, são aplicados juntos e a transformação de fase inversa ocorre na sua maioria durante o descarregamento da tensão normal. Após a evolução do TRIP, observa-se que a transformação inversa passa a ocorrer na sua maioria quando a tensão cisalhante é descarregada. Com a evolução do dano funcional, é observado que a transformação inversa passa a ocorrer somente quando uma pequena parcela da deformação cisalhante está presente. Por outro lado, é observado, durante a transformação direta uma redução na capacidade de transformação de fase durante o carregamento cisalhante. Esse resultado será discutido com maiores detalhes mais a frente, para isso, será apresentado um comparativo entre as frações volumétricas para os ciclos em destaque nessa análise.

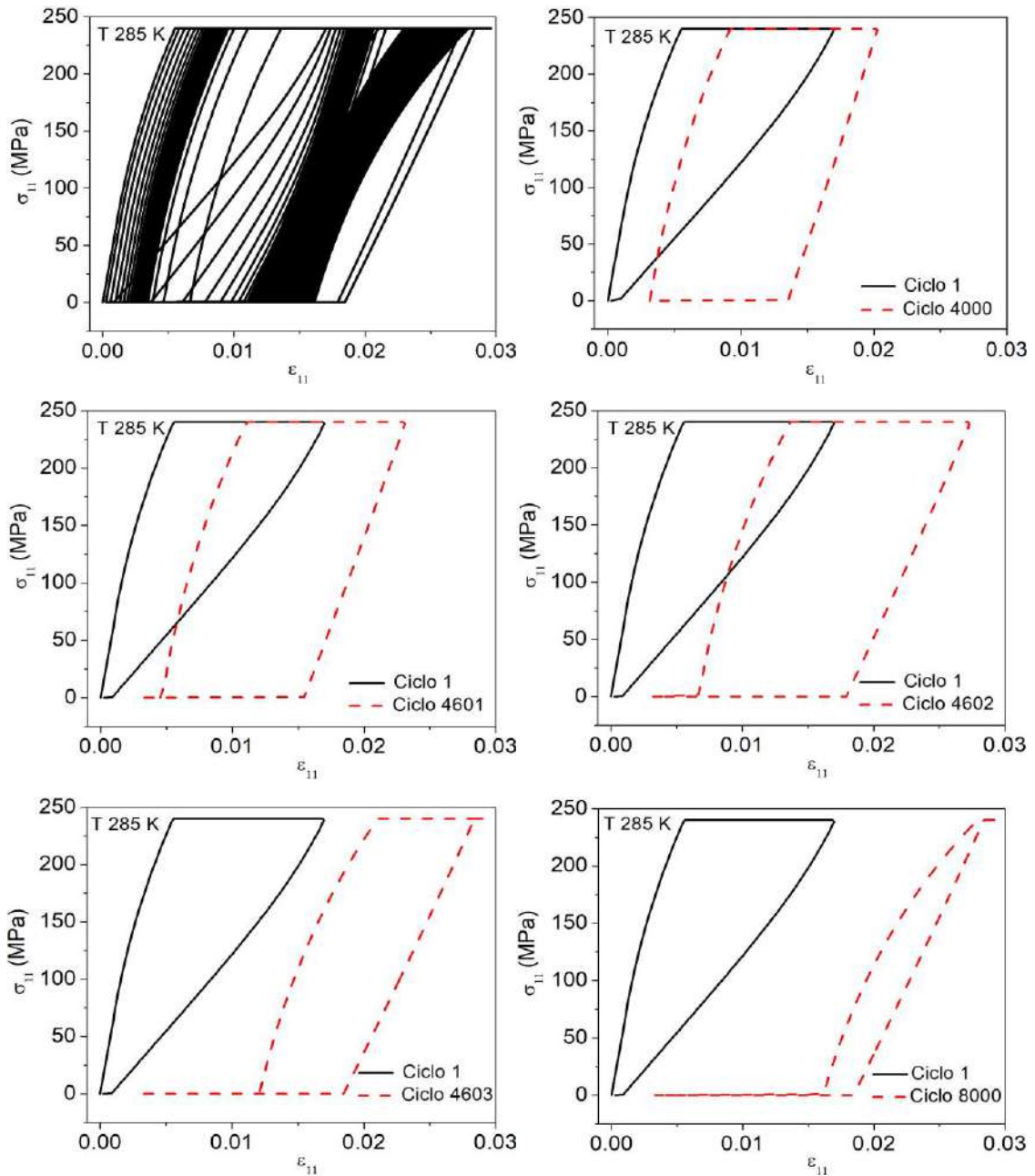


Figura 6.21: Teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação, $\sigma_{11} \times \epsilon_{11}$.

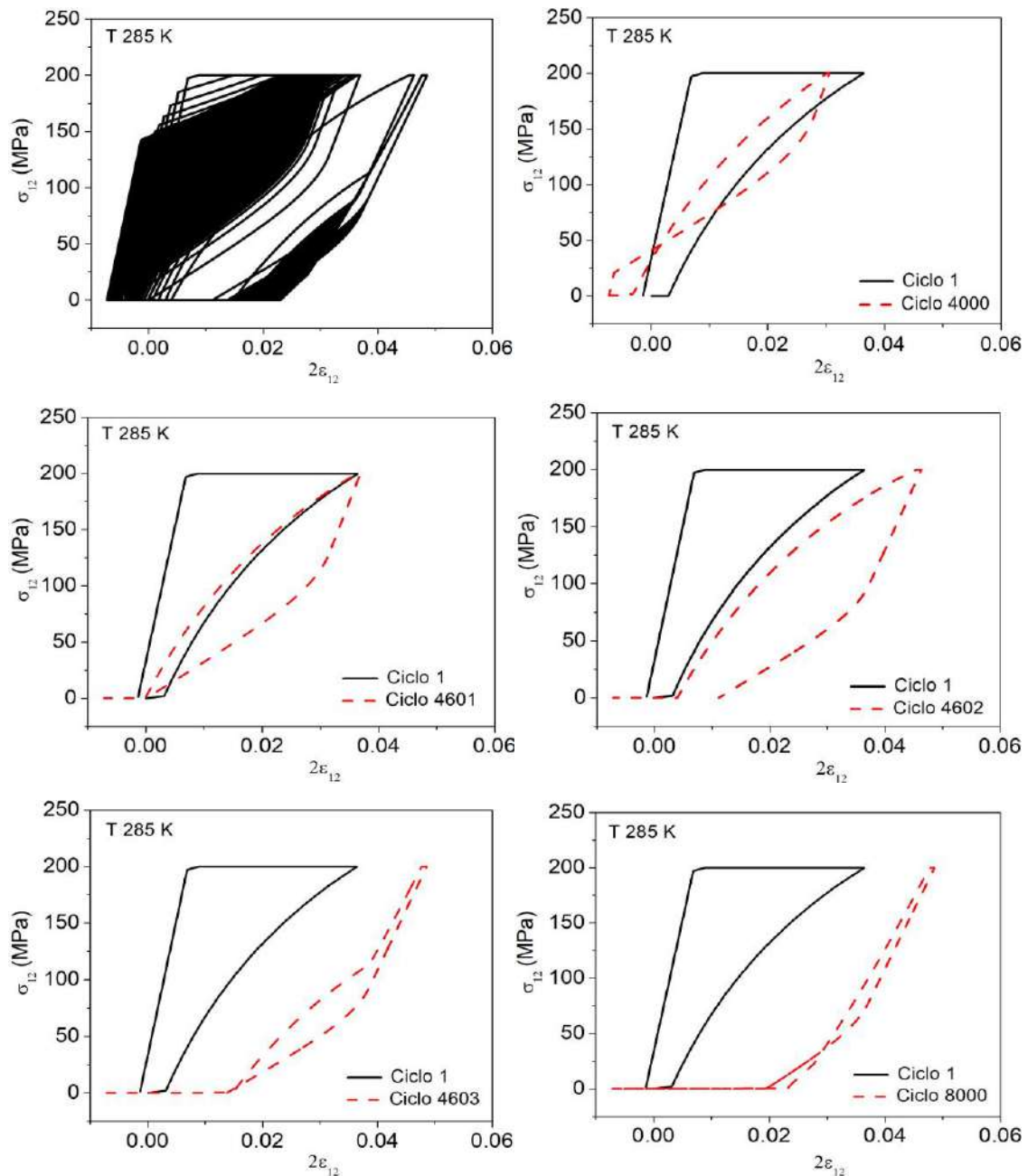


Figura 6.22: Teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação, $\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$.

Essa mudança no comportamento do material promove um aumento na deformação normal máxima seguido de uma mudança na forma da curva tensão-deformação. Após o ciclo 4603 ocorre uma redução progressiva na área da curva tensão-deformação, semelhante ao observado para a curva tensão-deformação uniaxial, mostrado na Seção 6.1. Um resultado semelhante foi encontrado para a curva tensão-deformação cisalhante ($\sigma_{12} \times 2\varepsilon_{12}$), como mostrado na Figura 6.22. A Figura 6.23

mostra as curvas deformação normal-cisalhante obtidas, pode-se verificar um aumento na área das curvas após o ciclo 4601 em função do aumento da deformação normal e cisalhante.

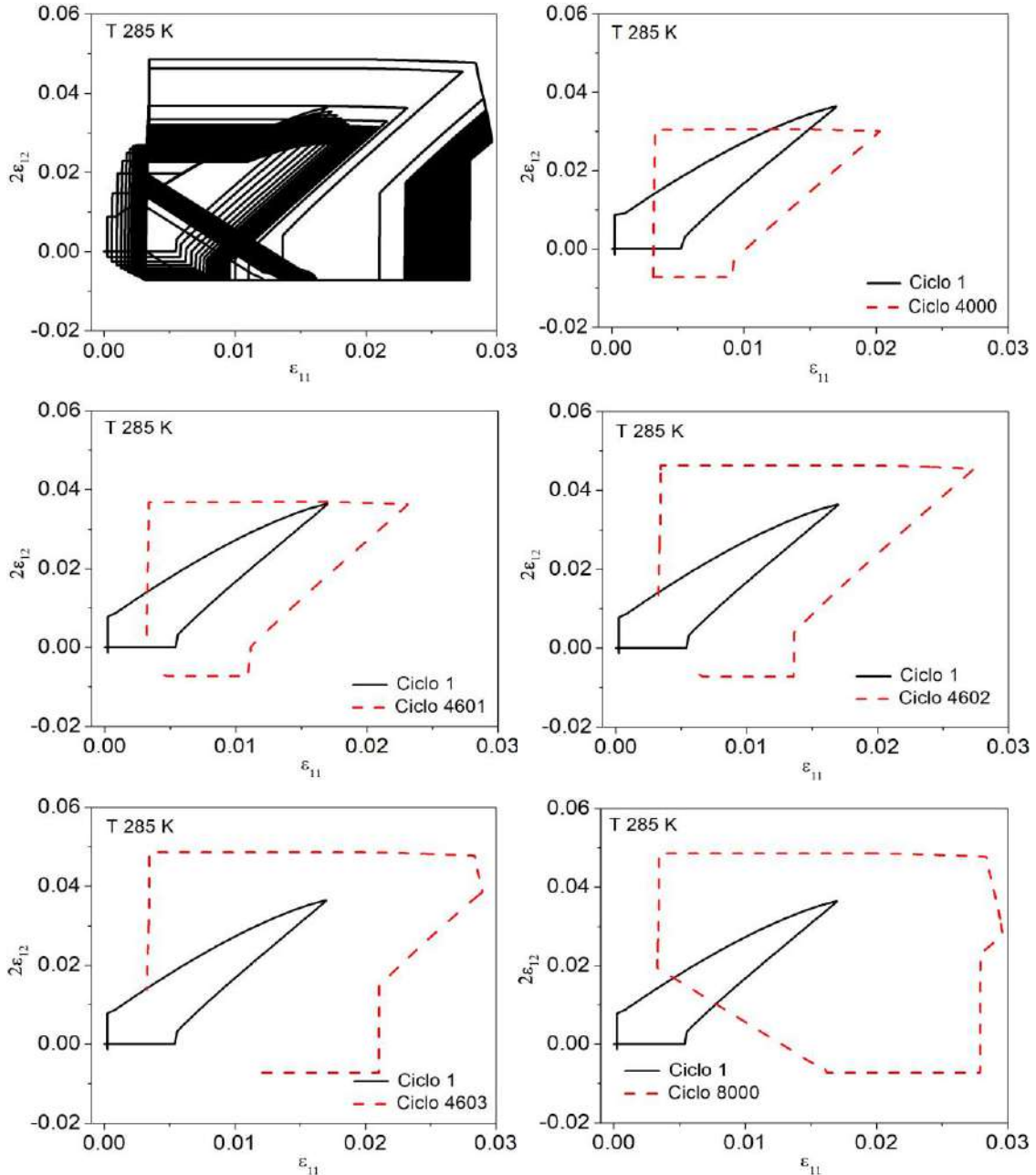


Figura 6.23: Teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas deformação normal-cisalhante, $2\epsilon_{12} \times \epsilon_{11}$.

Para quantificar as mudanças promovidas pela evolução do dano funcional na resposta do fio, vistas anteriormente, uma comparação com o resultado equivalente desconsiderando o dano da modelagem é proposta. Inicialmente são mostrados os

resultados para 8000 ciclos negligenciando o dano da análise, Figura 6.24. Observa-se uma grande semelhança com os resultados apresentados na Seção 5.2, Figura 5.7, mostrando que quando o dano é negligenciado da análise, após a estabilização da deformação TRIP, não ocorrem mudanças na resposta do material.

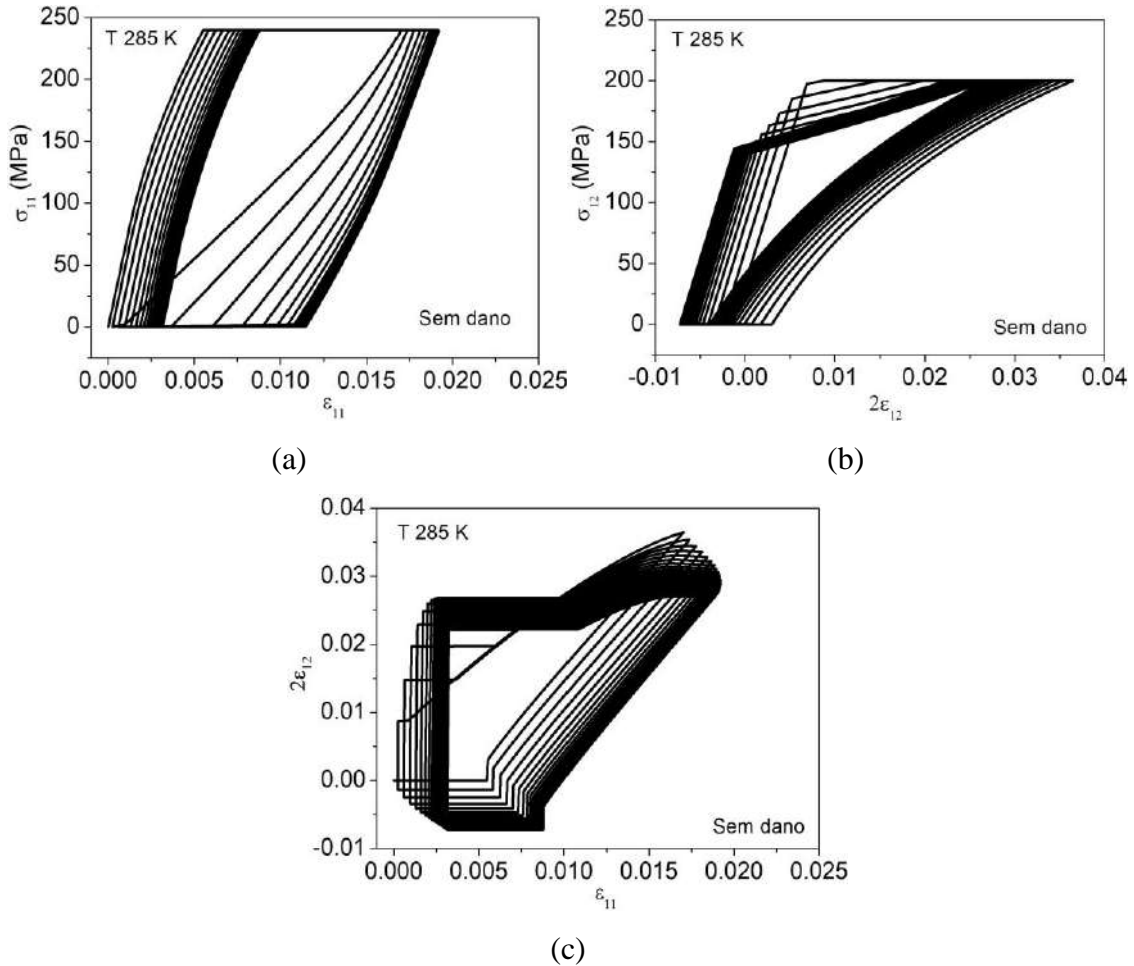


Figura 6.24: Teste acoplado tração-torção. (a) $\sigma_{11} \times \epsilon_{11}$; (b) $\sigma_{12} \times 2\epsilon_{12}$; (c) $2\epsilon_{12} \times \epsilon_{11}$.

Em seguida, são mostrados os comparativos para seis ciclos distintos (antes, durante e depois da transição observada na análise anterior), para a tensão normal, Figura 6.25, cisalhante, Figura 6.26, e para a deformação normal-cisalhante, Figura 6.27. Em todos os resultados é possível verificar a diferença existente entre a resposta com e sem o dano funcional na análise, sendo que após o ciclo 4601 essa diferença se torna mais evidente, sendo observada uma mudança drástica no comportamento do material em relação à evolução da deformação máxima e residual.

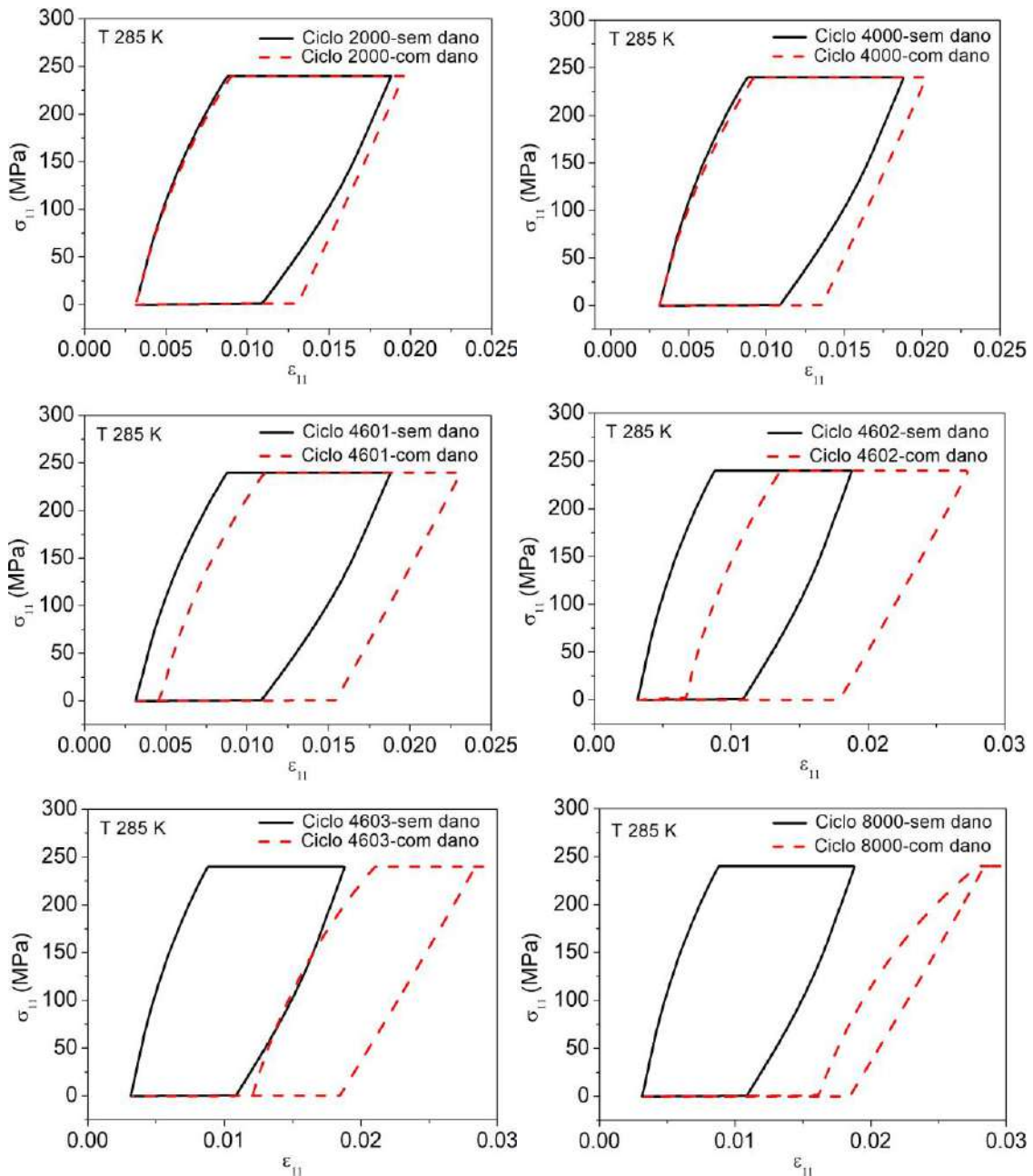


Figura 6.25: Comparativo para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação, $\sigma_{11} \times \epsilon_{11}$.

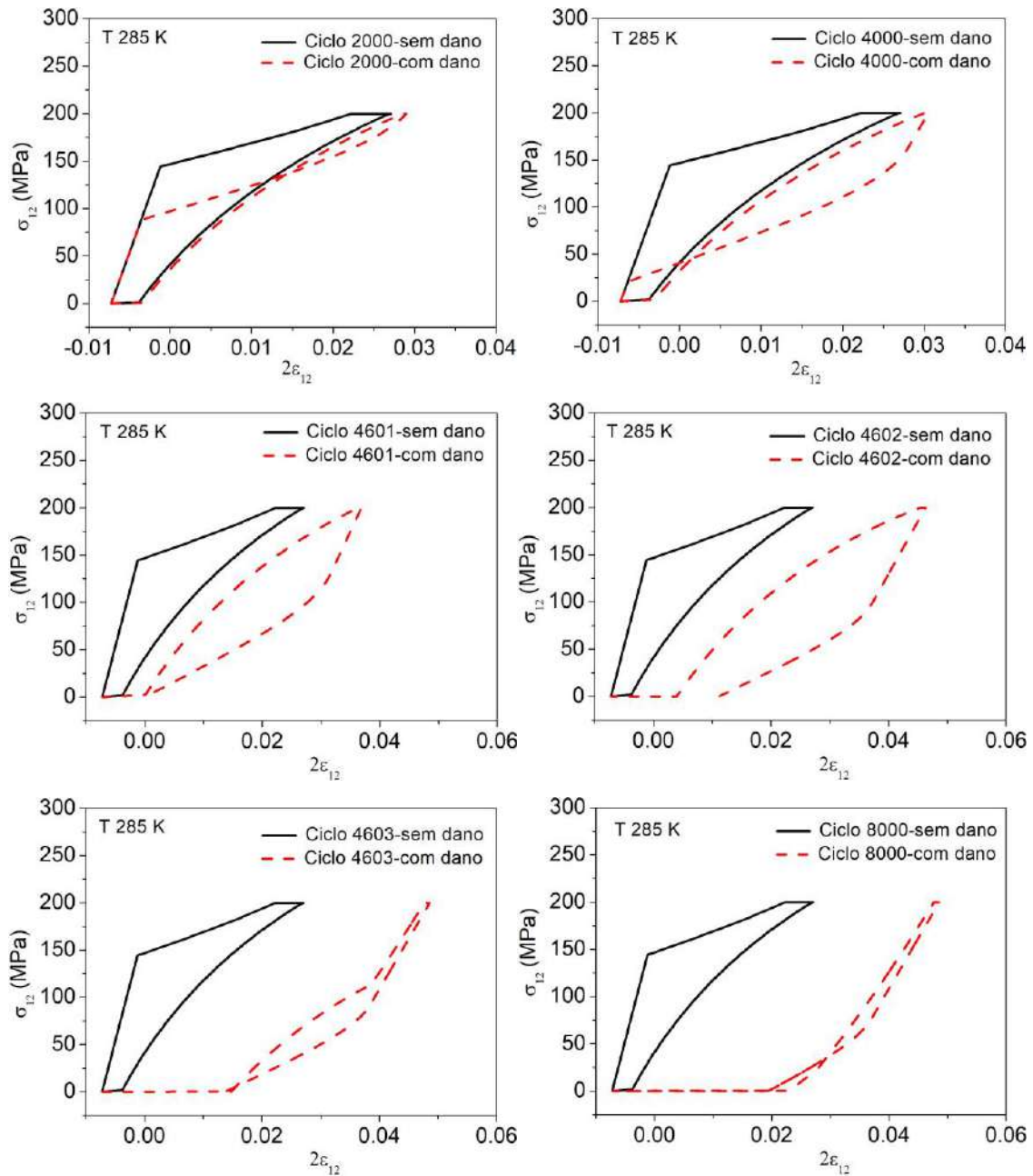


Figura 6.26: Comparativo para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação, $\sigma_{12} \times 2\epsilon_{12}$.

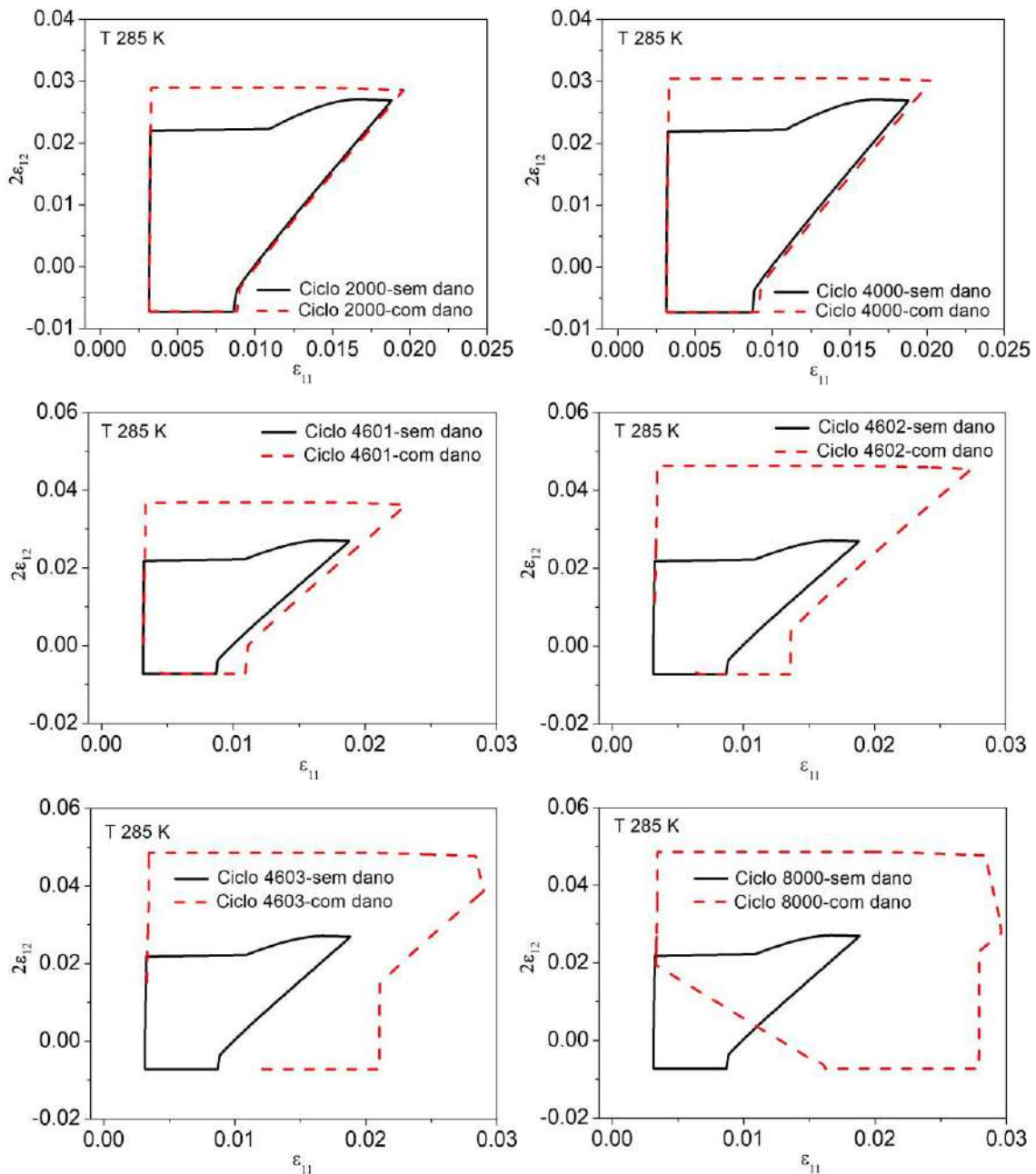


Figura 6.27: Comparativo para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas deformação normal-cisalhante, $2\epsilon_{12} \times \epsilon_{11}$.

Na Figura 6.28 é mostrada a evolução da deformação normal em função do número de ciclos. São apresentadas três regiões plotadas separadamente de forma a ilustrar a evolução da deformação no início do carregamento, na região onde ocorre a transição e nos últimos ciclos analisados. Observa-se a existência de duas regiões onde a deformação sofre mudanças significativas: a primeira delas corresponde ao início do carregamento onde amplitude da deformação normal está atrelada à deformação TRIP. A segunda região corresponde aos ciclos onde ocorre a transição, ciclos 4601-4603,

onde é observado um aumento abrupto na deformação normal máxima. Após esse momento, observa-se que os valores apresentados se mantêm aproximadamente constantes.

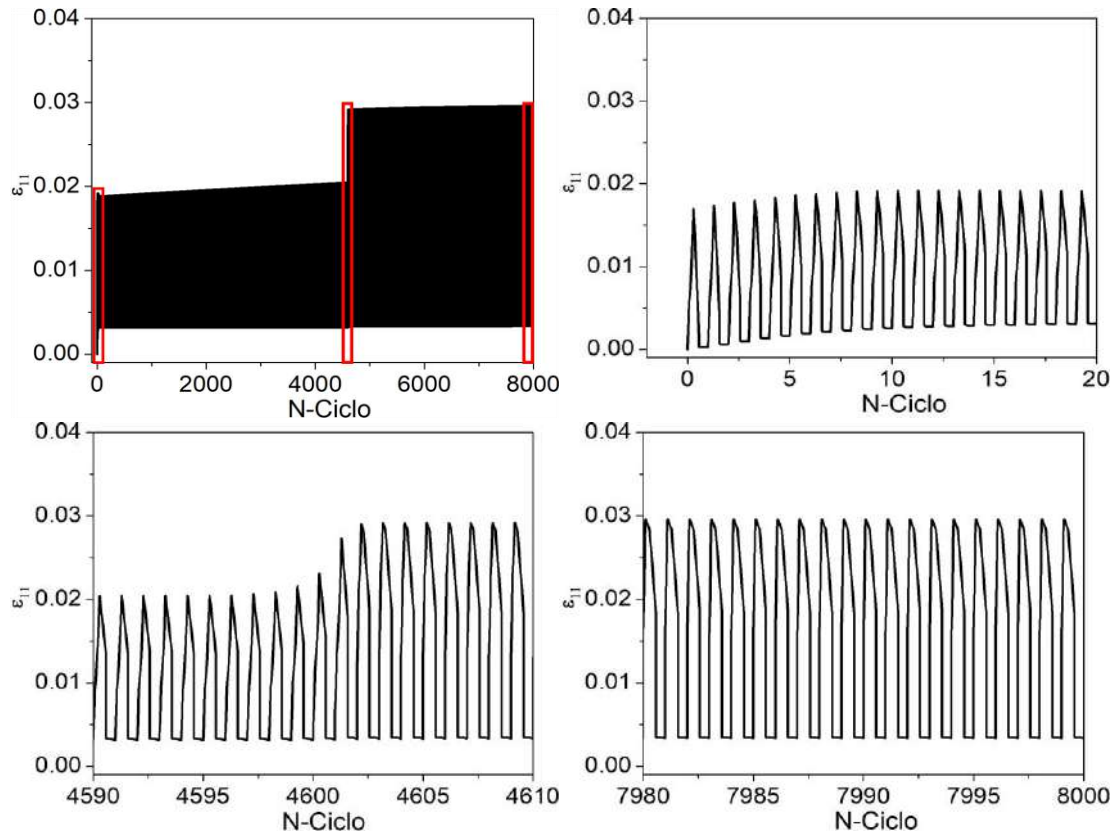


Figura 6.28: Evolução da deformação normal em função do número de ciclos.

Na Figura 6.29 é mostrada a evolução da deformação cisalhante ao longo dos ciclos. Inicialmente é observada uma diminuição da deformação cisalhante em decorrência da evolução da deformação TRIP correspondente. Após a estabilização do TRIP ocorre um ligeiro aumento no valor da amplitude da deformação cisalhante. Nos ciclos correspondentes à transição é novamente observado um aumento abrupto da deformação seguido da estabilização da mesma.

A Figura 6.30 mostra a evolução do campo de deformações equivalente (Equação (4.1)). O resultado encontrado é semelhante aos resultados apresentados anteriormente, com destaque para os ciclos correspondentes à mudança na resposta do material.

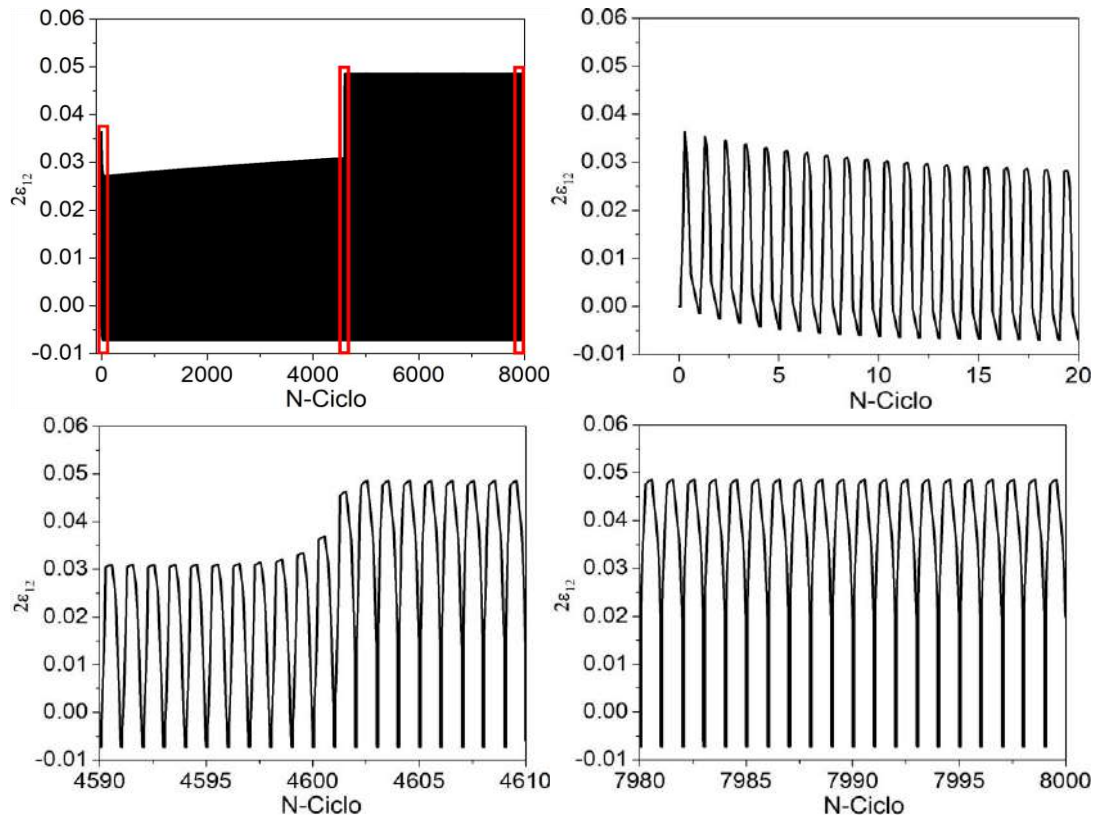


Figura 6.29: Evolução da deformação cisalhante em função do número de ciclos.

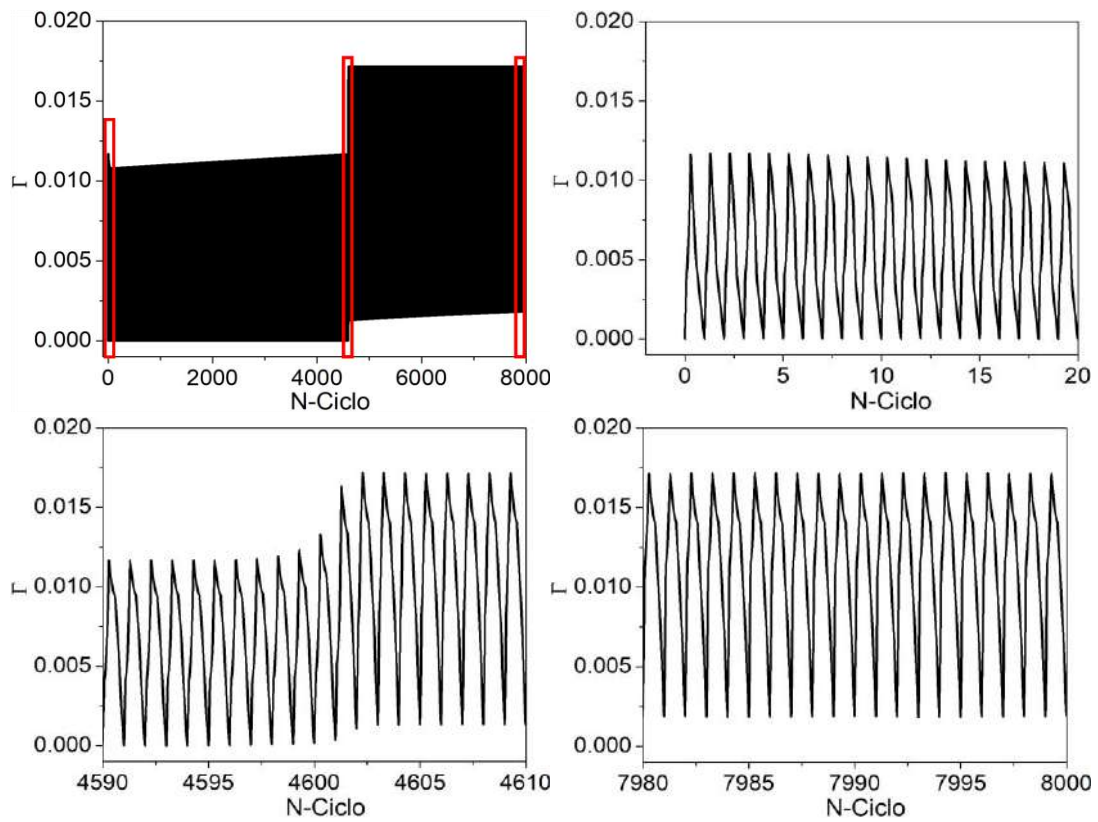
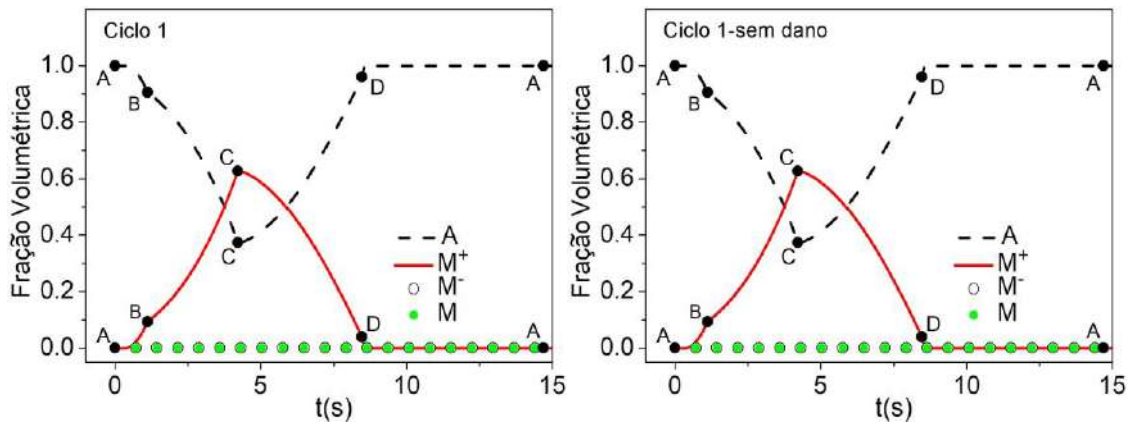


Figura 6.30: Evolução do campo de deformações equivalente em função do número de ciclos.

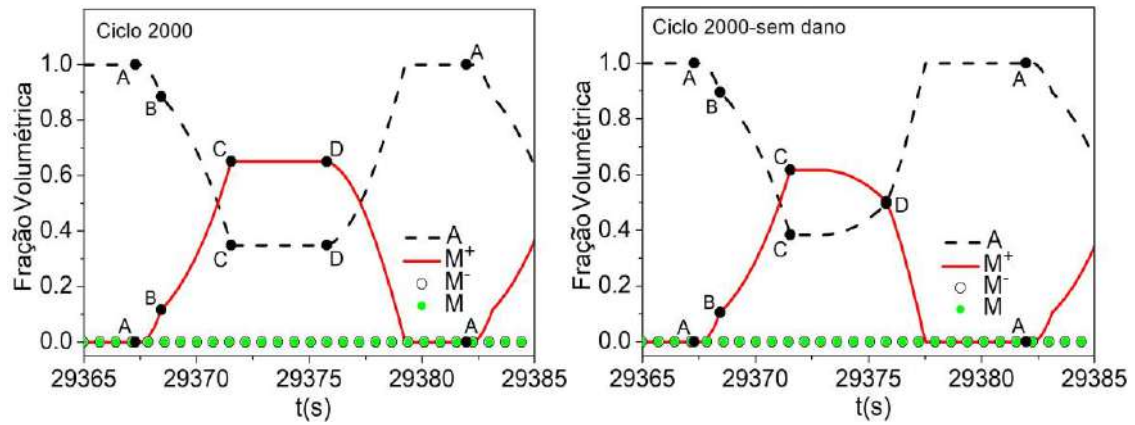
A mesma comparação é estabelecida nesse momento considerando a evolução das frações volumétricas. Na Figura 6.31 é mostrada a evolução das frações volumétricas com e sem dano funcional. Para o primeiro ciclo, observa-se que a transformação de fase ocorre em função dos dois tipos carregamento (carregamento normal, AB, e cisalhante BC), sendo que a maior parte da transformação ocorre quando ambos os carregamentos são aplicados. A transformação inversa tem início em C e ocorre quase que totalmente durante CD. No ciclo 2000, a deformação TRIP já se encontra estabilizada e não são mais observadas mudanças no caso onde o dano funcional foi negligenciado, assim, a análise correspondente será idêntica ao apresentado anteriormente na Seção 5.2, Figura 5.7. Vale ressaltar que a transformação inversa passa a ocorrer na sua maioria durante o trecho DA. Considerando o dano na análise, pode-se observar um comportamento semelhante ao primeiro ciclo durante a transformação de fase, ou seja, tanto a tensão normal quanto a cisalhante induzem a transformação de fase, que ocorre na sua maioria, quando ambos os carregamentos são aplicados simultaneamente. Por outro lado, com a evolução do dano, a transformação inversa passa a ocorrer apenas durante DA, mostrando que a evolução do dano funcional age no sentido retardar o início da transformação inversa.

Ao retardar o processo de transformação inversa, num primeiro momento é observado um aumento na capacidade de transformação de fase da liga devido à natureza carregamento aplicado (de aproximadamente 60% no primeiro ciclo para aproximadamente 80% no ciclo 4602). Após esse instante, ocorre uma redução abrupta das frações volumétricas como pode ser verificado no ciclo 4603, onde o material passa a ter aproximadamente 50% de atuação. A partir desse ciclo é observada uma redução progressiva da capacidade de transformação de fase do material até um valor de aproximadamente 30% no ciclo 8000.

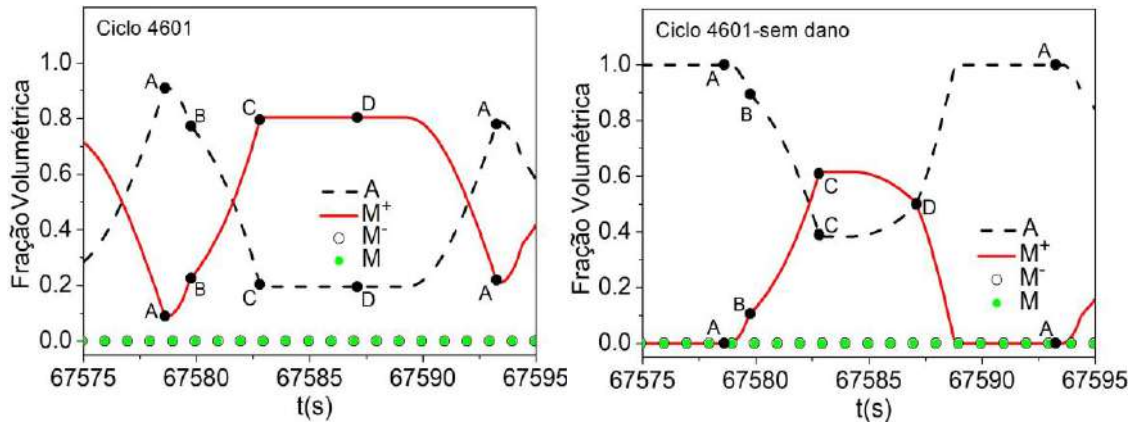
A transição observada entre os ciclos 4601-4603 ocorre quando o dano funcional atinge um estágio de evolução que retarda a transformação inversa em DA (ciclo 4601) de tal forma que a transformação direta nos ciclos seguintes começa a aumentar durante AB e reduzir durante BC, como pode ser visto comparando-se os ciclos 4602, Figura 6.31 (d) e 4603, Figura 6.31 (e). A partir do ciclo 4603 ocorre uma progressiva redução da quantidade de transformação de fase observada durante BC, como pode ser visto na Figura 6.31 (f), que mostra a evolução das frações volumétricas para o último ciclo analisado.



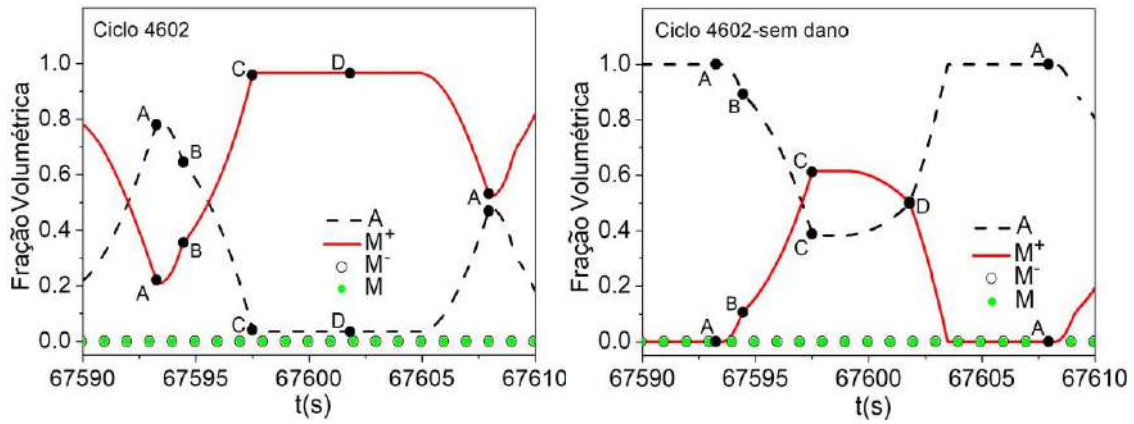
(a)



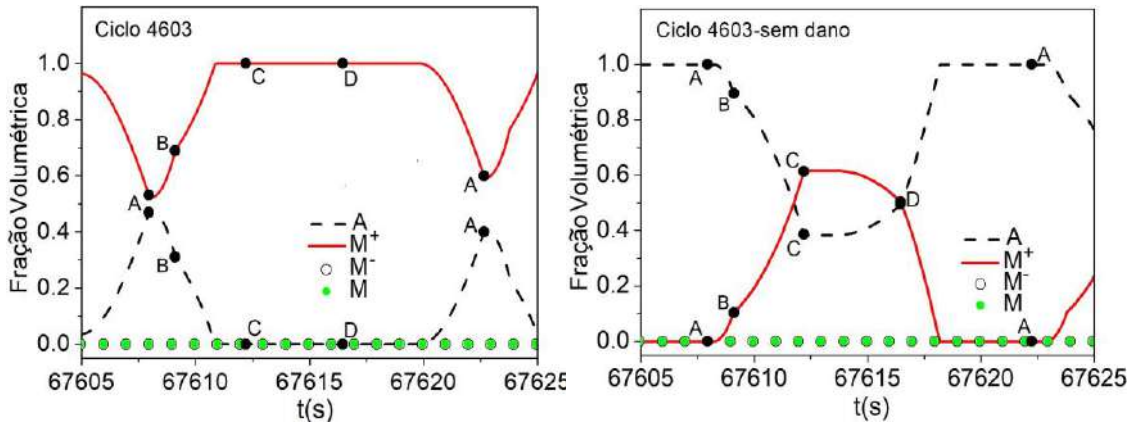
(b)



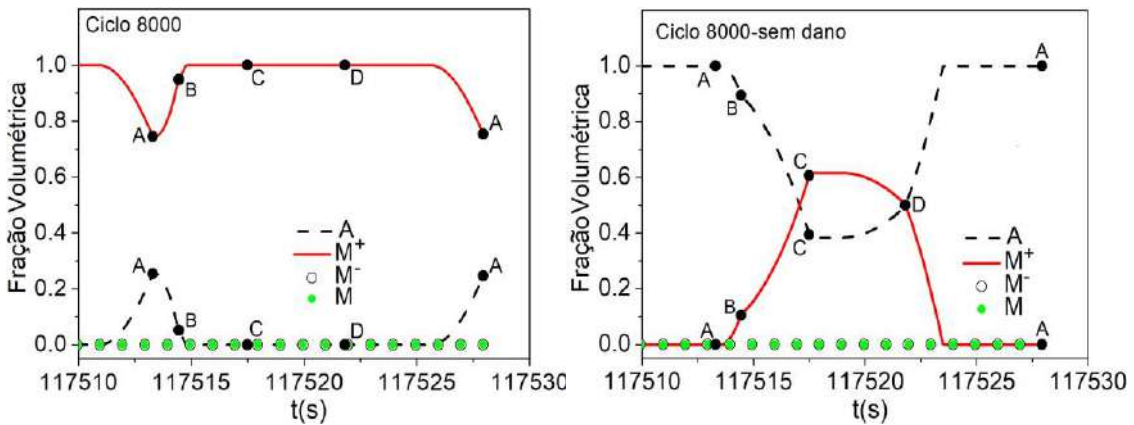
(c)



(d)



(e)



(f)

Figura 6.31: Evolução das frações volumétricas, comparativo entre os resultados com e sem dano na análise. (a) ciclo 1; (b) ciclo 2000; (c) ciclo 4601; (d) ciclo 4602; (e) ciclo 4603; (f) ciclo 8000.

A Figura 6.32 (a) apresenta a evolução da deformação TRIP para os primeiros 50 ciclos de carregamento. Já a Figura 6.32 (b) mostra a evolução do dano funcional para os 8000 ciclos. Destaca-se na Figura 6.32 (b) a mudança na taxa de evolução do

dano funcional a partir do ciclo 4601 onde tem início a transição no comportamento do material.

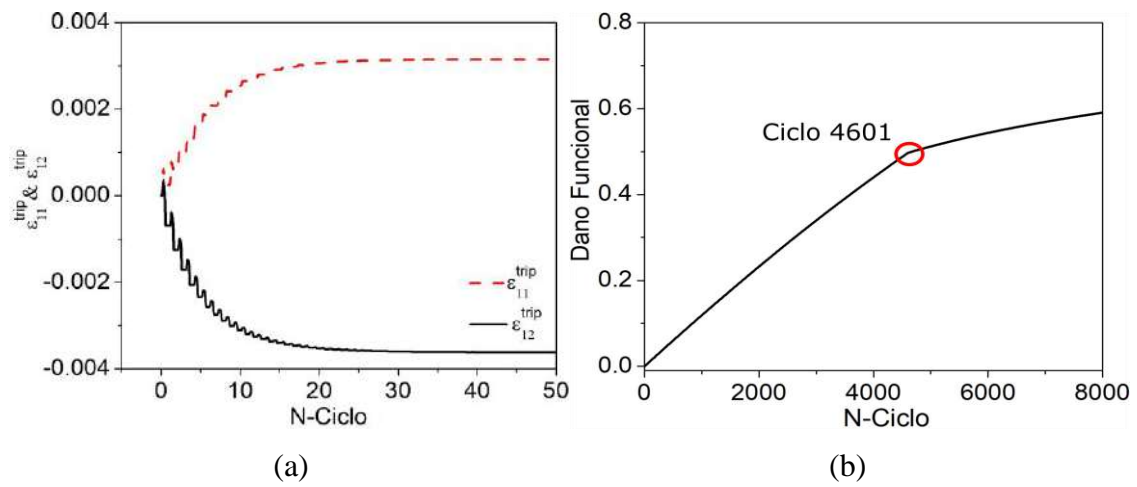


Figura 6.32: Evolução da deformação TRIP e do dano funcional. (a) deformação TRIP; (b) dano funcional.

7 SIMULAÇÕES COM DANO FUNCIONAL E ESTRUTURAL

Este capítulo tem por objetivo apresentar os resultados obtidos a partir do modelo completo levando em consideração a influência do dano funcional e estrutural sobre o comportamento termomecânico das ligas com memória de forma. Nesse sentido, comparativos entre resultados numéricos e experimentais são apresentados para verificar a modelagem proposta. Além disso, simulações numéricas são apresentadas de forma a avaliar como o dano estrutural modifica a resposta macroscópica das SMAs quando comparado com a modelagem onde apenas o dano funcional está presente.

7.1 Testes Uniaxiais de Tração

Nesta seção são apresentados comparativos numérico-experimentais para a verificação do modelo constitutivo levando consideração o critério de falha proposto. Para essa finalidade são utilizados como referência os resultados experimentais analisados no Capítulo 3. Em todas as figuras relacionadas aos comparativos, os resultados contendo todos os ciclos numéricos são exibidos em segundo plano, em escala de cinza, para facilitar a visualização da evolução da resposta do material ao longo dos ciclos. Os parâmetros listados na Tabela 7.1 são utilizados em todas as simulações apresentadas ao longo desta seção.

Inicialmente, considera-se um carregamento dentro da superfície de escoamento do material, onde um fio NiTi pseudoelástico é submetido a uma tensão máxima de 750 MPa (região de carregamento: I, II, III) e frequência de 0,25 Hz, como mostra a Figura 7.1 (a). A Figura 7.1 (b) apresenta a simulação numérica obtida para o mesmo ensaio, mostrando uma boa concordância entre os resultados.

Tabela 7.1: Parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais de fadiga para um fio NiTi.

E^A (GPa)	E^M (GPa)	Ω^A (MPa/K)	Ω^M (MPa/K)	α_N^h (MPa)	$\hat{\alpha}$ (MPa)
58.0	36.0	0.74	0.17	0.028	100
\hat{L}_0^\pm (MPa)	\hat{L}^\pm (MPa)	\hat{L}_0^A (MPa)	\hat{L}^A (MPa)	$(\eta_L)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U)_N$ (MPa.s)
6.00	5.00	0.60	105.50	0.10	0.80
$(\eta_L^A)_N$ (MPa.s)	$(\eta_U^A)_N$ (MPa.s)	T^M (K)	T^A (K)	σ_Y^M (GPa)	σ_Y^{Ai} (GPa)
0.10	0.80	266.0	297.0	0.30	1.15
σ_Y^{Af} (GPa)	K^A (GPa)	K^M (GPa)	H^A (GPa)	H^M (GPa)	η^l
0.60	1.4	0.4	4.0	1.1	-0.01
η^K	T^F (K)	\hat{M}_{13} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{31} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{32} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{23} (GPa $^{-1}$)
-0.01	423.0	0.85	0.05	0.85	0.05
T^{trip} (K)	m^α	m^L	m^M	N	C_1
297.0	1×10^{-4}	0.1	0.4	0.7	5.0×10^{-6}
C_2	C_3	C_4	C_5	C_6	C_7
5.5×10^{-12}	1.58	5.0×10^{-12}	8.9×10^{-12}	1.58	5.0×10^{-12}
C_8	C_9	ζ^A	ζ^+	D_c^{crit}	
8.9×10^{-12}	1.58	3.38	0.87	0.16	

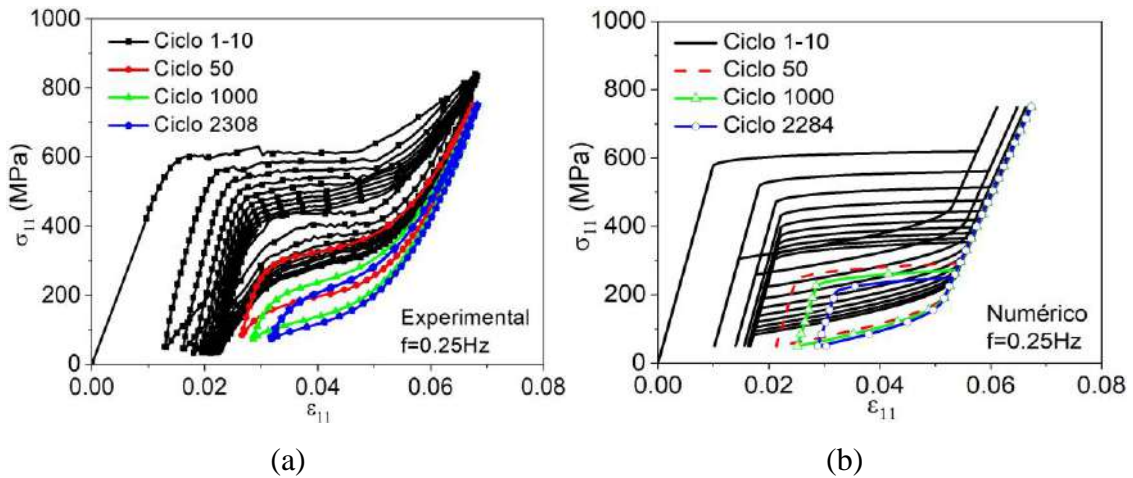


Figura 7.1: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 750$ MPa, $f = 0.25$ Hz. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico.

A Figura 7.2 apresenta o comparativo numérico-experimental para quatro ciclos ao longo do carregamento: 1, 10, 50, o último ciclo antes da falha obtido experimentalmente (2308) e o último ciclo previsto através do modelo proposto (2284). Observa-se que o material sofre uma perda de atuação com o aumento do número de ciclos devido ao acúmulo do dano funcional e estrutural. A Figura 7.3 mostra a

evolução das frações volumétricas para os ciclos analisados. Durante os primeiros ciclos, o material possui 100% de sua capacidade de atuação. Com a evolução do dano funcional e estrutural esse percentual diminui gradualmente até atingir aproximadamente 60% no último ciclo antes da ruptura, como mostra a Figura 7.3 (d).

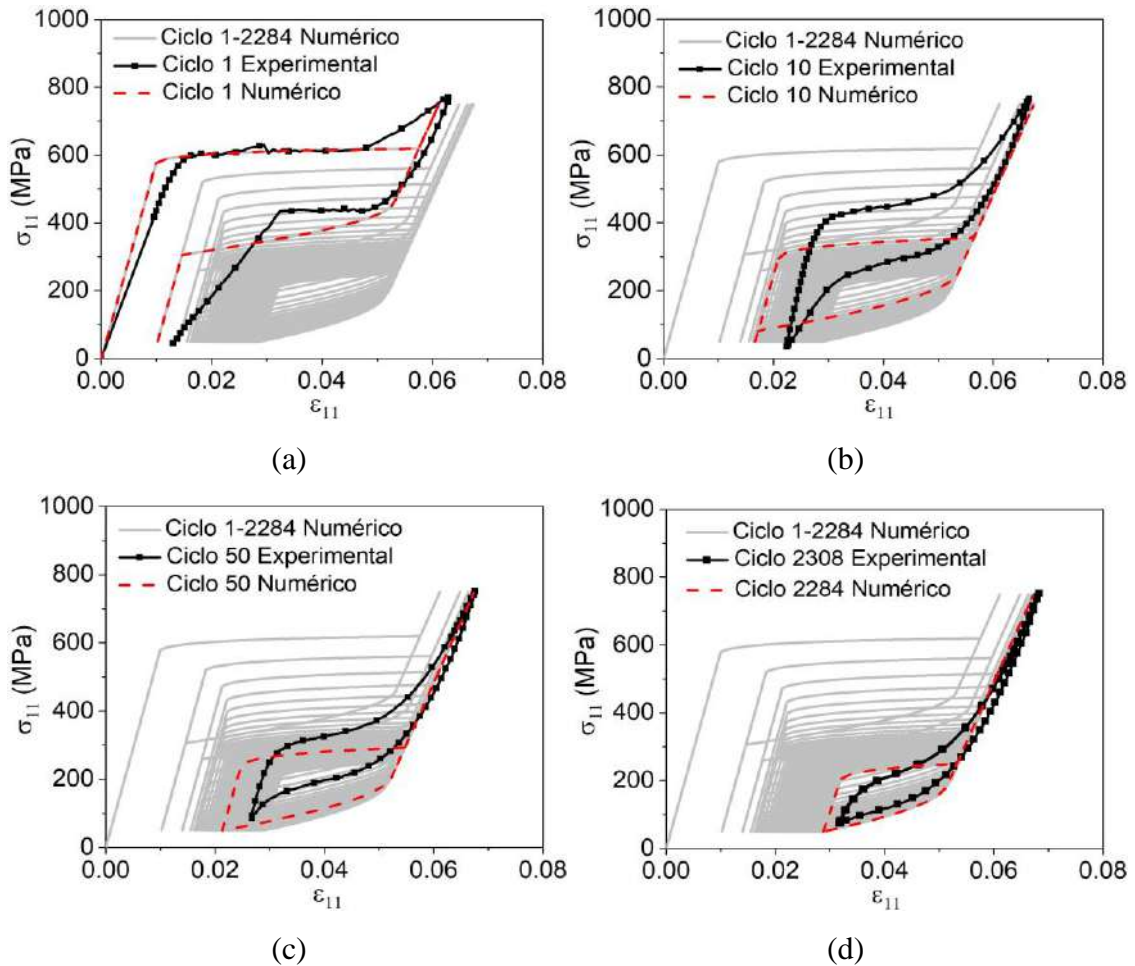


Figura 7.2: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 750$ MPa, $f = 0.25$ Hz. Comparativo numérico-experimental: (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclos 2308 (experimental) e 2284 (numérico).

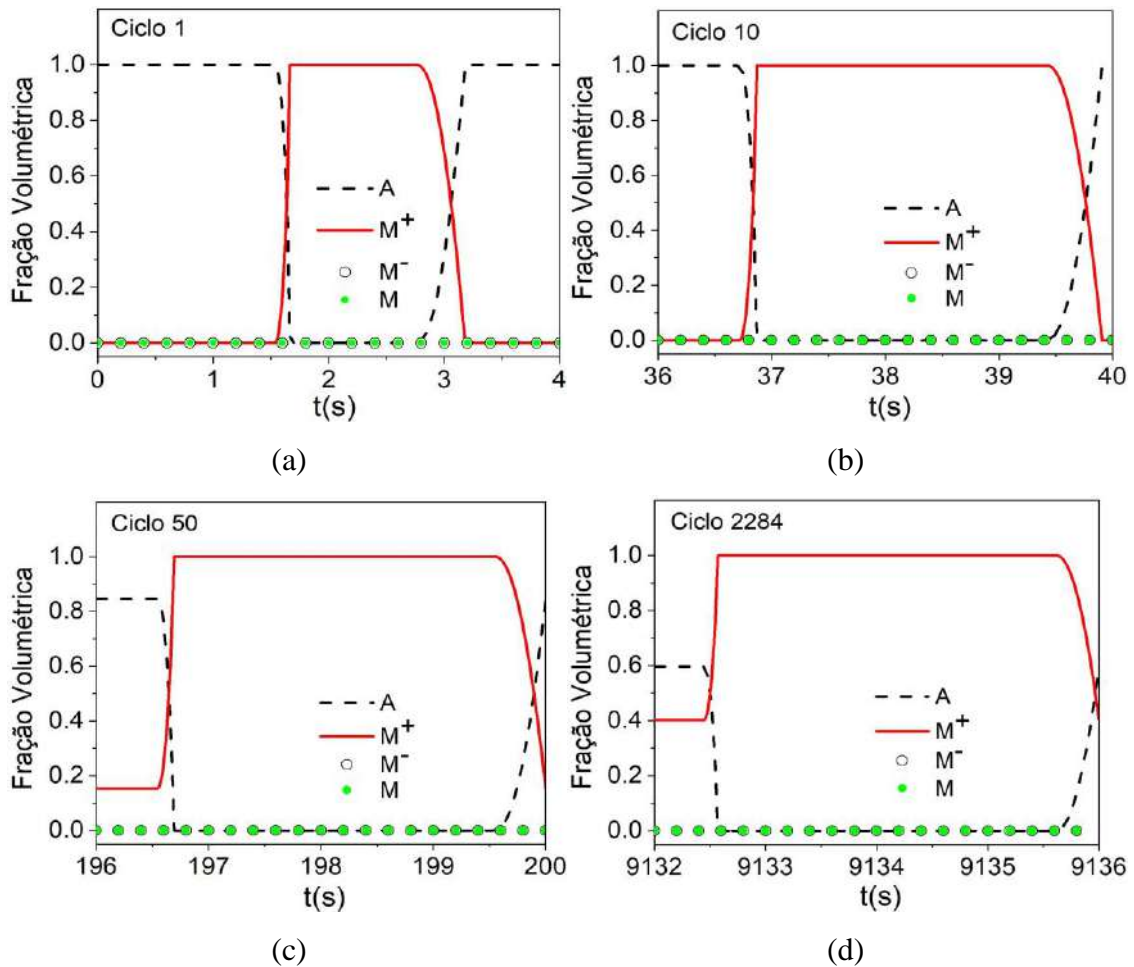


Figura 7.3: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclo 2284.

A Figura 7.4 mostra o comparativo numérico-experimental para a evolução das tensões críticas onde tem início as transformações austenita \rightarrow martensita (σ^{M_s}) e martensita \rightarrow austenita (σ^{A_s}). É perceptível que a perda de funcionalidade causada pelo acúmulo do dano ao longo dos ciclos promove uma redução significativa nas tensões críticas onde tem início as transformações de fase, que assumem valores semelhantes nos últimos ciclos antes da ruptura. Em geral, deve-se destacar a boa concordância entre os resultados numéricos e experimentais apresentados na Figura 7.2 e na Figura 7.4, mostrando a capacidade do modelo de descrever a evolução da resposta do material durante ensaios de fadiga.

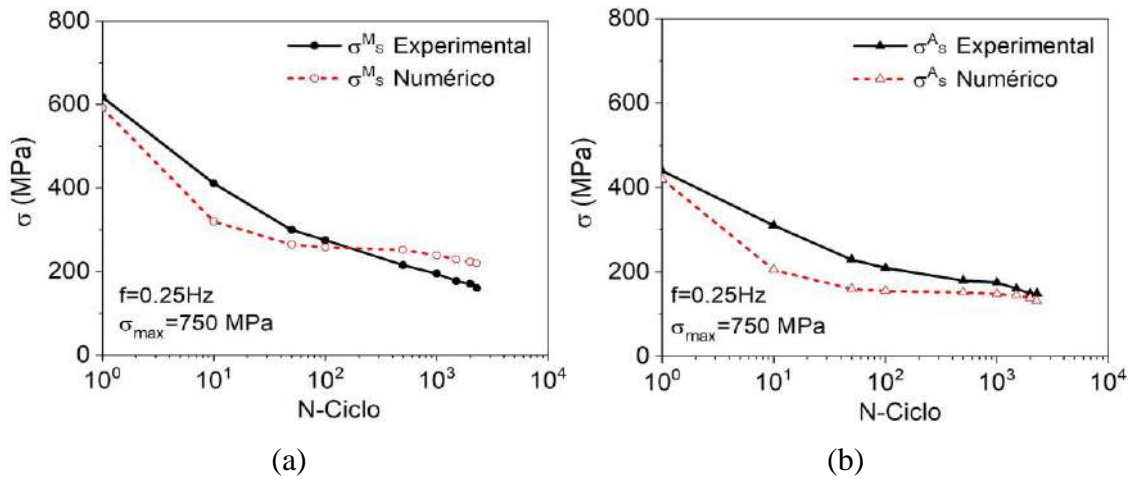


Figura 7.4: Evolução das tensões críticas para transformação de fase.

Comparativo numérico-experimental para $\sigma_{\max} = 750$ MPa e $f = 0.25$ Hz. (a) σ^{M_s} ; (b) σ^{A_s} .

A Figura 7.5 (a) apresenta a evolução da deformação TRIP ao longo dos primeiros 50 ciclos, mostrando que o material experimenta uma rápida estabilização do TRIP que atinge um valor constante, em aproximadamente 10 ciclos. A Figura 7.5 (b) mostra a evolução do dano funcional e estrutural. Após 2284 ciclos, o dano funcional atinge um valor de aproximadamente 12%, promovendo a redução das propriedades funcionais do material. Por outro lado, o dano estrutural segue uma tendência de evolução linear atingindo aproximadamente 2% no último ciclo antes da falha. A Figura 7.5 (c) mostra a evolução do dano crítico, D_c , ao longo dos ciclos até atingir o valor crítico $D_c^{crit} = 0.16$, onde ocorre a falha.

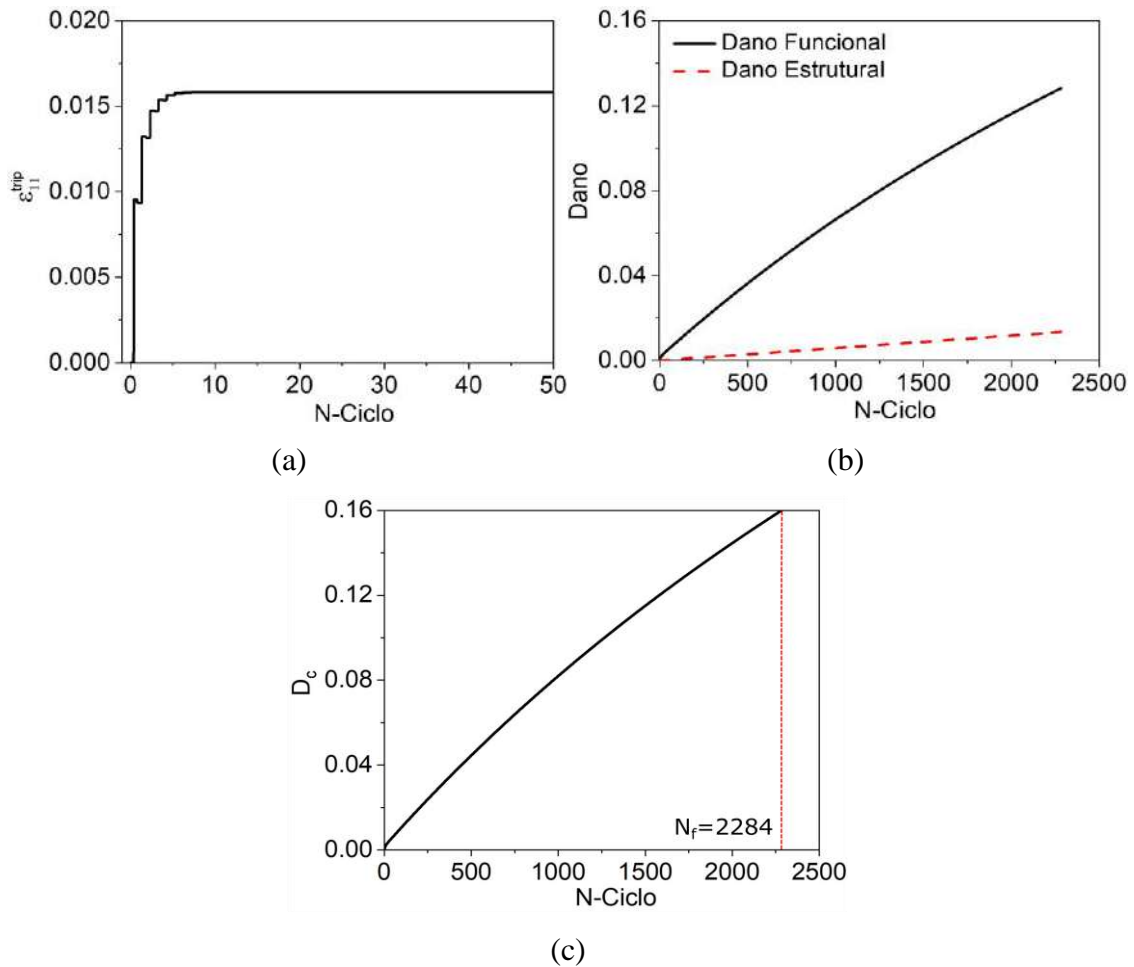


Figura 7.5: Curvas de evolução da deformação TRIP e do dano durante ensaios de fadiga. (a) evolução da deformação TRIP; (b) evolução do dano funcional e estrutural; (c) evolução do dano crítico, D_c .

Considere em seguida um carregamento, com tensão máxima aplicada de 1150 MPa (região de carregamento: I, II, III, IV), acima da superfície de escoamento original do material, e frequência de 0.25 Hz, como ilustra a Figura 7.6 (a). A Figura 7.6 (b) apresenta o resultado numérico obtido mostrando as mesmas características relacionadas a todos os fenômenos envolvidos: transformação de fase, TRIP, plasticidade clássica e fadiga. A falha do material, prevista pelo modelo proposto, ocorre em 2619 ciclos, representando uma variação de aproximadamente 17% em relação ao resultado experimental.

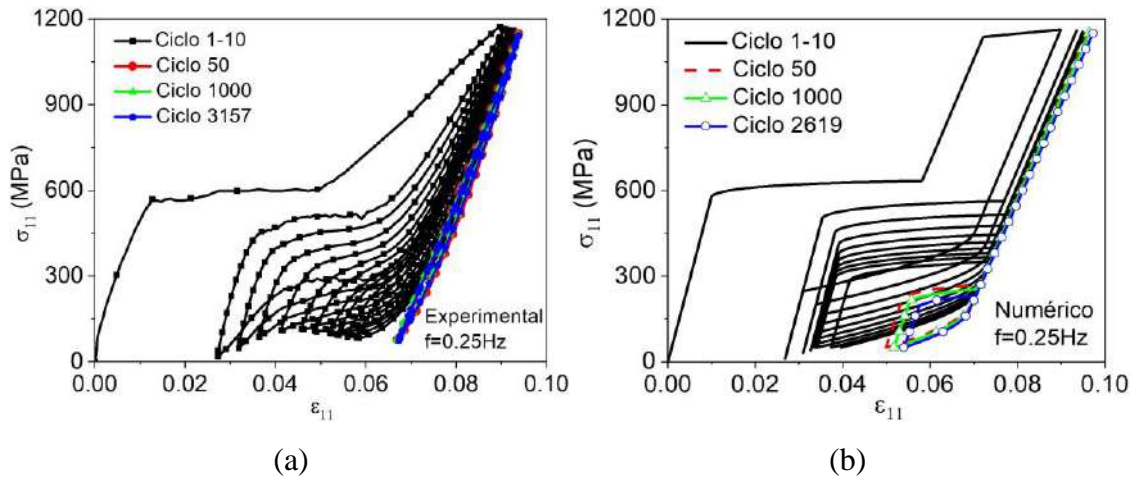


Figura 7.6: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 1150$ MPa, $f = 0.25$ Hz. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico.

A Figura 7.7 mostra o comparativo numérico-experimental para diferentes ciclos: 1, 10, 50, 3157 (experimental) e 2619 (numérico). A Figura 7.8 mostra a evolução das frações volumétricas para os ciclos escolhidos. É notável que a plasticidade clássica, juntamente com o TRIP, promove uma rápida perda de atuação durante os primeiros ciclos, de aproximadamente 50%, como mostra a Figura 7.8 (c). No entanto, mesmo após a perda de atuação observada, o material não perde completamente a sua capacidade de transformação de fase. Após essa etapa, devido à evolução do dano, ocorre uma perda progressiva da capacidade de atuação restando no ciclo 2619 aproximadamente 35%, como pode ser visto na Figura 7.8 (d).

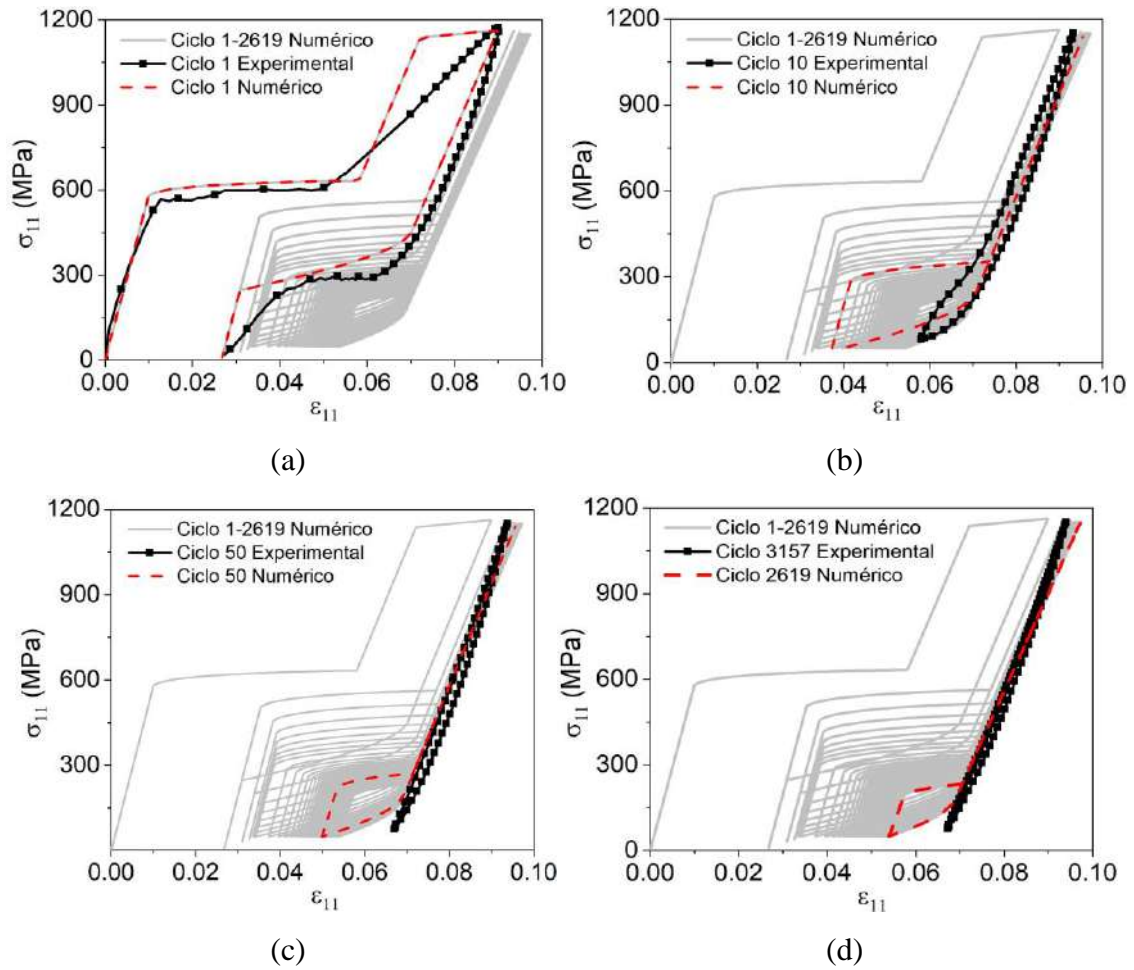


Figura 7.7: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 1150$ MPa, $f = 0.25$ Hz. Comparativo numérico-experimental: (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclos 3157 (experimental) e 2619 (numérico).

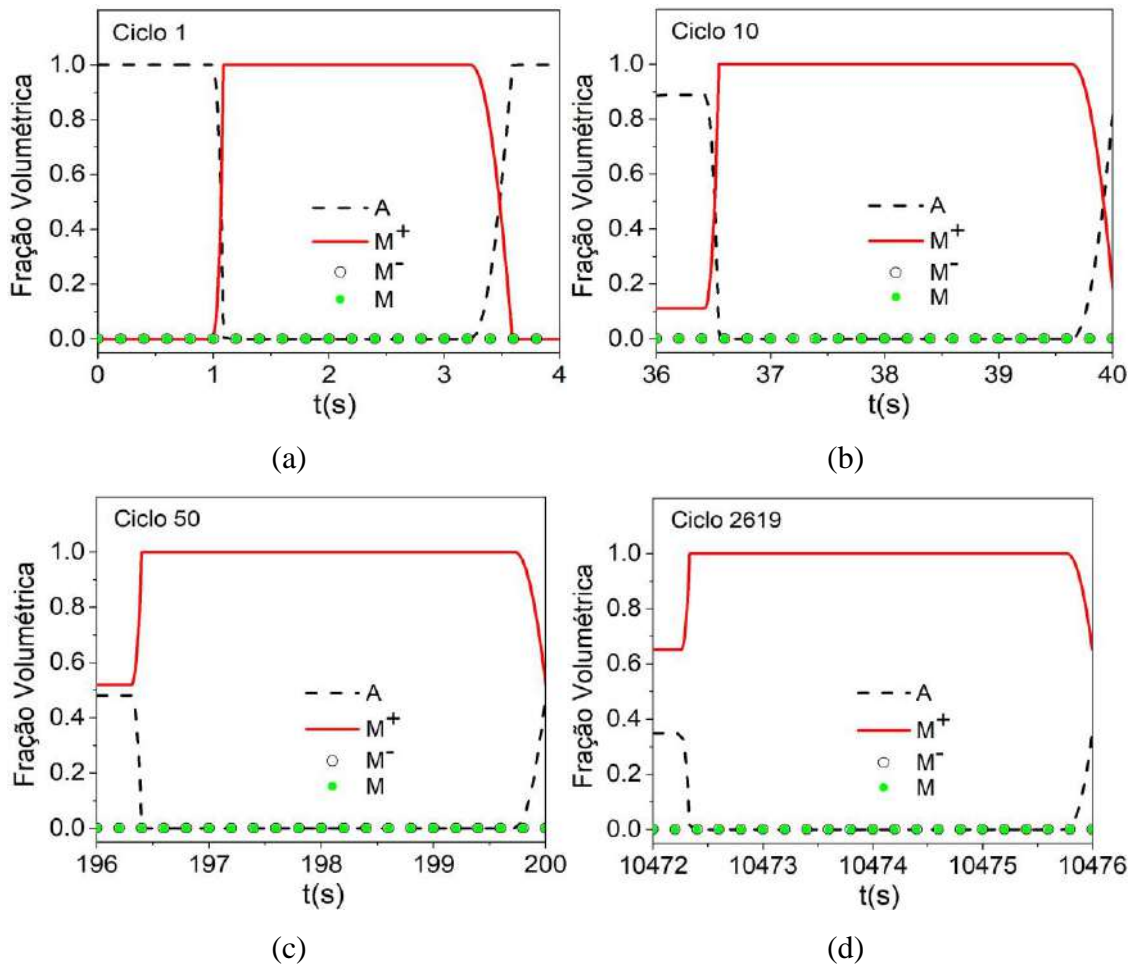


Figura 7.8: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclo 2619.

A Figura 7.9 (a) mostra a evolução da deformação plástica e do TRIP. De maneira semelhante ao apresentado anteriormente, observa-se uma rápida estabilização da deformação plástica e do TRIP, após poucos ciclos de carregamento. A Figura 7.9 (b) mostra a evolução do dano funcional e do dano estrutural. Observa-se que o dano funcional apresenta uma evolução semelhante à observada anteriormente, no entanto, a perda de atuação durante os ciclos iniciais, reduz a sua taxa de evolução em aproximadamente 50% quando comparado ao teste anterior. Mais uma vez, o dano estrutural segue uma tendência de evolução linear atingindo aproximadamente 5% no último ciclo antes da falha prevista. Finalmente, a Figura 7.9 (c) mostra a evolução de D_c até atingir $D_c^{crit} = 0.16$.

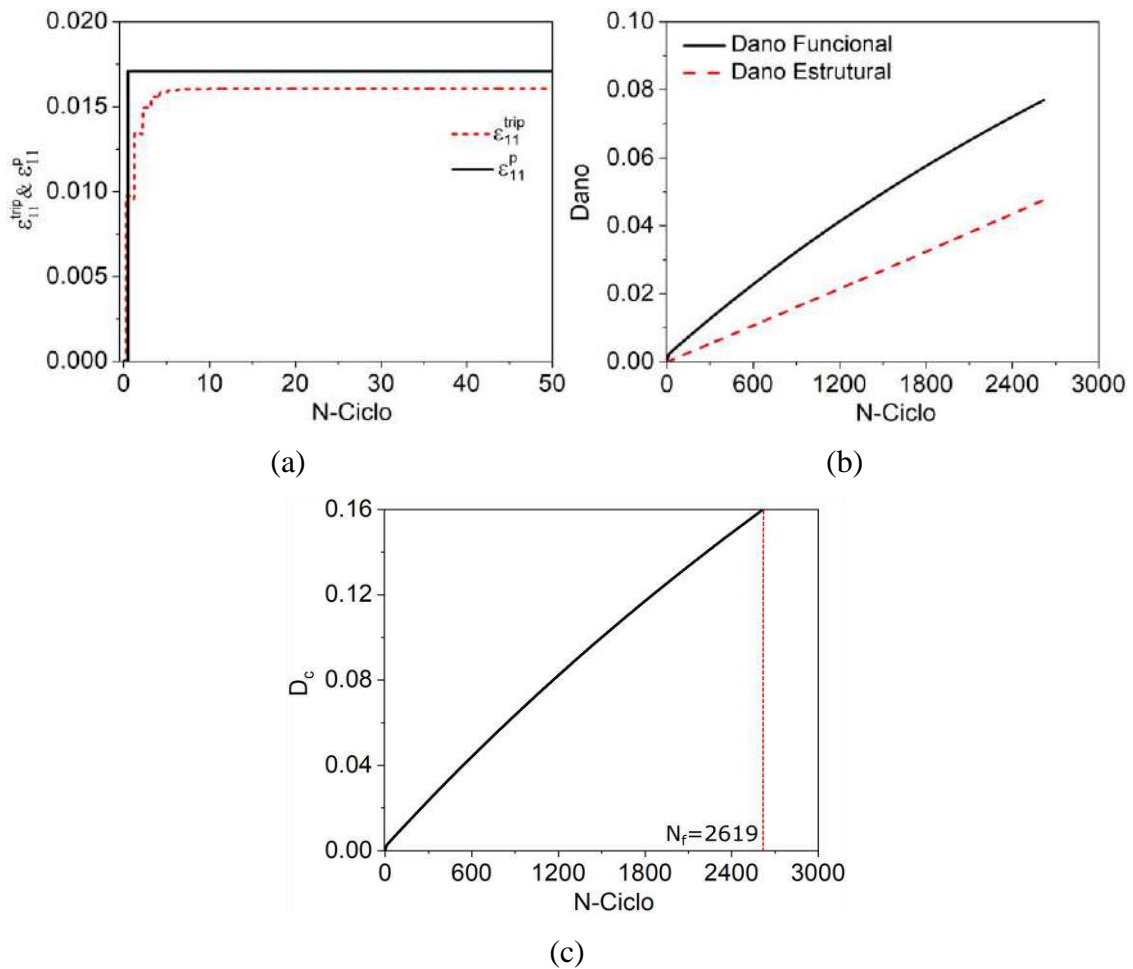


Figura 7.9: Curvas de evolução da deformação plástica, do TRIP e do dano durante ensaios de fadiga. (a) evolução do TRIP e da deformação plástica; (b) evolução do dano funcional e estrutural; (c) evolução do dano crítico, D_c .

Ensaio de fadiga relacionados às respostas elásticas, sem transformações de fase, são apresentados na sequência. O primeiro teste considera um carregamento na fase austenítica, variando entre 230–530 MPa (região de carregamento: I) a uma frequência de 2 Hz, como mostra a Figura 7.10 (a). A Figura 7.10 (b) mostra as simulações numéricas para o mesmo teste. A Figura 7.11 mostra uma comparação entre os resultados numéricos e experimentais para diferentes ciclos: 1, 10, 50, 35060 (último ciclo antes da ruptura, resultado experimental) e 34970 (último ciclo antes da ruptura previsto pelo modelo proposto). O efeito TRIP e o dano funcional não estão presentes, pois não há transformação de fase durante o carregamento. Os resultados presentes na Figura 7.11 mostram que, na ausência de transformação de fase, a deformação máxima apresentada ao longo dos ciclos é de cerca de 1%. Portanto, as alterações observadas na

resposta do material podem ser essencialmente associadas à evolução do dano estrutural.

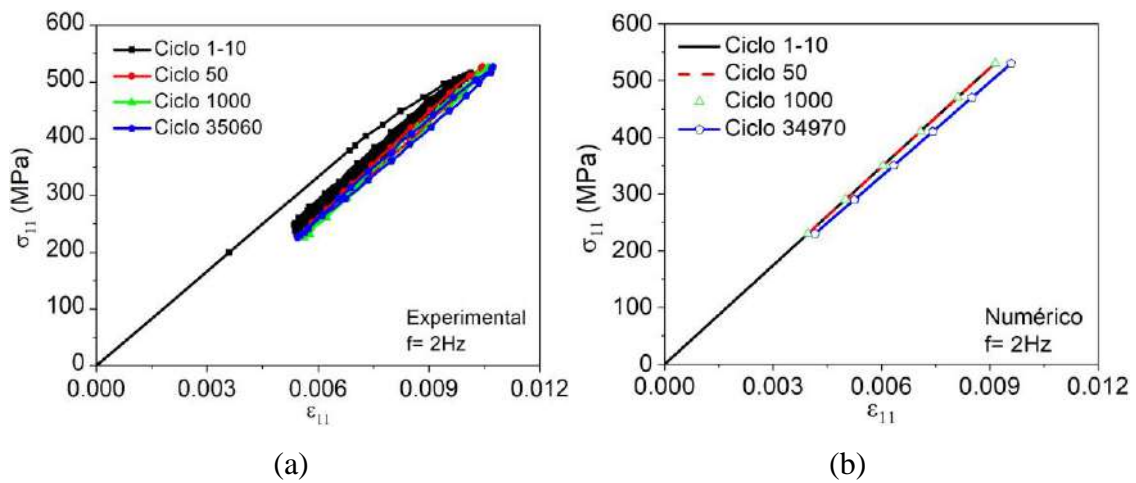


Figura 7.10: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 530$ MPa, $f = 2$ Hz. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico.

A Figura 7.12 apresenta a evolução das frações volumétricas para o primeiro e o último ciclo, confirmando que a resposta é restrita à fase austenítica. A Figura 7.13 (a) apresenta a evolução do dano funcional e do dano estrutural. O dano funcional permanece constante e igual a zero durante todo o processo de carregamento. Por outro lado, o dano estrutural atinge um valor de aproximadamente 5% no último ciclo. A Figura 7.13 (b) mostra a evolução de D_c . Cabe ressaltar que o modelo consegue representar o comportamento termomecânico das SMAs sujeitas a carregamentos onde não ocorrem transformações de fase, apresentando uma estimativa de falha por fadiga coerente com os dados experimentais.

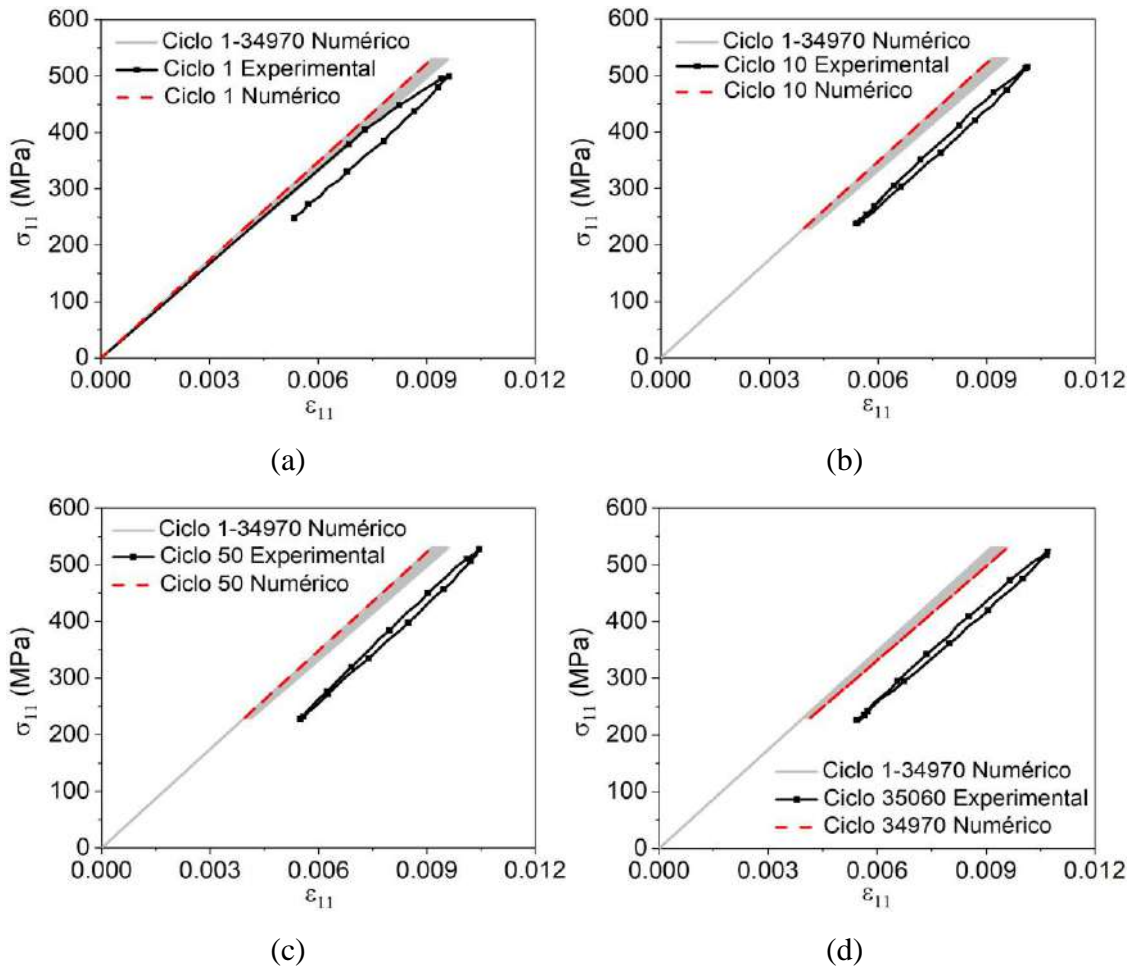


Figura 7.11: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 530$ MPa, $f = 2$ Hz. Comparativo numérico-experimental: (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclos 35060 (experimental) e 34970 (numérico).

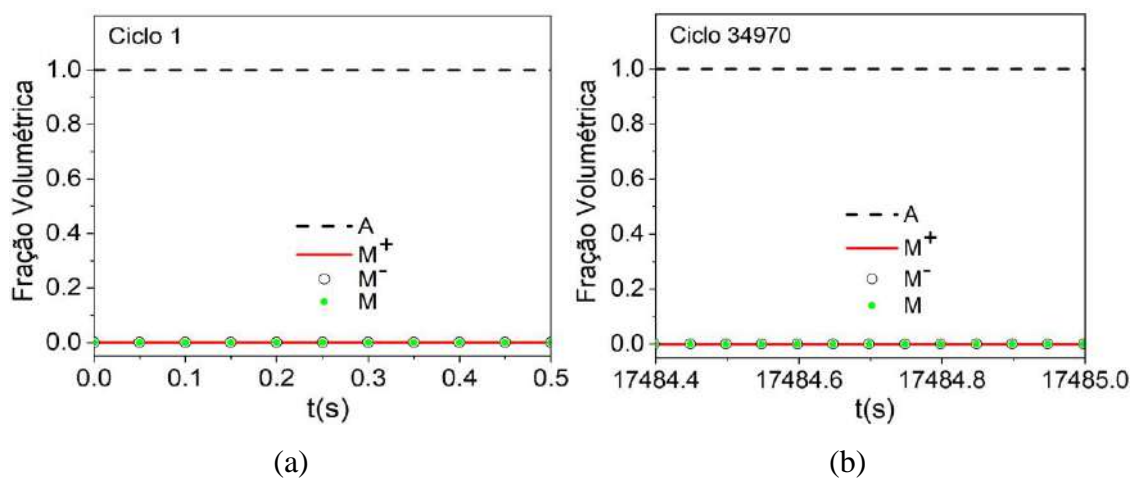


Figura 7.12: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 34970.

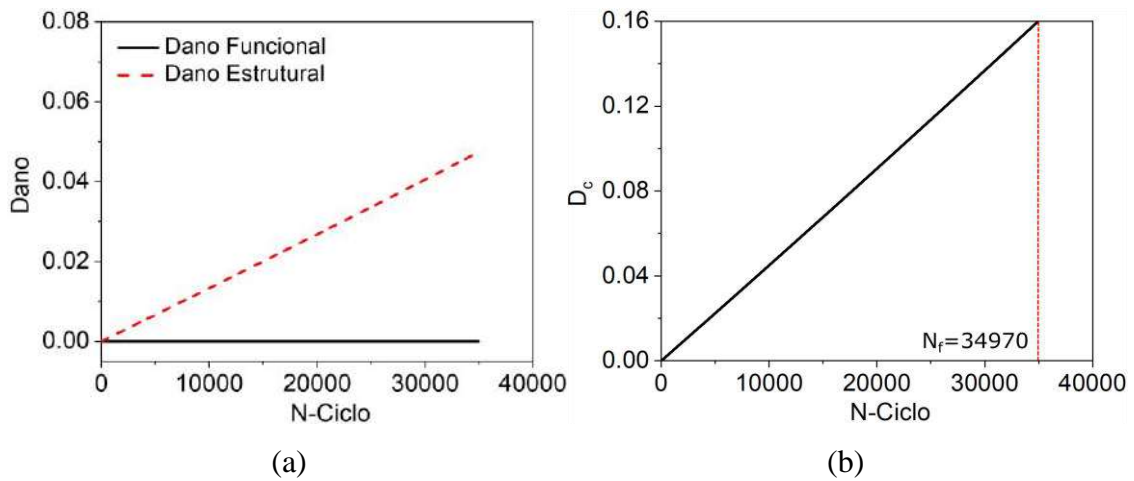


Figura 7.13: Curvas de evolução do dano, durante ensaios de fadiga. (a) evolução do dano funcional e estrutural; (c) evolução do dano crítico, D_c .

O último ensaio proposto tem como objetivo avaliar a evolução do dano estrutural em decorrência de um carregamento onde o material passa por um procedimento de treinamento a uma tensão máxima de 900 MPa (região de carregamento: I, II, III) e frequência de 1 Hz, seguido de uma sequência de carregamento dentro da região elástica da fase martensítica (região de carregamento: III) a uma frequência de 2 Hz. Portanto, o dano funcional apresenta evolução apenas durante os 50 primeiros ciclos, ficando constante após esse instante. A Figura 7.14 (a) mostra o resultado experimental, enquanto que a Figura 7.14 (b) mostra o resultado numérico associado ao teste.

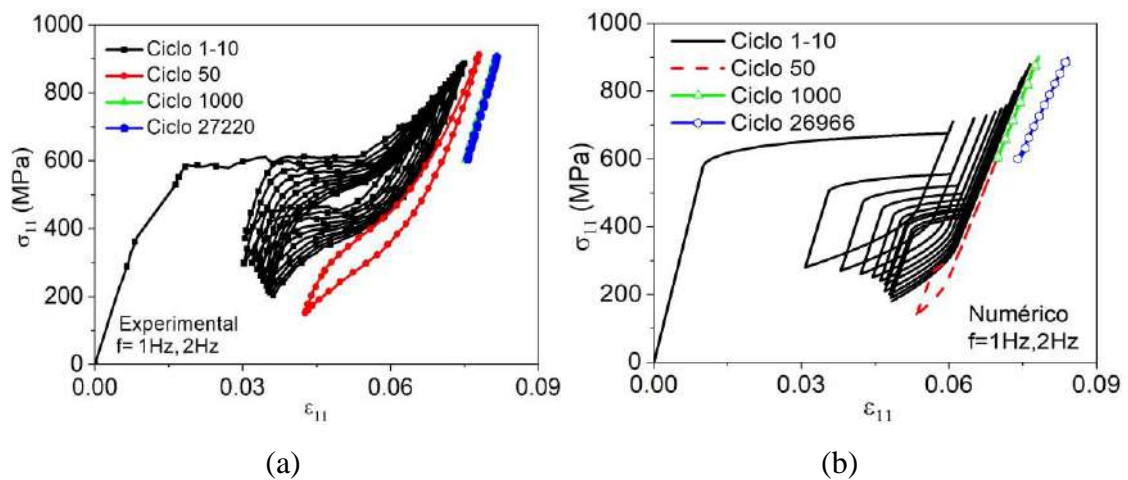


Figura 7.14: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 900$ MPa, $f = 1, 2$ Hz. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico.

A Figura 7.15 apresenta o comparativo numérico-experimental para os ciclos 1,10, 50, 27220 (experimental) e 26966 (resultado numérico previsto pelo modelo). Após o treinamento, é observada uma evolução da deformação residual dentro da região elástica da fase martensítica, devido à evolução do dano estrutural. De maneira geral, o modelo é capaz de capturar os principais aspectos da fadiga funcional e estrutural, estando de acordo com os testes experimentais.

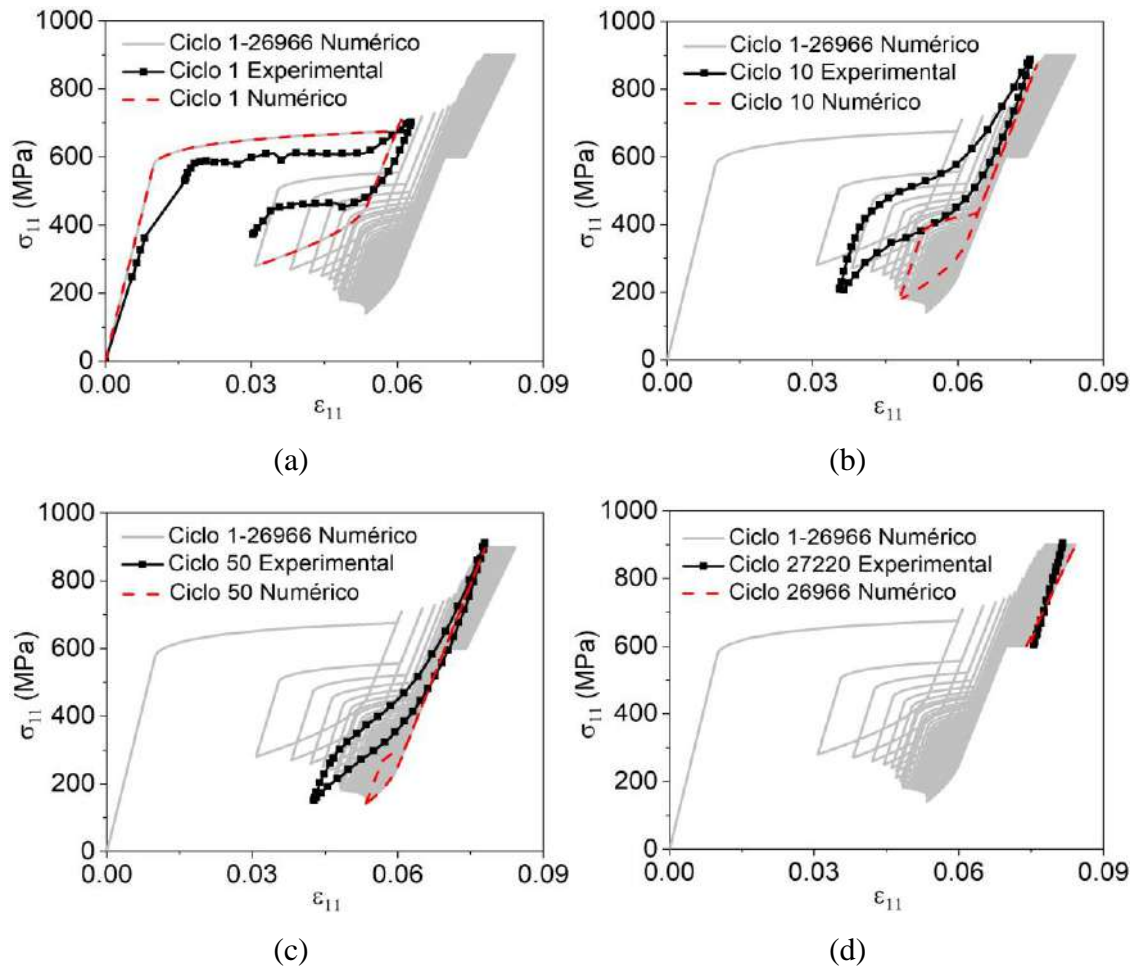


Figura 7.15: Comportamento pseudoelástico de fios NiTi durante ensaios de fadiga, $\sigma_{\max} = 900$ MPa, $f = 1, 2$ Hz. Comparativo numérico-experimental: (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclos 27220 (experimental) e 26966 (numérico).

A Figura 7.16 mostra a evolução das frações volumétricas durante o teste. A partir do ciclo 50 não ocorre transformação de fase e o material permanece dentro da região elástica da fase martensítica. Além disso, devido à carga aplicada, observa-se que a transformação inversa durante os primeiros ciclos não ocorre completamente, afetando

o laço histerese e causando uma redução significativa das frações volumétricas ao longo dos ciclos.

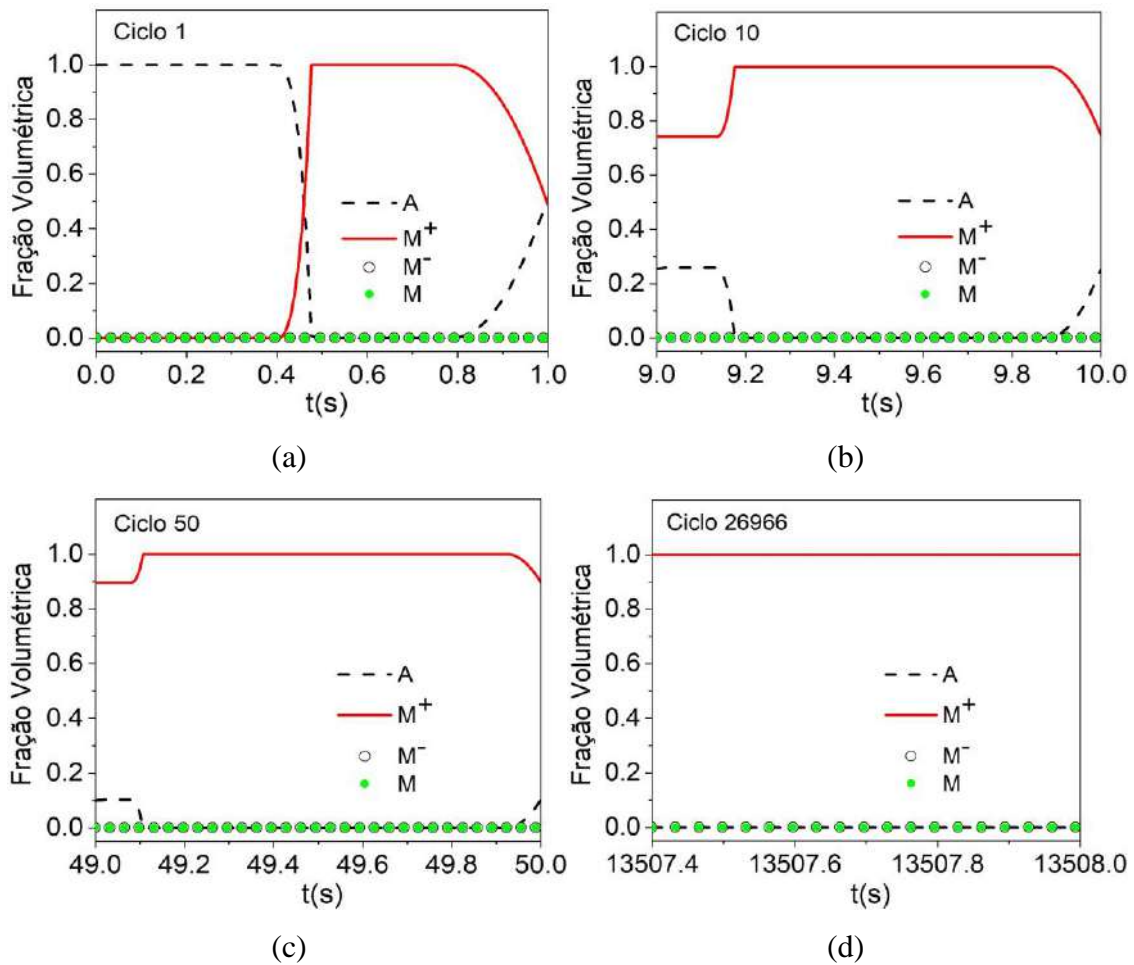


Figura 7.16: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 50; (d) ciclo 26966.

A Figura 7.17 (a) apresenta a evolução da deformação TRIP durante os primeiros 50 ciclos, mostrando que o material sofre uma rápida estabilização, onde o TRIP atinge um valor constante, em torno de 20 ciclos. A Figura 7.17 (b) mostra a evolução do dano funcional e estrutural ao longo do carregamento. Note que, após o ciclo 50, ocorre a estabilização do dano funcional enquanto que o dano estrutural evolui de forma linear até um valor máximo de aproximadamente 18% no último ciclo antes da ruptura. A Figura 7.17 (c) mostra a evolução do dano crítico, D_c , ao longo dos ciclos até atingir o valor crítico ($D_c^{crit} = 0.16$), onde ocorre a falha.

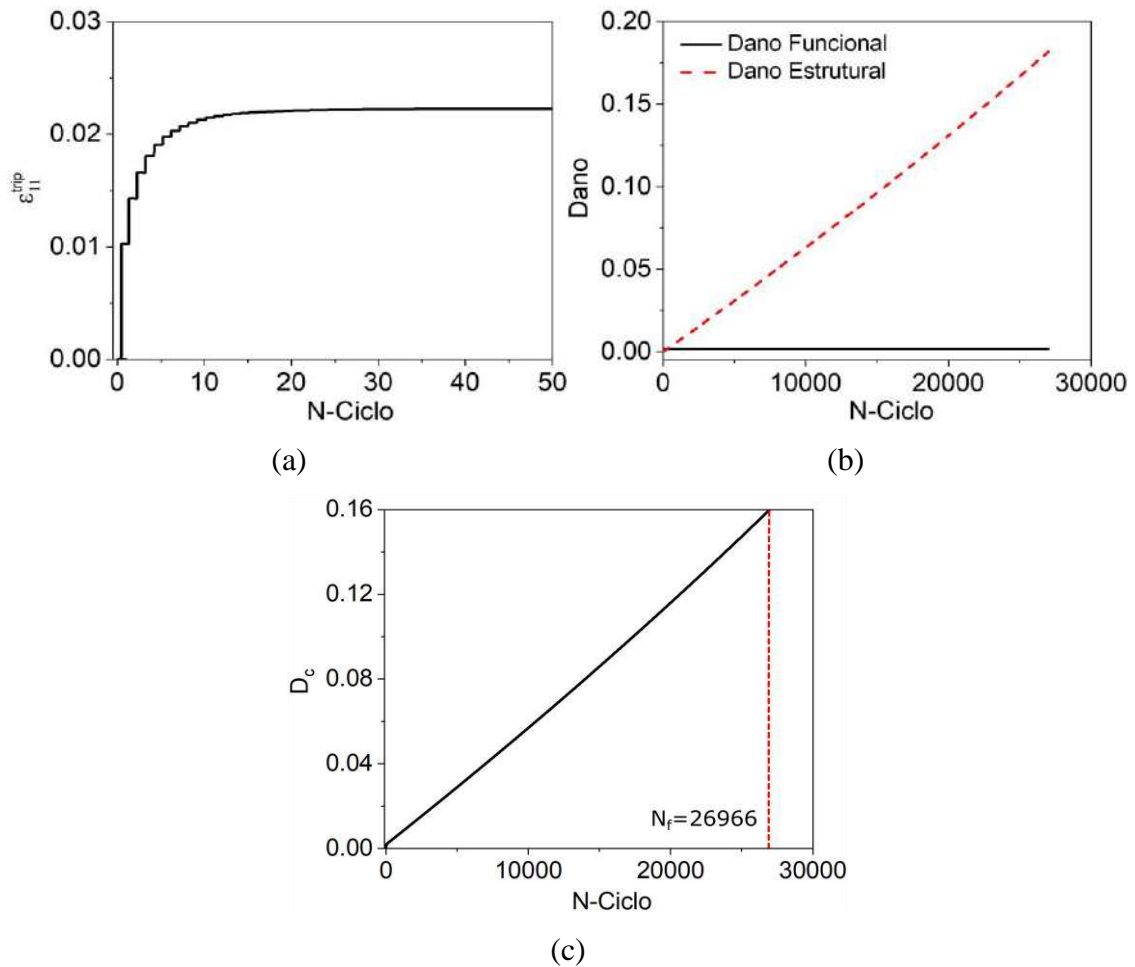


Figura 7.17: Curvas de evolução da deformação TRIP e do dano. (a) evolução da deformação TRIP; (b) evolução do dano funcional e estrutural. (c) evolução do dano crítico, D_c .

Por fim, a Tabela 7.2 apresenta um comparativo entre o número de ciclos até a falha obtidos experimentalmente e previstos pelo modelo proposto. Deve-se apontar que o modelo é capaz de prever com boa aproximação o número de ciclos até a falha das SMAs sujeitas a diferentes condições de carregamento.

Tabela 7.2: Comparativo entre os resultados experimentais e previstos através do modelo proposto.

Região de carregamento	σ_{\max} (MPa)	N_f (experimental)	N_f (previsto)	Variação (%)
Pseudoelástica	750	2308	2284	1.0
Pseudoelástica + plasticidade	1150	3157	2619	17.0
Elástica, fase austenita	530	35060	34970	0.3
Elástica, fase martensita	900	27220	26966	0.9

A partir das simulações apresentadas conclui-se que o modelo mostra capacidade em capturar o comportamento termomecânico geral associado às SMAs levando em consideração a plasticidade clássica, o efeito TRIP, a fadiga funcional e estrutural durante carregamentos cíclicos, apresentando uma boa concordância com resultados experimentais.

7.2 Teste de Torção

Nesse momento, a resposta mecânica de uma liga NiTi pseudoelástica (50.8% Ni) submetida a um carregamento torcional cíclico é avaliada. Utiliza-se como referência o experimento proposto por PREDKI *et al.* [113] que consiste da aplicação de um carregamento de torção a um corpo de prova cilíndrico, variando de zero a 350 MPa a uma frequência de 0.1 Hz, à temperatura ambiente. A Figura 7.18 (a) apresenta a evolução das curvas tensão-deformação cisalhante experimental considerando os ciclos 1, 10, 100, 1000 e 10549 (último ciclo antes da ruptura). A Figura 7.18 (b) representa o resultado numérico para as mesmas condições, em destaque para o último ciclo antes da ruptura, 10263, obtido numericamente através do modelo proposto, o que representa uma variação de aproximadamente 3% em relação ao resultado experimental. Os parâmetros utilizados durante as simulações estão listados na Tabela 7.3.

Tabela 7.3: Parâmetros identificados a partir dos resultados experimentais obtidos por PREDKI *et al.* [113].

E^A (GPa)	E^M (GPa)	Ω^A (MPa/K)	Ω^M (MPa/K)	α_S^h (MPa)	$\hat{\alpha}$ (MPa)
45.0	29.0	0.74	0.17	0.014	20
\hat{L}_0^\pm (MPa)	\hat{L}^\pm (MPa)	\hat{L}_0^A (MPa)	\hat{L}^A (MPa)	$(\eta_L)_S$ (MPa.s)	$(\eta_U)_S$ (MPa.s)
1.00	15.00	0.10	26.50	1.10	0.70
$(\eta_L^A)_S$ (MPa.s)	$(\eta_U^A)_S$ (MPa.s)	T^M (K)	T^A (K)	σ_Y^M (GPa)	σ_Y^{Ai} (GPa)
1.20	0.60	223.0	278.0	0.5	1.5
σ_Y^{Af} (GPa)	K^A (GPa)	K^M (GPa)	H^A (GPa)	H^M (GPa)	η^l
1.0	1.4	0.4	4.0	1.1	-0.01
η^K	T^F (K)	\hat{M}_{13} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{31} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{32} (GPa $^{-1}$)	\hat{M}_{23} (GPa $^{-1}$)
-0.01	423.0	0.12	0.05	0.12	0.05
T^{trip} (K)	m^α	m^L	m^M	N	C_1
290.0	1×10^{-4}	0.02	0.12	1×10^{-4}	11.4×10^{-6}
C_2	C_3	C_4	C_5	C_6	ζ^A
11×10^{-12}	1.58	2×10^{-11}	2×10^{-11}	1.58	1.2
ζ^+	D_c^{crit}				
0.10	0.53				

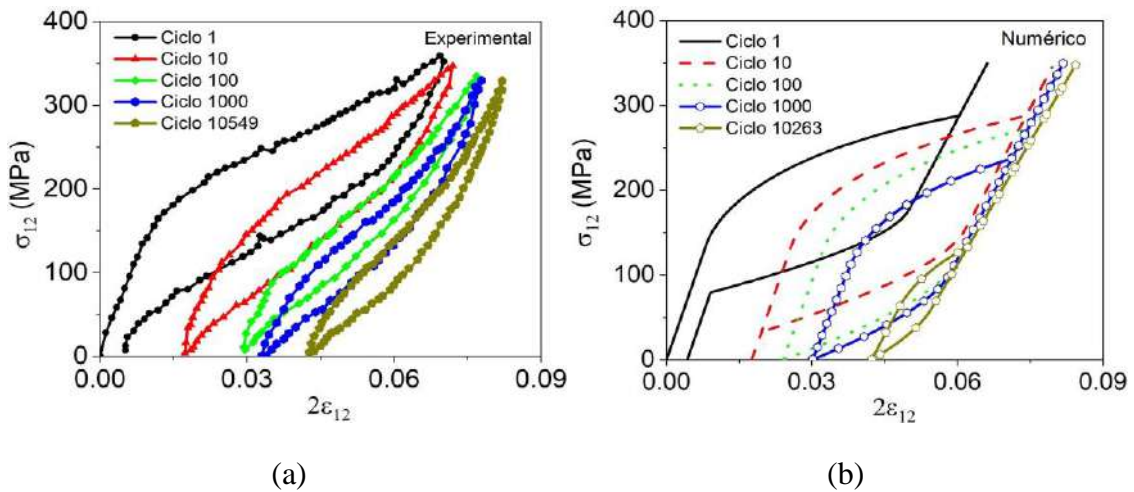


Figura 7.18: Comportamento pseudoelástico durante carregamentos de torção, ensaio proposto por PREDKI *et al.* [113]. (a) resultado experimental; (b) resultado numérico.

Em seguida, é mostrado na Figura 7.19 o comparativo obtido para alguns dos ciclos. De maneira geral, observa-se um comportamento semelhante àqueles apresentados para os ensaios de tração, com uma diminuição das propriedades funcionais do material.

A Figura 7.20 mostra a evolução das frações volumétricas considerando os ciclos 1, 100, 1000 e 10263. Verifica-se que a evolução do dano age no sentido de inibir a transformação de fase fazendo com que o material perca a capacidade de atuação ao longo dos ciclos. Isso pode ser destacado comparando-se o ciclo 1 com o ciclo 10263, indicando uma perda em torno de 80% da sua capacidade de atuação.

A Figura 7.21 (a) mostra a evolução da deformação TRIP para os 50 ciclos iniciais, onde pode ser observada uma estabilização em aproximadamente 20 ciclos, semelhante ao que foi verificado durante os ensaios de tração mostrados anteriormente. A Figura 7.21 (b) mostra a evolução do dano funcional e estrutural. Novamente, pode-se observar uma tendência de evolução semelhante ao observado anteriormente, onde o dano funcional atinge o valor de aproximadamente 50% e o dano estrutural alcança um valor em torno de 10%, antes do rompimento do material. Por fim, a Figura 7.21 (c) mostra a evolução do dano crítico, D_c , ao longo dos ciclos até atingir o valor crítico $D_c^{crit} = 0.53$, onde é prevista a falha.

De maneira geral, é possível verificar uma boa concordância entre os resultados numéricos e experimentais, demonstrando a capacidade do modelo em descrever a fadiga funcional e estrutural nas ligas com memória de forma, sob diferentes condições de carregamento, o que permite a sua utilização como uma importante ferramenta para a previsão do comportamento termomecânico das SMAs utilizadas em diversas aplicações.

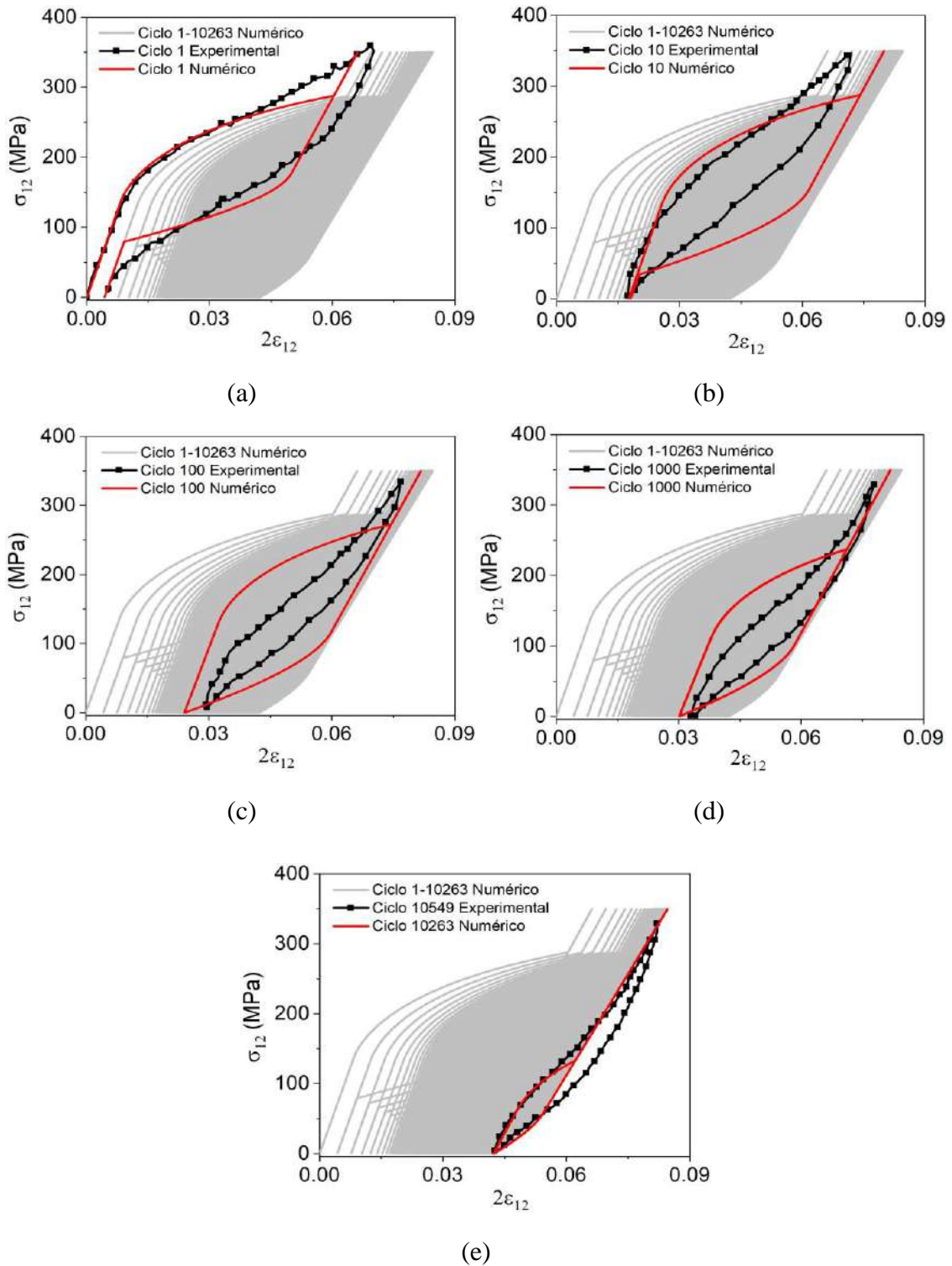


Figura 7.19: Comportamento pseudoelástico durante carregamentos de torção, ensaio proposto por PREDKI *et al.* [113]. Comparativo numérico-experimental (a) ciclo 1; (b) ciclo 10; (c) ciclo 100; (d) ciclo 1000; (e) ciclos 10549 (experimental) e 10263 (numérico).

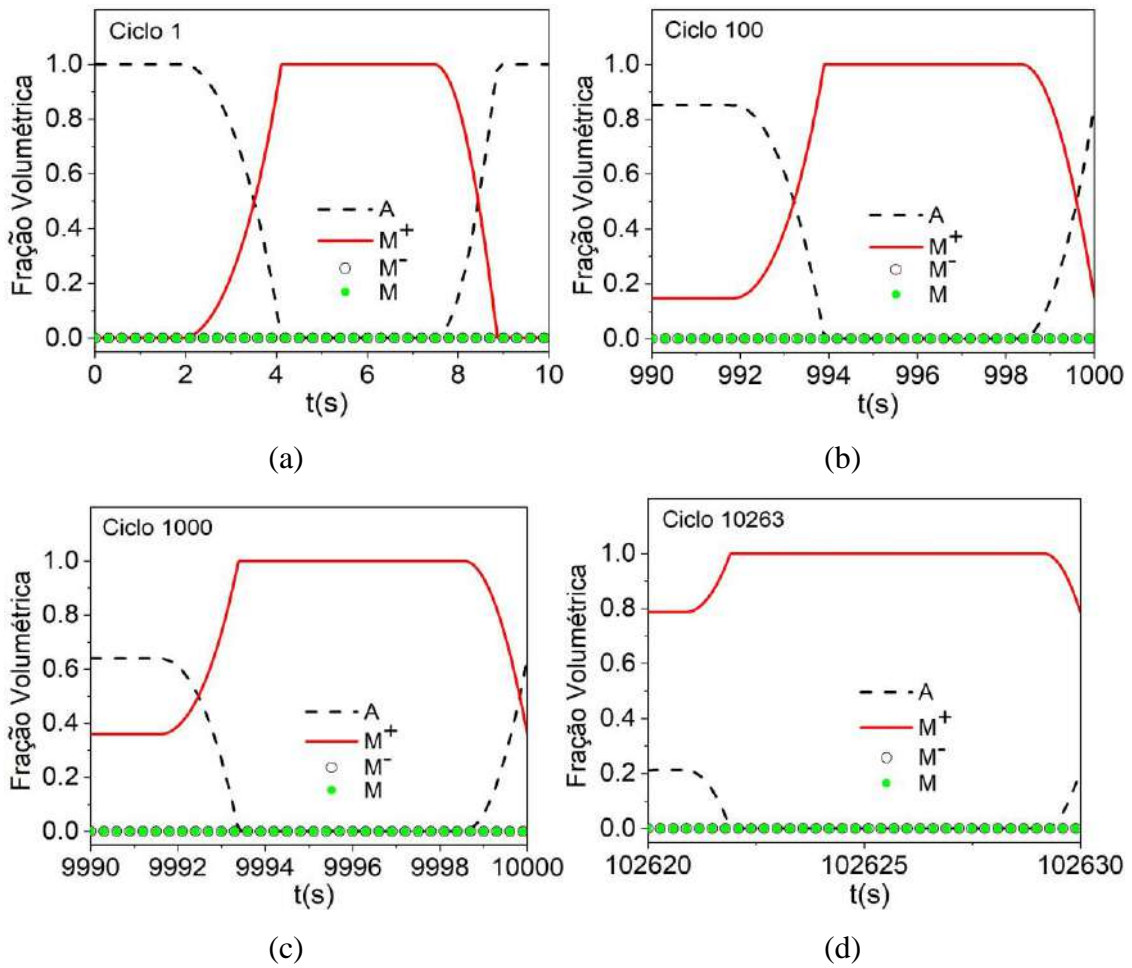


Figura 7.20: Evolução das frações volumétricas. (a) ciclo 1; (b) ciclo 100; (c) ciclo 1000; (d) ciclo 10263.

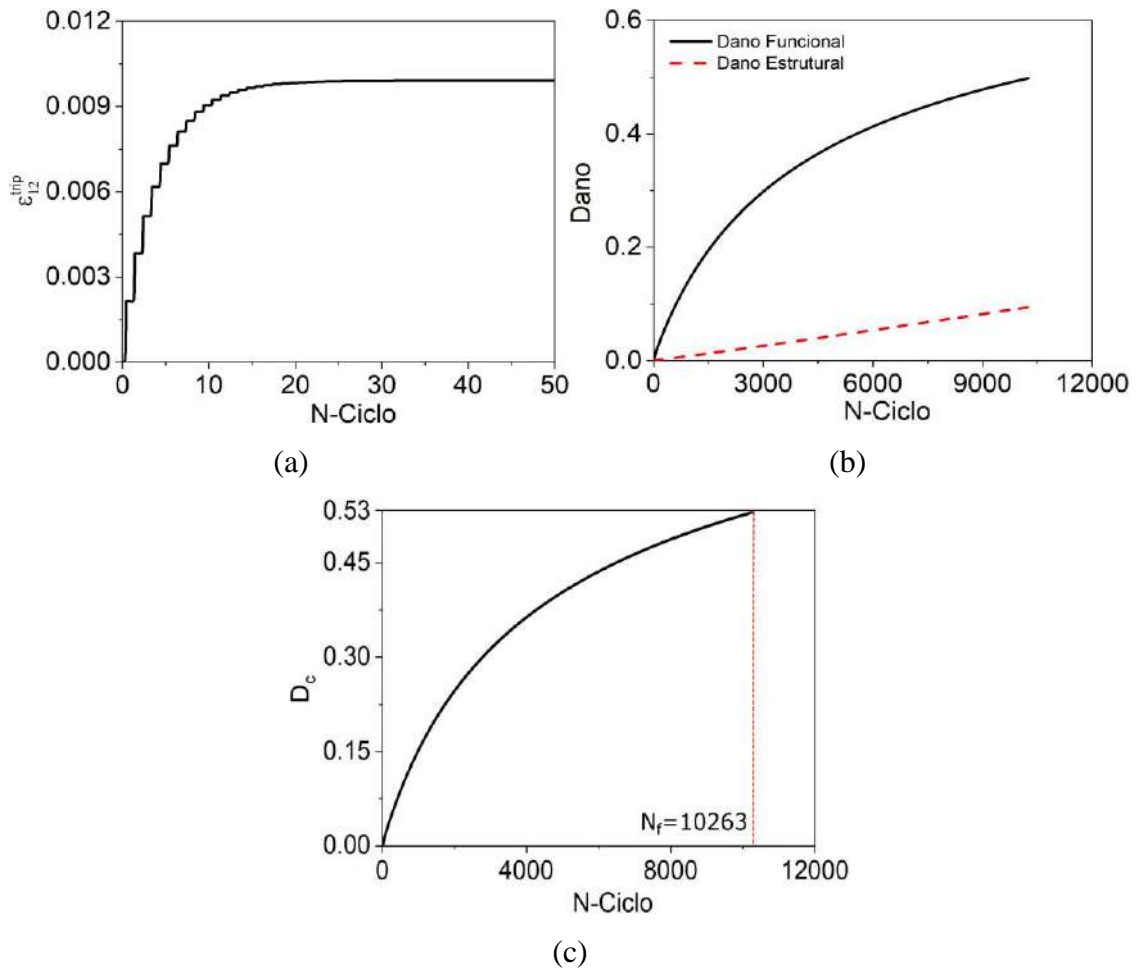


Figura 7.21: Curvas de evolução da deformação TRIP e do dano. (a) evolução da deformação TRIP; (b) evolução do dano funcional e do dano estrutural; (c) evolução do dano crítico, D_c .

7.3 Influência do Dano Estrutural sobre a Resposta do Sistema

Após a verificação do modelo proposto apresentado nas seções anteriores, é importante avaliar como o dano estrutural muda a resposta macroscópica das ligas com memória de forma quando comparado ao modelo considerando apenas o dano funcional. Desta forma, o modelo com dano funcional é comparado ao modelo completo, com dano funcional e estrutural. Essa comparação é realizada considerando-se dois carregamentos distintos utilizando como referência os resultados apresentados no Capítulo 6. Vale ressaltar que esse comparativo não leva em consideração o critério

de falha apresentado anteriormente, visto que o objetivo principal é analisar como o dano estrutural influencia na resposta apresentada pelo material.

7.3.1 Testes Uniaxiais

O teste uniaxial proposto por RAMOS *et al.* [50] é novamente analisado com o objetivo de identificar a influência do dano estrutural. Os parâmetros do dano funcional e estrutural utilizados nas simulações estão listados na Tabela 7.4, os demais parâmetros são os mesmos apresentados na Tabela 6.1. A Figura 7.22 mostra os resultados das simulações comparados com os dados experimentais obtidos por RAMOS *et al.* [50]. O comparativo é feito considerando-se quatro ciclos para representar a resposta ao longo de todo o carregamento aplicado. Os resultados são apresentados considerando apenas o dano funcional na modelagem (MDF) e o modelo completo, considerando o dano funcional e estrutural (MC). Esses resultados são mostrados em conjunto com os dados experimentais. Observa-se que a evolução do dano estrutural muda o comportamento termomecânico do material modificando as suas características funcionais, como por exemplo, o tamanho do laço de histerese. No entanto, as propriedades funcionais da liga SMA são afetadas principalmente pela evolução do dano funcional. Essa afirmação pode ainda ser validada através da Figura 7.23 que mostra a evolução das frações volumétricas das fases A e M^+ para o último ciclo considerando o modelo apenas com o dano funcional (MDF) e o modelo completo, considerando o dano funcional e estrutural (MC).

Tabela 7.4: Parâmetros relacionados ao dano funcional e estrutural.

C_1	C_2	C_3	C_4	C_5	C_6
2×10^{-6}	4×10^{-12}	1.58	9×10^{-12}	9×10^{-12}	1.58

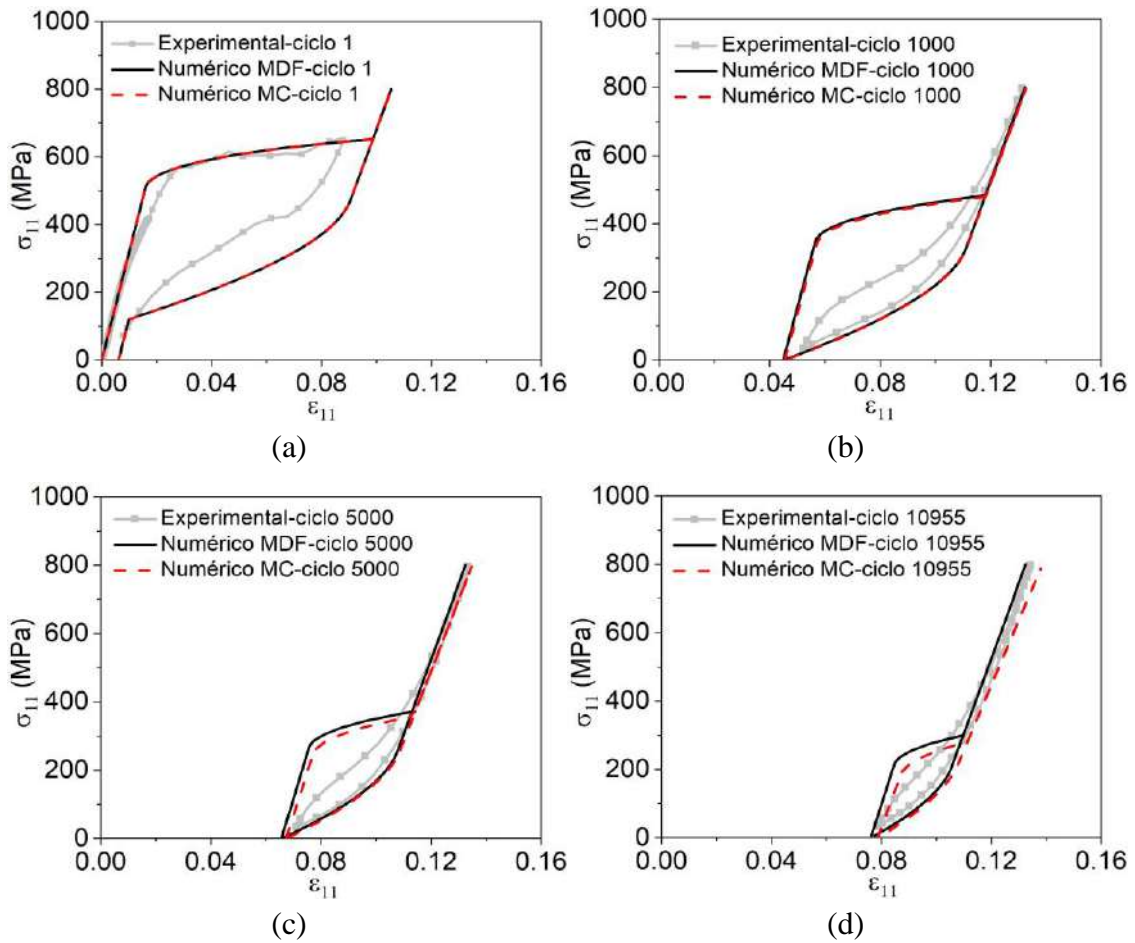


Figura 7.22: Comparativo entre resultados obtidos a partir do modelo com dano funcional (MDF) e do modelo completo (MC) considerando o dano funcional e estrutural. (a) ciclo 1; (b) ciclo 1000; (c) ciclo 5000; (d) ciclo 10955.

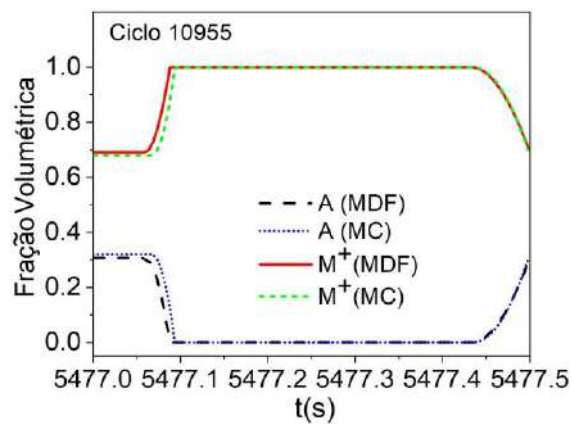


Figura 7.23: Comparativo da evolução das frações volumétricas das fases A e M^+ no ciclo 10955 obtido a partir do modelo com dano funcional (MDF) e do modelo considerando o dano funcional e estrutural (MC).

A Figura 7.24 mostra o comparativo para a evolução do dano funcional e estrutural considerando as duas abordagens. Pode-se observar que a evolução do dano estrutural causa uma ligeira redução na taxa de evolução do dano funcional, aproximadamente, a partir do ciclo 2000. No entanto, mesmo com um acúmulo de dano funcional ligeiramente menor, observa-se através da Figura 7.22 (d) que o material, no último ciclo de carregamento, possui uma maior redução das suas propriedades funcionais, como por exemplo, o laço de histerese. Dessa forma, conclui-se que o dano estrutural age juntamente com o dano funcional no sentido de promover a redução da funcionalidade do material, além de causar a nucleação e propagação de microfissuras que levam o material à falha após um determinado número de ciclos.

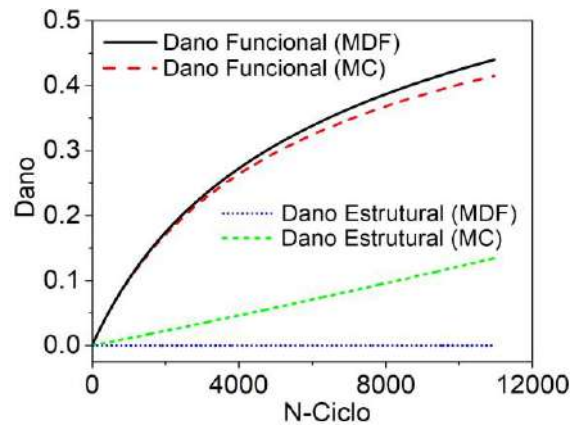


Figura 7.24: Curvas de evolução do dano. Comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e do modelo completo (MC).

7.3.2 Testes Multiaxiais

Neste momento, o ensaio multiaxial apresentado na Seção 6.2 é explorado para avaliar o efeito do dano estrutural na resposta. Esses testes representam uma extrapolação do teste experimental acoplado tração-torção proposto por SITTNER *et al.* [112]. A Tabela 7.5 fornece os parâmetros do dano funcional e do dano estrutural, utilizados durante as simulações, os demais parâmetros estão listados na Tabela 5.2.

Tabela 7.5: Parâmetros relacionados ao dano funcional e estrutural.

C_1	C_2	C_3	C_4	C_5	C_6
1×10^{-6}	2×10^{-12}	1.3	4×10^{-11}	4×10^{-11}	1.58

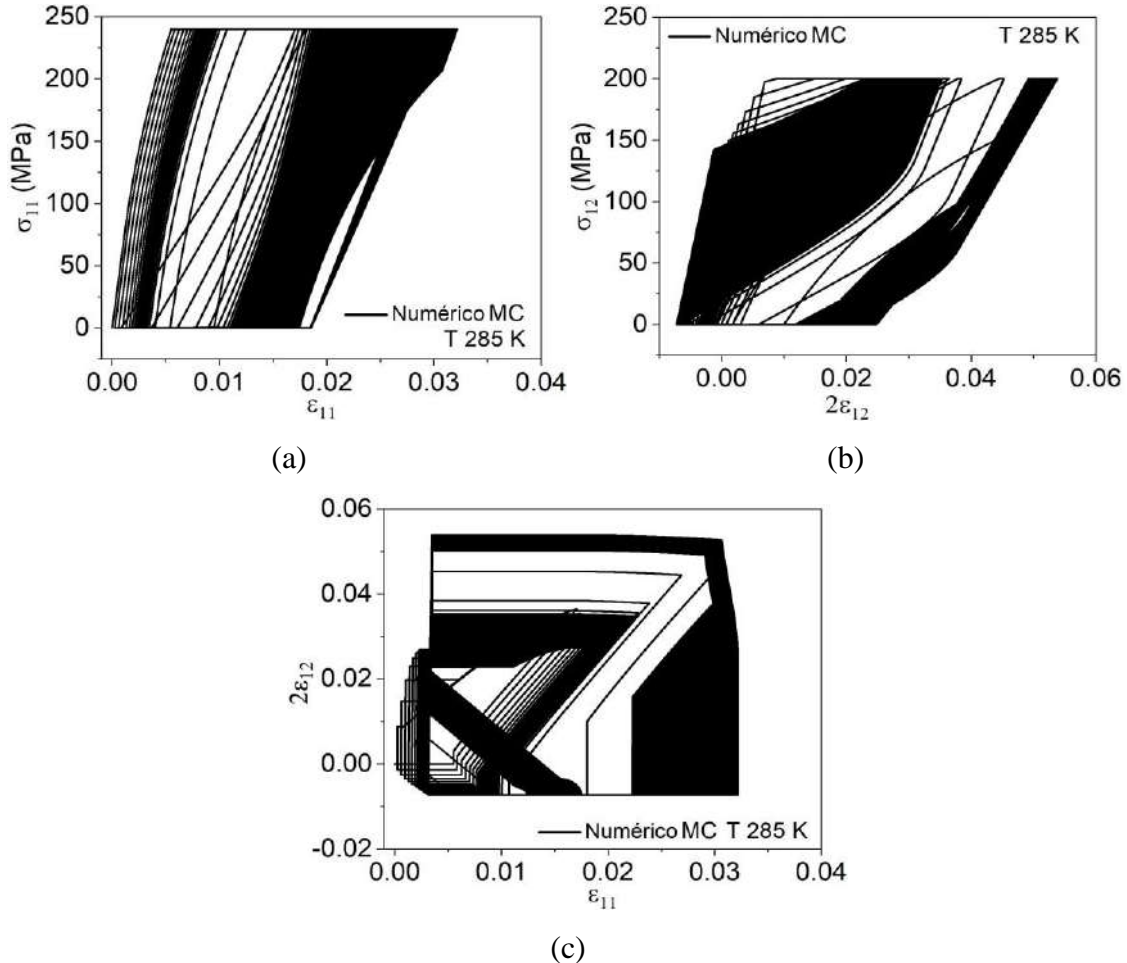


Figura 7.25: Teste acoplado tração-torção cíclico, simulação numérica modelo completo (MC). (a) $\sigma_{11} \times \epsilon_{11}$; (b) $\sigma_{12} \times 2\epsilon_{12}$; (c) $2\epsilon_{12} \times \epsilon_{11}$.

A Figura 7.25 mostra o resultado numérico obtido a partir do modelo completo considerando 8000 ciclos de carregamento. Observa-se uma mudança no comportamento do material em relação ao resultado apresentado na Seção 6.2. Por outro lado, de maneira semelhante ao observado anteriormente, existe uma região onde ocorre uma transição na resposta em decorrência da evolução do dano. Para quantificar as mudanças observadas, considere o comparativo entre o modelo considerando apenas o dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC), mostrados na Figura 7.26 ($\sigma_{11} \times \epsilon_{11}$), Figura 7.27 ($\sigma_{12} \times 2\epsilon_{12}$) e Figura 7.28 ($2\epsilon_{12} \times \epsilon_{11}$). A evolução do dano estrutural promove uma mudança no comportamento do material alterando as

propriedades funcionais da liga de modo que, a partir do ciclo 2000, essas mudanças se tornam evidentes. Outro aspecto observado é que, ao considerar o dano estrutural no modelo, a região onde ocorre a transição na resposta passa a existir entre os ciclos 3897-3899 sendo, portanto antecipada em 704 ciclos. Após a região de transição, ocorre uma redução progressiva nas áreas das curvas tensão-deformação axial e cisalhante, de forma semelhante ao que acontece quando apenas o dano funcional está presente.

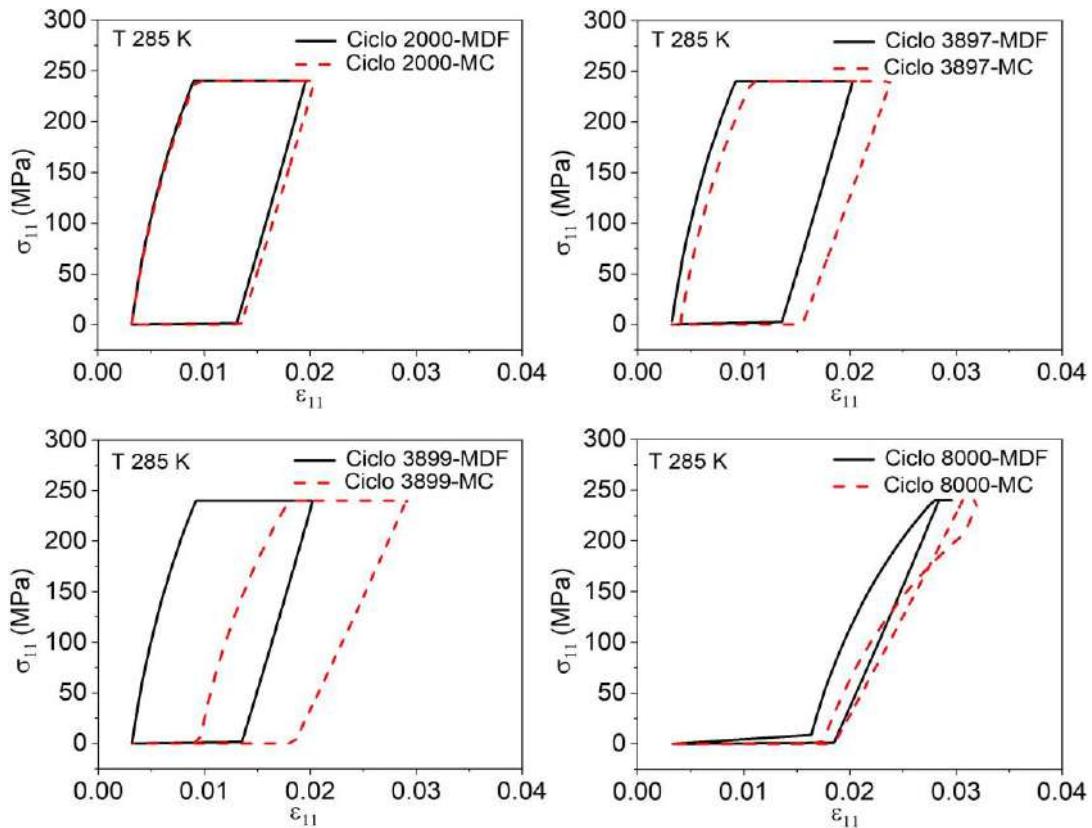


Figura 7.26: Comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC) para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação normal, $\sigma_{11} \times \epsilon_{11}$.

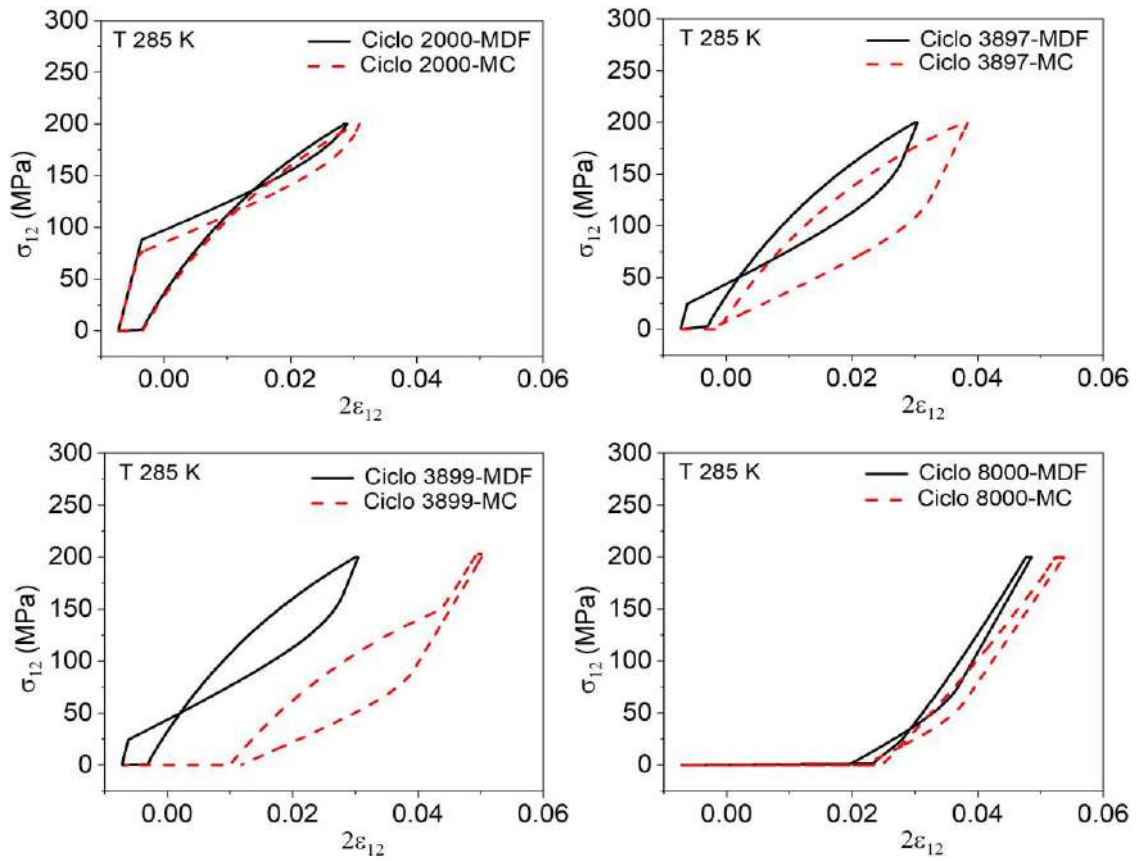


Figura 7.27: Comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC) para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas tensão-deformação cisalhante, $\sigma_{12} \times 2\epsilon_{12}$.

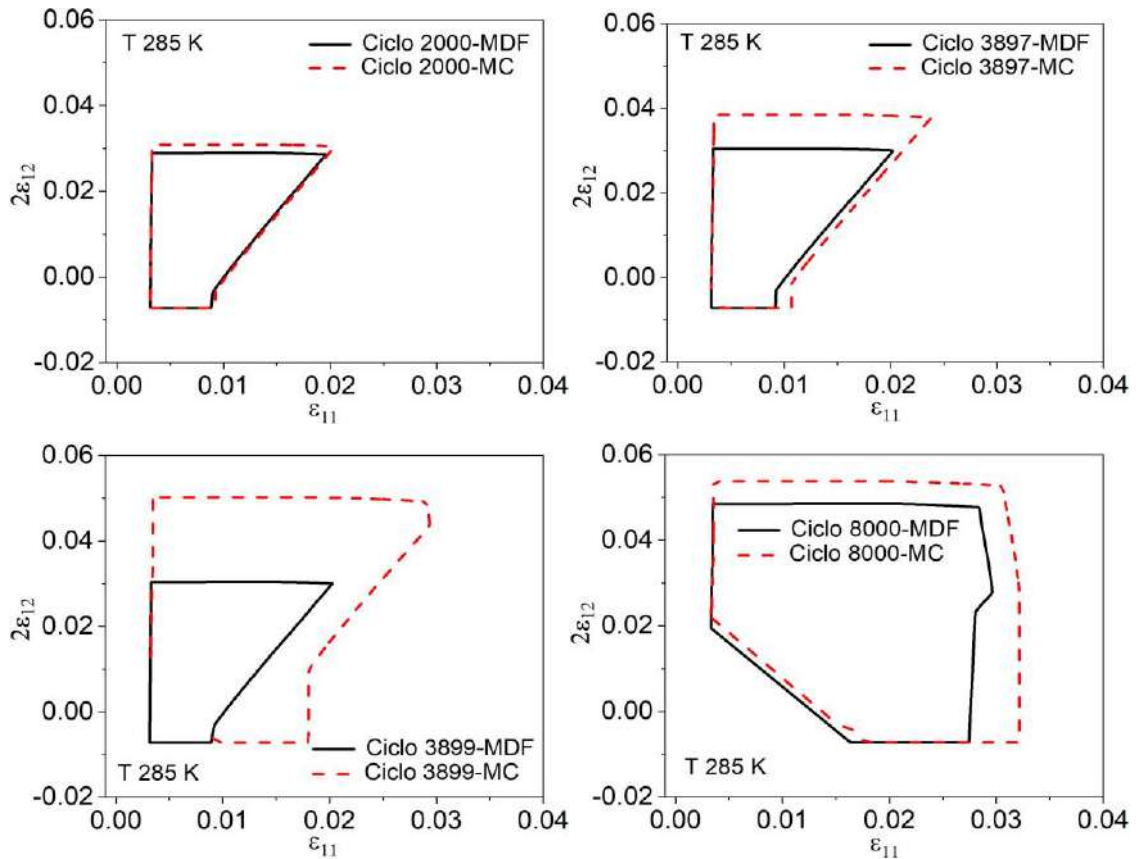


Figura 7.28: Comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC) para o teste acoplado tração-torção cíclico. Curvas deformação normal-cisalhante, $2\varepsilon_{12} \times \varepsilon_{11}$.

A Figura 7.29 mostra a evolução das frações volumétricas das fases A e M^+ para os ciclos mostrados anteriormente considerando o modelo apenas com o dano funcional (MDF) e o modelo completo considerando o dano funcional e estrutural (MC). Observa-se através do comparativo que a evolução do dano estrutural contribui para modificação das características de transformação de fase do material, fazendo com que ocorra um atraso no início da transformação inversa em DA promovendo assim, uma diminuição da capacidade de transformação direta em BC, fazendo com que a região de transição passe a ocorrer entre os ciclos 3897-3899. Por outro lado, pode-se verificar que após a região de transição a evolução do dano estrutural não altera de maneira significativa a resposta do material, quando comparado com o resultado onde apenas o dano funcional está presente.

A Figura 7.30 apresenta o comparativo para a evolução do dano funcional e estrutural. Novamente destaca-se a mudança na taxa de evolução do dano funcional

onde tem início a transição no comportamento do material. Observa-se que a taxa de evolução do dano funcional é influenciada diretamente pela evolução do dano estrutural, fazendo com que a região onde tem início a transição ocorra 704 ciclos antes do que era previsto ao considerar apenas o dano funcional na análise.

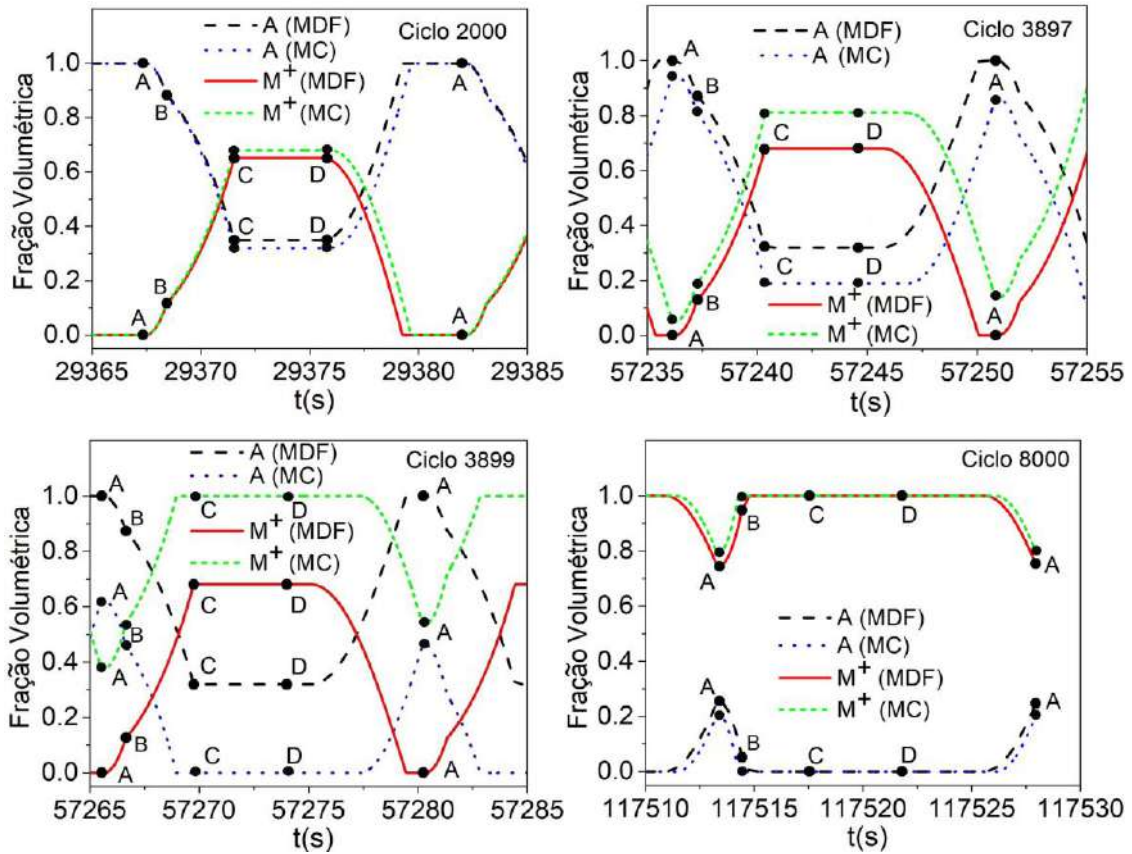


Figura 7.29: Evolução das frações volumétricas, comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC) para o teste acoplado tração-torção cíclico.

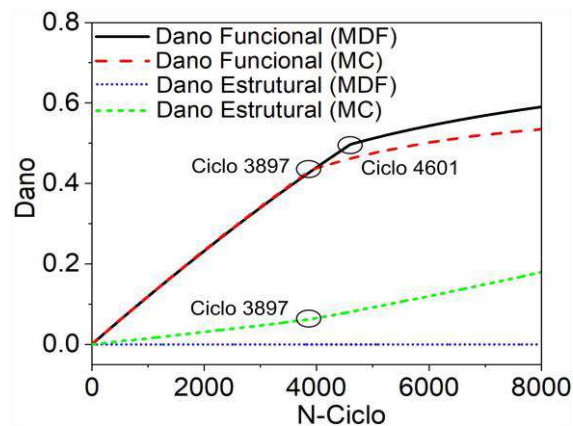


Figura 7.30: Curvas de evolução do dano. Comparativo entre o modelo com dano funcional (MDF) e o modelo completo (MC).

8 CONCLUSÕES

Esse trabalho apresenta um novo modelo constitutivo macroscópico tridimensional para a descrição da fadiga funcional e estrutural em ligas com memória de forma. O modelo proposto foi baseado no modelo desenvolvido por OLIVEIRA *et al.* [13,32] levando em consideração a descrição da plasticidade clássica e induzida por transformação de fase. Além disso, duas novas variáveis de estado foram propostas para descrever a evolução do dano funcional e estrutural durante carregamentos cíclicos e com isso, um novo conjunto de equações constitutivas foi obtido.

As ligas com memória de forma apresentam diversos comportamentos termomecânicos, relacionados à natureza do carregamento aplicado. Dessa forma, para melhor compreender a resposta desses materiais, sob o ponto de vista macroscópico, foram realizados ensaios experimentais utilizando um fio pseudoelástico NiTi. Inicialmente foi feita a caracterização do fio com o objetivo de estimar parâmetros clássicos relacionados à elasticidade e à plasticidade. Em seguida um procedimento de treinamento foi conduzido para demonstrar o processo de estabilização da deformação TRIP e verificar a influência da plasticidade clássica quando o material está sujeito a um carregamento acima da superfície de escoamento original. Para avaliar a fadiga funcional e estrutural foi realizado um conjunto de testes considerando diferentes condições de carregamento, com isso, foi possível verificar a influência da tensão máxima aplicada e da frequência de teste sobre as propriedades funcionais do material.

Os resultados numéricos obtidos através do modelo foram divididos em três etapas, a primeira delas foi realizada negligenciando-se o dano da análise com o objetivo de verificar a capacidade do modelo em descrever os comportamentos termomecânicos das ligas com memória de forma, em destaque para o TRIP, o efeito de saturação e a plasticidade clássica. Para isso, foram propostas comparações numérico-experimentais uniaxiais e multiaxiais. Considerando inicialmente os resultados uniaxiais, três comparativos numérico-experimentais foram discutidos, o primeiro deles foi proposto por TOBUSHI *et al.* [110] e consiste em um ensaio pseudoelástico em três diferentes temperaturas. O segundo teste realizado foi conduzido com o objetivo de avaliar o efeito de saturação observado durante carregamentos cíclicos. Para isso, o

resultado experimental proposto por LAGOUDAS *et al.* [111] foi explorado. Em seguida, a plasticidade clássica foi explorada juntamente com o efeito TRIP através do resultado experimental proposto por GARCIA [102]. Em todos os casos analisados observou-se uma boa concordância entre os resultados numéricos e experimentais atestando a capacidade do modelo em descrever o comportamento termomecânico das ligas com memória de forma.

Para promover o comparativo com o caso multiaxial, o resultado experimental proposto por SITTNER *et al.* [112] foi explorado. Inicialmente os parâmetros foram ajustados considerando testes de tração e torção desacoplados. Em seguida, um comparativo com o teste experimental acoplado foi realizado. Os resultados mostraram que o processo de transformação de fase ocorre devido a tensões normais e de cisalhamento, sendo que a maior parte das frações volumétricas é formada quando os dois carregamentos são aplicados simultaneamente. Um resultado semelhante foi observado durante o processo de descarregamento. De acordo com os resultados encontrados, pode-se concluir que o modelo apresentado consegue, de maneira qualitativa, representar o comportamento das ligas SMA submetidas a carregamentos multiaxiais.

Após a etapa de verificação do modelo, simulações numéricas foram implementadas para explorar o comportamento do material submetido a diferentes carregamentos cíclicos, levando em consideração o efeito TRIP e a plasticidade clássica. Inicialmente, uma sequência de carregamento idêntico ao explorado anteriormente foi conduzida aplicando-se 22 ciclos ao material. Observou-se uma mudança significativa no comportamento do material em relação à transformação inversa. No primeiro ciclo, a maior parcela dessa transformação ocorre durante o período onde a tensão axial está sendo descarregada, ao passo que para o último ciclo, ela ocorre na sua maioria durante o período onde apenas tensão cisalhante está presente.

Em seguida, um novo teste foi explorado mantendo-se os mesmos níveis de tensão, porém, invertendo-se a sequência de carregamento. Através dos resultados obtidos, observou-se uma inversão dos principais aspectos do comportamento da liga quando comparada com o teste anterior.

Por fim, a plasticidade clássica foi explorada junto com a deformação TRIP. Foi observado que a plasticidade alterou de forma significativa a resposta da liga SMA inibindo a transformação de fase.

Após a etapa inicial, o modelo proposto considerando o dano funcional foi analisado. Para promover a verificação do modelo foi utilizado o teste experimental uniaxial proposto por RAMOS *et al.* [50]. Um comparativo foi apresentado demonstrando uma boa concordância entre os resultados numéricos e experimentais para todos os ciclos considerados.

Após essa etapa, simulações numéricas foram realizadas considerando carregamentos uniaxiais e multiaxiais para verificar a capacidade do modelo em descrever a evolução do dano funcional nas ligas com memória de forma durante carregamentos cíclicos. Os testes uniaxiais foram divididos em duas partes: ensaios pseudoelásticos à temperatura constante e carregamentos térmicos à tensão constante. Na primeira parte foi mostrado um comparativo numérico com e sem dano funcional na modelagem, com isso, foi feita uma estimativa da perda de funcionalidade das propriedades características do laço de histerese. Os resultados encontrados mostraram que essas propriedades são diretamente influenciadas pelo dano funcional e podem sofrer variações na ordem de 75% quando o dano está presente, comprometendo assim a utilização desses materiais como atuadores.

Considerando os ensaios envolvendo carregamentos térmicos, simulações numéricas foram apresentadas tendo como referência o resultado proposto por BARRERA *et al.* [70]. Os resultados encontrados mostraram uma grande dependência do carregamento mecânico na resposta do material, ou seja, carregamentos mais elevados promovem uma rápida perda de atuação do material.

Outra forma utilizada para avaliar a influência do carregamento sobre a resposta do material foi através da análise da deformação experimentada pelo fio durante o carregamento cíclico. Para isso foram consideradas as deformações máximas e residuais obtidas e em seguida foram definidas as deformações médias e a amplitude de deformação. Novamente um comparativo com e sem o dano funcional foi proposto. Observou-se que quando submetido a carregamentos mais elevados o fio sofre uma rápida evolução do dano funcional já nos primeiros ciclos, que se traduz no aumento da deformação residual, deformação máxima e, por conseguinte a deformação média. Olhando para a amplitude de deformação, foi observada uma tendência de decaimento em função do carregamento aplicado.

Após os testes uniaxiais, uma extrapolação do teste acoplado tração-torção proposto por SITTNER *et al.* [112] foi apresentada. Uma simulação numérica composta

por 8000 ciclos foi conduzida de forma a avaliar a influência do dano funcional na resposta da liga SMA. Foi observada a existência de uma região de transição do comportamento do material onde ocorreu um aumento na deformação normal máxima seguido de uma mudança na forma das curvas tensão-deformação e deformação normal-deformação cisalhante. A transição observada é consequência da evolução do dano funcional que atinge um estágio de evolução que retarda a transformação inversa de tal forma que a transformação direta nos ciclos seguintes passa a ocorrer na sua maioria quando apenas o carregamento axial é aplicado.

A última etapa da apresentação dos resultados levou em consideração o modelo completo incluindo o dano estrutural na análise. Novos comparativos numérico-experimentais foram conduzidos utilizando inicialmente, os ensaios experimentais desenvolvidos no terceiro capítulo. Para esse objetivo, quatro resultados foram escolhidos. O primeiro resultado considerou um carregamento dentro da superfície de escoamento para avaliar a vida em fadiga de um fio NiTi no regime pseudoelástico. Em seguida, um resultado acima da superfície de escoamento original do material foi tratado para investigar o efeito da plasticidade clássica, somado ao TRIP e ao dano, sobre a vida em fadiga da liga SMA. Os dois últimos comparativos foram escolhidos para examinar o comportamento do material submetido a carregamentos cíclicos onde não ocorrem transformações de fase (região elástica da fase austenita e região elástica da fase martensita, respectivamente) onde as alterações observadas na resposta do material podem ser associadas essencialmente à evolução do dano estrutural. Além dos resultados mostrados anteriormente, o ensaio de torção proposto por PREDKI *et al.* [113] foi explorado para analisar a evolução do dano durante carregamentos cíclicos de torção.

Para estimar a vida em fadiga das SMAs, um critério de falha foi proposto a partir da definição de um dano crítico equivalente, D_c , que leva em consideração os efeitos causados pela evolução do dano estrutural e funcional. Dessa forma, foi estabelecido que a falha do material ocorre quando D_c atinge um valor crítico, D_c^{crit} , que pode ser estimado através de observações experimentais. Através dos resultados apresentados, é possível destacar que o modelo foi capaz de prever com boa aproximação o número de ciclos até a falha das SMAs sujeitas a diferentes condições de carregamento.

Após a verificação do modelo proposto, uma última análise foi desenvolvida para avaliar a influência do dano estrutural sobre a resposta do material. Para isso, comparativos entre o modelo completo e o modelo considerando apenas o dano funcional foram realizados. Através dos resultados obtidos, foi possível verificar que o dano estrutural age juntamente com o dano funcional promovendo a redução nas propriedades funcionais da liga NiTi, além de promover a nucleação e propagação de microfissuras que levam o material à falha.

A análise apresentada ao longo desse trabalho representa uma contribuição para um melhor entendimento da fadiga em ligas com memória de forma. Por outro lado, análises futuras ainda precisam ser desenvolvidas para um entendimento completo dos efeitos causados nesses materiais pela fadiga funcional e estrutural. Considerando uma abordagem experimental, ainda existem grandes lacunas a serem preenchidas, como por exemplo, a realização de ensaios de fadiga envolvendo carregamentos térmicos à tensão constante (considerando o regime pseudoelástico e o efeito memória de forma) e testes multiaxiais sob diferentes condições de carregamento, que servirão como referência para o desenvolvimento de futuros modelos matemáticos.

Considerando uma análise numérica, apesar de todas as contribuições já existentes, diversas abordagens ainda podem ser realizadas como por exemplo, a implementação em elementos finitos de modelos capazes de verificar a perda de funcionalidade e falha de dispositivos SMA como molas, stents, dentre outros.

De maneira geral, o modelo constitutivo proposto consegue representar com boa aproximação o comportamento termomecânico das SMAs, incluindo a fadiga funcional e estrutural. Além disso, o modelo possui como principal vantagem em relação aos modelos anteriores existentes na literatura a flexibilidade em descrever diferentes comportamentos físicos através do mesmo conjunto de parâmetros, podendo, portanto ser utilizado na predição do comportamento das SMAs em suas diferentes aplicações.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] KUMAR, P. K.; LAGOUDAS, D. C., "Introduction to shape memory alloys", In: LAGOUDAS, D. C. **Shape Memory Alloys Modeling and Engineering Applications**. Texas: Springer Science Business Media, LLC, 2008. Cap. 1, p. 1–43.
- [2] OLIVEIRA, S. A.; SAVI, M. A., "Os materiais inteligentes e suas aplicações", **Revista Marítima Brasileira**, 133 (in portuguese), n. 10–12, pp. 39–56, 2013.
- [3] SCHWARTZ, M., **Encyclopedia of smart materials Volume 1 and Volume 2**. New York, John Wiley and Sons, 2002.
- [4] LEO, D. J., **Engineering Analysis of Smart Material Systems**. New Jersey, John Wiley and Sons, 2007.
- [5] ENGDAHL, G., **Handbook of Giant Magnetostrictive Materials**. San Diego, Academic Press Inc, 2000.
- [6] DE SOUZA, V. F.; SAVI, M. A.; SILVA MONTEIRO, L. L. S., *et al.*, "Phenomenological modeling of the thermo-magneto-mechanical behavior of magnetic shape memory alloys", **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, 29, n. 19, pp. 3696–3709, 2018.
- [7] CISSE, C.; ZAKI, W.; ZINEB, T. B., "A review of modeling techniques for advanced effects in shape memory alloy behavior", **Smart Materials and Structures**, 25, pp. 1–36, 2016.
- [8] SAVI, M. A.; SÁ, M. A. N.; PAIVA, A., *et al.*, "Tensile-compressive asymmetry influence on shape memory alloy system dynamics", **Chaos, Solitons & Fractals**, 36, n. 4, pp. 828–842, 2008.
- [9] SAVI, M. A.; PAIVA, A., "Describing internal subloops due to incomplete phase transformations in shape memory alloys", **Archive of Applied Mechanics**, 74, n. 9, pp. 637–647, 2005.
- [10] SHAW, J. A.; KYRIAKIDES, S., "Thermomechanical aspects of Ni-Ti", **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, 43, n. 8, pp. 1243–1281, 1995.
- [11] LEXCELLENT, C.; LECLERCQ, S.; GABRY, B., *et al.*, "The two way shape memory effect of shape memory alloys: an experimental study and a phenomenological model", **International Journal of Plasticity**, 16, n. 10–11, pp. 1155–1168, 2000.
- [12] PATOOR, E.; LAGOUDAS, D. C.; ENTCHEV, P. B., *et al.*, "Shape memory alloys, Part I: general properties and modeling of single crystals", **Mechanics of**

Materials, 38, n. 5–6, pp. 391–429, 2006.

- [13] OLIVEIRA, S. A.; DORNELAS, V. M.; SAVI, M. A., *et al.*, "A phenomenological description of shape memory alloy transformation induced plasticity", **Meccanica**, 53, pp. 2503–2523, 2018.
- [14] MACHADO, L. G.; SAVI, M. A., "Medical applications of shape memory alloys", **Brazilian Journal of Medical and Biological Research**, 36, n. 6, pp. 683–691, 2003.
- [15] MACHADO, L. G.; SAVI, M. A., "Odontological applications of shape memory alloys", **Revista Brasileira de Odontologia**, 5 (in portuguese), pp. 302–306, 2002.
- [16] HARTL, D. J.; LAGOUDAS, D. C., "Aerospace applications of shape memory alloys", **Proc Inst Mech Eng, Part G: J. Aerospace Engineering**, 221, n. 4, pp. 535–552, 2007.
- [17] JANI, J. M.; LEARY, M.; SUBIC, A., *et al.*, "A review of shape memory alloy research, applications and opportunities", **Materials and Design**, 56, pp. 1078–1113, 2014.
- [18] FALK, F., "Model free-energy, mechanics and thermodynamics of shape memory alloys", **ACTA Metallurgica**, 28, n. 12, pp. 1773–1780, 1980.
- [19] FALK, F., "One-dimensional model of shape memory alloys", **Archives of Mechanics**, 35, n. 1, pp. 63–84, 1983.
- [20] TANAKA, K., "A thermomechanical sketch of shape memory effect: one-dimensional tensile behavior", **Res. Mechanica: International Journal of Structural Mechanics and Materials Science**, 18, pp. 251–263, 1986.
- [21] BRINSON, L. C., "One-dimensional constitutive behavior of shape memory alloys: thermomechanical derivation with non-constant material functions and redefined martensite internal variable", **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, 4, n. 2, pp. 229–242, 1993.
- [22] AURICCHIO, F.; SACCO, E., "A one-dimensional model for superelastic shape-memory alloys with different elastic properties between austenite and martensite", **International Journal of Non-Linear Mechanics**, 32, n. 6, pp. 1101–1114, 1997.
- [23] SAVI, M. A.; PAIVA, A.; BAÊTA-NEVES, A. P., *et al.*, "Phenomenological modeling and numerical simulation of shape memory alloys: a thermo-plastic-phase transformation coupled model", **Journal of Intelligent Material Systems and Structures**, 13, n. 5, pp. 261–273, 2002.
- [24] PAIVA, A.; SAVI, M. A.; BRAGA, M. B., *et al.*, "A constitutive model for shape memory alloys considering tensile-compressive asymmetry and plasticity", **International Journal of Solids and Structures**, 42, n. 11–12, pp. 3439–3457,

2005.

- [25] FREMOND, M.; MIYAZAKI, S., **Shape Memory Alloy: A Thermomechanical Macroscopic Theory**. New York, Springer-Verlag Wien, 1996.
- [26] SOUZA, A. C.; MAMIYA, E. N.; ZOUAIN, N., "Three-dimensional model for solids undergoing stress-induced phase transformations", **European Journal of Mechanics A/Solids**, 17, n. 5, pp. 789–806, 1998.
- [27] BROCCA, M.; BRINSON, L. C.; BAŽANT, Z. P., "Three-dimensional constitutive model for shape memory alloys based on microplane model", **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, 50, n. 5, pp. 1051–1077, 2002.
- [28] PANICO, M.; BRINSON, L. C., "A three-dimensional phenomenological model for martensite reorientation in shape memory alloys", **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, 55, n. 11, pp. 2491–2511, 2007.
- [29] POPOV, P.; LAGOUDAS, D. C., "A 3-D constitutive model for shape memory alloys incorporating pseudoelasticity and detwinning of self-accommodated martensite", **International Journal of Plasticity**, 23, n. 10–11, pp. 1679–1720, 2007.
- [30] ARGHAVANI, J.; AURICCHIO, F.; NAGHDABADI, R., *et al.*, "A 3-D phenomenological constitutive model for shape memory alloys under multiaxial loadings", **International Journal of Plasticity**, 26, n. 7, pp. 976–991, 2010.
- [31] OLIVEIRA, S. A.; SAVI, M. A.; KALAMKAROV, A. L., "A three-dimensional constitutive model for shape memory alloys", **Archive of Applied Mechanics**, 80, pp. 1163–1175, 2010.
- [32] OLIVEIRA, S. A.; SAVI, M. A.; ZOUAIN, N., "A three-dimensional description of shape memory alloy thermomechanical behavior including plasticity", **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, 38, pp. 1451–1472, 2016.
- [33] AURICCHIO, F.; PETRINI, L., "A three-dimensional model describing stress-temperature induced solid phase transformations: thermomechanical coupling and hybrid composite applications", **Int. J. Numer. Meth. Engng.**, 61, n. 5, pp. 716–737, 2004.
- [34] AURICCHIO, F.; REALI, A.; STEFANELLI, U., "A three-dimensional model describing stress-induced solid phase transformation with permanent inelasticity", **International Journal of Plasticity**, 23, n. 2, pp. 207–226, 2007.
- [35] PAIVA, A.; SAVI, M. A., "An overview of constitutive models for shape memory alloys", **Mathematical Problems in Engineering**, 2006, pp. 1–30, 2006.
- [36] MACHADO, L. G.; LAGOUDAS, D. C., "Thermomechanical constitutive modeling of SMAs", In: LAGOUDAS, D. C. **Shape Memory Alloys Modeling and Engineering Applications**. Texas: Springer Science Business Media, LLC,

2008. Cap. 3, p. 121–187.

- [37] KHANDELWAL, A.; BURAVALLA, V., "Models for shape memory alloy behavior: an overview of modeling approaches", **Int J Struct Changes Solids**, 1, n. 1, pp. 111–148, 2009.
- [38] CISSE, C.; ZAKI, W.; ZINEB, T. B., "A review of constitutive models and modeling techniques for shape memory alloys", **International Journal of Plasticity**, 76, pp. 244–284, 2016.
- [39] EGGELER, G.; HORNBOGEN, E.; YAWNY, A., *et al.*, "Structural and functional fatigue of NiTi shape memory alloys", **Materials Science and Engineering**, 378, n. 1–2, pp. 24–33, 2004.
- [40] MAHTABI, M. J.; SHAMSAEI, N.; ELAHINIA, M. H., "Functional fatigue of shape memory alloys", In: ELAHINIA, M. H. **Shape Memory Alloy Actuators: Design, Fabrication, and Experimental Evaluation**. 1^a ed. New York: John Wiley & Sons, Ltd, 2016. Cap. 5, p. 155–190.
- [41] TOBUSHI, H.; HACHISUKA, T.; HASHIMOTO, T., *et al.*, "Cyclic deformation and fatigue of a TiNi shape-memory alloy wire subjected to rotating bending", **ASME. J. Eng. Mater. Technol.**, 120, n. 1, pp. 64–70, 1998.
- [42] FIGUEIREDO, A. M.; MODENESI, P.; BUONO, V., "Low-cycle fatigue life of superelastic NiTi wires", **International Journal of Fatigue**, 31, n. 4, pp. 751–758, 2009.
- [43] MAHTABI, M. J.; SHAMSAEI, N.; RUTHERFORD, B., "Mean strain effects on the fatigue behavior of superelastic nitinol alloys: an experimental investigation", **Procedia Engineering**, 133, pp. 646–654, 2015.
- [44] KANG, G.; KAN, Q.; YU, C., *et al.*, "Whole-life transformation ratchetting and fatigue of super-elastic NiTi alloy under uniaxial stress-controlled cyclic loading", **Materials Science and Engineering A**, 535, n. 15, pp. 228–234, 2012.
- [45] SONG, D.; KANG, G.; KAN, Q., *et al.*, "Non-proportional multiaxial whole-life transformation ratchetting and fatigue failure of super-elastic NiTi shape memory alloy micro-tubes", **International Journal of Fatigue**, 80, pp. 372–380, 2015.
- [46] LAGOUDAS, D. C.; MILLER, D. A.; RONG, L., *et al.*, "Thermomechanical fatigue of shape memory alloys", **Smart Materials and Structures**, 18, n. 8, pp. 1–12, 2009.
- [47] BERTACCHINI, O. W.; LAGOUDAS, D. C.; PATOOR, E., "Thermomechanical transformation fatigue of TiNiCu SMA actuators under a corrosive environment – Part I: experimental results", **International Journal of Fatigue**, 31, n. 10, pp. 1571–1578, 2009.
- [48] AZEVEDO, A. J. M.; PAIXÃO, R. B.; RENTES, R. B., *et al.*, "Device for fatigue analysis of shape memory alloy wires". In: **23rd ABCM International Congress**

of Mechanical Engineering - COBEM 2015, Rio de Janeiro, ABCM, 2015.

- [49] AZEVEDO, A. J. M. **Device for fatigue analysis of shape memory alloy wires submitted to thermomechanical cycles**. M.Sc. Dissertation, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET-RJ- Department of Mechanical Engineering (in Portuguese). Rio de Janeiro, pp. 1–57, 2016.
- [50] RAMOS, A. D. O.; DE ARAÚJO, C. J.; DE OLIVEIRA, H. M. R., *et al.*, "An experimental investigation of the superelastic fatigue of NiTi SMA wires", **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, 40, n. 4, pp. 1–14, 2018.
- [51] ZHENG, L.; HE, Y.; MOUMNI, Z., "Investigation on fatigue behaviors of NiTi polycrystalline strips under stress-controlled tension via in-situ macro-band observation", **International Journal of Plasticity**, 90, pp. 116–145, 2017.
- [52] TYC, O.; PILCH, J.; SITTNER, P., "Fatigue of superelastic NiTi wires with different plateau strain", **Procedia Structural Integrity**, 2, pp. 1489–1496, 2016.
- [53] PELTON, A. R., "Nitinol fatigue: a review of microstructures and mechanisms", **Journal of Materials Engineering and Performance**, 20, n. 4–5, pp. 613–617, 2011.
- [54] KANG, G.; SONG, D., "Review on structural fatigue of NiTi shape memory alloys: pure mechanical and thermo-mechanical ones", **Theoretical and Applied Mechanics Letters**, 5, n. 6, pp. 245–254, 2015.
- [55] MAHTABI, M. J.; SHAMSAEI, N.; MITCHELL, M. R., "Fatigue of nitinol: the state-of-the-art and ongoing challenges", **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, 50, pp. 228–254, 2015.
- [56] TOBUSHI, H.; NAKAHARA, T.; SHIMENO, Y., *et al.*, "Low-cycle fatigue of TiNi shape memory alloy and formulation of fatigue life", **ASME. J. Eng. Mater. Technol.**, 122, n. 2, pp. 186–191, 1999.
- [57] RUNCIMAN, A.; XU, D.; PELTON, A. R., *et al.*, "An equivalent strain/Coffin–Manson approach to multiaxial fatigue and life prediction in superelastic Nitinol medical devices", **Biomaterials**, 32, n. 22, pp. 4987–4993, 2011.
- [58] MALETTA, C.; SGAMBITTERRA, E.; FURGIUELE, F., *et al.*, "Fatigue of pseudoelastic NiTi within the stress-induced transformation regime: a modified Coffin–Manson approach", **Smart Materials and Structures**, 21, n. 11, pp. 112001, 2012.
- [59] KOLLEROV, M.; LUKINA, E.; GUSEV, D., *et al.*, "Impact of material structure on the fatigue behaviour of NiTi leading to a modified Coffin–Manson equation", **Materials Science and Engineering: A**, 585, pp. 356–362, 2013.
- [60] MOUMNI, Z.; HERPEN, A. V.; RIBERTY, P., "Fatigue analysis of shape memory alloys: energy approach", **Smart Materials and Structures**, 14, n. 5, pp.

S287–S292, 2005.

- [61] KAN, Q.; KANG, G.; YAN, W., *et al.*, "An energy-based fatigue failure model for super-elastic NiTi alloys under pure mechanical cyclic loading", **Proc. SPIE 8409, Third International Conference on Smart Materials and Nanotechnology in Engineering**, 8409, pp. 84090F, 2012.
- [62] ZHANG, Y.; ZHU, J.; MOUMNI, Z., *et al.*, "Energy-based fatigue model for shape memory alloys including thermomechanical coupling", **Smart Materials and Structures**, 25, n. 3, pp. 035042, 2016.
- [63] ZHANG, Y.; YOU, Y.; MOUMNI, Z., *et al.*, "Experimental and theoretical investigation of the frequency effect on low cycle fatigue of shape memory alloys", **International Journal of Plasticity**, 90, pp. 1–30, 2017.
- [64] ZHANG, Y.; YOU, Y.; MOUMNI, Z., *et al.*, "Stored-energy-based fatigue criterion for shape memory alloys", **Smart Materials and Structures**, 28, n. 6, pp. 065027, 2019.
- [65] SONG, D.; KANG, G.; KANG, G., *et al.*, "Damage-based life prediction model for uniaxial low-cycle stress fatigue of super-elastic NiTi shape memory alloy microtubes", **Smart Materials and Structures**, 24, n. 8, pp. 085007, 2015.
- [66] SONG, D.; KANG, G.; YU, C., *et al.*, "Non-proportional multiaxial fatigue of super-elastic NiTi shape memory alloy micro-tubes: damage evolution law and life-prediction model", **International Journal of Mechanical Sciences**, 131–132, pp. 325–333, 2017.
- [67] AURICCHIO, F.; CONSTANTINESCU, A.; MENNA, C., *et al.*, "A shakedown analysis of high cycle fatigue of shape memory alloys", **International Journal of Fatigue**, 87, pp. 112–123, 2016.
- [68] GU, X.; MOUMNI, Z.; ZAKI, W., *et al.*, "Shakedown based model for high-cycle fatigue of shape memory alloys", **Smart Materials and Structures**, 25, n. 11, pp. 115012, 2016.
- [69] HARTL, D. J.; CHEMISKY, Y.; MERAGHNI, F., "Three-dimensional constitutive model considering transformation-induced damage and resulting fatigue failure in shape memory alloys", **Proc.SPIE**, 9058, pp. 9058–905805, 2014.
- [70] BARRERA, N.; BISCARI, P.; URBANO, M. F., "Macroscopic modeling of functional fatigue in shape memory alloys", **European Journal of Mechanics A/Solids**, 45, pp. 101–109, 2014.
- [71] ZHANG, X.; HUANG, D.; YAN, X., *et al.*, "Modeling functional fatigue of SMA using a more accurate subdivision of martensite volume fractions", **Mechanics of Materials**, 96, pp. 12–29, 2016.

- [72] BARTEL, T.; OSMAN, M.; MENZEL, A., "A phenomenological model for the simulation of functional fatigue in shape memory alloy wires", **Meccanica**, 52, n. 4, pp. 973–988, 2017.
- [73] CHEMISKY, Y.; HARTL, D. J.; MERAGHNI, F., "Three-dimensional constitutive model for structural and functional fatigue of shape memory alloy actuators", **International Journal of Fatigue**, 112, pp. 263–278, 2018.
- [74] PHILLIPS, F. R.; WHEELER, R. W.; GELTMACHER, A. B., *et al.*, "Evolution of internal damage during actuation fatigue in shape memory alloys", **International Journal of Fatigue**, 124, pp. 315–327, 2019.
- [75] DORNELAS, V. M.; OLIVEIRA, S. A.; SAVI, M. A., "A Macroscopic description of shape memory alloy functional fatigue", **International Journal of Mechanical Sciences**, 170, pp. 105345, 2020.
- [76] ÖLANDER, A., "An electrochemical investigation of solid cadmium-gold alloys", **Journal of the American Chemical Society**, 54, n. 10, pp. 3819–3833, 1932.
- [77] KURDYUMOV, G. V.; KHANDROS, L. V., "On the 'thermoelastic' equilibrium and martensite transformations", **Dokl. Akad. Nauk SSSR**, 66, n. 2, pp. 211–214, 1949.
- [78] CHANG, L. C.; READ, T. A., "Plastic deformation and diffusionless phase changes in metals – the gold-cadmium beta phase", **Transactions AIME**, 189, pp. 47–52, 1951.
- [79] BUEHLER, W. J.; GILFRICH, J. V.; WILEY, R. C., "Effect of low-temperature phase changes on the mechanical properties of alloys near composition TiNi", **Journal of Applied Physics**, 34, pp. 1475–1477, 1963.
- [80] TSUCHIYA, K., "Mechanisms and properties of shape memory effect and superelasticity in alloys and other materials: a practical guide", In: YAMAUCHI, K.; OHKATA, I.; TSUCHIYA, K., *et al.* **Shape memory and superelastic alloys Technologies and applications**. Nagoya: Woodhead Publishing Limited, 2011. p. 3–14.
- [81] CZECHOWICZ, A.; LANGBEIN, S., "Introduction to shape memory alloy technology", In: CZECHOWICZ, A.; LANGBEIN, S. **Shape Memory Alloy Valves Basics, Potentials, Design**. Cham: Springer, 2015. Cap. 3, p. 23–40.
- [82] FISCHER, F. D.; OBERAIGNER, E. R.; TANAKA, K., *et al.*, "Transformation induced plasticity revised an update formulation", **International Journal of Solids and Structures**, 35, n. 18, pp. 2209–2227, 1998.
- [83] FISCHER, F. D.; REISNER, G.; WERNER, E., *et al.*, "A new view on transformation induced plasticity", **International Journal of Plasticity**, 16, n. 7–8, pp. 723–748, 2000.

- [84] TANAKA, K.; SATO, Y., "A mechanical view of transformation-induced plasticity", **Ingenieur Archiv**, 55, pp. 147–155, 1985.
- [85] GREENWOOD, G. W.; JOHNSON, R. H., "The deformation of metals under small stresses during phase transformations", **Proceedings of the Royal Society**, 283, n. 1394, pp. 403–422, 1965.
- [86] MAGGE, C. L. **Transformation Kinetics, Microplasticity and Aging of Martensite in Fe-31 Ni**. Ph.D. Thesis, Carnegie Institute of Technology. Pittsburg, PA, USA, pp. 1–309, 1966.
- [87] AURICCHIO, F.; MARFIA, S.; SACCO, E., "Modeling of SMA materials: training and two way memory effects", **Computers and Structures**, 81, n. 24–25, pp. 2301–2317, 2003.
- [88] FIGUEIREDO, A. M. **Low cycle mechanical fatigue characterization of NiTi**. Ph.D. Thesis, Federal University of Minas Gerais (in Portuguese). Brazil, pp. 1–235, 2006.
- [89] DUERIG, T.; PELTON, A.; STÖCKEL, D., "An overview of nitinol medical applications", **Materials Science and Engineering**, 273-275, pp. 149–160, 1999.
- [90] PETRINI, L.; MIGLIAVACCA, F., "Biomedical applications of shape memory alloys", **Journal of Metallurgy**, 2011, pp. 1–15, 2011.
- [91] AURICCHIO, F.; BOATTI, E.; CONTI, M., "SMA biomedical applications", In: LECCE, L.; CONCILIO, A. **Shape memory Alloy Engineering for Aerospace, Structural and Biomedical Applications**. Amsterdam: Elsevier, 2015. Cap. 11, p. 307–341.
- [92] AURICCHIO, F.; BOATTI, E.; CONTI, M., "SMA cardiovascular applications and computer-based design", In: LECCE, L.; CONCILIO, A. **Shape memory Alloy Engineering for Aerospace, Structural and Biomedical Applications**. Amsterdam: Elsevier, 2015. Cap. 12, p. 343–367.
- [93] IKEDA, T., "The use of shape memory alloys (SMAs) in aerospace engineering", In: YAMAUCHI, K.; OHKATA, I.; TSUCHIYA, K., *et al.* **Shape memory and superelastic alloys Technologies and applications**. Nagoya: Woodhead Publishing Limited, 2011. Cap. 11, p. 125–140.
- [94] NASA Glenn Research Center. **Reinventing the Wheel**, 2017. Disponível em: <<https://www.nasa.gov/specials/wheels/>>. Acesso em: 27 Outubro 2019.
- [95] STÖCKEL, D., "Shape memory actuators for automotive applications", In: DUERIG, T. W.; MELTON, K. N.; STÖCKEL, D., *et al.* **Engineering Aspects of Shape Memory Alloys**. London: Butterworth-Heinemann Ltd, 1990. p. 283–294.
- [96] KATO, T., "The use of shape memory alloys (SMAs) in automobiles and trains", In: YAMAUCHI, K.; OHKATA, I.; TSUCHIYA, K., *et al.* **Shape Memory and**

Superelastic Alloys Technologies and Applications. Nagoya: Woodhead Publishing Limited, 2011. Cap. 10, p. 120–124.

- [97] FURUYA, Y.; SHIMADA, H., "Shape memory actuators for robotic applications", **Materials & Design**, 12, n. 1, pp. 21–28, 1991.
- [98] SREEKUMAR, M.; NAGARAJAN, T.; SINGAPERUMAL, M., *et al.*, "Critical review of current trends in shape memory alloy actuators for intelligent robots", **Industrial Robot: An International Journal**, 34, n. 4, pp. 285–294, 2007.
- [99] LIU, C. Y.; LIAO, W. H., "A snake robot using shape memory alloys". In: **International Conference on Robotics and Biomimetics**, pp. 601–605, Shenyang, IEEE, 2004.
- [100] ASTM F2063-18. **Standard Specification for Wrought Nickel-Titanium Shape Memory Alloys for Medical Devices and Surgical Implants.** ASTM International. West Conshohocken. 2018.
- [101] ASTM F2516-18. **Standard Test Method for Tension Testing of Nickel-Titanium Superelastic Materials.** ASTM International. West Conshohocken. 2018.
- [102] GARCIA, M. S. **Experimental analysis of the thermomechanical behavior of shape memory alloys.** Ph.D. Thesis, COPPE/UFRJ - Department of Mechanical Engineering (in Portuguese). Rio de Janeiro, pp. 1–77, 2015.
- [103] HALPHEN, B.; NGUYEN, Q. S., "Sur les matériaux standard généralisés", **Journal de Mécanique**, 14, pp. 39–63, 1975.
- [104] GERMAIN, P.; NGUYEN, Q. S.; SUQUET, P., "Continuum thermodynamics", **Journal of Applied Mechanics**, 50, pp. 1010–1020, 1983.
- [105] LEMAITRE, J.; CHABOCHE, J. L., **Mechanics of Solid Materials.** Cambridge, Cambridge University Press, 1990.
- [106] SIMO, J. C.; HUGHES, T. J. R., **Computational inelasticity.** New York, Springer, 1998.
- [107] JAUREGUIZHAR, S. M.; CHAPETTI, M. D.; YAWNY, A., "Fatigue of NiTi shape memory wires", **Procedia Structural Integrity**, n. 2, pp. 1427–1434, 2016.
- [108] SGAMBITTERRA, E.; MAGARÒ, P.; NICCOLI, F., *et al.*, "Novel insight into the strain-life fatigue properties of pseudoelastic NiTi shape memory alloys", **Smart Materials and Structures**, 28, n. 10, pp. 10LT03, 2019.
- [109] ORTIZ, M.; PINSKY, P. M.; TAYLOR, R. L., "Operator split methods for the numerical solution of the elastoplastic dynamic problem", **Computer Methods of Applied Mechanics and Engineering**, 39, n. 2, pp. 137–157, 1983.

- [110] TOBUSHI, H.; TANAKA, K.; HORI, T., *et al.*, "Deformation behavior of Ni-Ti shape memory alloy subjected to variable stress and temperature", **Continuum Mechanics Thermodynamics**, 3, n. 2, pp. 79–93, 1991.
- [111] LAGOUDAS, D. C.; ENTCHEV, P. B.; KUMAR, P. K., "Thermomechanical characterization of SMA actuators under cyclic loading", **ASME International Mechanical Engineering Congress and Exposition**, pp. 211–217, 2003.
- [112] SITTNER, P.; HARA, Y.; TOKUDA, M., "Experimental study on the thermoelastic martensitic transformation in shape memory alloy polycrystal induced by combined external forces", **Metallurgical and Materials Transactions**, 26, n. 11, pp. 2923–2935, 1995.
- [113] PREDKI, W.; KLÖNNE, M.; KNOPIK, A., "Cyclic torsional loading of pseudoelastic NiTi shape memory alloys: damping and fatigue failure", **Materials Science and Engineering: A**, 417, n. 1–2, pp. 182–189, 2006.