

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 201LN: UM MODELO EXPERIMENTAL PARA OS
MECANISMOS DE ENDURECIMENTO NA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA

Diogo Pedrino Braga

São Carlos-SP
2024

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

**ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO INOXIDÁVEL
AUSTENÍTICO AISI 201LN: UM MODELO EXPERIMENTAL PARA OS
MECANISMOS DE ENDURECIMENTO NA DEFORMAÇÃO PLÁSTICA**

Diogo Pedrino Braga

Tese apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de
Materiais como requisito parcial à obtenção
do título de DOUTOR EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Prof. Dr. Carlos Alberto Della Rovere

Coorientadora: Profa. Dra. Andrea Madeira Kliauga

Agência Financiadora: CAPES (Proc. 88887.472560/2019-00 e
88887.696573/2022-00)

São Carlos-SP
2024

DEDICATÓRIA

Em memória de minha mãe, Jocimar Teresinha Pedrino Braga, que sempre me apoiou e incentivou.

VITAE DO CANDIDATO

Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela UFSCar (2019), Bacharel em Engenharia de Materiais pela UFSCar (2015).



Folha de Aprovação

Defesa de Tese de Doutorado do candidato Diogo Pedrino Braga, realizada em 25/04/2024.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Carlos Alberto Della Rovere (UFSCar)

Prof. Dr. Francisco Gil Coury (UFSCar)

Prof. Dr. Jose Benaque Rubert (UFSCar)

Prof. Dr. Hugo Ricardo Zschommler Sandim (USP)

Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho (UEPG)

AGRADECIMENTOS

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 001.

Aos Professores, Dr. Carlos Aberto Della Rovere e Dra. Andrea Madeira Kliauga pelas orientações, ideias e suporte durante todo o projeto.

Ao professor Dr. Hossein Beladi pela orientação, suporte e por todo conhecimento compartilhado.

A todos os professores, técnicos e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar e do *Institute for Frontier Materials* da *Deakin University*.

Aos meus companheiros de laboratório pela amizade, apoio e incentivo em todas as etapas do projeto.

Ao Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano), do Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM), ao Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da UFSCar e toda equipe técnica pelo uso das instalações e equipamentos.

À CAPES - Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior pelo apoio financeiro para realização deste trabalho com bolsa de estudos, processo nº 88887.472560/2019-00.

À CAPES/PrInt - Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior/Programa Institucional de Internacionalização pelo apoio financeiro para realização do estágio no exterior, processo nº 88887.696573/2022-00.

RESUMO

A transformação induzida por deformação da austenita (γ) em martensita ϵ_{HCP} e α' (TRIP – *Transformation-induced Plasticity*) aumenta a capacidade de deformação plástica e endurecimento nos aços austeníticos com baixa energia de falha de empilhamento (EFE), proporcionando um aumento simultâneo da resistência mecânica e da tenacidade. A cinética dessa transformação, no entanto, pode ser afetada por variáveis envolvidas no processo de deformação, tais como temperatura, taxa e modo de deformação. Neste trabalho o comportamento geral da deformação plástica de um aço inoxidável austenítico (AIA) estabilizado com manganês e nitrogênio (AISI 201LN/ UNS S20153) foi investigado por meio de ensaios de tração e de compressão para uma ampla faixa de temperatura (-100°C a 800°C) e taxa de deformação (10^{-4} a 10^{-2} s^{-1}); posteriormente, em intervalo de interesse, uma investigação mais detalhada foi realizada. A partir dos resultados dos ensaios mecânicos e de modelos clássicos para a deformação plástica por escorregamento de discordâncias (Voce) e para a transformação martensítica (Olson-Cohen) e maclação mecânica (Hall-Petch) induzidas por deformação, foram propostas equações constitutivas buscando descrever o comportamento da deformação plástica do material, enfatizando a colaboração dos mecanismos ativos durante cada intervalo. Os termos dessas equações foram parametrizados em função da ativação térmica, englobando os efeitos conjuntos da temperatura e da taxa de deformação. Uma caracterização microestrutural detalhada (Difração de Raios-x – DRX e Difração de Elétrons Retroespalhados - EBSD) também foi realizada, correlacionando a evolução microestrutural do material com o comportamento da deformação plástica observado. Nas condições impostas, o aço apresentou comportamento TRIP até 100°C e entre essa temperatura e 600°C o mecanismo TWIP foi predominante, com um intervalo em que ocorre a sobreposição desses mecanismos. Encontrou-se uma diferença significativa entre o comportamento em tração e em compressão, onde o modelo proposto se mostrou assertivo para a predição do comportamento em tração.

Palavras-chave: Aço Inoxidável austenítico; AISI 201LN; Deformação plástica, Efeito TRIP, Microestrutura, EFE.

ABSTRACT

MECHANICAL BEHAVIOR ANALYSIS OF THE AISI 201LN AUSTENITIC STAINLESS STEEL: AN EXPERIMENTAL MODEL FOR HARDENING MECHANISMS IN PLASTIC DEFORMATION

The deformation-induced transformation of austenite (γ) into martensite ϵ_{HCP} and α' (TRIP – Transformation-induced Plasticity) increases the plastic deformation and the hardening in austenitic steels with low stacking fault energy (SFE), providing an increase in simultaneous strength and toughness. The kinetics of this transformation can be affected by variables involved in the plastic deformation process, such as temperature, strain rate and deformation mode. In this work, the general plastic deformation behavior of an austenitic stainless steel (ASS) stabilized with manganese and nitrogen (AISI 201LN/UNS S20153) was investigated through tensile and compression tests over a wide temperature range (-100°C at 800°C) and strain rate (10^{-4} to 10^{-2} s^{-1}); thereafter, at intervals of interest, a more detailed investigation was carried out. Based on the results of mechanical tests and classical models for plastic deformation due to dislocation slip (Voce) and for deformation-induced martensitic transformation (Olson-Cohen) and deformation-induced twinning (Hall-Petch), constitutive equations were proposed seeking to describe the plastic deformation behavior of the material, emphasizing the collaboration of the active mechanisms during each interval. The terms of these equations were parameterized as a function of thermal activation, encompassing the joint effects of temperature and strain rate. A detailed microstructural characterization (X-ray diffraction – XRD and electron-backscattered diffraction - EBSD) was also carried out, correlating the microstructural evolution of the material with the observed plastic deformation behavior. Under the imposed conditions, the 201LN showed a TRIP behavior up to 100°C and between this temperature and 600°C the TWIP mechanism was predominant, with an interval in which these mechanisms overlapped. A significant difference was found between the behavior in tension and in compression, where the proposed model proves to be assertive for predicting the behavior in tension.

Keywords: Austenitic stainless steel, AISI 201LN; Plastic Deformation, TRIP, Microstructure, SFE

PUBLICAÇÕES

- PELISSARI, G.H., BRAGA, D.P., OLIVEIRA, P.H.F. *et al.* Creep and Hot Tensile Behavior of AISI 201LN Austenitic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V 52, p. 4413–4423, 2021. <https://doi.org/10.1007/s11661-021-06394-3>

- BRAGA, D. P., CORRÊA, L. M., SORDI, V. L. *et al.*, Influence of Temperature and Stress State on the TWIP Behavior of 201LN and 316LV Austenitic Stainless Steels **Materials Science and Engineering: A**, V 863, p. 144527, 2023, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144527>

ÍNDICE DE ASSUNTOS

	Pág.
FOLHA DE APROVAÇÃO.....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO.....	xi
ÍNDICE DE TABELAS.....	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xv
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xxv
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	3
2.1 Objetivos gerais	3
2.2 Objetivos específicos	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
3.1 Aços inoxidáveis	5
3.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos	7
3.2 Transformação martensítica induzida por deformação	10
3.3 Deformação plástica em aços inoxidáveis austeníticos	15
3.4 Fatores que influenciam a deformação plástica.....	19
3.4.1 Efeito da composição química	20
3.4.2 Efeito da temperatura.....	21
3.4.3 Efeito da deformação	24
3.5 Modelos constitutivos para deformação plástica	31
3.5.1 Deformação por escorregamento de discordâncias e encruamento	32
3.5.2 Cinética da transformação martensítica	35
3.5.3 Modelos constitutivos para deformação plástica de materiais com	
efeito TRIP	38
4 MATERIAIS E MÉTODOS.....	43
4.1 Materiais	43
4.2 Ensaios mecânicos	43
4.2.1 Ensaios de tração.....	45

4.2.2 Ensaio de compressão	47
4.2.3 Ensaio de dureza.....	47
4.3 Análises microestruturais.....	48
4.3.1 Microscopia óptica.....	48
4.3.2 Difração de raios-x (DRX)	49
4.3.3 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)	51
4.4 Modelamento Experimental	53
4.4.1 Escorregamento de discordâncias	54
4.4.2 Transformação martensítica.....	55
4.4.3 Maclação Mecânica.....	56
4.4.4 Curvas tensão Vs deformação	58
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	59
5.1 Caracterização inicial.....	59
5.2 Determinação de fases por DRX	73
5.3 Parametrização da deformação plástica.....	82
5.3.1 Limite de escoamento	82
5.3.2 Escorregamento de discordâncias	84
5.3.3 Transformação Martensítica Induzida por Deformação.....	104
5.3.4 Maclação Mecânica.....	124
5.4 Equação constitutiva para deformação plástica.....	136
5.5 Resultados complementares	145
5.5.1 Análise microestrutural.....	145
5.5.2 Ativação térmica.....	166
6 CONCLUSÕES	183
7.SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	185
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	187

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1: Propriedades mecânicas dos AIAs 304 e 201. Adaptado de [7]....	10
Tabela 3.2: Valores de triaxialidade de tensão e ângulo de Lode para os modelos de corpos de prova e estado de tensão mais comuns. Adaptado de [68].	26
Tabela 4.1: Composição química (% em massa) do AIA 201LN, conforme fornecida pelo fabricante.	43
Tabela 5.1: Valores dos parâmetros d e m para o modelo de Johnson-Cook na estimativa do limite de escoamento do AIA 201LN em tração e compressão para diferentes taxas de deformação	84
Tabela 5.2: Valores do parâmetro k_1 (parâmetro de geração de discordâncias) da equação de Voce expandida para o AIA 201LN.....	95
Tabela 5.3: Valores do parâmetro k_2 (parâmetro de recuperação dinâmica) da equação de Voce expandida para o AIA 201LN.....	95
Tabela 5.4: Valores dos parâmetros para a determinação da cinética de transformação martensítica induzida por deformação em ensaios de tração em compressão do AIA 201LN.....	112
Tabela 5.5: Valores dos parâmetros para a determinação da cinética de maclação induzida por deformação em ensaios de tração em compressão do AIA 201LN.....	133
Tabela 5.6: Valores experimentais para os parâmetros da equação constitutiva proposta para deformação plástica em tração do AIA 201LN.	137
Tabela 5.7: Valores experimentais para os parâmetros da equação constitutiva proposta para deformação plástica em compressão do AIA 201LN.....	138
Tabela 5.8: Cálculo dos fatores de Schmid para escorregamento (m_{slip}) e maclação (m_{twin}) nas direções $\langle 111 \rangle$, $\langle 001 \rangle$ e $\langle 101 \rangle$	163

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1: Diagrama de Schaeffler para aços Fe-Ni-Cr. Adaptado de [6].	6
Figura 3.2: Representação de um diagrama ternário Fe-Cr-Ni com a presença das fases austenita (γ), ferrita (α) e fase sigma (ς) Adaptado de [9].	8
Figura 3.3: Esquema de composição química dos principais AIAs. Adaptado de [11].	9
Figura 3.4: Ilustração esquemática da energia livre das fases austenita e martensita em função da temperatura. Adaptado de [24].	12
Figura 3.5: Ilustração esquemática da tensão crítica para formação da martensita em função da temperatura. Adaptado de [24].	13
Figura 3.6: Formação de uma falha de empilhamento em um material CFC. Adaptado de [39].	16
Figura 3.7: Modelo esquemático de uma falha de empilhamento em três camadas. $d_{\{111\}}$ é o espaçamento interplanar na direção $\langle 111 \rangle$, L_0 é o comprimento das discordâncias parciais que formam o núcleo das maclas e r é a distância que as discordâncias parciais se movimentam. D1, D2 e D3 são as discordâncias parciais de Shockley de origem. Adaptado de [42] e [43].	18
Figura 3.8: Variação da EFE com a temperatura para alguns aços inoxidáveis: Fe-18Cr-7Ni-0,18C, Fe-16C-13N e Fe-17,8Cr-14Ni [58]; TWIP-1 (Fe-28Mn-1,6Al-0,08C), AIA 201 e AIA 204 [59].	22
Figura 3.9: Sistema de coordenadas no espaço de tensões principais e representação gráfica do ângulo de Lode. Adaptado de [68].	25
Figura 3.10: Influência da triaxialidade de tensão na deformação equivalente até a fratura. Adaptado de [69].	27
Figura 3.11: Volume de martensita transformada em um aço TRIP780 em função da deformação plástica equivalente para diferentes tipos de ensaios mecânicos e temperaturas. Adaptado de [73].	29
Figura 3.12: Efeito da taxa de deformação no efeito TRIP em um AIA 301LN. Adaptado de [74].	30
Figura 3.13: Transformação de fases em função da deformação em um AIA 201LN laminado à frio. Adaptado de [78].	31
Figura 3.14: Curvas esquemáticas da taxa encruamento Vs deformação plástica/aumento de tensão (método de K-M) para materiais com deformação	

exclusivamente pelo mecanismo de escorregamento de discordâncias (preto) e com a ocorrência dos efeitos TWIP (azul) e TRIP (vermelho).....	34
Figura 4.1: Planejamento dos ensaios mecânicos para o AIA 201LN: variação da taxa de deformação e temperatura nos ensaios de tração e compressão.	45
Figura 4.2: Esquema dos CPs utilizado para os ensaios de tração no AIA 201LN.	46
Figura 4.3: Exemplo de padrão de difração de raios-x (DRX) em um AIA 304 (tamanho de grão 58 μ m) deformado 15% a -50° C. Indicação dos principais picos de difração para as fases presentes: martensita ϵ_{HCP} , martensita α' e austenita (γ). Adaptado de [77].	50
Figura 4.4: Exemplo de mapeamento de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) mostrando a evolução da microestrutura de um AIA 201LN laminado à frio. Adaptado de [78].	52
Figura 5.1: Micrografia óptica de uma secção longitudinal do AIA 201LN como recebido (a) e após tratamento térmico (b). Em destaque maclas de recozimento (setas vermelhas), precipitados (setas azuis) e veios de ferrita (setas verdes) 59	
Figura 5.2: Curvas de tensão Vs deformação dos ensaios de tração em uma faixa de temperatura entre -100° C e 800° C para o AIA 201LN. Taxa de deformação 10 ⁻³ s ⁻¹	60
Figura 5.3: Curvas de tensão Vs deformação dos ensaios de compressão em uma faixa de temperatura entre -100° C e 800° C para o AIA 201LN. Taxa de deformação 10 ⁻³ s ⁻¹	61
Figura 5.4: Limite de escoamento (σ_y) para o 201LN nos ensaios de tração e compressão em um intervalo de temperatura entre -100° C e 800°. Taxa de deformação 10 ⁻³ s ⁻¹	62
Figura 5.5: Limite de resistência ($\sigma_{m\acute{a}x}$) para o 201LN nos ensaios de tração e compressão em um intervalo de temperatura entre -100° C e 800°. Taxa de deformação 10 ⁻³ s ⁻¹	63
Figura 5.6: Curvas de energia de falha de empilhamento (EFE) Vs temperatura para o AIA 201LN segundo modelos teóricos da literatura baseados na composição química [49-56].....	64
Figura 5.7: Micrografia óptica do AIA 201LN após ensaios de tração com taxa de deformação de 10 ⁻³ s ⁻¹ : em diferentes temperaturas (a) -100° C, (b) TA – 25° C,	

(c) 200° C, (d) 400° C, (e) 600° C e (f) 800° C. Direção da solicitação mecânica no eixo y.....	66
Figura 5.8: Curvas de tensão Vs deformação dos ensaios de tração (a) e compressão (b) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} para o AIA 201LN. Intervalo de temperatura entre 25° C (TA) e 600° C.....	68
Figura 5.9: Curvas de tensão Vs deformação dos ensaios de tração (a) e compressão (b) para taxa de deformação 10^{-4} s^{-1} com taxa de deformação 10^{-4} s^{-1} para o AIA 201LN. Intervalo de temperatura entre 25° C (TA) e 600° C.	69
Figura 5.10: Limite de escoamento (σ_y) para o 201LN nos ensaios de tração e compressão em um intervalo de temperatura entre TA (25°C) e 600° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a) e 10^{-4} s^{-1} (b).....	71
Figura 5.11: Limite de resistência ($\sigma_{\text{máx}}$) para o 201LN nos ensaios de tração e compressão em um intervalo de temperatura entre TA (25°C) e 600° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a) e 10^{-4} s^{-1} (b).....	72
Figura 5.12: Espectros de DRX após ensaios de tração (a) e compressão (b) em diferentes temperaturas com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . TT é o espectro de DRX para a condição após tratamento térmico. Em destaque picos de difração das fases austenita (γ), martensita TCC (α') e martensita HCP (ϵ_{HCP})......	74
Figura 5.13: Estimativa do volume de fases por análises de DRX no AIA 201LN após ensaios de tração (a) e compressão (b) com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} em diferentes temperaturas. Variação teórica da EFE Vs temperatura para o AIA 201LN como referência [56, 57].	76
Figura 5.14: Simulação computacional para ensaios de compressão em uma liga de cobre. Mapeamento da deformação equivalente (ϵ_v) para coeficientes de atrito (μ) entre o CP e o sistema de ensaio de 0 (a), 0,1 (b), 0,3 (c) e 0,5 (d). Adaptado de [115].	77
Figura 5.15: Ensaios de microdureza na secção transversal de CPs após ensaios tração (a) e compressão (b) entre -100° C e 200° C com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . TT é a microdureza na condição após tratamento térmico. Microdureza Vickers 300gF/15s.....	79
Figura 5.16: Estimativa por análises de DRX da fase martensita α' no AIA 201LN após ensaios de tração (a) e compressão (b) interrompidos em diferentes níveis de deformação plástica em TA (25° C) e 100° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-3} s^{-1}	81

Figura 5.17: Limite de escoamento em função da temperatura para o AIA 201LN em ensaios de tração (a) e compressão (b) com taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} . Em tracejado suas respectivas parametrizações pelo modelo de Johnson-Cook.	83
Figura 5.18: Curvas de taxa de encruamento ($d\sigma/d\epsilon$) Vs deformação plástica (modelo de K-M) para o AIA 201LN em ensaios de tração (a) e compressão (b). Taxa de deformação 10^{-3} s^{-1}	85
Figura 5.19: Parâmetros de encruamento – θ_0 (a) e recuperação dinâmica – K (b) de K-M para ensaios em ensaios de tração e compressão do AIA 201LN em um intervalo de temperatura entre 200° C e 600° C (473 K e 873 K) com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} . Linha tracejada como guia para os olhos.	87
Figura 5.20: Curvas de taxa de encruamento ($d\sigma/d\epsilon$) Vs deformação plástica (modelo de K-M) para o AIA 201LN em ensaios de tração (a) e compressão (b) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1}	89
Figura 5.21: Curvas de taxa de encruamento ($d\sigma/d\epsilon$) Vs deformação plástica (modelo de K-M) para o AIA 201LN em ensaios de tração (a) e compressão (b) com taxa de deformação 10^{-4} s^{-1}	90
Figura 5.22: Parâmetros de encruamento – θ_0 (a) e de recuperação dinâmica – K (b) do modelo de K-M para ensaios de tração e compressão do AIA 201LN com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} . Intervalo de temperatura entre 200° C e 600° C (473 K e 873 K).	92
Figura 5.23: Parâmetros de encruamento – θ_0 (a) e de recuperação dinâmica – K (b) do modelo de K-M para ensaios de tração e compressão do AIA 201LN com taxa de deformação 10^{-4} s^{-1} . Intervalo de temperatura entre 200° C e 600° C (473 K e 873 K).	93
Figura 5.24: Contribuição do escorregamento estimado pelo modelo de Voce (linha tracejada) nas curvas tensão Vs deformação plástica (linha contínua) para ensaios de tração do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).	97
Figura 5.25: Contribuição do escorregamento estimado pelo modelo de Voce (linha tracejada) nas curvas tensão Vs deformação plástica (linha contínua) para ensaios de compressão do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).	99

Figura 5.26: Diferenças entre as tensões estimadas para o escorregamento de discordâncias (modelo de Voce) e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).....	102
Figura 5.27: Diferenças entre as tensões estimadas para o escorregamento de discordâncias (modelo de Voce) e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de compressão do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).....	104
Figura 5.28: Valores de diferença máxima de tensão ($\sigma_{ft_{\text{máx}}}$) ajustados aos resultados experimentais dos ensaios de tração (a) e compressão (b) no AIA 201LN.....	106
Figura 5.29: Valores de fração máxima transformada (f_s) ajustados aos resultados experimentais dos ensaios de tração (a) e compressão (b) no AIA 201LN.....	107
Figura 5.30: Valores para fator de estabilidade da austenita (β) ajustados aos resultados experimentais dos ensaios de tração (a) e compressão (b) no AIA 201LN.....	108
Figura 5.31: Valores para o expoente de Avrami (m) ajustados aos resultados experimentais dos ensaios de tração (a) e compressão (b) no AIA 201LN....	109
Figura 5.32: Cinética da transformação martensítica induzida por deformação estimada pelo modelo de O-C para ensaios de tração em temperatura ambiente (TA), 100° C e 200° C . Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).	114
Figura 5.33: Cinética da transformação martensítica induzida por deformação estimada pelo modelo de O-C para ensaios de compressão em temperatura ambiente (TA), 100° C e 200° C . Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).	116
Figura 5.34: Comparação entre as curvas de cinética de transformação martensítica induzida por deformação (modelo de O-C) e a fração de martensita transformada estimada por DRX em ensaios de tração (a) e compressão (b) interrompidos em diferentes níveis de deformação plástica.....	118
Figura 5.35: Somatória das contribuições do escorregamento de discordância estimados pelo modelo de Voce e da transformação martensítica induzida por deformação pelo modelo de O-C (linha tracejada) nas curvas tensão Vs	

deformação plástica (linha contínua) para ensaios de tração do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c). 121

Figura 5.36: Somatória das contribuições do escorregamento de discordância estimados pelo modelo de Voce e da transformação martensítica induzida por deformação pelo modelo de O-C (linha tracejada) nas curvas tensão Vs deformação plástica (linha contínua) para ensaios de compressão do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c). 123

Figura 5.37: Diferenças entre as tensões estimadas para a somatória do escorregamento de discordâncias (modelo de Voce) e transformação martensítica induzida por deformação (modelo de O-C) e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c). 126

Figura 5.38: Diferenças entre as tensões estimadas para a somatória do escorregamento de discordâncias (modelo de Voce) e transformação martensítica induzida por deformação (modelo de O-C) e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de compressão do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c). 128

Figura 5.39: Imagens de contraste de banda obtidas por MEV/EBSD para amostras do AIA 201LN.após os ensaios de tração (a) e compressão (b) em temperatura ambiente. Taxa de 10^{-3} s^{-1} 129

Figura 5.40: Exemplo da metodologia para determinação do caminho livre médio para o deslocamento de discordâncias (λ). Linhas igualmente espaçadas traçadas nas imagens de contrate de banda obtidas por MEV/EBSD (a) e desorientação ponto a ponto gerada pelo software ATEX em cada linha (b). 130

Figura 5.41: Evolução da fração maclada nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em TA (25° C) e 100° C . Taxas de deformação 10^{-2} s^{-1} e 10^{-3} s^{-1} 132

Figura 5.42: Somatória das contribuições do escorregamento de discordância estimados pelo modelo de Voce, da transformação martensítica pelo modelo de O-C e da maclação mecânica induzida por deformação pelo modelo de H-P dinâmico (linha tracejada) nas curvas tensão Vs deformação plástica (linha

contínua) para ensaios de compressão do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b).....	135
Figura 5.43: Comparação entre o modelo constitutivo proposto e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em TA (25°C) com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} . Em destaque a contribuição de cada mecanismo de endurecimento na composição do modelo.....	140
Figura 5.44: Comparação entre o modelo constitutivo proposto e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em 100° C com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} . Em destaque a contribuição de cada mecanismo de endurecimento na composição do modelo.	141
Figura 5.45: Comparação entre o modelo constitutivo proposto e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em TA (25°C) com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . Em destaque a contribuição de cada mecanismo de endurecimento na composição do modelo.....	142
Figura 5.46: Comparação entre o modelo constitutivo proposto e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em 100°C com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . Em destaque a contribuição de cada mecanismo de endurecimento na composição do modelo.	143
Figura 5.47: Mapas de fases por análises de EBSD dos ensaios interrompidos de tração no AIA 201LN em TA (25°C) e 100° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a) e 10^{-3} s^{-1} (b). Austenita em verde, martensita ϵ_{HCP} em azul, martensita α' (e ferrita) em vermelho.	146
Figura 5.48: Mapas de fases por análises de EBSD dos ensaios interrompidos de compressão no AIA 201LN em TA (25°C) e 100° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a) e 10^{-3} s^{-1} (b). Austenita em verde, martensita ϵ_{HCP} em azul, martensita α' (e ferrita) em vermelho.	147
Figura 5.49: Mapa de figura de polo inversa (IPF) para o AIA 201LN na condição inicial do material. Eixo de deformação (x) como referência.	149
Figura 5.50: Mapas de figura de polo inversa (IPF) para o AIA 201LN após ensaios de tração interrompidos com 5%, 15% e 30% de deformação plástica	

em.TA (25° C) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (a), (b) e (c); 100° C com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (d), (e) e (f); TA com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (g), (h) e (i); e 100° C com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (j), (k) e (l); Eixo de deformação (x) como referência.	151
Figura 5.51: Mapas de figura de polo inversa (IPF) para o AIA 201LN após ensaios de compressão interrompidos com 5%, 15% e 30% de deformação plástica em.TA (25° C) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (a), (b) e (c); 100° C com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (d), (e) e (f); TA com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (g), (h) e (i); e 100° C com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (j), (k) e (l); Eixo de deformação (x) como referência.	153
Figura 5.52: Diferença entre o modelo constitutivo proposto para a deformação plástica do AIA 201LN e as curvas tensão Vs deformação obtidas nos ensaios de tração (a) e compressão (b) em TA e 100° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-3} s^{-1}	155
Figura 5.53: Mapas de figura de polo inversa (IPF) para a fase martensita α' transformada durante a deformação plástica do AIA 201LN após ensaios de tração em TA (25° C) com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a) e 10^{-3} s^{-1} (b) e compressão com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} (c) e 10^{-3} s^{-1} (d). Eixo de deformação (x) como referência.....	157
Figura 5.54: Mapeamento dos contornos de grão no AIA 201LN na condição inicial.	159
Figura 5.55: Mapeamento da evolução dos contornos de grão em ensaios de tração no AIA 201LN interrompidos em 5%, 15% e 30% de deformação plástica: TA (25° C) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (a), (b) e (c); 100° C com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (d), (e) e (f); TA com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (g), (h) e (i); e 100° C com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (j), (k) e (l).	160
Figura 5.56: Mapeamento da evolução dos contornos de grão em ensaios de compressão no AIA 201LN interrompidos em 5%, 15% e 30% de deformação plástica: TA (25° C) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (a), (b) e (c); 100° C com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (d), (e) e (f); TA com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (g), (h) e (i); e 100° C com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (j), (k) e (l).	161
Figura 5.57: Probabilidade de formação de maclas (vermelho) e de escorregamento (azul) para o AIA 201LN baseados no fator de Schmid para ensaios de tração em TA (a) e 100° C (b) com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} e	

TA (c) e 100° C (d) com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} ; e para ensaios de compressão em TA (e) e 100° C (f) com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} e TA (g) e 100° C (h) com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}	166
Figura 5.58: Sensibilidade à taxa de deformação (STD) do AIA 201LN para diferentes níveis de deformação plástica nos ensaios de tração (a) e compressão (b).....	168
Figura 5.59: Limite de escoamento para o AIA 201LN em função da ativação térmica (A') para ensaios de tração (a) e compressão (b) cotaxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}	171
Figura 5.60: Parâmetros de recuperação dinâmica (k_2) do modelo de Voce para escorregamento de discordâncias no AIA 201LN em função da ativação térmica (A') para os ensaios de tração (a) e compressão (b). Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1}	173
Figura 5.61: Valores experimentais obtidos nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A') para a diferença máxima de tensão ($\sigma_{ft\text{máx}}$) entre as curvas tensão Vs deformação e a contribuição em tensão do escorregamento de discordância estimado pelo modelo de Voce.	175
Figura 5.62: Valores experimentais obtidos nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A') para a fração máxima transformada ($f_{t\text{máx}}$) no modelo de O-C.....	176
Figura 5.63: Valores experimentais obtidos nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A') para a estabilidade da austenita (β) no modelo de O-C.	177
Figura 5.64: Valores experimentais obtidos nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A') para o expoente de Avrami (m) no modelo de O-C.	178
Figura 5.62: Valores experimentais dos parâmetros para a determinação da contribuição do efeito TWIP (H-P dinâmico) no endurecimento em ensaios de tração do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A''): $F_{\text{máx}}$: fração maclada máxima (a) e β' : probabilidade de nucleação de maclas.	180
Figura 5.63: Valores experimentais dos parâmetros para a determinação da contribuição do efeito TWIP (H-P dinâmico) no endurecimento em ensaios de	

compressão do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A''). $F_{máx}$:
fração maclada máxima (a) e β' : probabilidade de nucleação de maclas. 181

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

Abreviações

AI	Aço Inoxidável
AIA	Aço Inoxidável Austenítico
AIISI	Instituto Americano de Ferro e Aço – do <i>inglês American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	Sociedade Americana para Ensaio e Materiais – do <i>inglês American Society for Testing and Materials</i>
ATEX	Ferramentas de Análises para Difração de Elétrons e Raios-x, do <i>inglês Analysis Tools for Electron and X-Ray Diffraction</i>
CCC	Estrutura Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Estrutura Cúbica de Face Centrado
CNPEM	Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais
CP	Corpo de Prova
DoITPoMS	Disseminação de TI para a Promoção da Ciência dos Materiais, do <i>inglês Dissemination of IT for the Promotion of Materials Science</i>
DEMa	Departamento de Engenharia de Materiais
DRX	Difração de Raios-X
DSA	Envelhecimento Dinâmico – do <i>inglês Dynamic Strain Aging</i>
EBSD	Difração de Elétrons Retro-Espalhados – do <i>inglês Electron BackScatter Diffraction</i>
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
FE	Falha de Empilhamento
HCP	Estrutura Hexagonal Compacta
H-P	Modelo de Hall-Petch
IFM	Instituto de Materiais de Fronteira, do <i>inglês Institute for Frontier Materials</i>
IPF	Figura de Polo Inversa, do <i>inglês Inverse Pole Figure</i>
J-C	Modelo de Johnson-Cook
JMAK	Modelo de Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov

K-M	Modelo de Kocks-Mecking
LCE	Laboratório de Caracterização Estrutural
LTD	Laminação de Tiras à Quente
LN	Baixo Carbono/Nitrogênio, do inglês <i>Low Carbon/Nitrogen</i>
LNNano	Laboratório Nacional de Nanotecnologia
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MO	Microscopia Óptica
O-C	Modelo de Olson-Cohen
TA	Temperatura Ambiente
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TRIP	Transformação Induzida por Deformação - do inglês <i>Transformation-Induced Plasticity</i>
TT	Tratamento Térmico
TWIP	Maclação Induzida por Deformação - do inglês <i>Twinning-Induced Plasticity</i>
UEPG	Universidade Estadual de Ponta Grossa
UFSCar	Universidade Federal de São Carlos
UNS	Sistema de Numeração Unificado – do inglês <i>Unified Numbering System</i>

Símbolos

A	Tendência para a transformação martensítica
A'	Ativação térmica
A''	Ativação térmica ajustada
b	Vetor de Burgers
b'	Índice de transformação auto-catalítica da austenita
C	Fator de endurecimento da austenita
C _{req}	Cromo equivalente
D	Tamanho de grão

D^*	Parâmetro dependente do tipo de triaxialidade de tensão, ângulo de Lode e temperatura para transformação martensítica induzida por deformação
D_1	Primeira discordância parcial de Shockley que origina uma macla
D_2	Segunda discordâncias parcial de Shockley que origina uma macla
D_3	Terceira discordância parciais de Shockley que origina uma macla
e	Espessura média das maclas
F	Fração maclada
$F_{\text{máx}}$	Fração maclada máxima
F'	Fator estrutural para análise de DRX
f_s	Fração de saturação da martensita α'
f_t	Fração de martensita transformada
$f_{t\text{máx}}$	Fração máxima de martensita transformada
$f_{\alpha'}$	Fração de martensita α'
f_γ	Fração de austenita
G	Módulo de cisalhamento
I	Intensidade integrada para cada plano de difração de raios-X
J_2	Segundo variante do tensor de tensão
J_3	Terceiro variante do tensor de tensão
K	Parâmetro de recuperação dinâmica de K-M
K_{HP}	Constante de Hall-Petch
k	Parâmetro de encruamento de Hollomon
k_1	Parâmetro de geração de discordâncias
k_2	Parâmetro de recuperação dinâmica
k'	Constante de Boltzmann
L_0	Comprimento das discordâncias parciais que formam o núcleo de uma macla
M	Fator de Taylor
M_d	Temperatura limite para transformação martensítica assistida por tensão
M_s	Temperatura de início da transformação martensítica

M_s^σ	Temperatura de início da transformação martensítica assistida por tensão
m	Expoente de Avrami para curva de cinética de transformação martensítica induzida por deformação
$\bar{m}$	Fator de sensibilidade à taxa de deformação
m'	Expoente de Avrami para curva de cinética de maclação mecânica
m_{TWIP}	Fator de Schmid para maclação
m_{slip}	Fator de Schmid para escorregamento de discordâncias
N_{ieq}	Níquel equivalente
n	Expoente de Avrami
n'	Parâmetro de resistência de Hollomon
n^*	Número de picos de difração no espectro de raios-X
Q	Expoente da equação constitutiva de Ludwigson e Berger
r	Distância em as discordâncias parciais se movimentam
R	Intensidade teórica da difração de raios-X
S	Tensor de tensão
T	Temperatura
$T_{fusão}$	Temperatura de fusão
T_{ref}	Temperatura de referência
T_0	Temperatura de equilíbrio entre martensita e austenita
T_1	Temperatura hipotética entre M_s e T_0
t	Distância estimada entre maclas
ua	Unidade arbitrária
U'	Força motriz mecânica
V	Volume da célula unitária
α	Taxa de formação das bandas de escorregamento
$\bar{\alpha}$	Ferrita
α'	Martensita TCC
α^*	Constante dependente da tensão resultante da interação entre discordâncias
β	Probabilidade de nucleação da martensita α'
β'	Probabilidade de nucleação de maclas de deformação

γ	Austenita
γ_{EFE}	Energia de falha de empilhamento
ΔG	Energia livre de Gibbs
ε	Deformação
ε_{eng}	Deformação de engenharia
ε_{HCP}	Martensita HCP
ε_T	Deformação térmica
ε_V	Deformação equivalente
ε_0	Deformação de início da transformação martensítica induzida por deformação
$\dot{\varepsilon}_0$	Taxa de deformação de referência
$\dot{\varepsilon}$	Taxa de deformação
θ	Ângulo de incidência da radiação de raios-X
θ_L	Ângulo de Lode
θ_0	Parâmetro de encruamento de K-M
$\dot{\theta}$	Taxa de encruamento
Λ	Caminho livre médio para o deslocamento de discordâncias
λ	Comprimento de onda da radiação de raios-X
μ	Coeficiente de atrito
ς	Fase sigma
ρ	Fator de reflexão do pico de difração
σ	Tensão
σ_a	Tensão de início para deformação plástica da austenita
σ_b	Tensão de início da transformação martensítica induzida por deformação
σ_c	Tensão de início da transformação martensítica assistida por tensão
σ_{ft}	Diferença de tensão entre curva Vs tensão deformação e a contribuição do escorregamento de discordâncias na tensão
σ_f	Diferença de tensão entre curva Vs tensão deformação e a contribuição do efeito TRIP na tensão
σ_h	Tensão hidrostática
σ_s	Tensão de saturação

σ_{TRIP}	Contribuição do efeito TRIP na tensão
σ_{Voce}	Contribuição do escorregamento de discordâncias na tensão
σ_y	Limite de escoamento
σ_1	Primeira componente principal do tensor de tensão
σ_2	Segunda componente principal do tensor de tensão
σ_3	Terceira componente principal do tensor de tensão
$\sigma_{\alpha'}$	Tensão de escoamento da martensita α'
σ_y	Tensão de escoamento da austenita
$\bar{\sigma}$	Tensão de Von Mises
σ^*	Triaxialidade de tensão

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis (AIs) são uma classe de materiais que abrangem uma vasta gama de ligas Fe-C-Cr-X, onde a formação de uma película passivadora de óxido de cromo na superfície torna essas ligas resistentes à corrosão e à oxidação quando em diferentes meios. Essa elevada resistência à corrosão, combinada com boas propriedades estruturais e mecânicas, viabiliza a aplicação dos AIs nos mais diversos ramos industriais.

Dentre as classes de AIs existentes os aços inoxidáveis austeníticos (AIAs) são atualmente os mais utilizados, onde se destacam as ligas da série 300 (Cr-Ni). No entanto, os AIAs dessa série apresentam um custo de fabricação relativamente elevado devido ao alto teor de níquel em sua composição. Com isso, a busca por redução de custos tornou viável o desenvolvimento de outros tipos de AIAs, como os da série 200, com menor teor de níquel e adição de outros elementos como o nitrogênio e manganês.

Os AIAs da série 200, em geral, possuem baixa energia de falha de empilhamento (EFE), resultando em uma metaestabilidade da fase austenítica, tornando essas ligas suscetíveis à transformação martensítica induzida por deformação - efeito TRIP (do inglês *Transformation-induced Plasticity*) e a maclação induzida por deformação - efeito TWIP (do inglês *Twinning-induced Plasticity*). Assim, além das propriedades já intrínsecas aos AIAs, a série 200 apresenta outras vantagens, como uma excelente capacidade de absorção de energia, o que pode ser uma característica interessante para aplicações estruturais, principalmente na indústria automobilística.

A EFE é um dos principais fatores que comandam a deformação plástica dos materiais com estrutura cúbica de corpo centrado (CFC). Em materiais com baixa EFE os mecanismos de deformação plástica podem mudar do escorregamento de discordâncias para a formação de martensita ou maclas de deformação. Metais com EFE muito baixa (abaixo de 20 mJ/m²) podem apresentar a transformação da fase CFC em martensita ϵ_{HCP} e/ou α' durante a deformação; em uma faixa um pouco superior (entre 20 mJ/m² e 40 mJ/m²) a maclação mecânica da estrutura CFC pode ocorrer; enquanto para EFE superior a 40 mJ/m² o mecanismo dominante passa a ser o escorregamento de discordâncias.

Nesse contexto, entender como variáveis envolvidas no processamento mecânico, tais como temperatura, taxa e modo de deformação agem modificando o comportamento da deformação plástica mostra-se um campo importante para que se norteiem os processos de conformação mecânica nessa classe de materiais. Este trabalho, a partir de ensaios mecânicos controlados, análises de difração de raios-x (DRX) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD) buscou mapear mais profundamente como se dá a influência desses parâmetros no efeito TRIP e, de um modo mais geral, no comportamento da deformação plástica desses AIAs.

A aplicação de modelos teóricos e experimentais, desde a cinética de transformação no efeito TRIP até para equações constitutivas da deformação plástica podem ser utilizados como base para o planejamento de processos de conformação mecânica. Atualmente existem vários modelos propostos para ambos os casos, porém, em sua maioria, esses modelos não consideraram os efeitos das diversas variáveis, como temperatura, taxa e modo de deformação, envolvidas no processamento mecânico. Assim, com base nos resultados obtidos nos ensaios mecânicos controlados e em uma detalhada análise microestrutural de um AIA AISI 201LN (UNS S20153), buscou-se aplicar uma combinação de modelos que melhor se adequassem ao comportamento de deformação para AIAs com baixa EFE, descrevendo suas equações constitutivas em função das variáveis temperatura, taxa e modo de deformação.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivos gerais

Investigar o impacto da temperatura, da taxa e do modo de deformação no comportamento de deformação do AIA 201LN, buscando descrever, por meio de modelos experimentais, a influência desses parâmetros na ocorrência do efeito TRIP e, conseqüentemente, na deformação plástica do material.

2.2 Objetivos específicos

- Investigar, a partir de ensaios mecânicos controlados de tração e compressão, o efeito da temperatura, da taxa e do modo de deformação na cinética do efeito TRIP para o AIA 201LN, validando os resultados por meio de análises microestruturais detalhadas do material.
- Utilizar modelos preexistentes como ponto de partida e, com base nos resultados dos ensaios mecânicos e nas análises microestruturais, propor equações que descrevam a cinética do efeito TRIP no AIA 201LN, levando em consideração variações na temperatura, taxa e modo de deformação.
- Estabelecer uma equação constitutiva para a deformação plástica do AIA 201LN com englobando as equações desenvolvidas para a cinética do efeito TRIP e os demais mecanismos de deformação envolvidos no processo.
- Determinar os limites de aplicabilidade do modelo proposto, consolidando assim as contribuições do estudo.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis (AIs) são uma classe de materiais relativamente recente que abrangem uma vasta gama de ligas Fe-C-Cr-X. Embora conhecidos desde o final do século XIX, foi apenas no início do século XX, pelos trabalhos de Philip Monnart, que o termo aço inoxidável foi cunhado [1]. Em sua etimologia aço inoxidável é uma adaptação do termo inglês *stainless steel*, cuja tradução literal é ‘aço sem mancha’, já que a formação de uma película passivadora de óxido de cromo na superfície dessas ligas as torna resistentes à corrosão e à oxidação quando expostas a diferentes meios [2].

Para que a formação dessa película protetora ocorra é necessário que os AIs possuam um teor mínimo de 12% de cromo. Além disso, a presença de outros elementos de liga como níquel, molibdênio, manganês e nitrogênio possibilita que essa classe de materiais combine excelentes propriedades estruturais e mecânicas com uma elevada resistência à corrosão, viabilizando assim sua aplicação desde utensílios domésticos e ferramentas até os mais diversos ramos industriais, incluindo os setores automobilístico, aeronáutico e de construção civil [3].

Nos AIs a proporção de ferro, cromo e de outros elementos de liga podem variar significativamente, assim, ajustando sua composição química é possível obter diferentes tipos de microestruturas e, conseqüentemente, de propriedades. Três principais tipos de microestruturas podem estar presentes nos AIs: martensita, ferrita e austenita; o que permite sua classificação em 4 grandes classes: martensíticos, ferríticos, austeníticos e duplex (ferrítico-austeníticos) [3]. Além disso, a presença de outras 2 classes também pode ser encontrada na literatura: endurecíveis por precipitação e austeníticos Mn-N [4].

Alguns dos elementos de liga dos AIs agem estabilizando a fase ferrítica no material (alfagênicos), enquanto outros elementos estabilizam a austenita (gamagênicos). Estudos desenvolvidos por Schaeffler no início da década de 1950 possibilitaram a avaliação do efeito desses elementos na microestrutura [5]. Por meio de equações empíricas do níquel equivalente - Ni_{eq} (Equação (3.1)) e do cromo equivalente - Cr_{eq} (Equação (3.2)), respectivamente os elementos

gamagênico e alfa gênico mais abundantes, é possível avaliar a influência dos principais elementos de liga na formação dessas fases [6].

$$Ni_{eq} = \%Ni + 0,3(\%Mn) + 22(\%C) + 14,2(\%N) + \%Cu \quad (3.1)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + 1,37(\%Mo) + 1,5(\%Si) + 2(\%Nb) + 3(\%Ti) \quad (3.2)$$

O diagrama de Schaeffler (Figura 3.1), é uma representação gráfica dessas relações e foi construído inicialmente com o intuito de prever a microestrutura final de soldas em AIs do grupo Fe-Cr-Ni, buscando prever qual a quantidade de ferrita formada na zona termicamente afetada [5]. Atualmente, o diagrama de Schaeffler também é aplicado para oferecer uma estimativa prática das microestruturas resultantes após a conformação mecânica de muitos dos AIs comerciais [2].

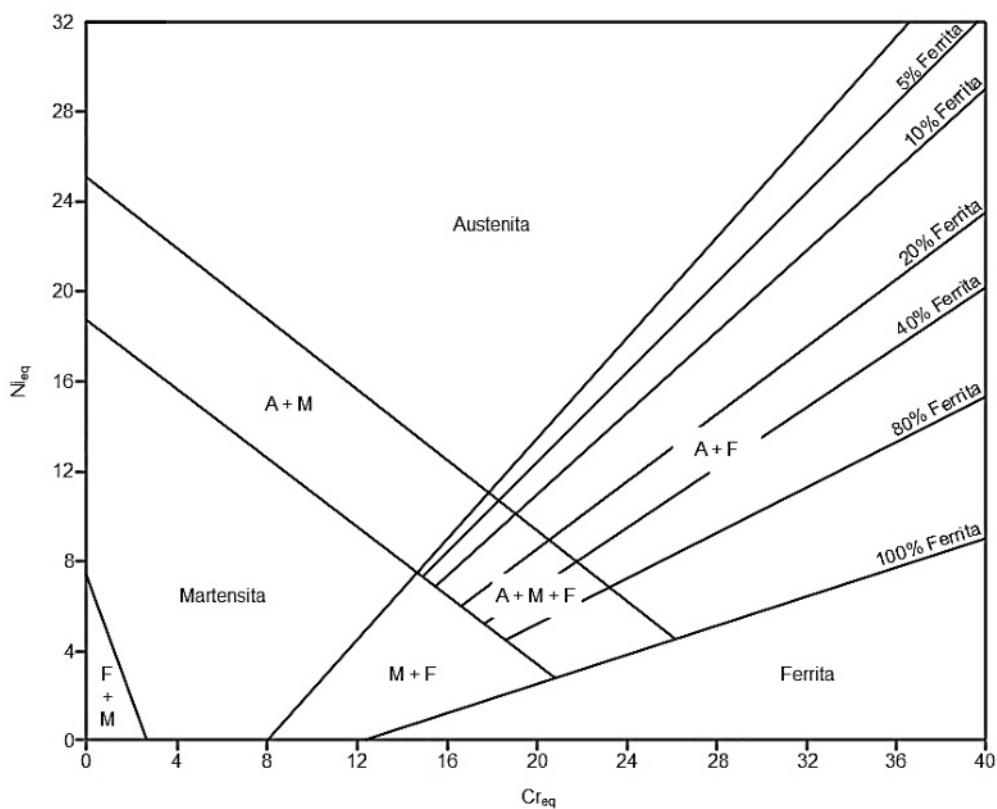


Figura 3.1: Diagrama de Schaeffler para aços Fe-Ni-Cr. Adaptado de [6].

3.1.1 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos (AIAs) são atualmente, dentre todas as classes de AIs, os mais utilizados [4]. Como visto nos trabalhos de Schaeffler a fase austenita é estabilizada principalmente pelos elementos níquel, manganês e nitrogênio [6], assim, esses aços podem apresentar em sua composição até 26% de cromo, 35% de níquel e 15% de manganês [7]. Como todos os AIs os AIAs possuem boas propriedades mecânicas e estruturais e elevada resistência à corrosão; além disso, apresentam boa soldabilidade, são em geral não-magnéticos, não sofrem transição dúctil-frágil, sendo assim aplicáveis em temperaturas criogênicas, e também conseguem manter suas propriedades mecânicas em altas temperaturas [2, 8].

Devido a sua composição, os AIAs se baseiam principalmente no diagrama de fases ternário Fe-Cr-Ni (Figura 3.2) logo três fases principais podem estar presentes nesse aços: austenita (γ), ferrita ($\bar{\alpha}$) e fase sigma (ς). A austenita é a fase predominante e é estável até temperaturas próximas a 1100° C; a ferrita pode se formar em regiões com maiores concentrações de cromo, já a fase sigma pode se formar em temperaturas entre 650° C e 800° C, em regiões onde a concentração de ferro e cromo são próximas [9]. Além dessas 3 fases, em situações específicas, podem ser formadas outras fases intermetálicas, carbonetos, nitretos, sulfetos ou boretos [10].

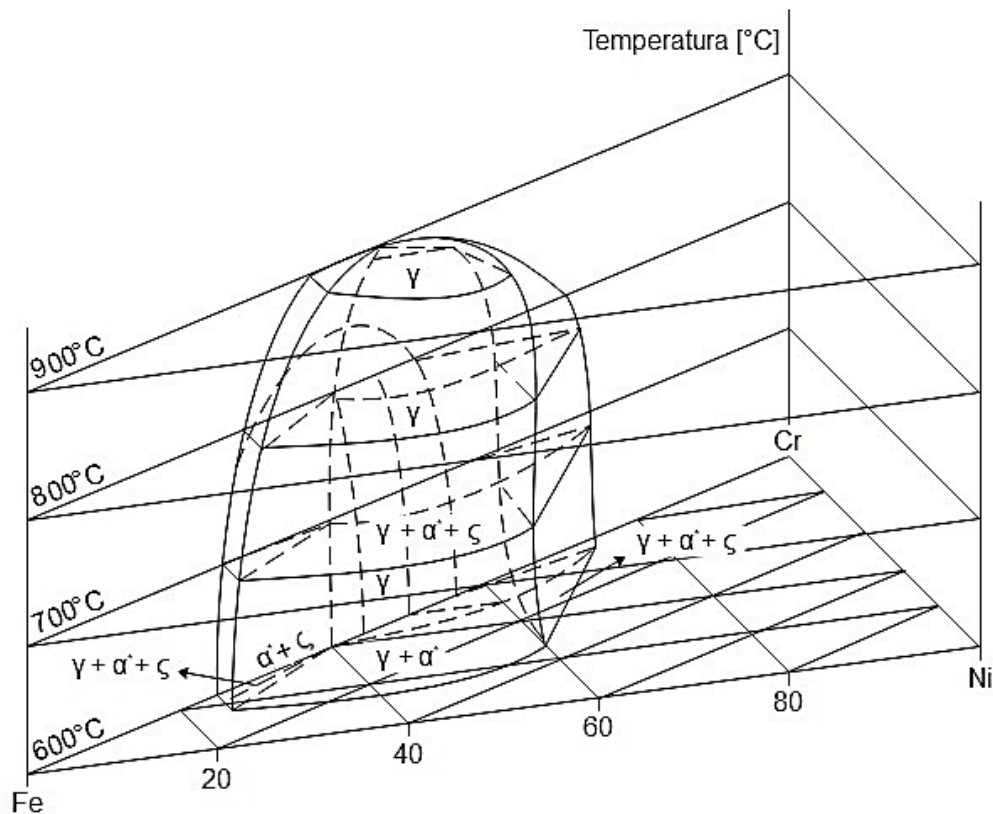


Figura 3.2: Representação de um diagrama ternário Fe-Cr-Ni com a presença das fases austenita (γ), ferrita (α) e fase sigma (σ) Adaptado de [9].

Os AIs podem ser classificados em função dos elementos de liga presentes em sua composição, sendo que duas classes principais se destacam nessa classificação: os aços Cr-Ni, conhecidos como série 300 (ou 18Cr/8Ni) e os aços Cr-Ni-Mn, referenciados comercialmente como série 200. Algumas variações dessas duas classes também podem ser encontradas: os aços Cr-Ni-Mo (ou 17Cr/10-13Ni) com elevada resistência a corrosão; os aços superausteníticos (ou 17-25Cr/12-25Ni/3-7Mo) para ambientes muito exigentes; e os AIs para altas temperaturas (17-25Cr/8-20Ni) [11, 12].

Pela versatilidade de suas propriedades os AIs da série 300 possuem uma ampla gama de aplicações e são atualmente os mais utilizados pelas indústrias em geral. Esses aços, no entanto, apresentam um custo de fabricação elevado devido ao alto teor de níquel em sua composição, que pode comprometer até cerca de 40% do valor final da liga. Com isso, a busca por redução de custos tornou viável o desenvolvimento de outros AIs, como os da

série 200, com menor teor de níquel e com a austenita estabilizada por elementos como o nitrogênio e o manganês, como pode ser visto na Figura 3.3.

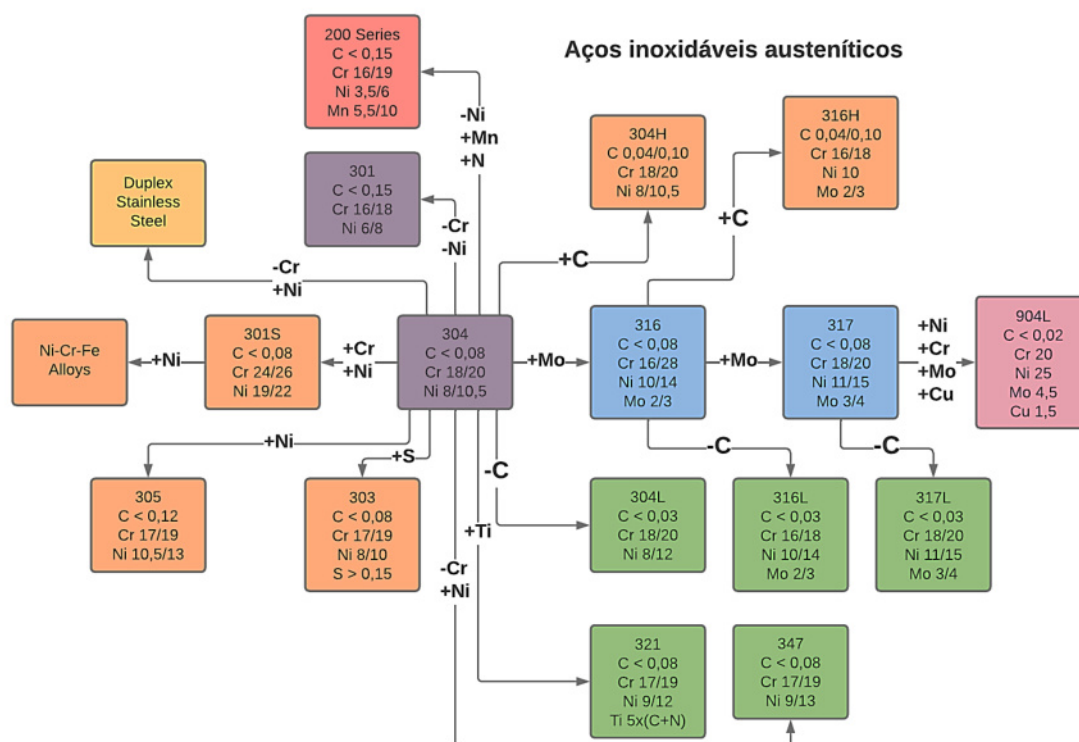


Figura 3.3: Esquema de composição química dos principais AIs. Adaptado de [11].

Os AIs da série 200 apresentam resistência mecânica compatíveis, e algumas vezes até superiores aos da série 300, como pode ser visto na comparação das propriedades mecânicas dos AIs 201 e 304 (Tabela 3.1) obtidos por Osihma *et al.* [7]. Ao se reduzir o teor de níquel nos AIs da série 200, porém, é necessário também reduzir o teor de cromo e aumentar os teores de carbono e/ou nitrogênio para assim mantê-lo no campo austenítico, diminuindo com isso sensivelmente sua resistência à corrosão. Em geral, a aplicação dos aços da série 200 torna-se justificável quando há a necessidade de uma boa resistência mecânica aliada a um baixo custo em ambientes não tão agressivos. Destaca-se seu uso nas indústrias automobilista e ferroviária, em tanques de armazenamento, tanques criogênicos e estruturas soldadas para alto desempenho [13, 14].

Tabela 3.1: Propriedades mecânicas dos AIs 304 e 201.

Adaptado de [7].

AIA - AISI		Limite de Resistência à Tração (MPa)	Limite de Escoamento à 0,2% (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HV)	Temperatura de Fusão (° C)
Cr-Ni	304	618	314	59	170	1400-1450
Cr-Ni-Mn	201	805	377	56	185	1399-1454

Ensaio de tração em temperatura ambiente; materiais laminados a frio.

Outra importante característica dos AIs da série 200 é a sua alta capacidade de endurecimento quando solicitados mecanicamente, devido à metaestabilidade da austenita [15]. Dependendo das condições de deformação empregadas, eles podem também ser suscetíveis à transformação martensítica induzida por deformação - efeito TRIP (do inglês *Transformation Induced Plasticity*), e/ou à maclação induzida por deformação - efeito TWIP (do inglês *Twinning Induced Plasticity*) [2, 8]. Isso proporciona a esses materiais, além das propriedades já intrínsecas aos AIs, um aumento simultâneo da resistência mecânica e da tenacidade e uma excelente capacidade de absorção de energia, o que pode ser uma característica interessante para aplicações estruturais na indústria automobilística [16].

3.2 Transformação martensítica induzida por deformação

A transformação martensítica é uma mudança de fase adifusional que ocorre no estado sólido do material com movimentos atômicos menores que o espaçamento interatômico da estrutura cristalina [17]. Esse tipo de transformação pode acontecer em diversas ligas, mas é mais conhecida e estudada nos aços, podendo ocorrer por dois principais meios: tratamentos térmicos ou deformação [18].

O modo mais comum para transformação martensítica é proporcionado por tratamentos térmicos, onde a transformação de fase no estado sólido ocorre rapidamente devido a um alto gradiente de temperatura com o qual os átomos de carbono não têm tempo suficiente para se difundirem e formarem as fases ferrita e cementita, resultando assim em uma fase supersaturada de carbono

repleta de tensões internas e extremamente dura com uma estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC), a qual pode ser entendida como a distorção da estrutura cubica de corpo centrado (CCC) da ferrita [19].

A força motriz para a transformação martensítica nos aços é a diferença da energia livre entre as fases existentes durante a transformação de fases [18]. Quando essa transformação ocorre por tratamento térmico, ela é obtida pelo resfriamento rápido do material austenitizado para abaixo de uma determinada temperatura denominada M_s , que é a temperatura a partir da qual a austenita transforma-se espontaneamente em martensita. Essa temperatura pode ser estimada teoricamente pela composição química do aço. Para isso, Eichelman e Hull [20] propuseram uma equação (Equação (3.3)), onde observa-se que os solutos intersticiais, como carbono e nitrogênio, possuem um efeito modificador mais acentuado na transformação martensítica quando comparados aos solutos substitucionais como cromo, níquel e manganês.

$$M_s (^{\circ} C) = 1305 - (1667(\%C + \%N) + 28(\%Si) + 33(\%Mn) + 42(\%Cr) + 61(\%Ni)) \quad (3.3)$$

A formação martensítica, porém, também pode ocorrer acima dessa temperatura M_s devido à imposição de tensões externas. Esse estímulo externo funciona como uma força motriz mecânica que ajuda a complementar uma força motriz química que não seria suficiente para iniciar a transformação. Da maneira descrita, a transformação martensítica pode ocorrer de duas formas: assistida por tensão e induzida por deformação [21, 22].

Na temperatura M_s a diferença de energia livre entre a austenita e martensita é a força motriz química para o início da transformação martensítica ($\Delta G_{M_s}^{Y \rightarrow \alpha'}$). A temperatura na qual a austenita e a martensita estão em equilíbrio é conhecida como T_0 [21]. Quando uma tensão é aplicada à austenita em uma temperatura entre M_s e T_0 (T_1), uma força motriz mecânica (U') pode compensar a força motriz química ($\Delta G_{T_1}^{Y \rightarrow \alpha'}$) iniciando assim o fenômeno de transformação martensítica induzida por tensão em T_1 [23], como ilustrado na Figura 3.4.

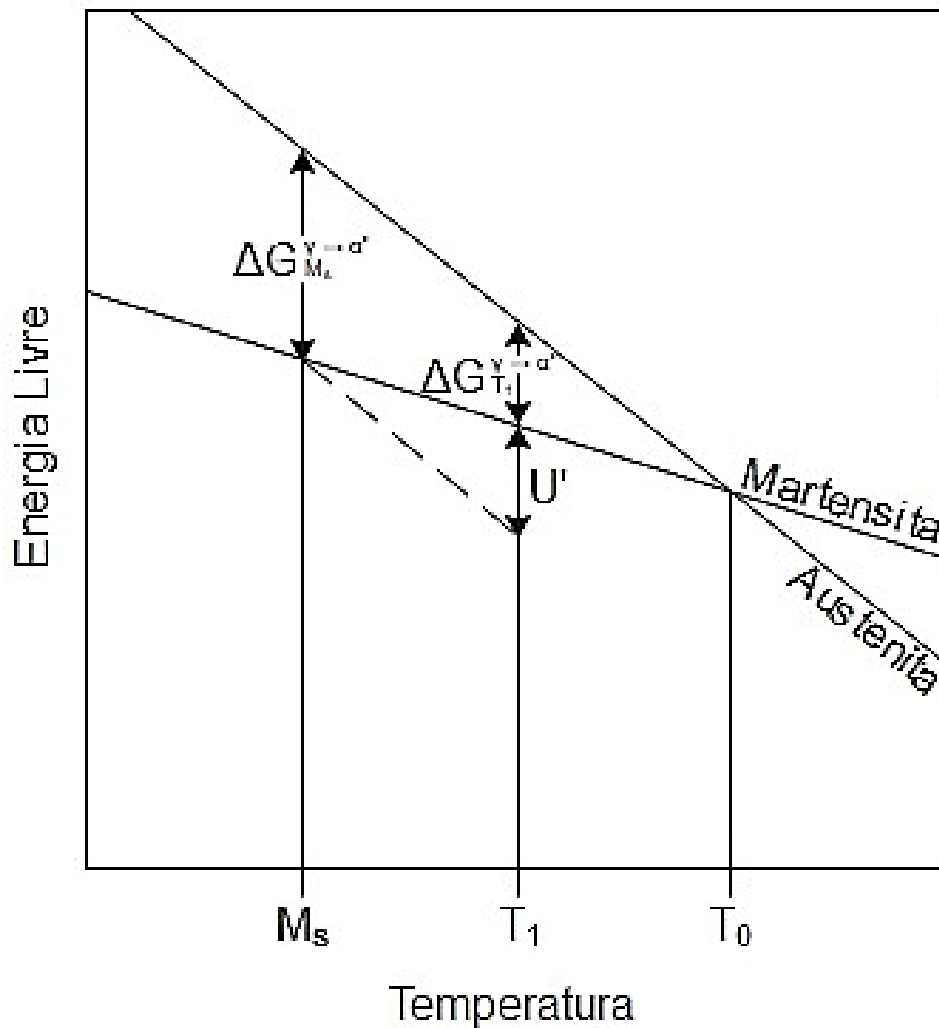


Figura 3.4: Ilustração esquemática da energia livre das fases austenita e martensita em função da temperatura. Adaptado de [24].

Com o aumento da temperatura a tensão necessária para a transformação martensítica assistida por tensão passa a aumentar linearmente até uma temperatura M_s^σ [21, 23]. Em temperaturas mais altas a fase austenita passa a se deformar plasticamente antes de atingir a tensão crítica necessária para a transformação martensítica assistida por tensão. No entanto, a transformação martensítica nessas temperaturas ainda se torna possível em tensões mais baixas (quando comparadas as tensões necessárias para a transformação martensítica assistida por tensão) com base em outro mecanismo, podendo ocorrer assim a transformação martensítica induzida por deformação [25]. Na temperatura T_1 (entre M_s^σ e M_d , onde o último é o limite

superior para a transformação assistida por tensão) a austenita começa a se deformar plasticamente em σ_a , endurecendo até σ_b , e então começa a transformação martensítica induzida por deformação [21], conforme esquematizado na Figura 3.5.

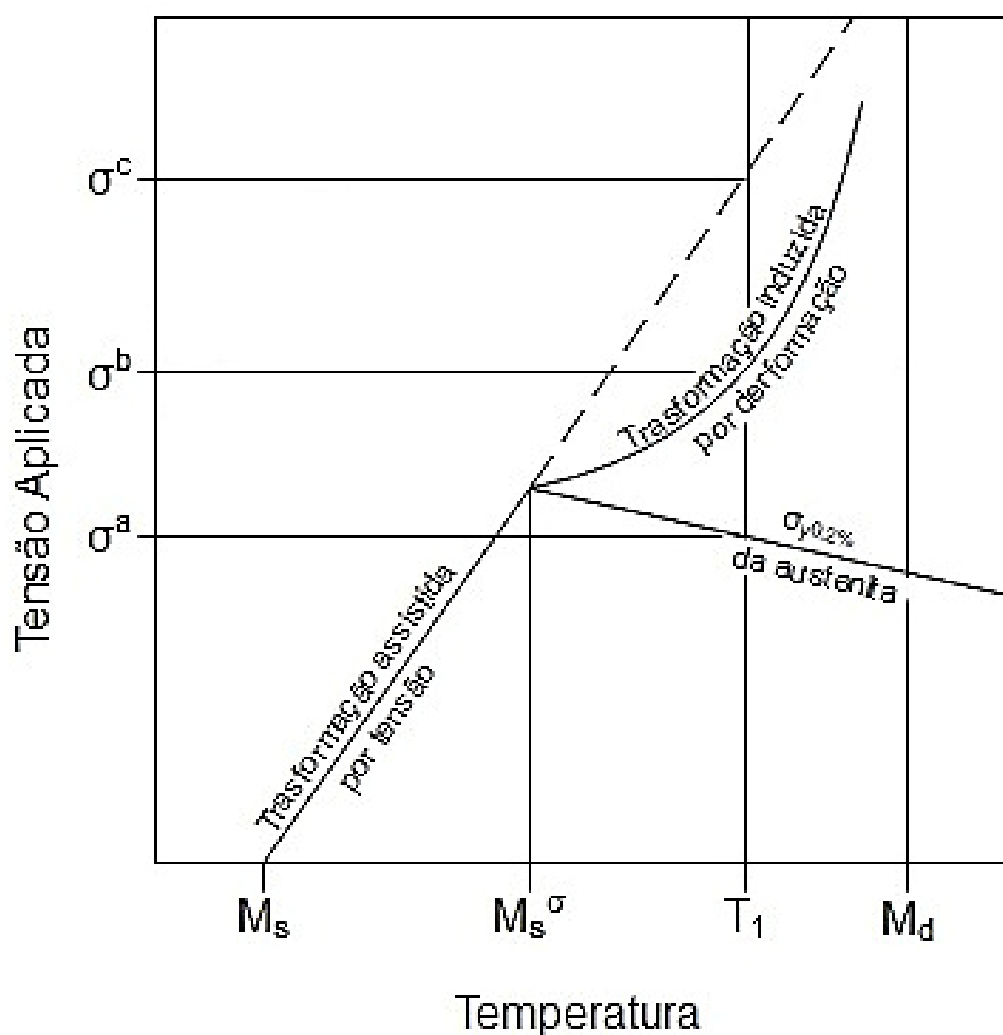


Figura 3.5: Ilustração esquemática da tensão crítica para formação da martensita em função da temperatura. Adaptado de [24].

A tensão em σ_b é consideravelmente menor do que a tensão crítica esperada para transformação martensítica assistida por tensão em T_1 (σ_c), assim a ocorrência da transformação martensítica em menor tensão pode ser atribuída aos efeitos da deformação plástica da austenita proporcionados pela formação de sítios de nucleação energeticamente favorável. Para os AIAs foi demonstrado

que esses sítios de nucleação envolvem as intersecções das bandas de escorregamento (que consistem em feixes de falhas de empilhamento sobrepostas), martensita ϵ_{HCP} (fase hexagonal compactada – HCP originada de falhas de empilhamento na estrutura CFC com seu crescimento ocorrendo pela sobreposição das falhas de empilhamento em cada segundo plano $\{111\}$ [4, 26]) e maclas mecânicas (formada quando as falhas de empilhamento se sobrepõem em planos $\{111\}$ [4, 27]).

Um adendo aqui pode ser feito: existe certa semelhança entre a formação das maclas de deformação e da martensita ϵ_{HCP} e nos AIAs. Em ambos os casos, átomos de volumes cristalinos finitos se realinham em novos reticulados cristalinos devido à aplicação de tensões externas. A principal diferença consiste na estrutura cristalina após o fenômeno: nas maclas, o realinhamento reproduz a estrutura cristalina original, porém com nova orientação; já na transformação martensítica a região passa não somente a possuir uma nova orientação, mas também uma estrutura cristalina diferente [18].

Outra influência da deformação plástica da austenita na transformação martensítica induzida por deformação ocorre quando a tensão se concentra localmente nos acúmulos de discordâncias (contornos de grão, maclas, bandas de escorregamento e suas intersecções) devido à deformação plástica da austenita e, dessa forma, a tensão concentrada torna-se equivalente a σ_c [21].

Existem na literatura vários mecanismos propostos buscando explicar a nucleação da martensita α' induzida por deformação, os quais se concentram em duas principais vertentes: na primeira a austenita (γ) se transforma diretamente em martensita α' ($\gamma \rightarrow \alpha'$) [28, 29]; numa outra possibilidade, há inicialmente uma transformação da austenita em martensita ϵ_{HCP} , que posteriormente forma a fase α' ($\gamma \rightarrow \epsilon_{\text{HCP}} \rightarrow \alpha'$) [30-32]; não existindo ainda um consenso se a martensita ϵ_{HCP} é uma fase intermediária necessária nessa transformação.

A análise da nucleação e evolução da martensita transformada é de fato algo difícil de ser acompanhado em detalhes. A estrutura das bandas de escorregamento na qual se dá início a sua formação são frequentemente uma mistura complexa em fina escala de regiões perfeitas e com defeitos, possuindo o mesmo constituinte básico (falhas de empilhamento); assim, mesmo com a

aplicação de diversos métodos de caracterização (MET, EBSD, DRX) essas regiões podem não ser claramente distinguíveis.

Gauss *et al.* [33] estudaram mais especificamente a formação e evolução da martensita no efeito TRIP para o aço AISI 201LN. Em seu trabalho, por meio de análises in-situ de DRX, foi relatado que a sequência de formação da martensita para esse material se dá se forma provável na sequência $\gamma \rightarrow \epsilon_{HCP} \rightarrow \alpha'$, não sendo possível identificar, porém, se essa é a única sequência de formação ou se a transformação $\gamma \rightarrow \alpha'$ pode existir de forma concomitante. Após a fratura em ensaios de tração em temperatura ambiente nesse material, os autores mensuraram uma quantidade de cerca de 78% de martensita α' com traços residuais de até 2% da fase ϵ_{HCP} .

3.3 Deformação plástica em aços inoxidáveis austeníticos

Muitas vezes os mecanismos de deformação presentes nos AIAs podem ser mais complexos do que os mecanismos de deformação habituais e vários fatores devem ser considerados para um melhor entendimento dos mesmos.

Um dos principais conceitos para se compreender os fenômenos de deformação plástica nos materiais são as discordâncias. A resistência mecânica dos materiais, quando teorizada para um cristal perfeito, em geral, é menor do que a observada na prática. Isso ocorre porque a grande maioria dos materiais apresentam defeitos em sua microestrutura, que acabam por dificultar a deformação [34-36].

Discordâncias são defeitos cristalinos no qual átomos se encontram desalinhados na estrutura cristalina, provocando assim uma distorção da mesma. Existem três principais tipos discordâncias: em cunha, em hélice e mista. As discordâncias podem ser formadas ainda durante a solidificação do material ou durante a deformação plástica. A teoria por trás da deformação plástica e endurecimento dos metais baseia-se na movimentação destes defeitos, sendo conhecido como teoria das discordâncias [36].

A deformação plástica nos sólidos cristalinos, em geral pode envolver o escorregamento de planos atômicos, o movimento de discordâncias e a formação de maclas.

Materiais com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) como os AIAs possuem uma sequência de empilhamento de planos atômicos $\{111\}$ arranjados sequencialmente de forma ABCABCABC. Quando essa sequência é alterada, seja durante sua formação ou devido à deformação plástica, forma-se uma falha de empilhamento (FE), como ilustrado na Figura 3.6. Essas FEs são delimitadas por discordâncias parciais de Shockley e possuem uma energia associada denominada energia de falha de empilhamento – EFE, mensurada tradicionalmente em mJ/m^2 [37, 38].

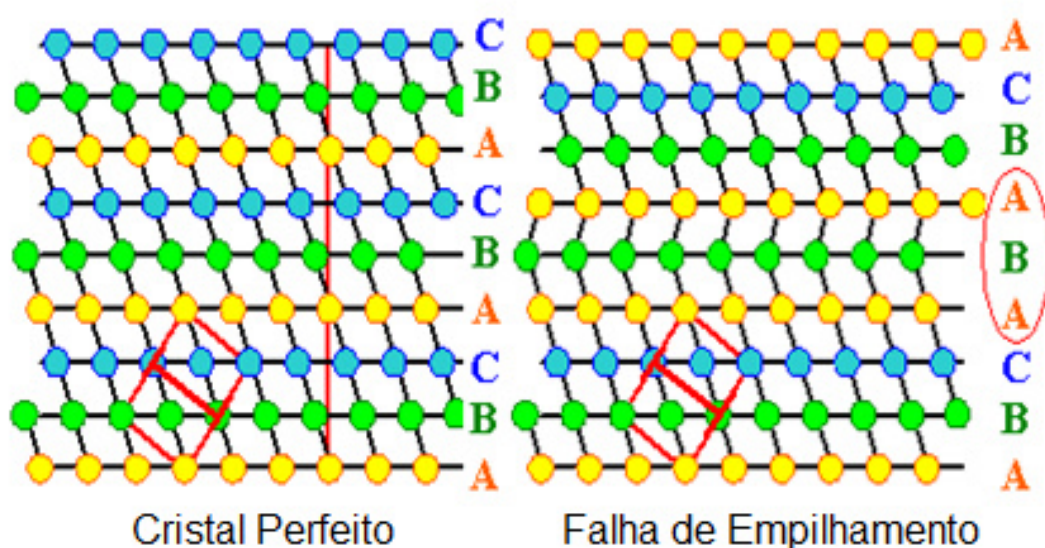


Figura 3.6: Formação de uma falha de empilhamento em um material CFC. Adaptado de [39].

Muitas das características microestruturais e das propriedades dos AIAs têm sua origem na reação de dissociação das discordâncias, provenientes desse desarranjo estrutural. Nesta reação, uma discordância perfeita original na rede CFC é dissociada em duas parciais de Shockley (Equação (3.4)). A ocorrência desse tipo de dissociação é energeticamente favorável, já que a energia total armazenada nas discordâncias é reduzida pela dissociação. As duas parciais de Shockley formadas são de tipo mista, independentemente do tipo inicial da discordância principal, assim os componentes com sinais opostos desse

conjunto de discordâncias se atraem, enquanto os componentes de mesmo sinal se repelem.

$$\frac{a}{2}[1\bar{1}0] \rightarrow \frac{a}{6}[1\bar{2}\bar{1}] + \frac{a}{6}[\bar{1}21] \quad (3.4)$$

A nucleação de maclas e da martensita ϵ_{HCP} ocorrem de formas um pouco mais específica e alguns modelos são encontrados na literatura descrevendo seus mecanismos. Cottrell e Bilby [40] propuseram um primeiro mecanismo para descrever a nucleação e o crescimento de maclas mecânicas baseado no cisalhamento resultante da movimentação das discordâncias parciais nos planos de maclação. Em um modelo mais elaborado, Cohen e Weertman [41] propuseram que as maclas possam ser nucleadas devido à dissociação de discordâncias perfeitas que ocorrem pelo seu empilhamento em uma barreira de Cottrell-Lomer. Dessa forma, devido à tensão provocada pelo empilhamento, as discordâncias parciais de Shockley se acumulam e as discordâncias perfeitas passam a se dividir em discordâncias parciais de Frank do tipo $a/3\{111\}$ e discordâncias parciais de Shockley do tipo $a/6\{11\bar{2}\}$.

Um modelo mais recente denominado falha de empilhamento em três camadas (do inglês *Three-layer Stacking Fault*) foi proposto por Mahajan e Chin [42]. Esse é um mecanismo no qual duas discordâncias perfeitas se dividem em pares de falhas de empilhamento e interagem no plano de escorregamento primário para produzir três discordâncias parciais de Shockley em planos adjacentes, conforme Equação (3.5).

$$\frac{a}{2}[01\bar{1}] + \frac{a}{2}[10\bar{1}] \rightarrow 3 \times \frac{a}{6}[11\bar{2}] \quad (3.5)$$

Devido à força repulsiva presente nas duas discordâncias parciais, essas podem se reorganizar de modo que passam a deslizar no plano de escorregamento adjacente. Se um terceiro par de falha de empilhamento se aproximar deste arranjo de falha de empilhamento duplo, as duas parciais que constituem o limite da falha de empilhamento duplo podem se combinar, movendo-se para a próxima camada adjacente, criando uma falha de empilhamento de três camadas, conforme esquematizado na Figura 3.7. Essas

falhas de empilhamento passam então a funcionar como núcleo para formação de maclas de deformação e martensita ε_{HCP}

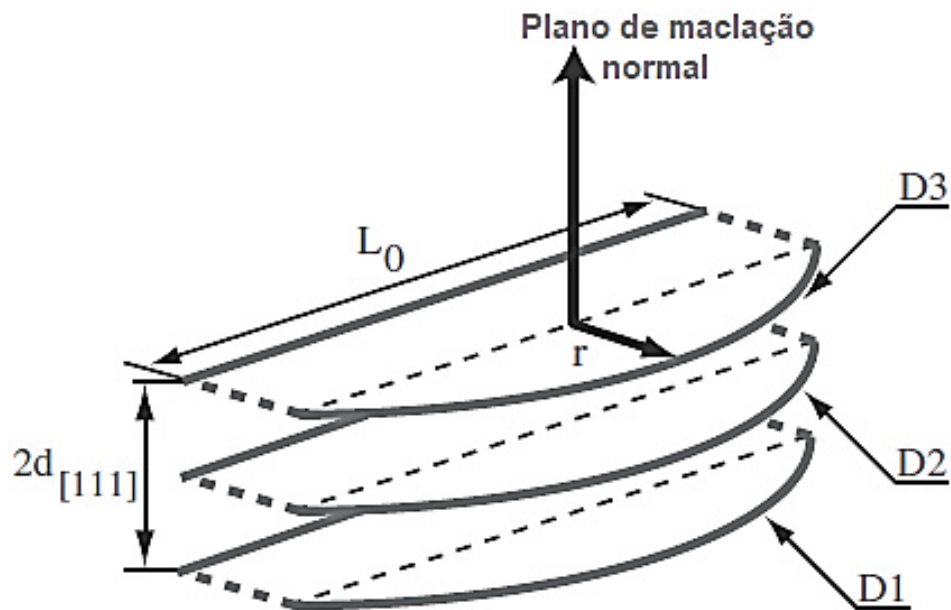


Figura 3.7: Modelo esquemático de uma falha de empilhamento em três camadas. $d_{\{111\}}$ é o espaçamento interplanar na direção $\langle 111 \rangle$, L_0 é o comprimento das discordâncias parciais que formam o núcleo das maclas e r é a distância que as discordâncias parciais se movimentam. D1, D2 e D3 são as discordâncias parciais de Shockley de origem. Adaptado de [42] e [43]

Dessa forma a EFE passa a agir influenciando significativamente a deformação plástica dos materiais. Materiais com alta EFE apresentam discordâncias parciais próximas, assim mecanismos como o escorregamento e empilhamento de discordâncias são favorecidos, já que as discordâncias têm maior mobilidade e tendem a se aniquilar mais facilmente. Materiais com baixa EFE, como os materiais CFC em geral, e mais especificamente os AIAs, apresentam discordâncias mais afastadas e, conseqüentemente, a ocorrência de escorregamento e empilhamento torna-se mais difícil, favorecendo a dissociação das mesmas e aumentando assim a capacidade de endurecimento do material; além disso, a distribuição das discordâncias resultante é menos homogênea, proporcionando uma menor tendência na formação de arranjo celular.

Em materiais com baixa EFE os mecanismos de deformação plástica podem mudar do escorregamento de discordâncias para a formação de maclas de deformação ou de martensita. Materiais com EFE muito baixa (abaixo de 20 mJ/m²) podem apresentar formação da martensita ϵ_{HCP} e/ou martensita α' durante a deformação plástica (efeito TRIP); em uma faixa um pouco superior (entre 20 mJ/m² e 40 mJ/m²) pode ocorrer a formação de maclas mecânicas (efeito TWIP); já para EFE superior a 40 mJ/m² o mecanismo dominante passa a ser o movimento de discordâncias [44, 45].

Outro fenômeno de interesse que pode ocorrer na deformação plástica dos AIAs, em especial naqueles com alto teor de carbono e manganês, é o envelhecimento dinâmico por deformação (DSA – do inglês *Dynamic Strain Aging*). O DSA pode ser interpretado como um movimento competitivo do átomo de soluto e da discordância; ou seja, os átomos do soluto não conseguem segregar para uma discordância quando a velocidade de escorregamento das discordâncias é muito alto, não ocorrendo assim o ancoramento de discordâncias [46]. Esse fenômeno é caracterizado por uma instabilidade (formato de serrilhado) no fluxo da região de deformação plástica na curva tensão-deformação do material e costuma estar presente em condições específicas de deformação, geralmente em taxas de deformação baixas e temperaturas elevadas [47]

3.4 Fatores que influenciam a deformação plástica

A deformação plástica de um material está intimamente relacionado com a movimentação e interação das discordâncias, logo, entender quais e como os fatores externos podem influenciar esse fenômeno torna-se um importante tópico a ser discutido. Para os AIAs essa influência pode se dar de várias maneiras, estando relacionado direta ou indiretamente com a EFE do material.

Dentro os principais fatores conhecidos que podem alterar o comportamento da deformação plástica dos AIAs neste trabalho destacaremos a composição química, a temperatura e a deformação ao qual o material é submetido.

3.4.1 Efeito da composição química

A composição química de um material está intimamente relacionada a sua EFE e é geralmente tomada como base para cálculos teóricos dessa energia, principalmente para os AIs. Não existe uma equação universal relacionando a composição dos AIAs e sua EFE [48], porém vários modelos teóricos, baseados em diferentes metodologias, foram propostos para esse fim. Alguns desses modelos, com os elementos de liga em % em massa, estão descritos nas Equações (3.6) a (3.12).

$$\gamma_{EFE} \text{ (mJ m}^{-2}\text{)} = -53 + 6,2(\%Ni) + 0,7(\%Cr) + 3,2(\%Mn) + 9,3(\%Mo) - \text{Schramm et al. [49]} \quad (3.6)$$

$$\gamma_{EFE} \text{ (mJ m}^{-2}\text{)} = 1,2 + 1,4(\%Ni) + 0,6(\%Cr) + 17,7(\%Mn) - 44,7(\%Si) - \text{Rhodes et al. [50]} \quad (3.7)$$

$$\gamma_{EFE} \text{ (mJ m}^{-2}\text{)} = 25,7 + 2(\%Ni) + 410(\%C) - 0,9(\%Cr) - 77(\%N) - 13(\%Si) - 1,2(\%Mn) - \text{Pickering [51]} \quad (3.8)$$

$$\gamma_{EFE} \text{ (mJ m}^{-2}\text{)} = 16,7 + 2,1(\%Ni) - 0,9(\%Cr) + 25(\%C) - \text{Brofman et al. [52]} \quad (3.9)$$

$$\begin{aligned} \gamma_{EFE} \text{ (mJ m}^{-2}\text{)} = & 39 + 1,59(\%Ni) - 1,34(\%Mn) + 0,06(\%Mn)^2 - \\ & 1,75(\%Cr) + 0,01(\%Cr)^2 + 15,21(\%Mo) - 5,59(\%Si) - 60,69(\%C + \\ & 1,2\%N)^{0,5} + 26,27(\%C + 1,2\%N)(\%Cr + \%Mn + \%Mo)^{0,5} + \\ & 0,61(\%Ni(\%Cr + \%Mn))^{0,5} - \text{Qi-Xun et al. [53]} \end{aligned} \quad (3.10)$$

$$\gamma_{EFE} \text{ (mJ m}^{-2}\text{)} = 5,53 + 1,40(\%Ni) - 0,16(\%Cr) - 17,10(\%N) - \text{Ojima et al. [54]} \quad (3.11)$$

$$\gamma_{EFE} \text{ (mJ m}^{-2}\text{)} = -7,1 + 2,8(\%Ni) + 0,49(\%Cr) + 2,0(\%Mo) - 2,0(\%Si) + 0,75(\%Mn) + 5,7(\%C) - 24(\%N) - \text{Yonezawa et al. [55]} \quad (3.12)$$

Em um modelo mais geral, Meric de Bellefon *et al.* [56] propuseram uma equação teórica (Equação (3.13)) a partir da regressão linear com interceptos randômicos de dados da literatura para os AIs 304 e 316 obtidos pelos modelos citados acima.

$$\gamma_{EFE} \text{ (mJ m}^{-2}\text{)} = 2,2 + 1,9(\%Ni) - 2,9(\%Si) + 0,77(\%Mo) + 0,5(\%Mn) + 40(\%C) - 0,0016(\%Cr) - 3,6(\%N) \quad (3.13)$$

O efeito dos elementos de liga na EFE baseia-se principalmente nas contribuições magnéticas, volumétricas e eletrônicas, proporcionadas individualmente e também pela interação entre eles. Assim, um mesmo elemento pode acarretar efeitos com diferentes intensidades, dependendo da composição química [48].

Nas equações acima, de maneira geral, a presença de níquel e carbono tende a aumentar significativamente a EFE, enquanto a adição dos elementos cromo, silício, manganês e nitrogênio diminuem a EFE nos AIs.

3.4.2 Efeito da temperatura

A temperatura está intimamente relacionada com a movimentação de discordâncias no material, logo a EFE, e consequentemente a deformação plástica, é afetada diretamente pela variação desse parâmetro. A variação de temperatura acaba por influenciar os mecanismos de deformação atuantes, bem como a formação e estabilidade das fases formadas durante a deformação plástica nos AIs.

Em geral, a EFE tende a diminuir com a redução da temperatura e os principais modelos aceitos mostram que essa relação se dá de forma diretamente proporcional. Em seu modelo, Galindo-Nava *et al.* [57] propuseram para os AIs uma equação da variação da EFE a partir de seu valor em temperatura ambiente (γ_{EFE}^{RT}) para uma faixa de temperatura entre 200 K e 400 K (Equação (3.14)). Nesse caso, a taxa de variação da EFE em função da temperatura ($d\gamma_{EFE}/dT$) encontrada foi da ordem de 0,05.

$$\gamma_{EFE} = \gamma_{EFE}^{RT} + 0,05 (T - 293) \quad (3.14)$$

Remy e Pineau [58] buscaram estimar experimentalmente, mensurando o distanciamento entre discordâncias por microscopia eletrônica, a relação entre a EFE e temperatura em diversos materiais. Assim como Galindo-Nava *et al.*, para ligas Fe-Cr-Ni a taxa de variação da EFE encontrada foi da ordem de 0,05 para temperaturas entre 100 K e 400 K. Já para ligas Fe-Cr-Ni-C esse valor aumenta significativamente para valores próximos a 0,10 em um intervalo de temperatura entre 100 K e 300 K, como pode ser visto na Figura 3.8.

Em outro trabalho, Curtze *et al.* [59] propuseram um modelo termodinâmico para a determinação da EFE em AIs e de como sua variação ocorre com a temperatura para uma faixa entre 200 K e 600 K. Nos AIs 201Cu e 204Cu a taxa de variação da EFE encontrada foi próxima à 0,15, enquanto para um aço TWIP (liga Fe-28Mn-1,6Al-0,08C) o valor de $d\gamma_{EFE}/dT$ foi da ordem de 0,17, como também ilustrado na Figura 3.8.

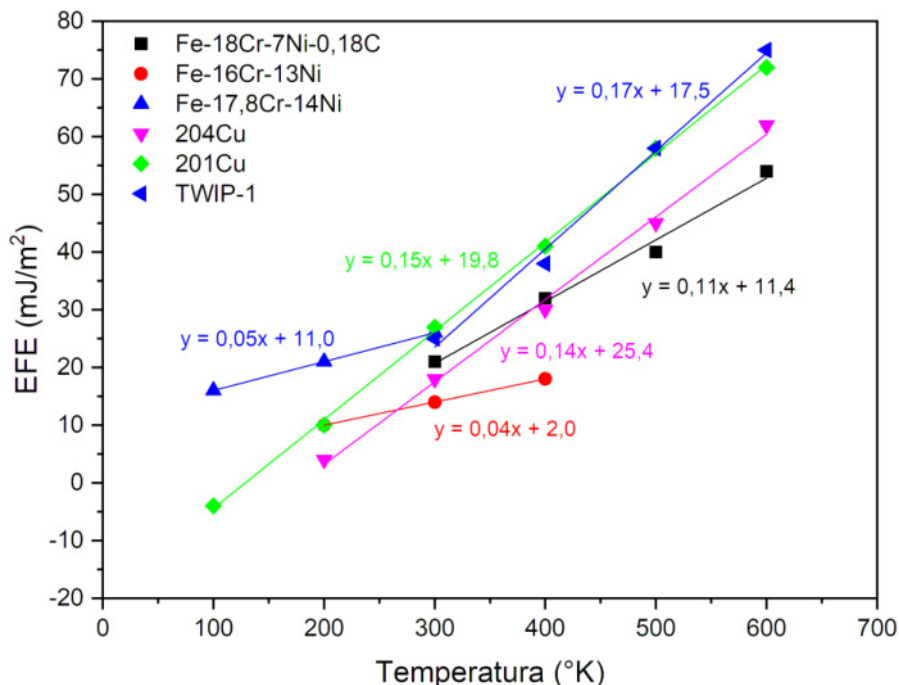


Figura 3.8: Variação da EFE com a temperatura para alguns aços inoxidáveis: Fe-18Cr-7Ni-0,18C, Fe-16C-13N e Fe-17,8Cr-14Ni [58]; TWIP-1 (Fe-28Mn-1,6Al-0,08C), AIA 201 e AIA 204 [59].

Com a variação da EFE vários mecanismos de deformação plástica podem ser ativados ou suprimidos dependendo da faixa de temperatura durante a solicitação mecânica. Na literatura observa-se que uma mudança completa de mecanismos pode ocorrer em um intervalo de apenas 50° C [29, 60].

A formação da fase martensítica ocorre em baixas EFE, assim, com a diminuição da temperatura tende-se a ter um aumento significativo na quantidade de austenita transformada em martensita durante a deformação, sendo que para alguns AIAs, em baixas temperaturas, a fração de austenita transformada pode atingir valores de 0,8 a 1 [28, 33, 45, 61]. Logo, quanto menor a temperatura durante a solicitação, maior deve ser a tendência ao incremento da resistência mecânica dos AIA que apresentem o efeito TRIP, já que a martensita α' funciona como um reforço da fase austenítica, aumentando a resistência do material a cargas externas [2, 62].

Nagy *et al.* [63] mostraram que para um aço TRIP KO36 a transformação da fase $\epsilon_{HCP} \rightarrow \alpha'$ se inicia próximo a -80° C, sendo a fase ϵ_{HCP} estável até próximo de 200 °C enquanto a fase α' se encontra estável até temperaturas próximas de 400 °C. Essas temperaturas podem variar conforme a composição do AIA, porém a quantidade de martensita transformada, de maneira geral, diminui com o aumento da temperatura [2].

O endurecimento dos AIAs também é afetado pela presença e movimentação das bandas de escorregamento. Essas bandas de escorregamento são estáveis até temperaturas de cerca de 600° C, sendo que acima dessa temperatura o escorregamento de discordâncias passa a ser o fator dominante na deformação, podendo haver de maneira simultânea a ação de fenômenos de difusão. Em um intervalo intermediário entre a transformação martensítica e o escorregamento, a formação de maclas de deformação também pode ser observada em alguns AIAs [64].

Esse conjunto de fatores corrobora a boa resistência dos AIAs em condições criogênicas. O aumento da resistência mecânica devido à formação de martensita α' em baixas temperaturas, tornando esse tipo de material propício ao armazenamento e transporte de gases liquefeitos e encapsulamento de supercondutores [65].

3.4.3 Efeito da deformação

Três diferentes parâmetros de deformação podem afetar o comportamento da deformação plástica nos materiais: o modo de deformação, a taxa de deformação e a quantidade de deformação. Diferentemente da composição química e da temperatura, esses parâmetros, de modo geral, não afetam diretamente a EFE do material, mas ainda assim estão intimamente relacionados com os mecanismos de deformação plástica.

Materiais com baixa EFE como os AIs geralmente apresentam uma deformação heterogênea e com tendência a formação de bandas de escorregamento, assim, os mecanismos ativados durante a deformação plástica, como os efeitos TRIP e TWIP, dependem de uma tensão de cisalhamento mínima que é sensível tanto a taxa quanto ao modo de deformação [66, 67].

Uma relação direta entre o efeito TRIP e o modo de deformação ao qual o material é submetido é o menos trivial dentre os parâmetros de deformação e está relacionado ao estado de tensão do material. Esse conceito tem início na definição da triaxialidade de tensão (σ^*) que pode ser representado por um valor escalar definido como a razão entre a tensão hidrostática - $\sigma_h = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$ e a tensão equivalente de von Mises - $\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2}((\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2)}$ [68], conforme demonstrado na Equação (3.15).

$$\sigma^* = \frac{\sigma_h}{\bar{\sigma}} \quad (3.15)$$

Um segundo fator a ser considerado na determinação do estado de tensão é o ângulo de Lode (θ_L). Esse ângulo, conforme descrito na Equação (3.16), é uma função normalizada do segundo ($J_2 = \frac{1}{2}S$) e terceiro ($J_3 = \det(S)$) invariantes do componente desviador do tensor de tensão S.

$$\theta_L = 1 - \frac{2}{\pi} \cos^{-1} \left(\frac{3\sqrt{3}}{2} \frac{J_3}{\sqrt{J_2^3}} \right) \quad (3.16)$$

Esses dois fatores do estado de tensão controlam os mecanismos de fratura nos materiais dúcteis, os quais são sempre precedidos pela deformação plástica. Mais especificamente, a triaxialidade de tensão (σ^*) controla o tamanho da superfície de escoamento enquanto o ângulo de Lode (θ_L) é o responsável pelo formato da fratura [68]. Uma representação gráfica dos conceitos acima citados pode ser visto na Figura 3.9.

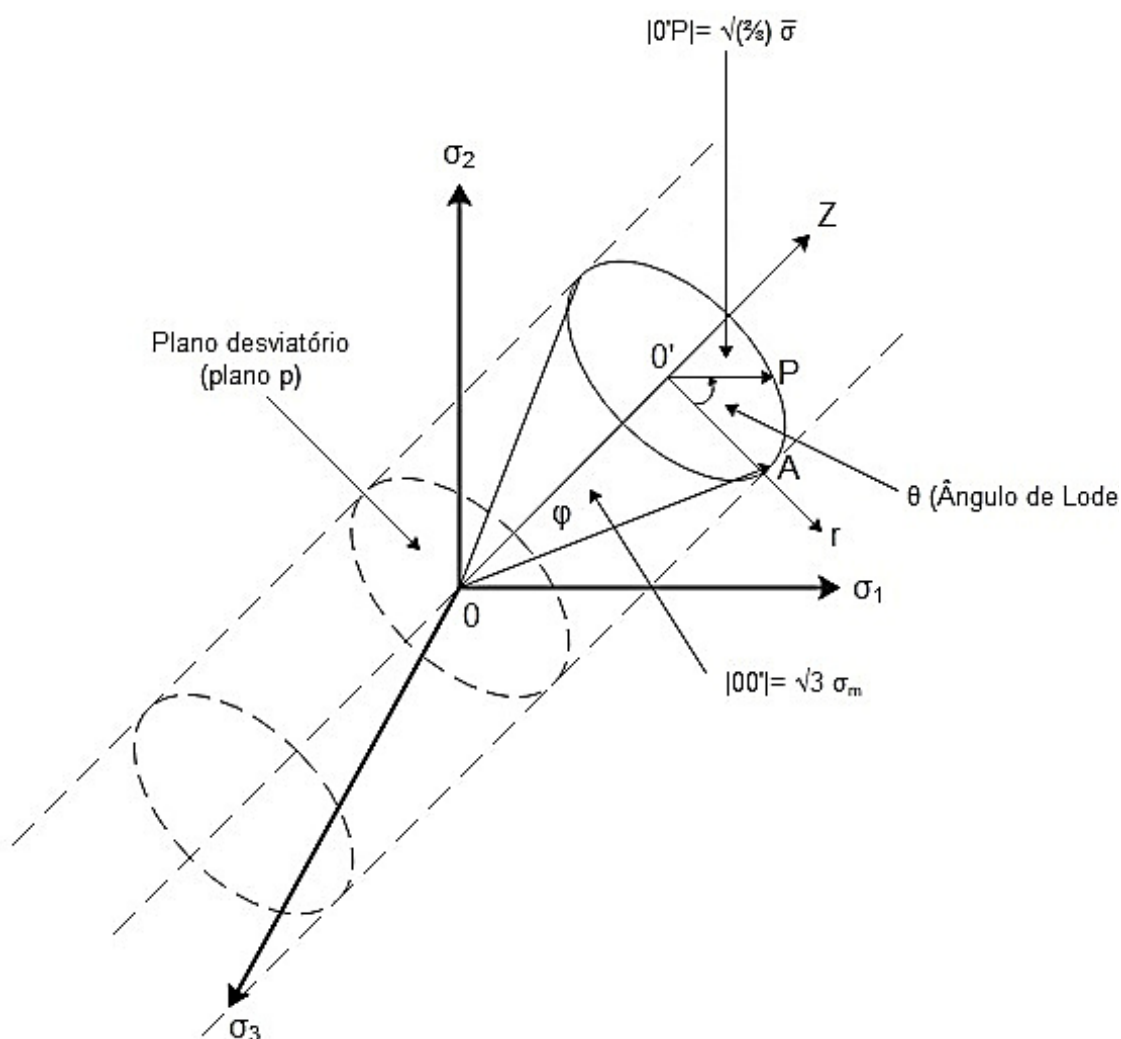


Figura 3.9: Sistema de coordenadas no espaço de tensões principais e representação gráfica do ângulo de Lode. Adaptado de [68].

Dessa forma, os valores de triaxialidade de tensão e do ângulo de Lode podem variar conforme o formato e dimensão dos corpos de prova e do tipo de solicitação ao qual são submetidos. Em seu trabalho, Bai *et al.* [68] determinaram modelos para as equações de triaxialidade tensão e os valores do ângulo de Lode

para os principais tipos de CPs e estados de tensão, como pode ser visto na Tabela 3.2.

Tabela 3.2: Valores de triaxialidade de tensão e ângulo de Lode para os modelos de corpos de prova e estado de tensão mais comuns. Adaptado de [68].

Corpos de prova e estados de tensão	Triaxialidade de tensão (σ^*)	Ângulo de Lode (θ_L)
Barra redonda sem entalhe, tração	$\frac{1}{3}$	1
Barra redonda com entalhe, tração	$\frac{1}{3} + \sqrt{2} \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right)$	1
Deformação plástica plana, tração	$\frac{\sqrt{3}}{3}$	0
Chapa plana com ranhuras, tração	$\frac{\sqrt{3}}{3} \left[1 + \sqrt{2} \ln\left(1 + \frac{t}{4R}\right)\right]$	0
Torção ou cisalhamento	0	0
Cilíndrico, compressão	$-\frac{1}{3}$	-1
Plano biaxial de tensão, tração	$\frac{2}{3}$	-1
Plano biaxial de tensão, compressão	$-\frac{2}{3}$	1
Deformação plástica plana, compressão	$-\frac{\sqrt{3}}{3}$	0
Barra redonda com entalhe, compressão	$-\left[\frac{1}{3} + \sqrt{2} \ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right)\right]$	-1

R é o raio do entalhe ou ranhura, *a* é o raio de uma barra redonda no entalhe e *t* é a espessura de uma placa plana ranhurada na ranhura

Bao *et al.* [69] mostraram em seu trabalho que a deformação equivalente até a fratura difere bastante sob diferentes intensidades de triaxialidades de tensão (Figura 3.10). Para uma faixa de triaxialidade de tensão negativa (compressão) a deformação equivalente até a fratura diminui com o aumento do valor da triaxialidade de tensão e atinge um mínimo quando esse é igual 0 (torção ou cisalhamento puro). Em seguida, para valores positivos, a deformação

equivalente aumenta em um intervalo para baixos valores de triaxialidade de tensão, atingindo um pico onde a triaxialidade de tensão média corresponde àquela obtida em tração de corpos de prova no formato de barra redonda sem entalhe; por fim, a deformação equivalente passa novamente a diminuir para valores mais altos de triaxialidade de tensão. Assim, tensões trativas tendem a acelerar a formação de vazios enquanto tensões compressivas diminuem tal efeito, com a fratura ocorrendo, nesse caso, por cisalhamento.

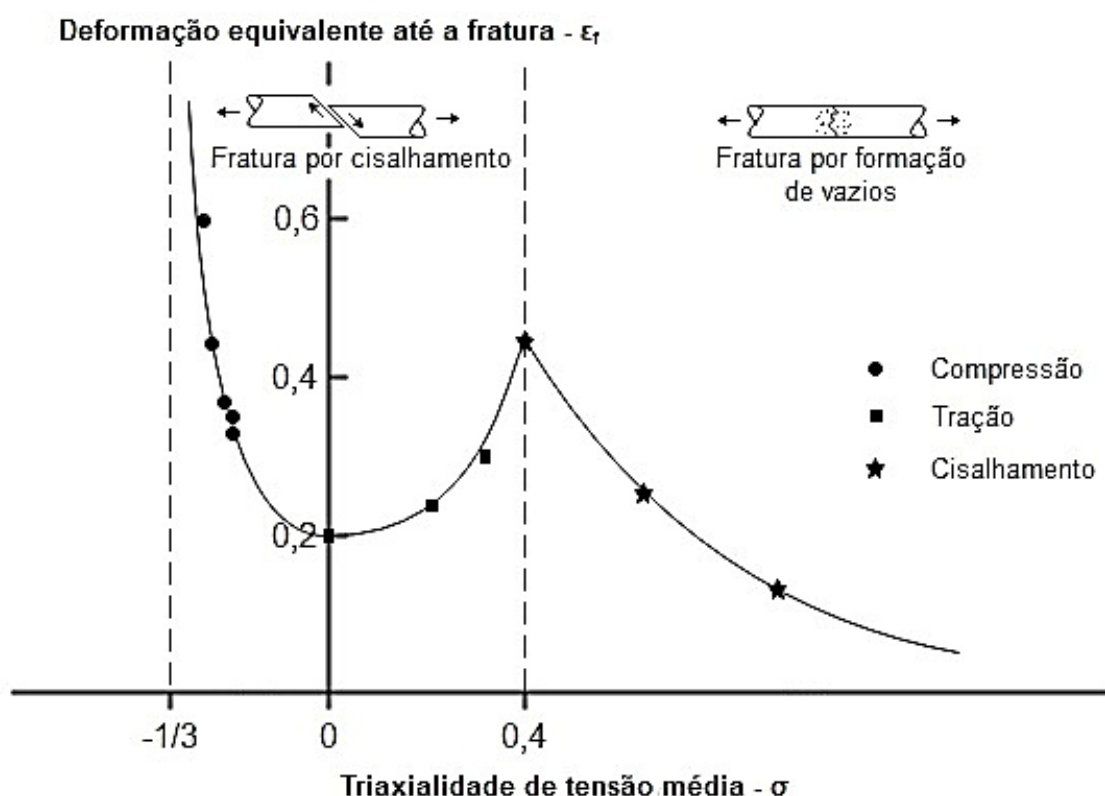


Figura 3.10: Influência da triaxialidade de tensão na deformação equivalente até a fratura. Adaptado de [69].

Outro fator que pode indicar uma relação do tipo de solicitação mecânica com os mecanismos de deformação plástica atuantes, como os efeitos TRIP e TWIP, é a dependência do movimento dos planos de cisalhamento. Diferentes modos de deformação podem resultar em diferentes tipos de estado de tensão que por consequência podem resultar em diferentes tensões críticas de cisalhamento e fatores de Schmid, podendo alterar, o início, a intensidade e até mesmo a cinética da maclação ou da transformação de fase induzida por deformação [70, 71].

Zecevic *et al.* [72] buscaram demonstrar matematicamente essa dependência, mostrando em seu trabalho a existência de uma relação entre a triaxilidade de tensão e a probabilidade de formação de áreas favoráveis para início da transformação martensítica. Segundo os autores, isso se dá devido à relação da direção da solicitação mecânica e da orientação cristalográfica do material, sendo que, dependendo de sua disposição, pode haver uma separação ou aproximação das discordâncias parciais de Shockley, afetando a largura de falha de empilhamento do material. Consequentemente esse resultado poderia ser interpretado como uma maneira de proporcionar uma variação na EFE do material. Essa, porém, é uma teoria muito complexa e ainda pouco explorada.

Assim, apesar de existir uma base teórica sobre a influência do modo de deformação nos mecanismos de transformação induzida, ainda não é um consenso na literatura como se dá diretamente essa relação. Alguns poucos trabalhos buscaram analisar, de forma experimental, a diferença de intensidade do efeito TRIP em diferentes tipos de solicitação mecânica, criando modelos experimentais a partir dos resultados obtidos, como no trabalho de Kim *et al.* [73] para um aço TRIP780 (Figura 3.11).

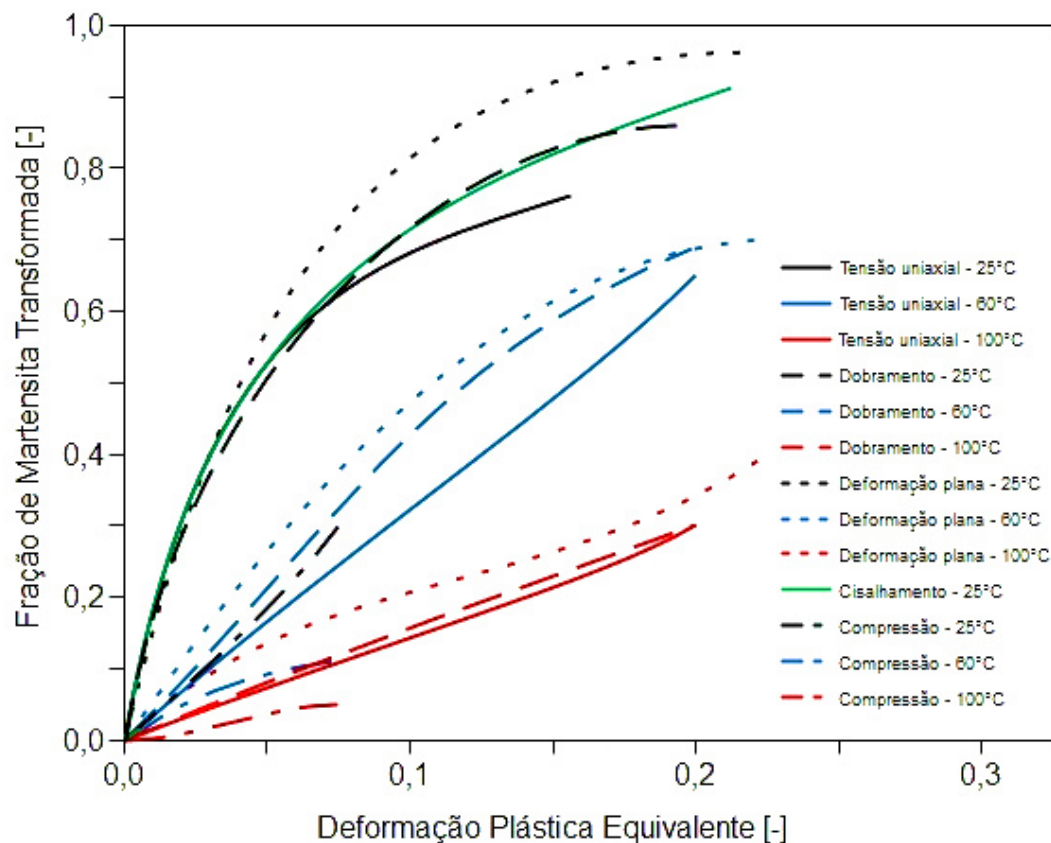


Figura 3.11: Volume de martensita transformada em um aço TRIP780 em função da deformação plástica equivalente para diferentes tipos de ensaios mecânicos e temperaturas. Adaptado de [73].

Diferentemente do modo de deformação, a taxa de deformação tem sua influência no efeito TRIP melhor entendida na literatura, com a transformação de fase induzida por deformação tornando-se mais acentuada em baixas taxas de deformação. Talonem *et al.* [74] mostraram que para um AIA 301LN, em uma mesma temperatura, a quantidade de martensita transformada é maior quanto menor a taxa de deformação (Figura 3.12). O principal motivo para essa diferença, sustentado também por outros autores [75, 76], é que o calor adiabático gerado em altas taxas de deformação acaba por aumentar a EFE do material e, como visto anteriormente, a EFE governa os mecanismos de deformação plástica, dessa forma, a ocorrência e intensidade do efeito TRIP está diretamente relacionado a essa variação de temperatura.

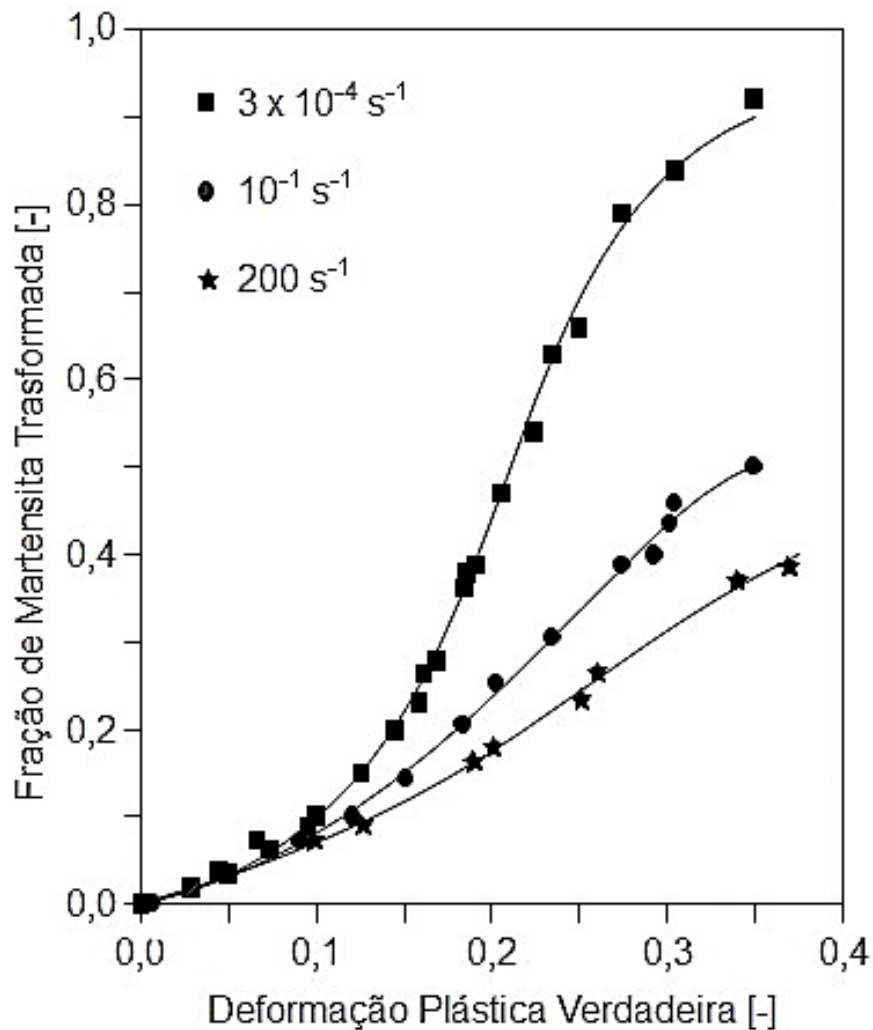


Figura 3.12: Efeito da taxa de deformação no efeito TRIP em um AIA 301LN. Adaptado de [74].

Por fim, a quantidade de deformação é, dentre os parâmetros de deformação, aquela que desempenha papel mais importante no efeito TRIP, afetando diretamente a quantidade e o tipo de martensita formada durante o processo. De maneira geral, observa-se que a martensita ϵ_{HCP} é formada durante a fase inicial da deformação plástica e atinge um máximo, a partir do qual seu volume tende a diminuir. Em seu trabalho De *et al.* [77] mostraram que, para ensaios de tração a -50° C em um AIA 304, a martensita ϵ_{HCP} atinge um valor máximo com aproximadamente 15% de deformação e próximo a 25% toda essa martensita já se encontra transformada em martensita α' , a qual aumenta seu volume até atingindo um patamar de saturação em aproximadamente 80%. Souza Filho *et al.* [78] encontraram resultados semelhantes para análises de DRX em amostras laminadas à frio do AIA 201LN; nesse caso a martensita ϵ_{HCP} atinge

um valor máximo com 10% de deformação e a martensita α' um volume máximo de aproximadamente 60%, como ilustrado na Figura 3.13. É importante destacar que esses valores, porém, podem ser deslocados devido a uma combinação de outros fatores já citados, como a temperatura de solitação, variação de tamanho de grão, taxa ou modo de deformação [24].

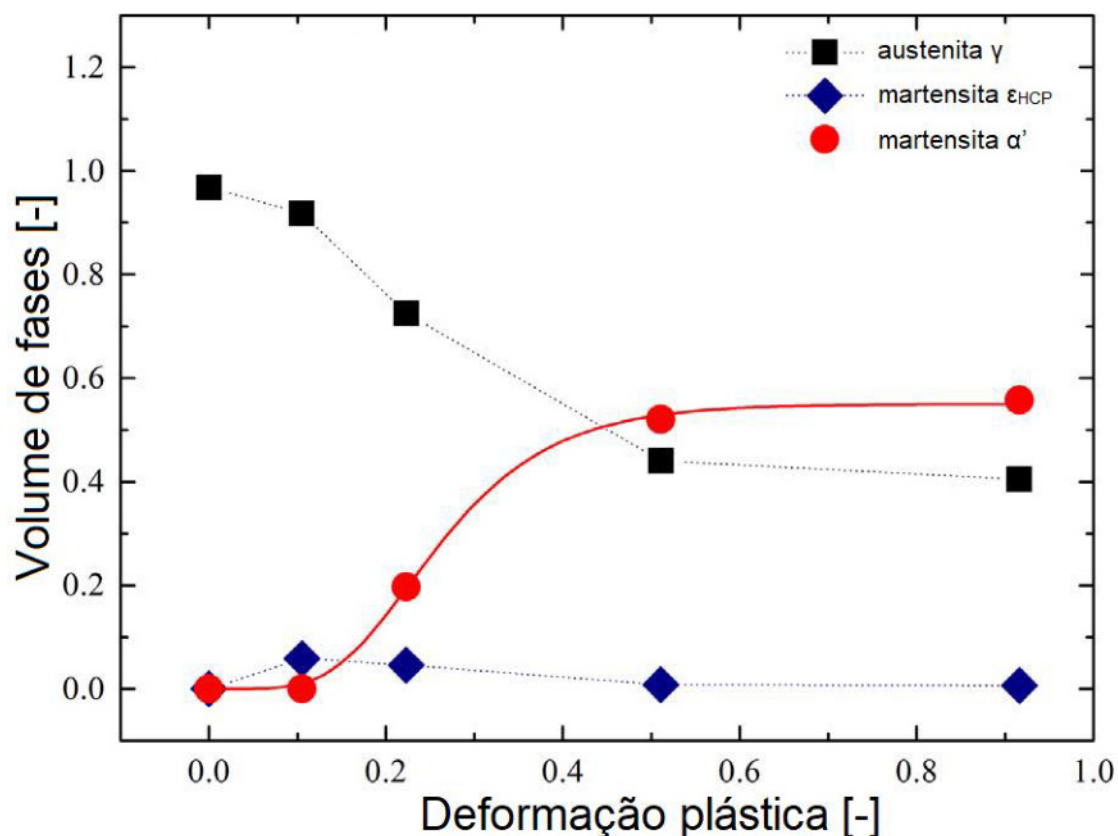


Figura 3.13: Transformação de fases em função da deformação em um AIA 201LN laminado à frio. Adaptado de [78].

3.5 Modelos constitutivos para deformação plástica

As equações constitutivas para materiais são, por definição, a relação entre grandezas físicas (especialmente grandezas cinéticas) que aproximam a resposta desse material a estímulos externos, geralmente como campos ou forças aplicadas. Para a deformação plástica, as equações constitutivas baseiam-se em equações que descrevem a contribuição de um ou mais fatores na relação entre a tensão aplicada e a deformação plástica de um material.

Para materiais que apresentam mecanismos de endurecimento mais complexos, como o efeito TRIP, essas equações tornam-se menos triviais, já

que se passa a ter mais componentes atuando de forma a modificar esse comportamento; além disso, outros mecanismos podem estar atuando na deformação plástica do material de forma simultânea. Nesse caso, as equações constitutivas passam a se basear nas equações de cinética dos mecanismos de deformação e endurecimento atuantes, onde a grandeza cinética presente é, em geral, a deformação.

O uso de modelos teóricos e experimentais no estudo da cinética de transformação martensítica e posteriormente sua aplicação nas equações constitutivas para deformação plástica em materiais que apresentam o efeito TRIP é uma área que vem se desenvolvendo significativamente devido à crescente importância desses materiais. Atualmente existem vários modelos propostos, mas ainda ocorrem buscas por novos modelos ou para que os modelos já existentes se ajustem melhor a novos materiais e as condições de deformação desejadas, considerando os diversos parâmetros que possam influenciar esse tipo de transformação.

3.5.1 Deformação por escorregamento de discordâncias e encruamento

Como discutido anteriormente, a deformação plástica dos materiais baseia-se na movimentação e na interação de discordâncias, podendo ocorrer a aniquilação (recuperação dinâmica) ou o acúmulo (encruamento) das mesmas. O acúmulo de discordâncias provoca um endurecimento no material, e a taxa na qual esse endurecimento ocorre é chamada taxa de encruamento, que pode ser observada pela inclinação da região uniforme das curvas tensão Vs-deformação. Essa propriedade pode ser afetada, dentre vários fatores, pela composição do material (fases e precipitados), pela temperatura e taxa de deformação [79, 80].

O modelo mais básico para descrever esse endurecimento durante a deformação plástica dos materiais foi desenvolvido por Hollomon [81], (Equação (3.17)) o qual até hoje é utilizado para descrever o comportamento da região de deformação da curva tensão- Vs deformação de diversos materiais [82].

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n \quad (3.17)$$

Nesse modelo n é o expoente de encruamento, obtido experimentalmente, ε_v a deformação verdadeira, σ_0 o limite de escoamento, σ_v a tensão verdadeira resultante da deformação e k uma constante de endurecimento que depende do material.

Uma análise mais completa e bem aceita para o endurecimento mecânico, principalmente para materiais CFC, foi desenvolvido por Kocks e Mecking [83]. Nesse método, denominado método de K-M, a taxa de encruamento ($\dot{\theta} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$) pode ser determinada em função da tensão (Equação ((3.18)) ou deformação plástica (Equação(3.19)) do material.

$$\dot{\theta} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \theta_0 - K\sigma \quad (3.18)$$

$$\dot{\theta} = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \theta_0 - K\varepsilon \quad (3.19)$$

Por esse método, a partir do formato das curvas obtidas, é possível observar, além do endurecimento proporcionado pelo encruamento, a ocorrência de demais mecanismos de deformação atuantes durante a deformação plástica do material [66, 84, 85] Em materiais onde existe o domínio da recuperação dinâmica durante a deformação plástica (escorregamento e aniquilação de discordâncias) a inclinação no platô da curva $\dot{\theta}$ Vs σ (ou ε) é negativo; quando se passa a ter a ocorrência de fenômenos de endurecimento, como o encruamento, começa a existir uma competição entre a recuperação e o endurecimento, assim essa inclinação tende a valores próximos de zero. Já com a presença de mais mecanismos de endurecimento atuantes, como efeitos TRIP e TWIP, a inclinação desse platô passa a aumentar, podendo atingir valores superiores a zero.

Um exemplo de uma curva da taxa de encruamento Vs deformação plástica/ aumento de tensão pode ser visto na Figura 3.14. Nesse caso é possível observar os diferentes estágios de endurecimento para materiais que deformam exclusivamente pelo mecanismo de escorregamento de discordâncias e para materiais com a presença de efeitos TRIP e TWIP.

O estágio inicial é semelhante para todos os casos, com um aumento da densidade de discordâncias, marcado por queda acentuada da taxa de encruamento; já o segundo estágio, na região entendida como platô da curva, é dominado pela movimentação e interação das discordâncias, podendo ocorrer a formação de maclas e martensita ϵ_{HCP} e α' durante a deformação plástica.

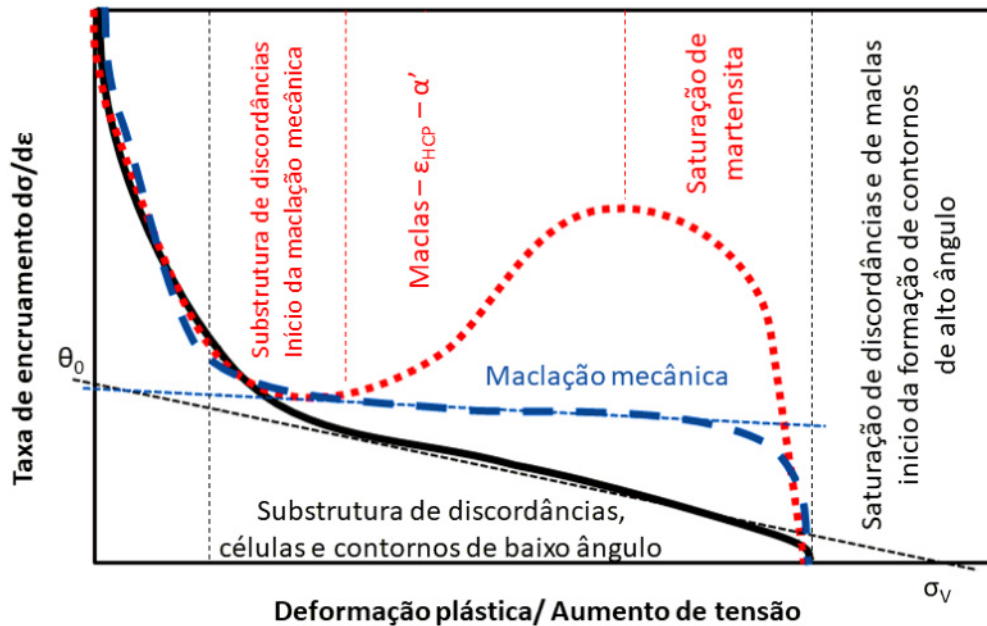


Figura 3.14: Curvas esquemáticas da taxa de encruamento Vs deformação plástica/aumento de tensão (método de K-M) para materiais com deformação exclusivamente pelo mecanismo de escorregamento de discordâncias (preto) e com a ocorrência dos efeitos TWIP (azul) e TRIP (vermelho).

Baseando-se no método de K-M um modelo constitutivo foi desenvolvido por Voce [86] (Equação (3.20)) para a determinação da contribuição do escorregamento de discordâncias na deformação plástica dos materiais. Nesse modelo temos que o comportamento da deformação plástica do material se inicia na tensão de escoamento (σ_y) e ocorre um acréscimo contínuo baseado na tensão de saturação ($\sigma_s = \theta_0/k$) e no parâmetro de encruamento K obtidos a partir do modelo de K-M.

$$\sigma_{Voce} = \sigma_y + \sigma_s(1 - \exp(K\epsilon)) \quad (3.20)$$

Esse modelo é válido para matérias com baixa taxa de encruamento, ou seja, que tem sua deformação plástica comandada ainda pelo escorregamento e aniquilação de discordâncias. Dessa forma, ele pode ser aplicado quando os valores de $\frac{d\dot{\theta}}{d\sigma}$ ou $\frac{d\dot{\theta}}{d\varepsilon}$ são negativos, mostrando-se particularmente válido para ensaios mecânicos em temperaturas elevadas.

3.5.2 Cinética da transformação martensítica

Nos AIs com ocorrência do efeito TRIP a formação da fase martensita α' induzida por deformação causa um endurecimento no material, proporcionando à curva tensão Vs deformação um comportamento sigmoidal na região de deformação plástica [74, 87].

Esse efeito endurecedor é causado já que a fase martensita passa a constituir obstáculos ao movimento das discordâncias, existindo assim uma relação direta entre o endurecimento do material e a quantidade de martensita α' transformada; logo, as equações constitutivas para deformação plástica estão intimamente ligadas com os modelos de cinética da transformação martensítica.

Nos AIs sujeitos ao efeito TRIP podem existir também outras influências no endurecimento do material, como a presença da martensita ε_{HCP} e de maclas de deformação. A influência da ε_{HCP} é pouco discutida na literatura, já que sua formação acontece apenas na parte inicial do fenômeno, em pequena escala e, portanto, sua contribuição final para o endurecimento torna-se pouco significativa se comparado aos outros mecanismos [88].

As principais equações para cinética de transformação martensítica são baseadas em modelos de nucleação e crescimento como os do tipo JMAK (Johnson – Mehl – Avrami – Kolmogorov) [89, 90] (Equação (3.21)). Nesse modelo é considerado que a nucleação da martensita α' ocorre preferencialmente nas bandas de escorregamento, nas maclas mecânicas ou nas martensitas ε_{HCP} , e que seu crescimento se dá de forma exponencial, proporcional a um expoente de Avrami (n).

$$f_{\alpha'} = 1 - \exp(-k\varepsilon^n) \quad (3.21)$$

O principal modelo para cinética de transformação martensítica induzida por deformação foi proposto por Olson e Cohen (O-C) [91] ainda no final da década de 70 (Equação (3.22)). Nesse modelo a fração de austenita transformada em martensita ($f_{\alpha'}$) é uma função exponencial da deformação plástica equivalente (ϵ) e inclui ainda duas constantes dependentes da temperatura (α e β).

$$f_{\alpha'} = 1 - \exp\{-\beta(1 - \exp(-\alpha\epsilon))^n\} \quad (3.22)$$

A constante α é considerada um parâmetro da taxa de formação das bandas de escorregamento que, como visto anteriormente, está diretamente relacionado as FE do material. Já a constante β é a probabilidade de que a martensita α' seja nucleada em uma das interseções dessas bandas de escorregamento. Esse modelo possui uma boa aplicabilidade e serve como base para vários outros modelos utilizados atualmente, porém tem sua principal limitação em não considerar um volume de saturação da martensita.

Para obter um melhor ajuste e minimizar as limitações do método original de O-C, Shin *et al.* [92] propuseram a adição de dois novos termos ao modelo cinético, conforme mostrado na Equação (3.23): a fração de saturação de martensita transformada (f_s) e a deformação inelástica crítica (ϵ_0), valor no qual a energia interna acumulada na deformação é suficiente para compensar o déficit na força motriz e iniciar assim a transformação martensítica induzida por deformação. Nesse caso β passa a ser um parâmetro da estabilidade da austenita e depende da composição química, da temperatura e do tipo e solicitação mecânica.

$$\frac{f_{\alpha'}}{f_s} = 1 - \exp\{-\beta(\epsilon - \epsilon_0)^n\} \quad (3.23)$$

A influência do modo de deformação e da temperatura na cinética do efeito TRIP foram estudados por Kim *et al.* [73] e outra modificação ao modelo de O-C foi proposta (Equação ((3.24)). Nesse modelo a fração máxima de martensita transformada ($f_{\text{máx}}$) e o expoente m são determinados

experimentalmente em função da temperatura (Equações (3.25) e (3.26)), enquanto $D^*(\sigma^*, \bar{\theta}, T)$ é um parâmetro dependente do tipo de solicitação mecânica, composto pela triaxialidade de tensão (σ^*), ângulo de Lode (θ_L), e temperatura.

$$\frac{f}{f_{\text{máx}}(T)} = 1 - \exp(-D^*(\sigma^*, \theta_L, T) \bar{\epsilon}^{m(T)}) \quad (3.24)$$

$$f_{\text{máx}}(T) = -0,0087(T - 25) + 1 \quad (3.25)$$

$$m(T) = 0,014T + 0,3148 \quad (3.26)$$

Outras modificações do modelo de O-C também podem ser encontrados na literatura, como, por exemplo, modelos para materiais pré-tensionados, que já apresentam uma quantidade inicial de martensita α' [93] e para diferentes estados de tensão [94].

Modelos com modificações de funções sigmoidais, como os propostos Ahmedabadi *et al.* [95] (Equação (3.27)) e por Tavares *et al.* [87] (Equação (3.28)) são menos comuns na literatura, mas também são aceitos para a predição da cinética de transformação martensítica induzida por deformação.

$$f_{\alpha'} = \frac{f_s}{1 + \exp\{-\beta(\epsilon - \epsilon_0)\}} \quad (3.27)$$

$$f_{\alpha'} = f_s * \exp(-\exp(-n(\epsilon - K))) \quad (3.28)$$

Grande parte dos modelos propostos são modelos genéricos para aplicação em AIs que apresentam efeito TRIP. Como visto, alguns fatores podem afetar significativamente essa cinética de transformação: a EFE pode variar conforme a composição química do material e a temperatura, já a taxa e o modo de deformação podem afetar os mecanismos de interação de discordâncias, modificando a cinética de transformação. Entender como esses parâmetros afetam especificamente uma classe de material de interesse torna-

se, portanto, importante para que se determine assim limites de aplicabilidade desse material.

O efeito TRIP no AIA 201LN já foi em parte analisado na literatura. Souza Filho *et al.* [78, 96], por meio de análises por DRX in situ e EBSD nesse material, conseguiram mapear, com uma abordagem microestrutural, como se dá a formação e evolução da martensita transformada durante o efeito TRIP. Já Tavares *et al.* [87] buscaram modelar matematicamente a transformação martensítica na laminação de chapas para o 201LN. Na literatura, porém, ainda se tem um lapso dos efeitos das variáveis envolvidas no processo de deformação na cinética de transformação martensítica do AIA 201LN. Portanto, neste trabalho objetiva-se uma abordagem matemática e microestrutural criteriosa para destacar a influência da temperatura, da taxa e do modo de deformação na cinética do efeito TRIP.

3.5.3 Modelos constitutivos para deformação plástica de materiais com efeito TRIP

Os modelos constitutivos para a deformação plástica de materiais que apresentam transformação martensítica induzida por deformação baseiam-se na composição de equações que englobem todos os mecanismos atuantes durante a deformação. De maneira geral são necessárias equações que englobem a deformação da matriz (austenítica) enquanto considera a cinética de sua transformação em martensita e qual a contribuição dessa fase formada no endurecimento do material.

Um dos principais e mais básico modelo para estimar a relação entre a tensão e a deformação dos AIAs com o efeito TRIP foi proposto por Ludwigson e Berger [97] no final dos anos 60, ainda antes da existência de modelos mais elaborados para cinética de transformação martensítica. Esse modelo parte de uma equação bem simplificada para determinar a quantidade das fases transformadas (Equação (3.29)), onde o parâmetro A descreve a tendência para a transformação martensítica e b' é o índice de transformação autocatalítica, sendo ambos os termos sensíveis à temperatura; f_y é a fração da austenita e ϵ_{eng} a deformação de engenharia.

$$V_{\alpha'} = A * (\varepsilon_{eng})^{b'} f_Y \quad (3.29)$$

O comportamento em deformação dos materiais sujeitos ao efeito TRIP está fortemente ligado, além das frações de martensita α' e de austenita presentes, a formação e evolução da martensita durante a sollicitação mecânica. Assim, o modelo de Ludwigson e Berger baseia-se no conceito da regra de mistura para estimar a constituição da curva tensão Vs deformação, como pode ser visto na Equação (3.30).

$$\sigma = k \{\ln(1 + \varepsilon_{eng})\}^{n'} \left\{ 1 - \left[1 + \frac{(\varepsilon_{eng})^{-b'}}{A} \right]^{-1} \right\} + C \left\{ 1 + \frac{\varepsilon_{eng}^{-b}}{A} \right\}^{-Q} \quad (3.30)$$

No primeiro termo o endurecimento da austenita é descrito pelos parâmetros k e n' obtidos pelo método de Hollomon (Equação (3.17)), multiplicado pelo volume de austenita obtido na Equação (3.29). O segundo termo representa a fração volumétrica da martensita multiplicado por um fator de endurecimento C . Experimentalmente, Ludwigson e Berger concluíram que os parâmetros k , C e Q são dependentes da composição química do material, enquanto Meyer *et al.* [98] mostraram mais tarde que esses parâmetros também são influenciados pela temperatura durante a deformação.

Outro modelo constitutivo também bastante difundido para parametrização da curva tensão Vs deformação em materiais com efeito TRIP foi introduzido por Narutani *et al.* [61]. Em seu trabalho os autores partem inicialmente de uma composição simples dos efeitos da austenita estável e da martensita via da regra das misturas (Equação (3.31)), considerando as frações de austenita e martensita e suas respectivas tensões de escoamento (σ_Y e $\sigma_{\alpha'}$).

$$\sigma = (1 - f_{\alpha'}) * \sigma_Y + f_{\alpha'} \sigma_{\alpha'} \quad (3.31)$$

Em um segundo passo, é proposta uma correção para essa regra da mistura, acrescentando um termo pelo qual as tensões da austenita e martensita são corrigidas pelo efeito da deformação (Equação (3.32)), considerando

também a recuperação dinâmica que ocorre durante a transformação martensítica induzida por deformação (Equação (3.33)).

$$\sigma_S = (1 - f_{\alpha'})\sigma_Y(\varepsilon - \alpha_{\alpha}f_{\alpha'}) + f_{\alpha'}\sigma_{\alpha'}(\varepsilon - \alpha_{\alpha}f_{\alpha'}) \quad (3.32)$$

$$\sigma = \sigma_S - \left(\beta \frac{df_{\alpha'}}{d\varepsilon} \sigma_S \right) \quad (3.33)$$

Por fim, a equação constitutiva Narutani *et al.* para efeito TRIP nos AIAs (Equação (3.34)) é dada pela combinação das Equações (3.32) e (3.33).

$$\sigma = \{ (1 - f_{\alpha'})\sigma_Y(\varepsilon - \alpha_{\alpha}f_{\alpha1}) + f_{\alpha'}\sigma_{\alpha1}(\varepsilon - \alpha_{\alpha}f_{\alpha'}) \} * \left(1 - \beta \frac{df_{\alpha1}}{d\varepsilon} \right) \quad (3.34)$$

Estudos mais recentes buscam aprimorar esses modelos para variações de parâmetros de processamento, como no trabalho de Wolf *et al.* [99] para aços alta liga e com baixa EFE, onde novos termos para os efeitos da taxa de deformação e para o calor adiabático durante a transformação foram propostos, como pode ser visto na Equação (3.35).

$$\sigma = \{ \sigma_Y(\varepsilon + \varepsilon_T)f_Y + \sigma_{\alpha'}f_{\alpha'} \} \left\{ 1 - \left(\frac{\Delta T}{T_m - T_{ref}} \right)^m \right\} \quad (3.35)$$

As equações constitutivas para deformação plástica em materiais TRIP, portanto, baseiam-se na sobreposição dos efeitos dos mecanismos atuantes. Esses mecanismos podem ser afetados por diversos fatores como a temperatura, a taxa e o modo de deformação, e podem ter sua ocorrência e intensidade alterada de forma dinâmica pela transformação de fase induzida por deformação.

Além do efeito TRIP, em situações específicas, outros efeitos também devem ser destacados e considerados para as equações constitutivas como, por exemplo, o efeito TWIP, que ocorre em EFE intermediárias. Como visto, mesmo em condições com baixa EFE, existe uma fração de saturação da austenita transformada em martensita, portanto, nas condições finais ainda podem existir

frações da fase austenítica no material, a qual está sujeita a maclação mecânica induzida por deformação.

Este trabalho busca, portanto, propor uma equação constitutiva considerando, prioritariamente, a sobreposição dos efeitos dos mecanismos de escorregamento de discordâncias e do endurecimento proporcionado pela formação da martensita durante a deformação plástica. Posteriormente, mecanismos complementares poderão ser adicionados, adaptando assim o modelo ao comportamento em deformação mais próximo possível da realidade.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

O material utilizado como base neste trabalho foi um AIA da classe AISI 201LN (*UNS S20153*), fornecido pela *Aperam South America* em forma de chapas laminadas com 28 mm de espessura. Esse material é usualmente produzido por lingotamento contínuo com espessura de 200 mm e enviado à laminação de tiras à quente (LTQ) onde após 8 passes tem sua espessura reduzida para 5 mm. Nesse caso as chapas fornecidas foram retiradas durante o processo de LTQ para que tivessem espessura suficiente para a confecção de diferentes tipos de corpos de prova (CPs). A composição química do material fornecida pelo fabricante está indicada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Composição química (% em massa) do AIA 201LN, conforme fornecida pelo fabricante.

Cr	Mn	Ni	C	N	Mo	Si	Cu	S	P
17.02	6.87	4.02	0.027	0.16	0.02	0.40	0.02	0.001	0.03

Após a confecção dos CPs o material foi submetido a um tratamento térmico de solubilização para minimizar os efeitos da laminação e da usinagem, normalizar sua microestrutura e dissolver possíveis precipitados. O intervalo de temperatura para a austenitização dos AIAs geralmente se encontra entre 1050° C e 1250° C [2], logo o tratamento térmico foi realizado a 1150° C por 30 minutos em forno a vácuo, com resfriamento em água.

4.2 Ensaios mecânicos

Os ensaios mecânicos propostos neste trabalho tiveram como objetivo analisar o efeito dos principais parâmetros envolvidos nos processos de conformação mecânica na transformação martensítica induzida por deformação do AIA 201LN. Assim, foram planejados ensaios variando-se o tipo de sollicitação mecânica, temperatura e taxa de deformação.

Toda caracterização mecânica do material foi realizada a partir de ensaios de tração e compressão em três diferentes taxas de deformação: 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} . A taxa máxima (10^{-2} s^{-1}) foi escolhida baseando-se nos limites de precisão dos equipamentos de ensaio disponíveis, enquanto a taxa mínima (10^{-4} s^{-1}) foi determinada pelo tempo de duração dos ensaios (aproximadamente 2 h/ensaio).

Para um entendimento geral do comportamento mecânico, o material foi ensaiado em uma ampla faixa de temperatura na taxa de deformação intermediária (10^{-3} s^{-1}); dessa forma, ensaios de tração e compressão foram realizados em condições criogênicas (-100° C e -50° C), em temperatura ambiente - TA (25° C), e à quente (entre 100° C e 800° C , espaçados em intervalos de 100° C). Para as taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} os ensaios foram realizados em temperatura ambiente (25° C) e entre 100° C e 600° C , também espaçados em intervalos de 100° C .

Em conjunto com os resultados dos ensaios mecânicos, a EFE estimada pela composição química e sua variação com a temperatura foi utilizada para determinar as temperaturas de transição entre os mecanismos de deformação plástica. Neste trabalho foram aplicadas as equações de Meric de Bellefon *et al.* [56] (Equação (3.13)) na estimativa da EFE em TA do material baseado em sua composição química e o modelo de Galindo-Nava *et al.* [57] (Equação (3.14)) para determinar sua variação com a temperatura.

Após a identificação das temperaturas de interesse para transformação martensítica induzida por deformação foram realizados ensaios de tração e compressão interrompidos em 2%, 5%, 15% e 30% de deformação plástica em TA (25° C) e 100° C . Um planejamento esquemático de toda caracterização mecânica do material pode ser visto no fluxograma da Figura 4.1.

Os ensaios mecânicos foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar). Todos os ensaios foram realizados em triplicata, em uma máquina de ensaios universal INSTRON 5500R. Para os ensaios criogênicos uma câmara INSTRON foi acoplada ao sistema de ensaios e resfriada com nitrogênio líquido, enquanto para os ensaios à quente um forno de resistência elétrica foi acoplado ao sistema. Em ambos os

casos a temperatura foi aferida por um termopar colocado próximo ao CP e controlada durante toda duração do ensaio.

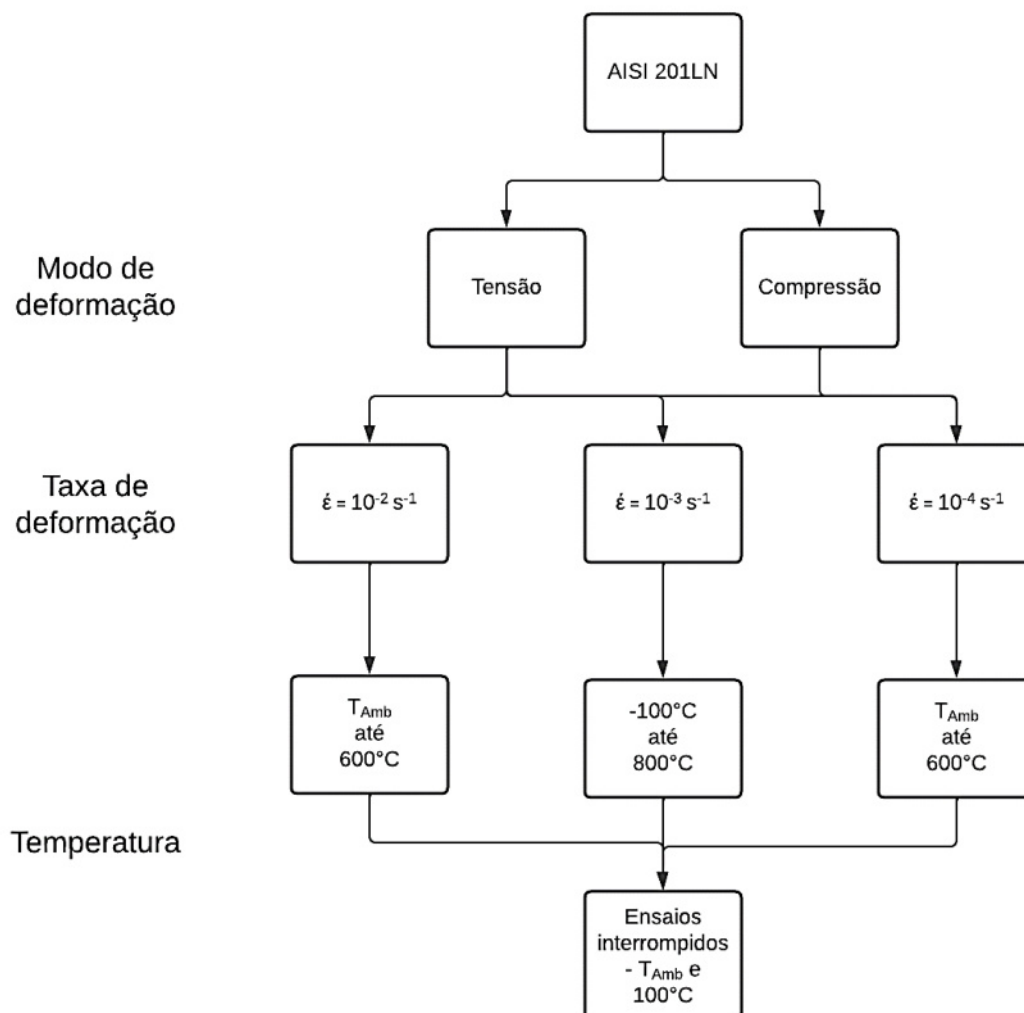


Figura 4.1: Planejamento dos ensaios mecânicos para o AIA 201LN: variação da taxa de deformação e temperatura nos ensaios de tração e compressão.

4.2.1 Ensaios de tração

Por ser um tipo de ensaio relativamente simples de ser realizado e com boa repetibilidade, os ensaios de tração foram escolhidos como ponto de partida para o estudo do efeito TRIP no AIA 201LN. Para isso foram usinados CPs cilíndricos com fixação por rosca, retirados da direção paralela ao sentido de laminação das chapas recebidas, conforme esquematizado na Figura 4.2.

Os ensaios de tração foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos do DEMa/UFSCar seguindo as indicações das normas ASTM E8/E8M-22 [100] e ASTM E21-20 [101]. Inicialmente os ensaios foram realizados com uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} em uma faixa de temperaturas entre -100° C e 800° C .

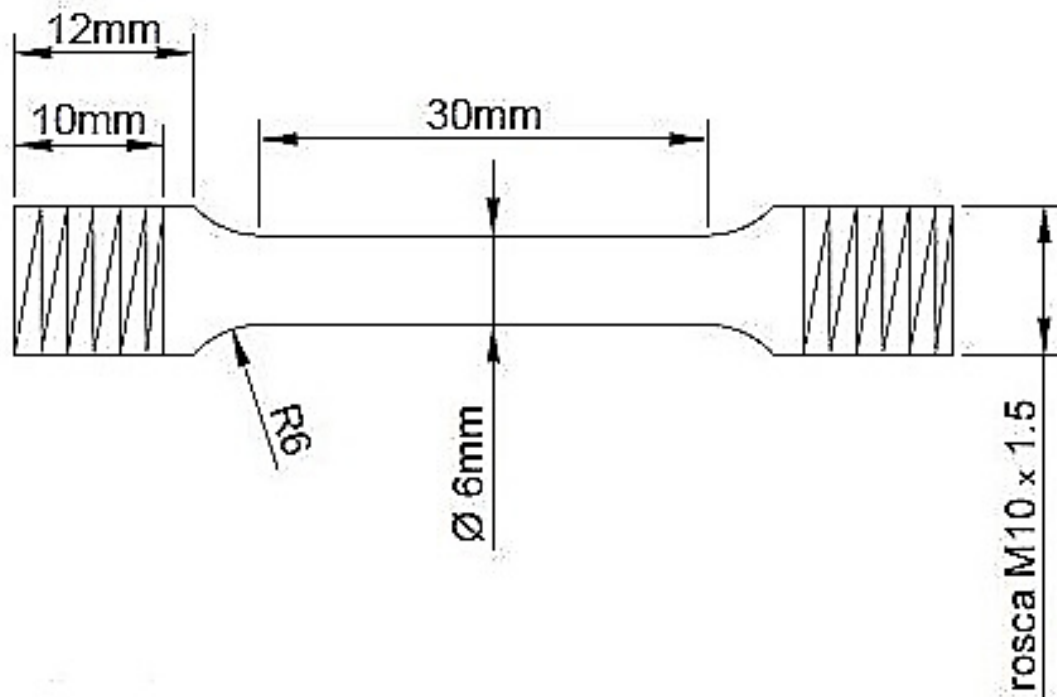


Figura 4.2: Esquema dos CPs utilizado para os ensaios de tração no AIA 201LN.

Com base nos resultados obtidos na primeira etapa de ensaios, obteve-se um melhor entendimento do comportamento mecânico do material nesse tipo de solicitação e com isso foi feito um direcionamento dos ensaios para as outras condições. Assim, os ensaios com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} foram realizados entre a temperatura ambiente (25° C) e 600° C .

Posteriormente, ensaios de tração interrompidos antes da fratura, com quantidades de deformação plástica pré-estabelecidas de 2%, 5%, 15% e 30% também foram realizados buscando um melhor entendimento da cinética da transformação induzida no material. Esses ensaios foram realizados em temperatura ambiente e a 100° C , intervalo onde o efeito TRIP se mostrou presente com maior intensidade.

4.2.2 Ensaios de compressão

Um segundo tipo de ensaio realizado no AIA 201LN foram os ensaios de compressão, variando-se assim o estado de tensão em relação aos ensaios de tração. Para isso foram usinados CPs cilíndricos com 6 mm de diâmetro e 8 mm de comprimento, também retirados da direção paralela ao sentido de laminação. Os ensaios de compressão também foram realizados no Laboratório de Ensaios Mecânicos do DEMa/UFSCar, de maneira análoga aos ensaios de tração e conforme indicações das normas ASTM E9-09 [102] e ASTM E209-18 [103]. A deformação máxima pré-estabelecida para os ensaios foi de 60%.

Nos ensaios de compressão um fator importante a ser controlado é o atrito entre o CP e as bases do sistema de ensaio, onde se busca idealmente um coeficiente de atrito mínimo entre esses componentes. Neste trabalho, para os ensaios de compressão em temperaturas criogênicas não se utilizou lubrificação, enquanto nos ensaios em TA e à quente utilizou-se grafite em pó como lubrificante.

Inicialmente foram realizados ensaios de compressão com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} em um intervalo de temperatura entre -100° C e 800° C . Para as taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} os ensaios de compressão foram realizados entre temperatura ambiente (25° C) e 600° C e os ensaios interrompidos foram feitos para as quantidades de deformação plástica pré-estabelecidas de 2%, 5%, 15% e 30%.

4.2.3 Ensaios de dureza

Ensaios de microdureza Vickers foram realizados em secções transversais nos CPs de tração e compressão ensaiados em algumas condições de temperatura e taxa de deformação. Nesse caso, as medições foram realizadas de acordo com a norma ASTM E384-17 [104], em um microdurômetro Future Tech, modelo FM800 no DEMa/UFSCar. Foram medidos pontos igualmente espaçados a cada 0,5 mm na direção vertical do centro dos CPs, com a carga utilizada para indentação de 300 gf e tempo de aplicação de 15 s.

4.3 Análises microestruturais

As transformações de fase que ocorrem durante o efeito TRIP podem ser detectadas e/ou mensuradas por técnicas como difração de raios-x (DRX), microscopia óptica (MO), eletrônica de varredura (MEV) ou de transmissão (MET). Neste trabalho, para a identificação das fases foram aplicadas técnicas de MO e MEV, com destaque para o método de difração de elétrons retro-espalhados (EBSD); já para a quantificação de fases foram aplicados métodos baseados em análises por DRX.

A caracterização microestrutural do AIA 201LN foi realizada em várias etapas: os ensaios de DRX foram feitos no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar). As análises de MEV foram realizadas no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG), no Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano) do Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM) e no *Institute for Frontier Materials* (IFM) da *Deakin University* (Austrália).

4.3.1 Microscopia óptica

Para uma análise primária da microestrutura do material foram aplicadas técnicas convencionais de microscopia óptica (MO). A observação do estado inicial do material, bem como a ocorrência e distribuição da martensita transformada após cada ensaio foram feitas após ataque eletrolítico realizado com ácido oxálico 10%*m/m* (12V por 30 segundos).

Com as análises de MO foi possível estimar as condições iniciais do material, e realizar uma análise qualitativa do material após os ensaios, identificando a presença ou ausência de martensita transformada em cada uma das condições. É importante elucidar que uma análise mais detalhada via MO se torna limitada, já que não é possível diferenciar os tipos de martensita, e a presença maciça de maclas e acúmulos de discordâncias muitas vezes tornam as imagens obtidas por essa técnica pouco nítidas e conclusivas. Essas análises qualitativas, porém, se mostraram úteis para uma primeira impressão da

microestrutura do material, servindo como base para as análises mais detalhadas realizadas por DRX e EBSD.

4.3.2 Difração de raios-x (DRX)

Neste trabalho, o principal método utilizado para a mensuração das fases do material baseou-se em análises por difração de raios-X. O AIA 201LN possui, a princípio, 2 fases principais: uma matriz austenítica e veios de ferrita residual provenientes do processo de laminação à quente a partir do qual foi conformado [105]; após a deformação plástica as fases martensita ϵ_{HCP} e martensita α' podem ser formadas, resultando em até 4 fases principais na estrutura final do material [24, 96].

Uma vez que as fases austenita, martensita ϵ_{HCP} e martensita α' possuem diferentes estruturas cristalinas, o método de DRX pode ser utilizado para uma análise quantitativa dessas fases, como já realizado em alguns trabalhos encontrados na literatura [96, 106]. Um exemplo para o padrão de difração de DRX de um AIA 304 deformado a frio, com indicação da localização dos principais picos de difração das fases presentes, pode ser visto na Figura 4.3.

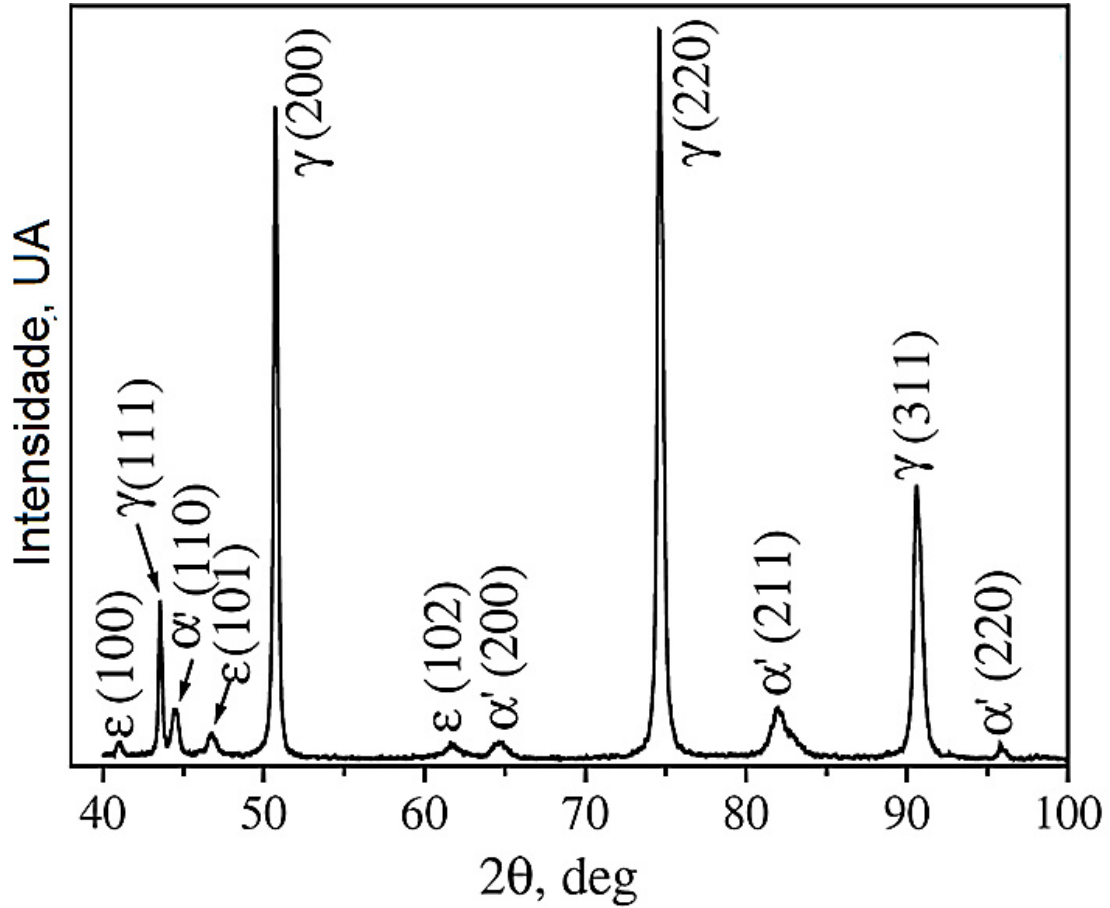


Figura 4.3: Exemplo de padrão de difração de raios-x (DRX) em um AIA 304 (tamanho de grão 58 μ m) deformado 15% a -50° C. Indicação dos principais picos de difração para as fases presentes: martensita ϵ_{HCP} , martensita α' e austenita (γ). Adaptado de [77].

Considerando os picos de difração γ (111), γ (200), γ (220) e γ (311) para austenita, α' (110), α' (200), α' (211), e α' (220) para martensita α' e ϵ_{HCP} (100), ϵ_{HCP} (101) e ϵ_{HCP} (102) para a martensita ϵ_{HCP} a fração volumétrica de cada fase pôde ser estimada pela Equação (4.1) [107].

$$V_i = \frac{\frac{1}{n^*} \sum_l^n \frac{I_i^j}{R_i^j}}{\frac{1}{n^*} \sum_l^n \frac{I_\gamma^j}{R_\gamma^j} + \frac{1}{n^*} \sum_l^n \frac{I_{\alpha'}^j}{R_{\alpha'}^j} + \frac{1}{n^*} \sum_l^n \frac{I_\epsilon^j}{R_\epsilon^j}} \quad (4.1)$$

Nessa equação, R é a intensidade teórica calculada para cada plano (hkl) (Equação (4.2)), I é a intensidade integrada para cada plano (hkl), e n o número de picos analisados. Os valores para as constantes da Equação (4.2) ($V =$

volume da célula unitária, $|F'|^2$ = fator de estrutura, ρ = fator de reflexão do plano (hkl) e e^{-2M} = fator de Debye-Waller) foram retirados da norma ASTM E975–22 [108].

$$R_{hkl} = \left(\frac{1}{V^2} \right) \left[|F'|^2 \rho \left(\frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cos \theta} \right) \right] e^{-2M} \quad (4.2)$$

As análises de DRX para este trabalho foram realizadas no laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar) em uma amostra após o tratamento térmico (TT), após ensaios de tração e compressão em cada uma das condições de ensaio e após os ensaios de tração e compressão interrompidos. Todos os ensaios foram realizados em um difratômetro de raios-x Bruker, modelo D8 Advace ECO, com radiação Cu–K1 ($\lambda = 1,54 \text{ \AA}$), *step-size* de 0.02° em um intervalo de 20° a 120° (2θ).

4.3.3 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

A técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) é umas das principais técnicas para mapeamento da microestrutura e da orientação cristalográfica dos materiais e é um método amplamente utilizado para detectar as fases transformadas durante a deformação plástica nos AIs. Vários trabalhos nesse contexto podem ser encontrados na literatura, como exemplificado na Figura 4.4 para um estudo do aço inoxidável 201LN laminado a frio [78].

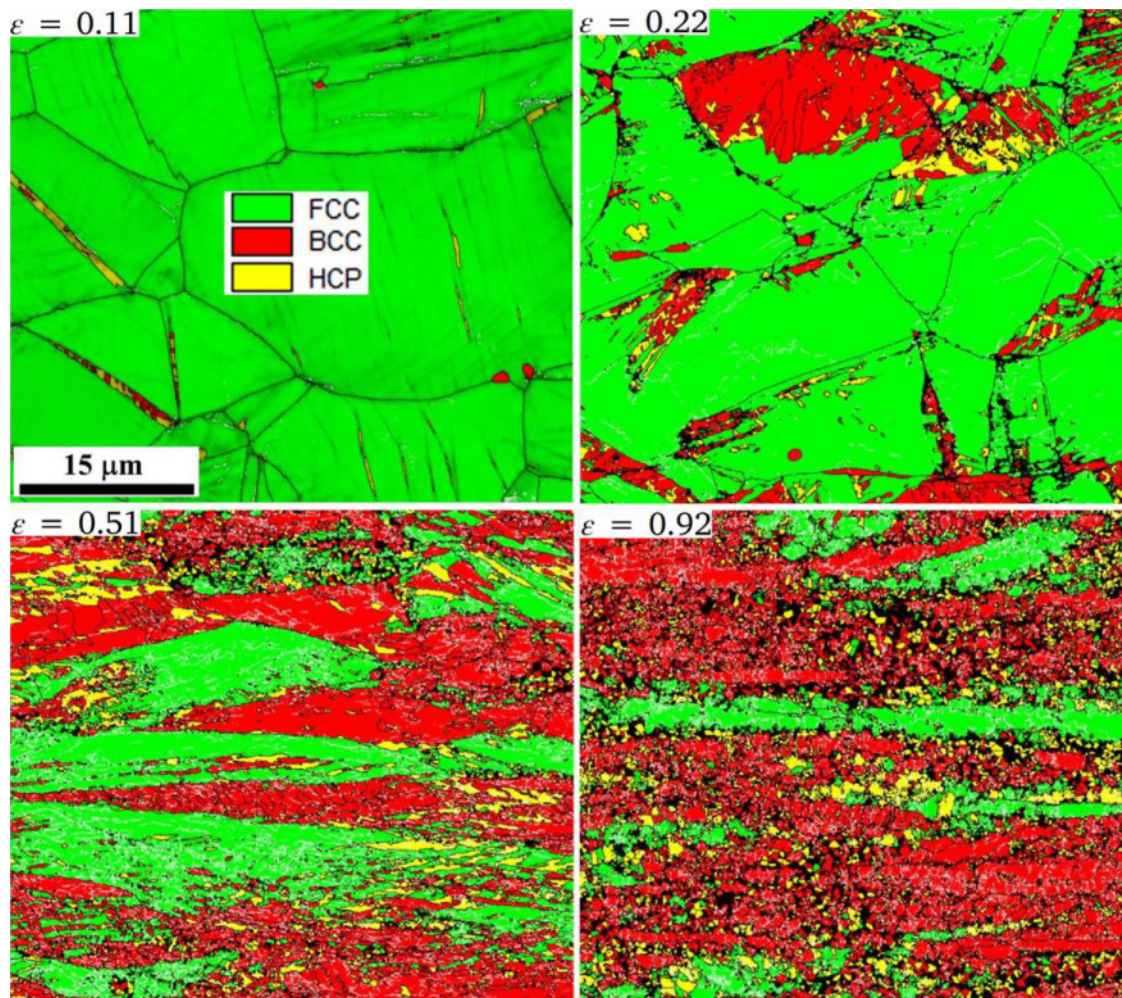


Figura 4.4: Exemplo de mapeamento de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) mostrando a evolução da microestrutura de um AIA 201LN laminado à frio. Adaptado de [78].

A partir dos dados obtidos pelas análises de MO e DRX foram escolhidas amostras representativas para a realização das análises por EBSD. Os resultados de MO foram utilizados como base para a escolha do local a ser analisado nas amostras, além de fornecer uma ideia inicial da microestrutura, enquanto os ensaios de DRX serviram para determinar as fases presentes em cada condição.

. As análises de EBSD foram utilizadas como base para um entendimento mais aprofundado da transformação martensítica induzida por deformação e assim corroborar o comportamento mecânico observado. Com as análises de EBSD foi possível obter um melhor entendimento da distribuição das fases formadas, identificando e mapeando as martensita α' e ϵ_{HCP} presentes após os

ensaios mecânicos, bem como sua orientação cristalográfica. Foi possível realizar também uma estimativa e mapeamento das maclas de deformação e dos contornos de grão em geral por meio dessas análises.

É importante destacar aqui que apesar de ser possível obter resultados quantitativos das fases transformadas nas análises de EBSD esse método não foi utilizado com essa finalidade, pois como se tratam de análises feitas em regiões pequenas esses resultados podem não se mostrar estatisticamente representativos.

As análises de EBSD foram realizadas em 3 etapas: análises iniciais foram feitas em parceria com o Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG) em um MEV TESCAN-FEG MIRA 3, operado a 15 kV e com *step-size* de 0.4 μm ; análises complementares foram realizadas no Laboratório de Microscopia Eletrônica do Laboratório Nacional de Nanotecnologia (LNNano), em Campinas, utilizando-se um MEV Thermo Fisher Scientific Quanta 650 FEG, operado a 20 kV e com *step-size* de 0.2 μm .; por fim uma caracterização mais detalhada do material por EBSD foi realizada durante o período de Doutorado Sanduiche no *Institute for Frontier Materials* (IFM) da *Deakin University* (Austrália), onde as amostras foram analisadas em um MEV FEI Quanta 3D FEG, operado a 20 kV com um *step-size* de 0,1 μm .

As amostras utilizadas nas duas primeiras etapas foram preparadas por meio de polimento eletrolítico em temperatura ambiente em uma mistura 60/40 %m/m de $\text{H}_3\text{PO}_4/\text{H}_2\text{SO}_4$ (40 V por 30 s). Para amostras analisadas no IFM a preparação das amostras foi realizada por polimento mecânico em pasta de diamante até 1 μm e posteriormente em sílica coloidal de 0,25 μm . Os dados obtidos em todas as análises foram tratados no software ATEX® (*Analysis Tools for Electron and X-Ray Diffraction*), disponibilizado gratuitamente pela Universidade de Lorraine (França) [109].

4.4 Modelamento Experimental

A parametrização das curvas de cinética de transformação martensítica induzida por deformação e das curvas de tensão Vs deformação plástica foram realizadas a partir da aplicação de modelos experimentais para os resultados

obtidos nos ensaios mecânicos do AIA 201LN. As parametrizações obtidas buscaram considerar os efeitos das variáveis mais importantes para o processamento mecânico do material como temperatura, taxa e modo de deformação.

Todo tratamento de dados para os ensaios mecânicos foi feito desconsiderando a parte elástica da deformação, já que essa região não apresenta importância significativa nos fenômenos de transformação induzida por deformação abordados neste trabalho.

Dos ensaios mecânicos foram extraídos dados importantes sobre o comportamento do material como a tensão de escoamento, resistência máxima a tração e deformação até a fratura, bem como observado o comportamento do endurecimento mecânico durante toda a deformação plástica.

4.4.1 Escorregamento de discordâncias

O primeiro passo a ser determinado na parametrização do comportamento da deformação plástica do material foi a estimativa de sua deformação baseada exclusivamente no escorregamento de discordâncias, o principal mecanismo de deformação plástica, presente em todas as condições nos ensaios realizados.

A equação constitutiva utilizada para descrever a deformação plástica por escorregamento de discordâncias foi o modelo de Voce (Equação (3.20)). O parâmetro σ_y foi retirado diretamente dos ensaios mecânicos, enquanto as constantes σ_s e K foram obtidas pelas curvas de K-M (Equação (3.19)).

$$\sigma_{\text{Voce}} = \sigma_Y + \sigma_s(1 - \exp(K\varepsilon)) \quad (3.20)$$

Como ponto de partida para esse modelo foram tomados os resultados obtidos em temperaturas mais elevadas (acima de 200°C), onde segundo as estimativas de EFE e observações microestruturais não haviam presença significativa de martensita e/ou maclas mecânicas. Logo, como nessas condições a deformação plástica é comandada principalmente pelo escorregamento das discordâncias, seria esperado que as curvas parametrizadas pelo modelo de Voce se ajustassem de maneira satisfatória as

curvas de tensão Vs deformação obtidas nos ensaios mecânicos para essas temperaturas.

4.4.2 Transformação martensítica

A segunda etapa para o modelamento teórico da deformação plástica foi a inclusão da contribuição do efeito TRIP no endurecimento do material por meio da parametrização das curvas de cinética de transformação martensítica, que tiveram como base o modelo de O-C modificado (Equação (3.23)). Para esse modelo o volume de saturação da martensita foi determinado pelos resultados obtidos nas análises de DRX, enquanto as constantes b e n foram determinadas experimentalmente, por meio dos ensaios mecânicos.

A ideia principal para a determinação dos parâmetros da equação de O-C modificada neste trabalho parte do princípio de que existe uma diferença no comportamento das curvas tensão Vs deformação obtidas nos ensaios em temperaturas superiores (dominados pelo escorregamento de discordâncias) daquelas dos ensaios em temperaturas mais baixas, onde ocorrem fenômenos de endurecimento induzidos pela deformação. Nas condições com a presença do efeito TRIP ocorre uma diferença significativa entre o formato das curvas parametrizadas por Voce na primeira etapa e o comportamento das curvas tensão Vs deformação observadas nos ensaios mecânicos. Esse desvio no sentido do endurecimento do material, para temperaturas mais baixas, se deve à formação de martensita no AIA 201LN; portanto se buscou relacionar essa diferença observada diretamente ao comportamento da cinética de formação dessa fase durante a solicitação mecânica.

A curva de cinética de transformação foi estimada por meio da diferença entre os valores de tensão obtidos nos ensaios mecânicos e a tensão obtida pela parametrização por Voce ($\sigma_{ft} = \sigma - \sigma_{Voce}$) pela equação $f_t = f_s * (\frac{\sigma_{ft} - \sigma_{ftmin}}{\sigma_{ftmax}})$, onde f_s é a fração de saturação de martensita transformada obtida por DRX.

Dessa forma, o modelo para contribuição da transformação martensítica (σ_{TRIP}) na deformação plástica do AIA 201LN é dado conforme descrito na Equação (4.3), onde σ_{ftmax} é a diferença máxima entre a tensão obtida nos ensaios mecânicos e aquela parametrizada pela equação de Voce, β é uma

constante experimental da probabilidade de nucleação para martensita α' , ε é a deformação plástica e m é um expoente experimental de Avrami para cinética de transformação martensítica.

$$\sigma_{\text{TRIP}} = \sigma_{\text{ftmáx}} f_s (1 - \exp(-\beta \varepsilon^m)) \quad (4.3)$$

4.4.3 Maclação Mecânica

Outra contribuição no endurecimento mecânico dos AIAs é a ocorrência de maclação mecânica, conhecido como efeito TWIP. Como visto esse fenômeno ocorre para valores intermediários de EFE, logo no AIA 201LN esse efeito é esperado para temperaturas de trabalho a morno (entre 0,3 e 0,5 da temperatura de fusão).

É interessante observar também que a maclação mecânica induzida por deformação pode ser uma etapa inicial da transformação martensítica induzida por deformação, já que as maclas servem como sítios de nucleação para as martensitas ε_{HCP} e α' . Dessa forma, o efeito TRIP e TWIP podem ocorrer de forma concomitante, e a estrutura final do material deformado pode ser formada da fase martensítica e grãos remanescentes de austenita apresentando maclas de deformação.

O desenvolvimento de uma equação para a contribuição da maclação mecânica na deformação plástica dos AIAs foi realizado paralelamente em outro trabalho desse grupo de pesquisa e será discutido aqui de forma mais breve já que, para o AIA 201LN, quando comparado ao Efeito TRIP, esse mecanismo possui uma contribuição significativamente menor.

O equacionamento da contribuição da maclação foi baseado no modelo de Bouaziz e Guelton [110], que parte da premissa da redução do caminho livre médio para o deslocamento de discordâncias (Λ) em virtude da formação de novos contornos proporcionados pelo surgimento das maclas. Essa redução no caminho livre médio proporciona um efeito de endurecimento sustentado pelo armazenamento de discordâncias nesses novos contornos, que passam a agir contra a recuperação dinâmica. Esse modelo pode ser entendido como um efeito Hall-Petch dinâmico, já que o surgimento de maclas pode ser considerado uma diminuição no tamanho de grão do material e sua contribuição no endurecimento

do material pode ser dada por uma relação de Hall-Petch conforme a Equação (4.4)

$$\sigma_{TWIP} = K_{HP} \Lambda^{-1/2} \quad (4.4)$$

Neste trabalho o caminho livre médio para discordâncias (Λ) foi estimado diretamente a partir das análises de EBSD nos ensaios mecânicos interrompidos e constante de Hall-Petch (K_{HP}) foi obtida experimentalmente por meio da diferença de tensão entre curva Vs tensão deformação e a contribuição do efeito TRIP na tensão ($\sigma_{ft'} = \sigma - \sigma_{TRIP}$).

O valor de Λ foi relacionado à evolução da fração maclado do material (F) no material por meio das Equações (4.5) e (4.6), onde t é a distância estimada entre maclas, D é o tamanho de grão inicial e e a espessura média das maclas, a qual foi adotada como sendo $0,1\mu\text{m}$ (limite de resolução utilizado nas análises de EBSD).

$$t = \frac{1}{\frac{1}{\Lambda} - \frac{1}{D}} \quad (4.5)$$

$$F = \frac{2e}{t + (2e)} \quad (4.6)$$

Como a equação constitutiva para a contribuição da maclação deve ser baseada em uma curva de cinética, utilizou-se um modelo de O-C de forma análoga ao realizado para o efeito TRIP. A evolução da maclação mecânica foi parametrizada pela Equação (4.7), onde $F_{\text{máx}}$ é fração máxima maclada, β' é uma constante experimental para a probabilidade de ocorrência de uma macla de deformação e m' é um expoente experimental de Avrami para cinética de maclação mecânica.

$$F(\varepsilon) = F_{\text{máx}}(1 - \exp(-\beta' \varepsilon^{m'})) \quad (4.7)$$

O caminho livre médio para discordâncias (Λ) portanto está relacionado de forma direta com a evolução da fração maclada. Dessa forma, passa-se a ter

na relação de H-P (Equação (4.4)) uma relação direta entre a deformação plástica (ϵ) e a contribuição em tensão proporcionada pela maclação induzida por deformação.

4.4.4 Curvas tensão Vs deformação

Como visto, os modelos constitutivos para a deformação plástica de materiais com transformação martensítica induzida por deformação são feitos considerando, além da transformação de fase, as contribuições dos diversos mecanismos que também podem afetar a deformação. Neste trabalho, a parametrização da curva tensão Vs deformação para o AIA 201LN foi feita tomando como base a influência do escorregamento de discordâncias, da formação da martensita (efeito TRIP) e das maclas de deformação (efeito TWIP) durante a deformação plástica.

A contribuição do escorregamento (σ_{Voce}) foi obtida diretamente da parametrização pelo método de Voce (Equação (3.20)); a contribuição do efeito TRIP (σ_{TRIP}) foi determinada baseada em uma equação de O-C modificada, obtida para parametrização da cinética da transformação martensítica (Equação (4.3)); por fim, a contribuição da maclação mecânica (σ_{TWIP}) se deu por meio do modelo de Hall-Petch dinâmico (Equação (4.4)). Assim, um modelo inicial para a parametrização da deformação plástica do material passa a ser uma composição dessas três equações, como descrito na Equação (4.8).

$$\sigma = \sigma_{Voce} + \sigma_{TRIP} + \sigma_{TWIP} \quad (4.8)$$

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Caracterização inicial

A caracterização microestrutural inicial do material foi realizada por microscopia óptica, conforme ilustrado na Figura 5.1. Na condição como recebida (CR) o material apresentou uma microestrutura austenítica com tamanho médio de grão de $24\mu\text{m} \pm 4\mu\text{m}$ (estimado pelo método dos interceptos lineares – ASTM E112-13 [111]), com maclas de recozimento (setas vermelhas), precipitados (setas azuis) e veios de ferrita (setas verdes). Após o tratamento térmico proposto o material apresentou tamanho de grão médio de $34\mu\text{m} \pm 8\mu\text{m}$, permanecendo os veios de ferrita, mas com os precipitados parcialmente dissolvidos.

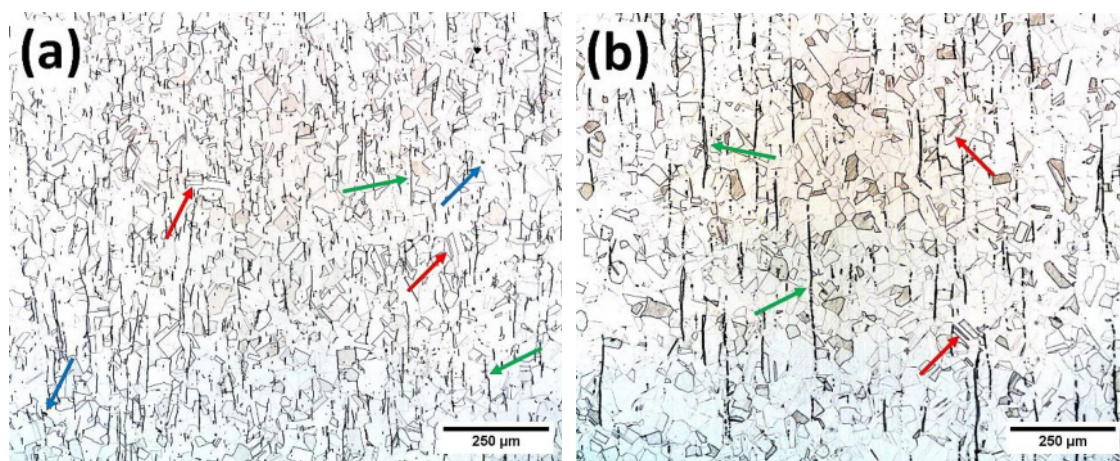


Figura 5.1: Micrografia óptica de uma secção longitudinal do AIA 201LN como recebido (a) e após tratamento térmico (b). Em destaque maclas de recozimento (setas vermelhas), precipitados (setas azuis) e veios de ferrita (setas verdes)

Já a caracterização mecânica inicial do material foi feita baseada em ensaios de tração e compressão em um intervalo entre -100°C e 800°C , realizados com uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . As Figura 5.2 e Figura 5.3 ilustram, respectivamente, os resultados obtidos nos ensaios de tração e compressão.

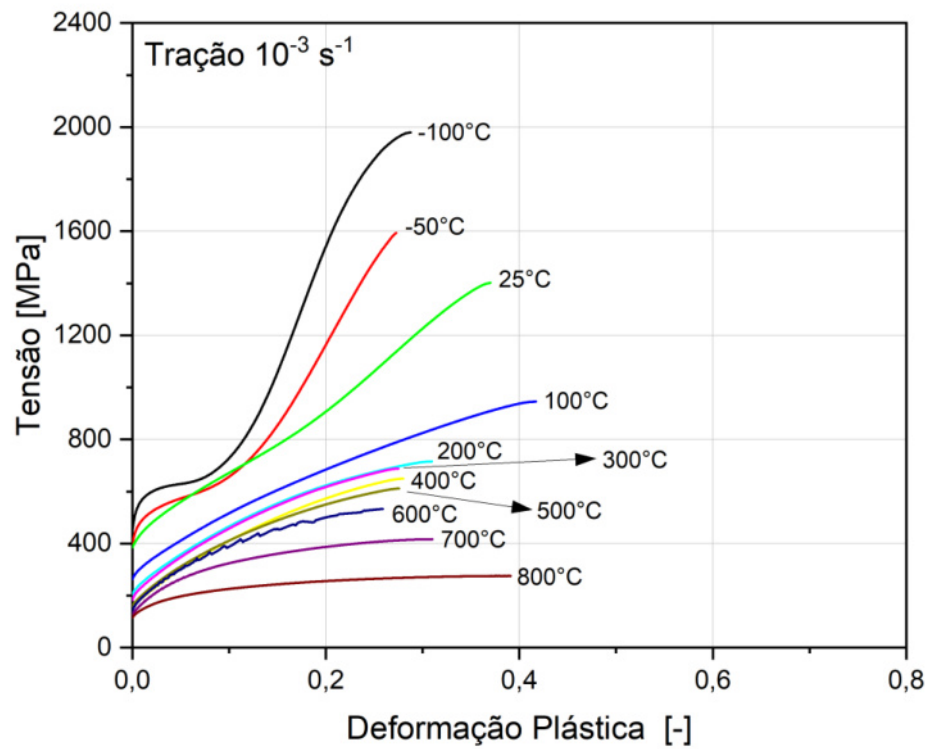


Figura 5.2: Curvas de tensão Vs deformação dos ensaios de tração em uma faixa de temperatura entre -100° C e 800° C para o AIA 201LN. Taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} .

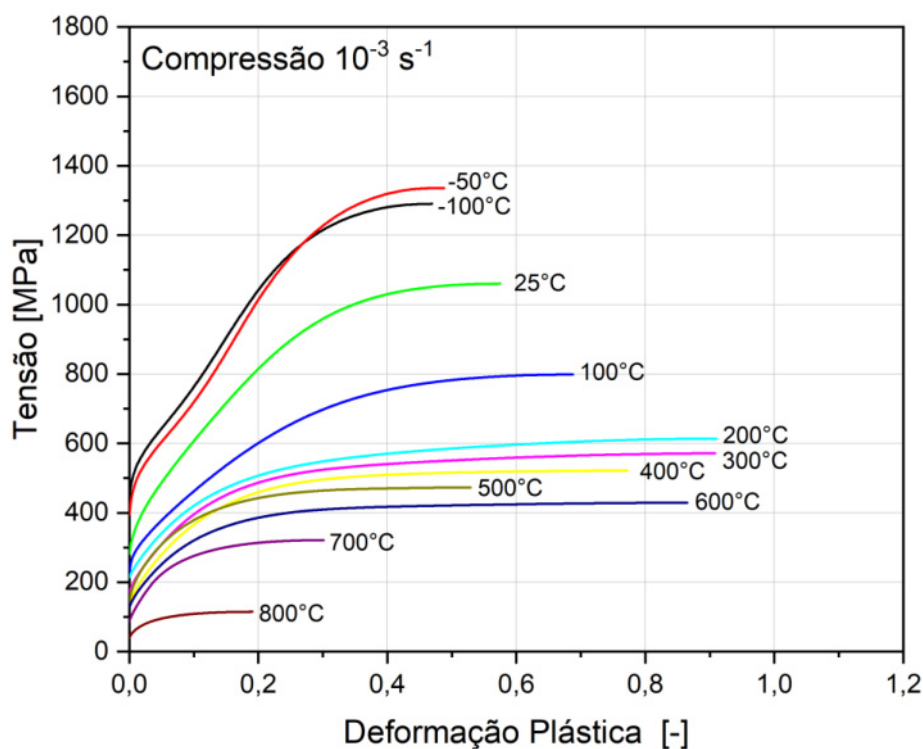


Figura 5.3: Curvas de tensão Vs deformação dos ensaios de compressão em uma faixa de temperatura entre -100°C e 800°C para o AIA 201LN. Taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} .

É possível observar nas curvas comportamentos distintos em diferentes intervalos de temperatura, tanto para os ensaios de tração quanto para os ensaios de compressão. Entre -100°C e 100°C nota-se um significativo aumento da resistência mecânica do material durante a deformação plástica, resultado de mecanismos de endurecimento como os efeitos TRIP, TWIP e encruamento, como esperado em AIAs com baixa EFE; observa-se também nessa região a presença de uma acentuada sensibilidade da deformação em função da temperatura.

Entre 200°C e 600°C os efeitos de endurecimento ainda se mostram presentes, porém em menor intensidade, e a sensibilidade dos parâmetros como tensão de escoamento e limite de resistência mostram-se menos dependentes da temperatura; nota-se ainda nessa região a ocorrência do fenômeno de envelhecimento dinâmico (DSA), caracterizado pela presença de 'serrilhados' na região de deformação plástica para temperaturas entre 400°C e 600°C . Já

acima de 600° C os mecanismos de endurecimento mostram-se quase totalmente suprimidos.

Dessa forma, daqui em diante os resultados obtidos foram agrupados em 3 grupos distintos sendo o Grupo I abrangendo os resultados entre -100° C e 100° C, o grupo II entre 200° C e 600° C e o grupo III entre 700° C e 800° C. O comportamento mecânico distinto em cada um desses grupos pode ser melhor visualizado nas Figura 5.4 e Figura 5.5, por meio, respectivamente, dos valores de limite de escoamento (σ_y), limite de resistência ($\sigma_{m\acute{a}x}$).

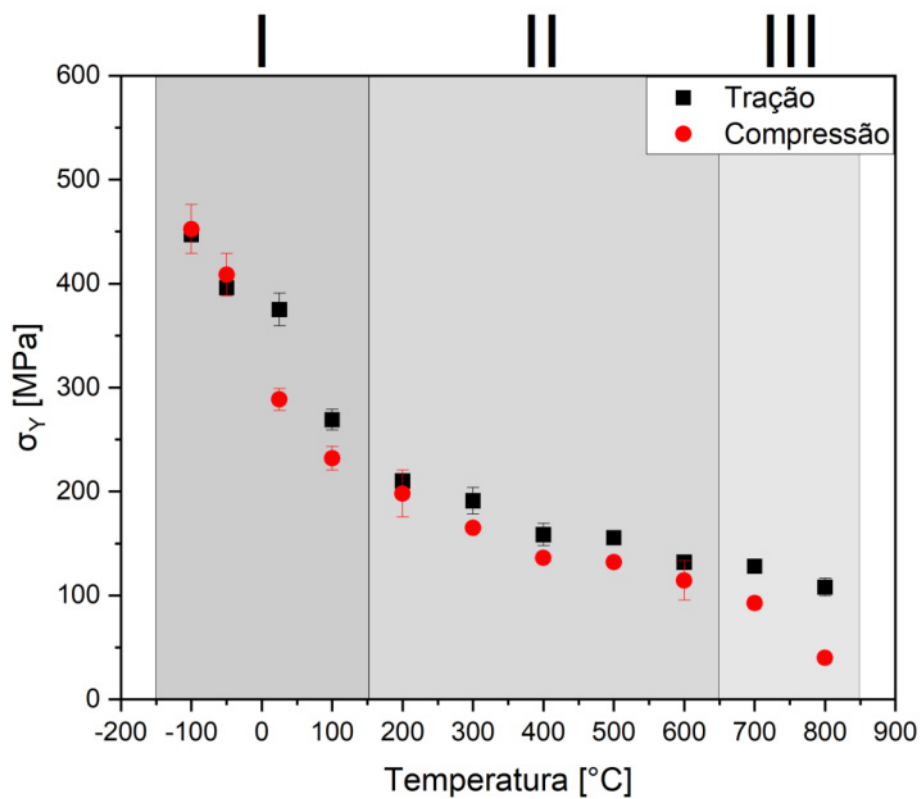


Figura 5.4: Limite de escoamento (σ_y) para o 201LN nos ensaios de tração e compressão em um intervalo de temperatura entre -100° C e 800°. Taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} .

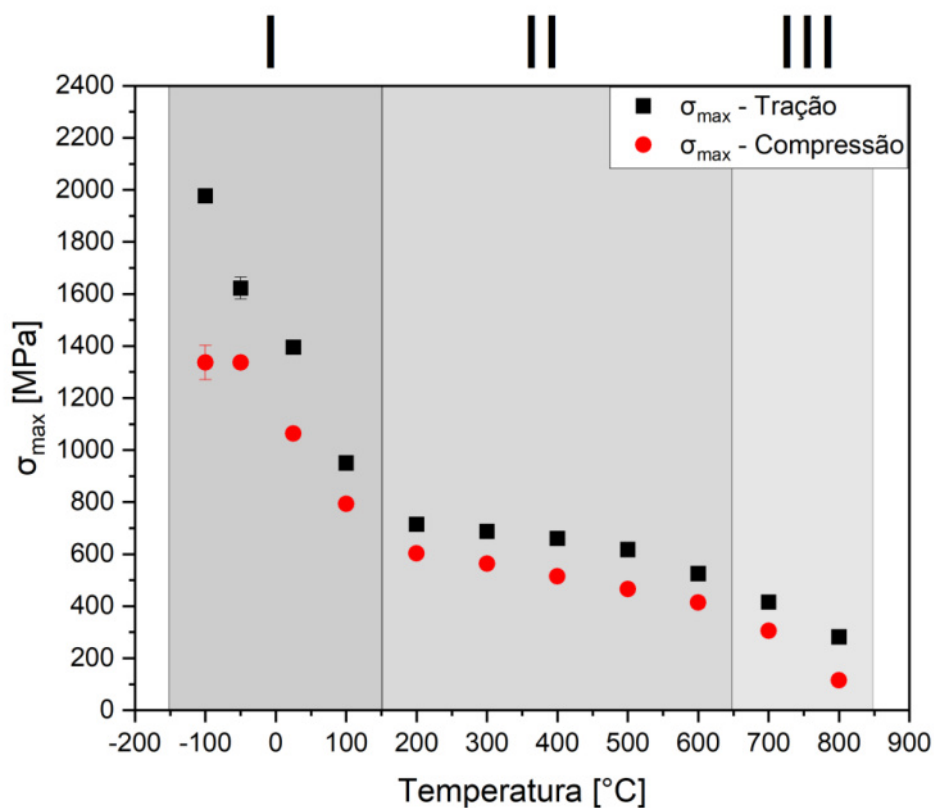


Figura 5.5: Limite de resistência ($\sigma_{\max}$) para o 201LN nos ensaios de tração e compressão em um intervalo de temperatura entre -100°C e 800°C . Taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} .

O comportamento observado em cada uma das faixas de temperatura pôde ser corroborado pelas curvas de energia de falha de empilhamento (EFE) Vs temperatura [57], conforme a Figura 5.6. Nesse caso a EFE em temperatura ambiente do material foi estimada pelos modelos propostos a partir da composição química descritos nas Equações (3.6) a (3.13), e sua variação com a temperatura por meio do modelo de Galindo-Nava *et al.* (Equação (3.14)).

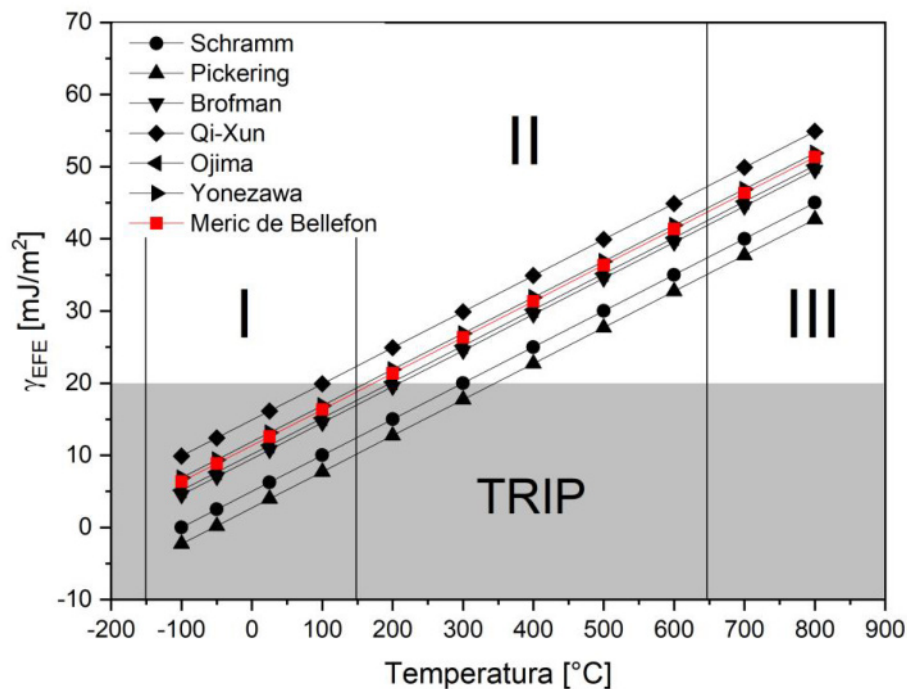


Figura 5.6: Curvas de energia de falha de empilhamento (EFE) Vs temperatura para o AIA 201LN segundo modelos teóricos da literatura baseados na composição química [49-56].

Os valores de EFE em cada grupo se encontram em concordância com valores da literatura para AIAs [112-114] e com o comportamento mecânico observado nos ensaios realizados. Seguindo os intervalos observados na literatura [44, 45] o Grupo I possui EFE abaixo de 20 mJ/m², encontrando-se no intervalo de ocorrência do efeito TRIP; o Grupo II apresenta EFE entre 20 mJ/m² e 40 mJ/m², onde ocorre o efeito TWIP; já no Grupo III a EFE encontra-se acima de 40 mJ/m², portanto sem a expectativa de que ocorram mecanismos de endurecimento induzidos por deformação.

Uma observação inicial por MO da microestrutura do AIA 201LN após a fratura nos ensaios de tração em determinadas temperaturas pode ser vista na Figura 5.7. Como discutido anteriormente, não é possível obter com MO uma resolução suficiente que permita diferenciar claramente os diferentes tipos de martensita, as maclas de deformação e o acúmulo de discordâncias. É possível observar, porém, que com o aumento da temperatura esses componentes

tornam-se cada vez menos presentes e, em temperaturas mais altas, passam a não ser mais observados na matriz austenítica.

Outro fenômeno que se mostra presente é a fragmentação dos veios de ferrita durante a deformação para temperaturas mais baixas e, devido à sua localização nos contornos de grão, que existe uma tendência em acompanhar a direção de deformação dos mesmos. Não é possível aferir, porém, a ocorrência de uma dissolução dessa fase.

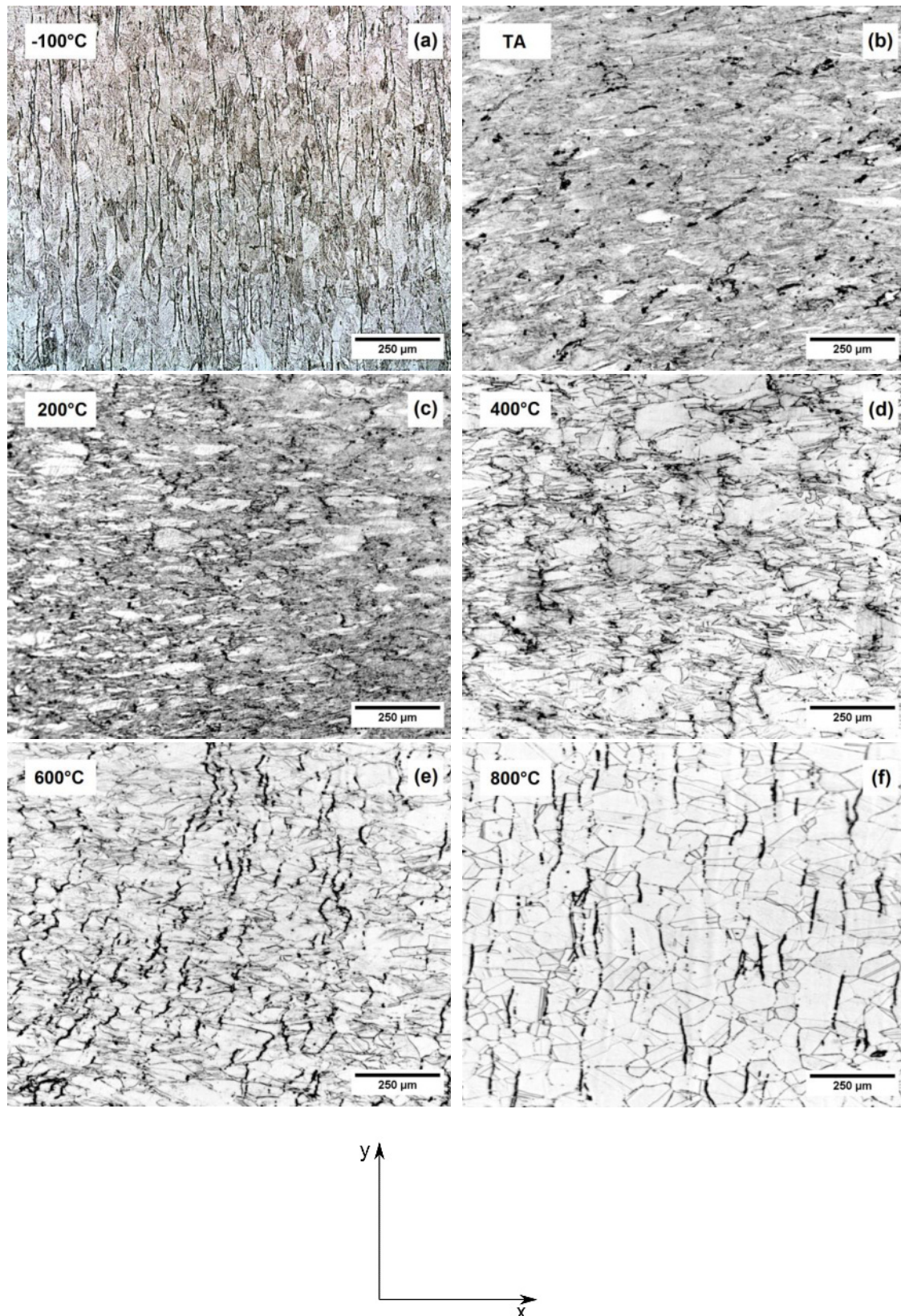


Figura 5.7: Micrografia óptica do AIA 201LN após ensaios de tração com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} : em diferentes temperaturas (a) -100° C , (b) TA – 25° C , (c) 200° C , (d) 400° C , (e) 600° C e (f) 800° C . Direção da solicitação mecânica no eixo y.

Como as análises por MO não se mostram efetivas para a aplicação das metodologias desejadas, essa técnica não foi explorada mais profundamente para as demais condições. Nesses casos, para as condições de interesse, as análises foram realizadas diretamente por MEV e serão discutidas adiante.

Após as análises iniciais do material baseadas nos ensaios mecânicos com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} e a determinação dos intervalos de transição entre os mecanismos de deformação para o AIA 201LN foram realizados ensaios de tração e compressão para as temperaturas de interesse com taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} . Nos dois casos o Grupo III foi descartado, pois a variação de taxa para ensaios em alta temperatura (onde não estão mais presentes mecanismos de endurecimento e passa a existir uma contribuição significativa dos mecanismos de difusão) não é escopo do presente trabalho, porém este foi desenvolvido de forma paralela em outros projetos desse grupo de pesquisa. Além disso, por limitações operacionais, não foram realizados ensaios em condições criogênicas para essas taxas de deformação. As curvas tensão Vs deformação nas condições descritas podem ser vistas nas Figura 5.8 ($\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) e Figura 5.9 ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

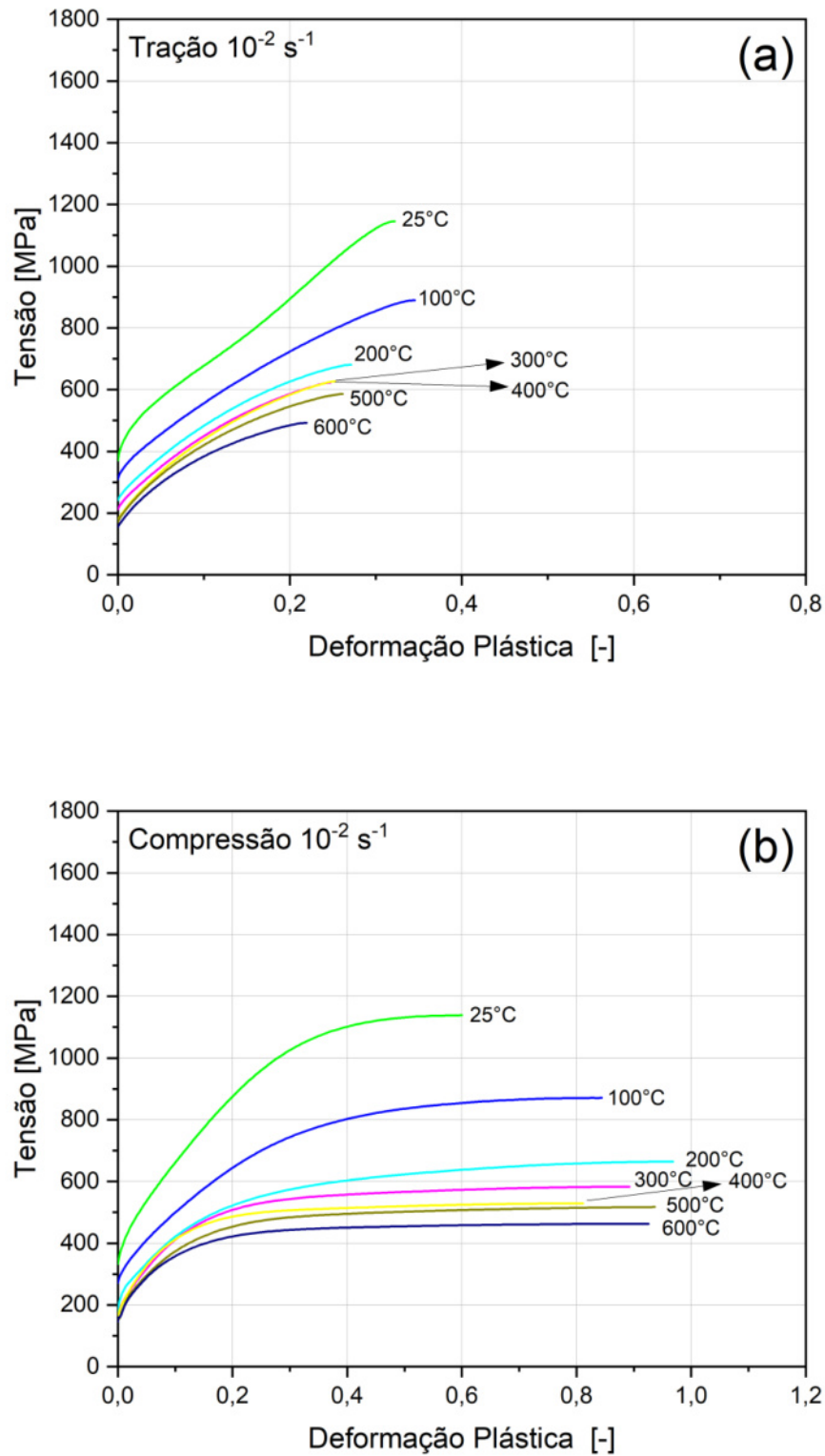


Figura 5.8: Curvas de tensão Vs deformação dos ensaios de tração (a) e compressão (b) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} para o AIA 201LN. Intervalo de temperatura entre 25° C (TA) e 600° C.

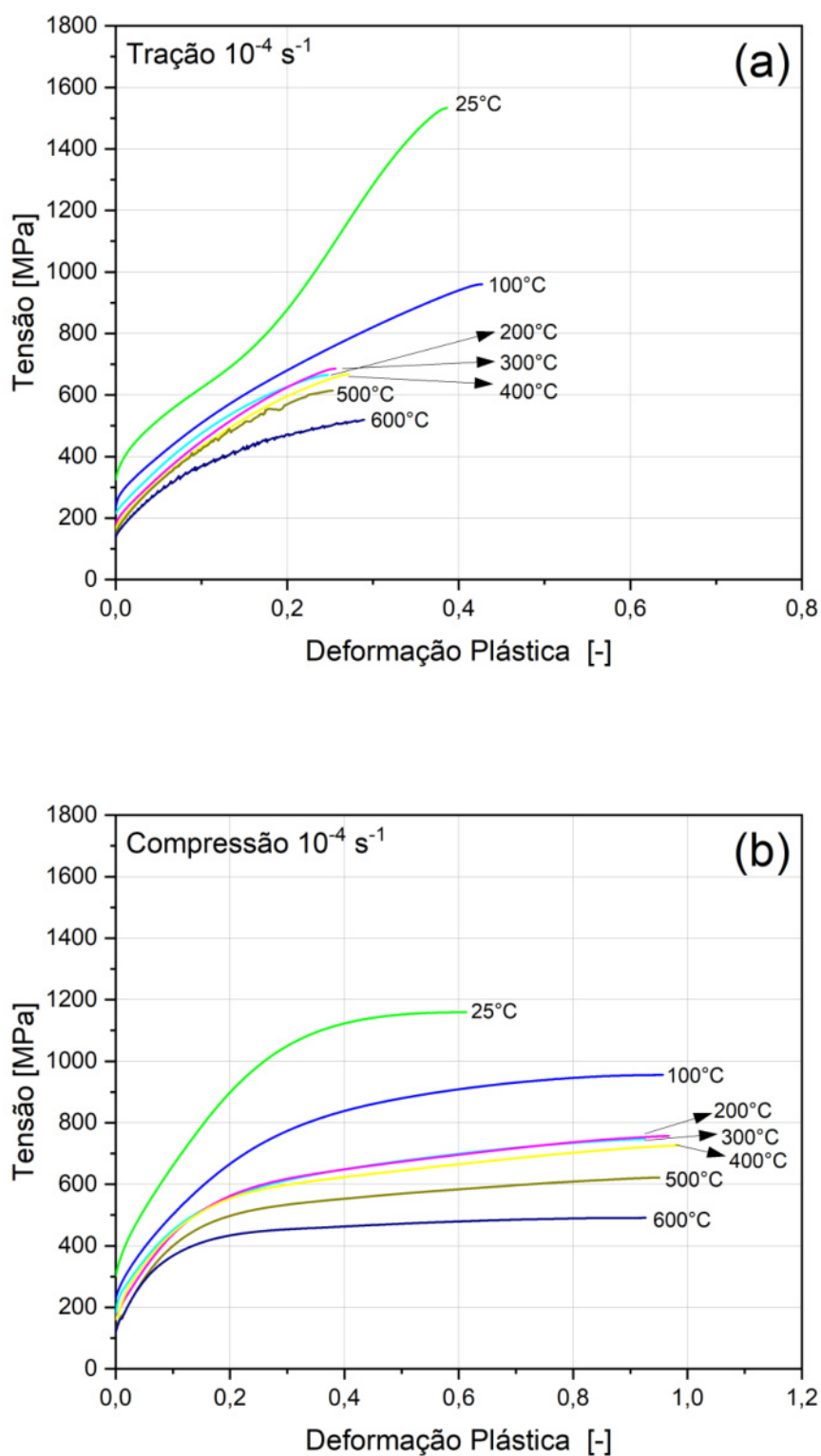


Figura 5.9: Curvas de tensão Vs deformação dos ensaios de tração (a) e compressão (b) para taxa de deformação 10^{-4} s^{-1} com taxa de deformação 10^{-4} s^{-1} para o AIA 201LN. Intervalo de temperatura entre 25° C (TA) e 600° C.

O comportamento observado é semelhante aos ensaios com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} , onde o Grupo I apresenta um maior endurecimento, fruto dos mecanismos de transformação martensítica induzida por deformação. Observa-se também que esse efeito é mais acentuado em taxas de deformação menores (10^{-4} s^{-1}), onde o aquecimento adiabático da transformação tem menor intensidade [74-76]. Em baixas taxas, o efeito da DSA também se torna mais acentuado, sendo possível observar nas curvas de tração para as temperaturas de 500° C e 600° C com taxas de deformação de 10^{-3} s^{-1} (Figura 5.3a) e 10^{-4} s^{-1} (Figura 5.9a) um comportamento serrilhado típico dessa interação soluto-discordâncias.

Novamente, existe uma maior dependência com a temperatura nos ensaios em temperaturas mais baixas. Um compilado das propriedades mecânicas para tração e compressão em taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} pode ser visto, respectivamente nas Figura 5.10 e Figura 5.11.

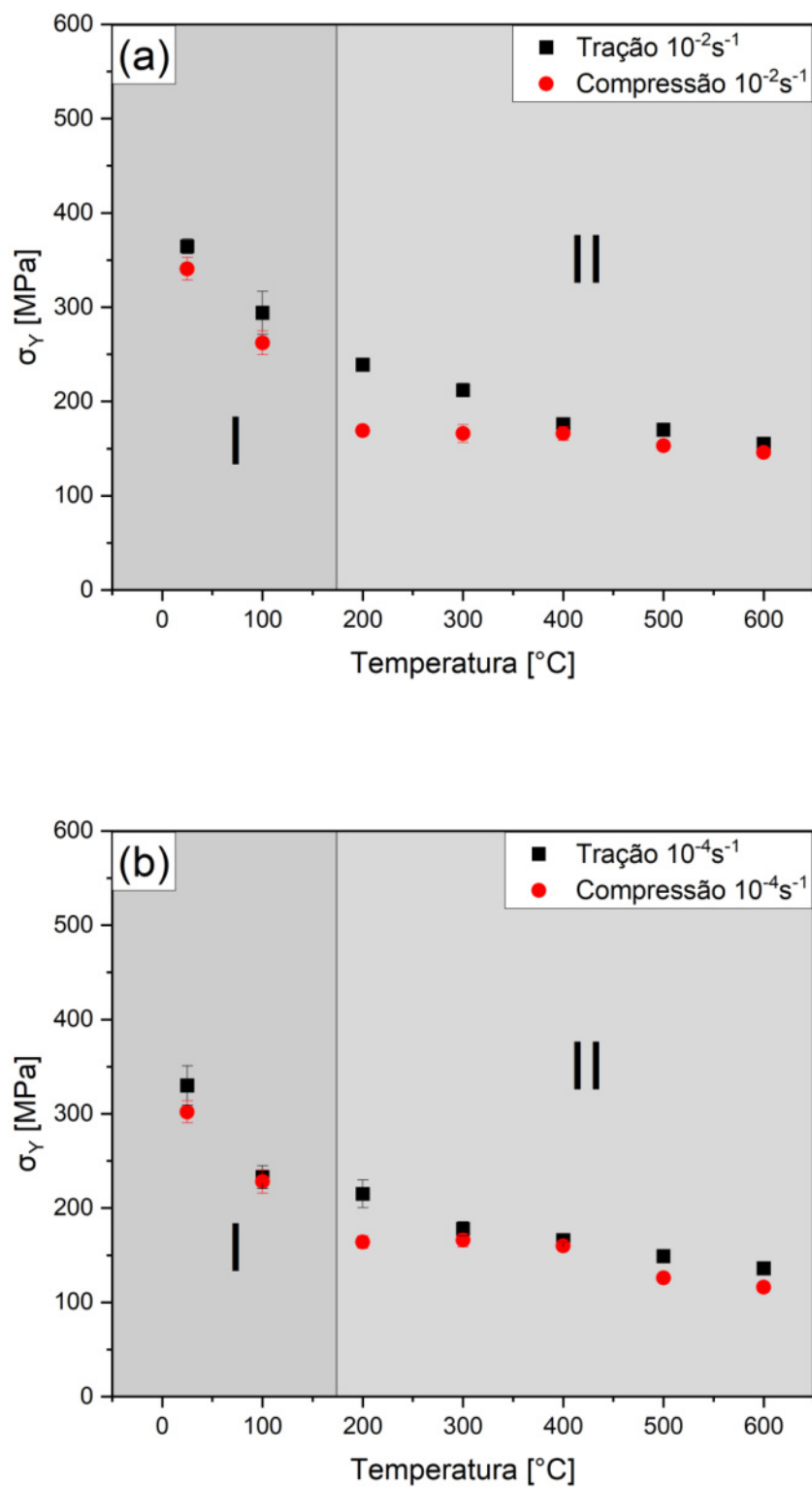


Figura 5.10: Limite de escoamento (σ_Y) para o 201LN nos ensaios de tração e compressão em um intervalo de temperatura entre TA (25°C) e 600° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a) e 10^{-4} s^{-1} (b).

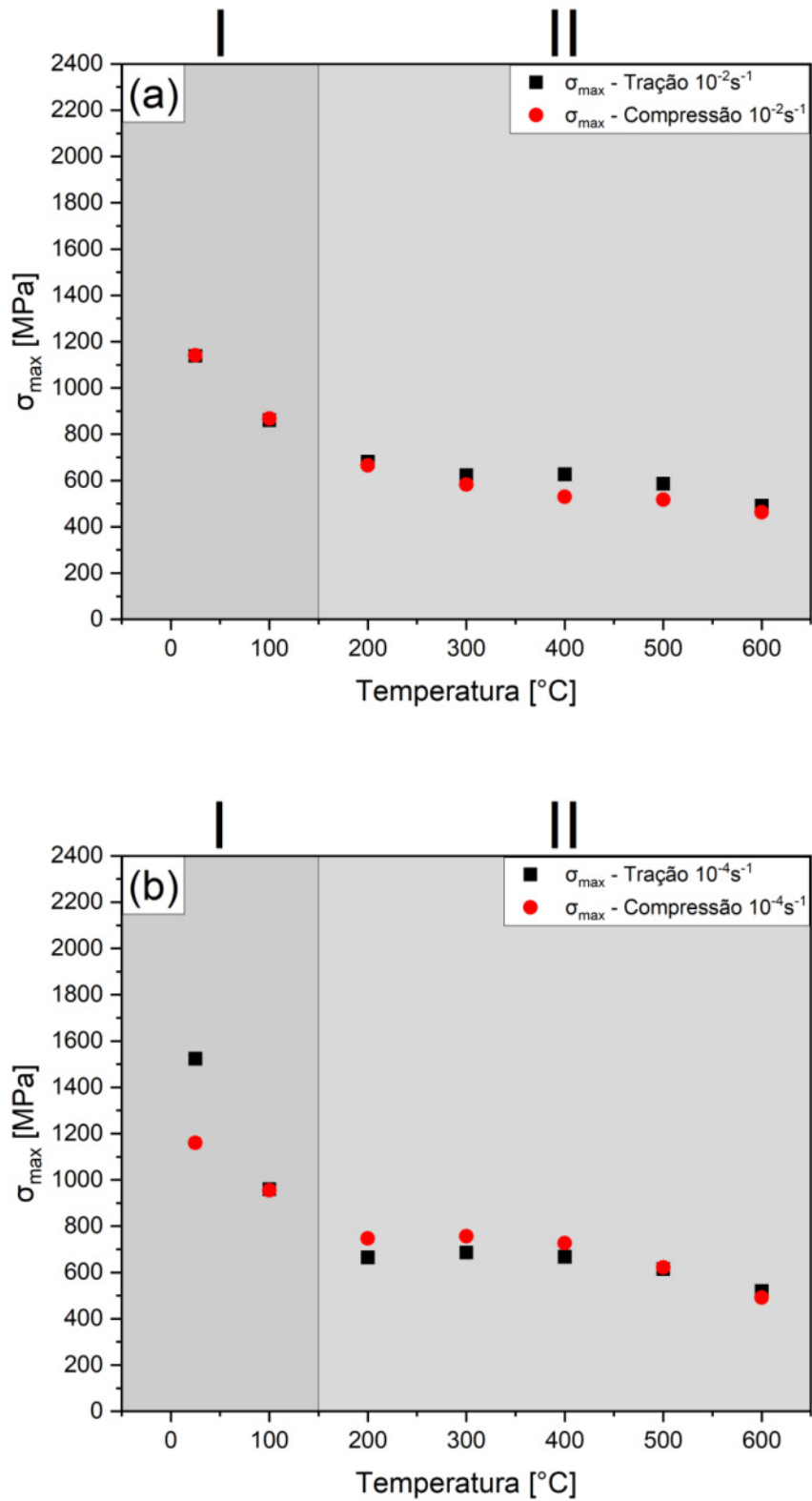


Figura 5.11: Limite de resistência ($\sigma_{\max}$) para o 201LN nos ensaios de tração e compressão em um intervalo de temperatura entre TA (25°C) e 600° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a) e 10^{-4} s^{-1} (b).

As análises preliminares do material tiveram como objetivo principal determinar as temperaturas de transição entre os mecanismos de deformação plástica e correlacioná-los à variação da EFE no material. Esse é um ponto fundamental para o modelo proposto, já que cada parte dele se baseia na contribuição de mecanismos específicos, sendo, portanto, necessário compreender os limites de influência de cada um.

No decorrer deste trabalho outras técnicas, como análises de DRX e de K-M, também serviram para corroborar esses limites. Essas técnicas serão discutidas de maneira mais detalhada posteriormente, já que seus resultados foram utilizados especificamente em partes do modelo proposto.

5.2 Determinação de fases por DRX

Por meio dos ensaios de difração de raios-X (DRX) estimou-se, nas condições de interesse, a fração de cada uma das fases presentes. Na Figura 5.12 observam-se os espectros de DRX e os picos de difração de cada fase para os ensaios de tração e compressão com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} .

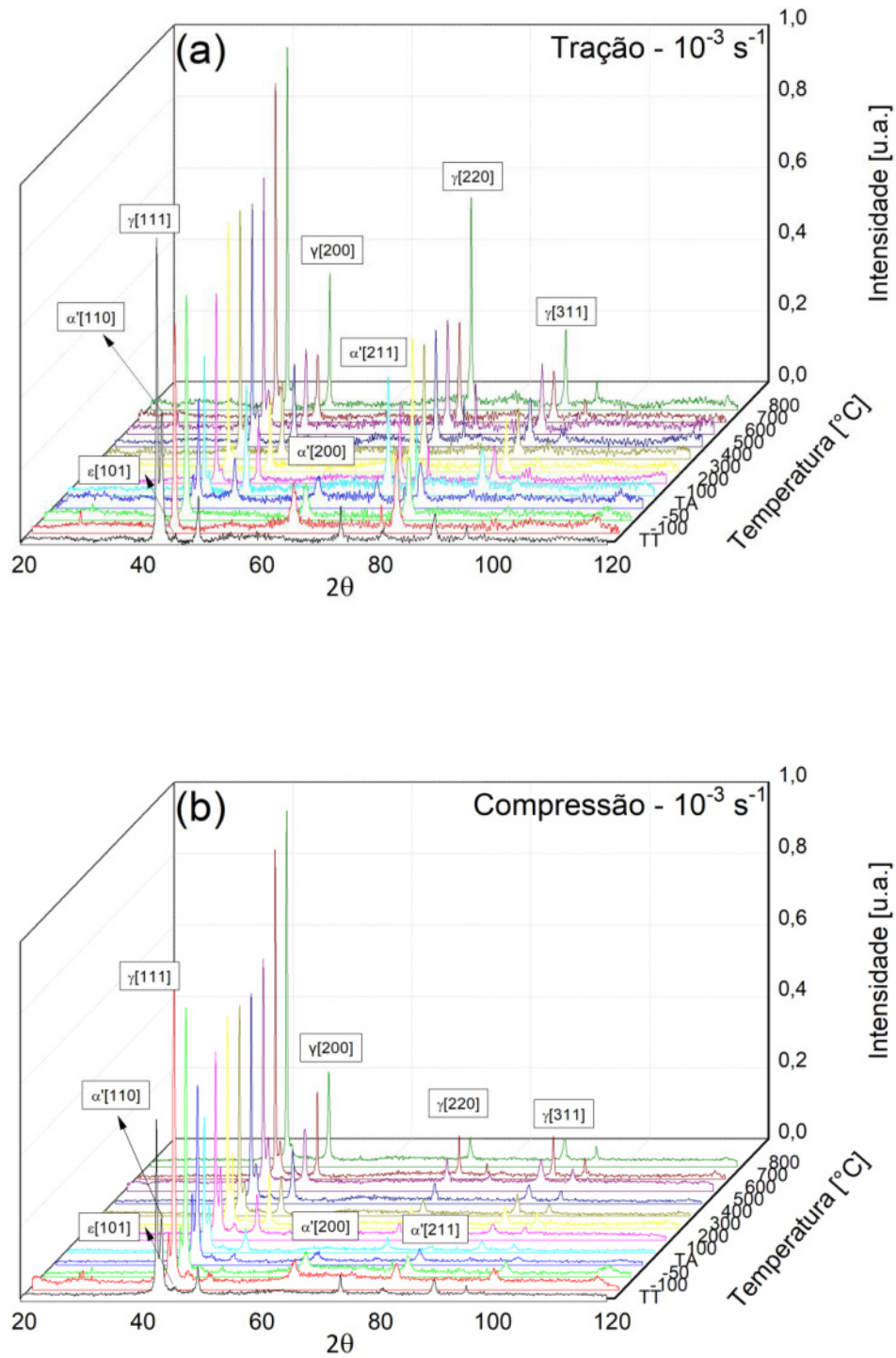


Figura 5.12: Espectros de DRX após ensaios de tração (a) e compressão (b) em diferentes temperaturas com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . TT é o espectro de DRX para a condição após tratamento térmico. Em destaque picos

de difração das fases austenita (γ), martensita TCC (α') e martensita HCP (ϵ_{HCP}).

A porcentagem de ferrita residual ($\bar{\alpha}$) presente no material após o tratamento térmico inicial foi estimada em 9,3%. Como observado nas análises por MO (Figura 5.7) é possível admitir que a quantidade de ferrita se mantém aproximadamente constante durante os ensaios mecânicos, apesar de ocorrer uma fragmentação e/ou reorientação da mesma. Conhecer o volume de ferrita mostrou-se importante, já que seus picos de difração se sobrepõem aos da martensita α' . Assim, para os cálculos da fração de martensita formada, sua contribuição foi subtraída dos picos de martensita α' .

A quantidade de martensita ϵ_{HCP} e α' transformadas a partir da austenita no AIA 201LN após os ensaios mecânicos podem ser vistos graficamente na Figura 5.13.

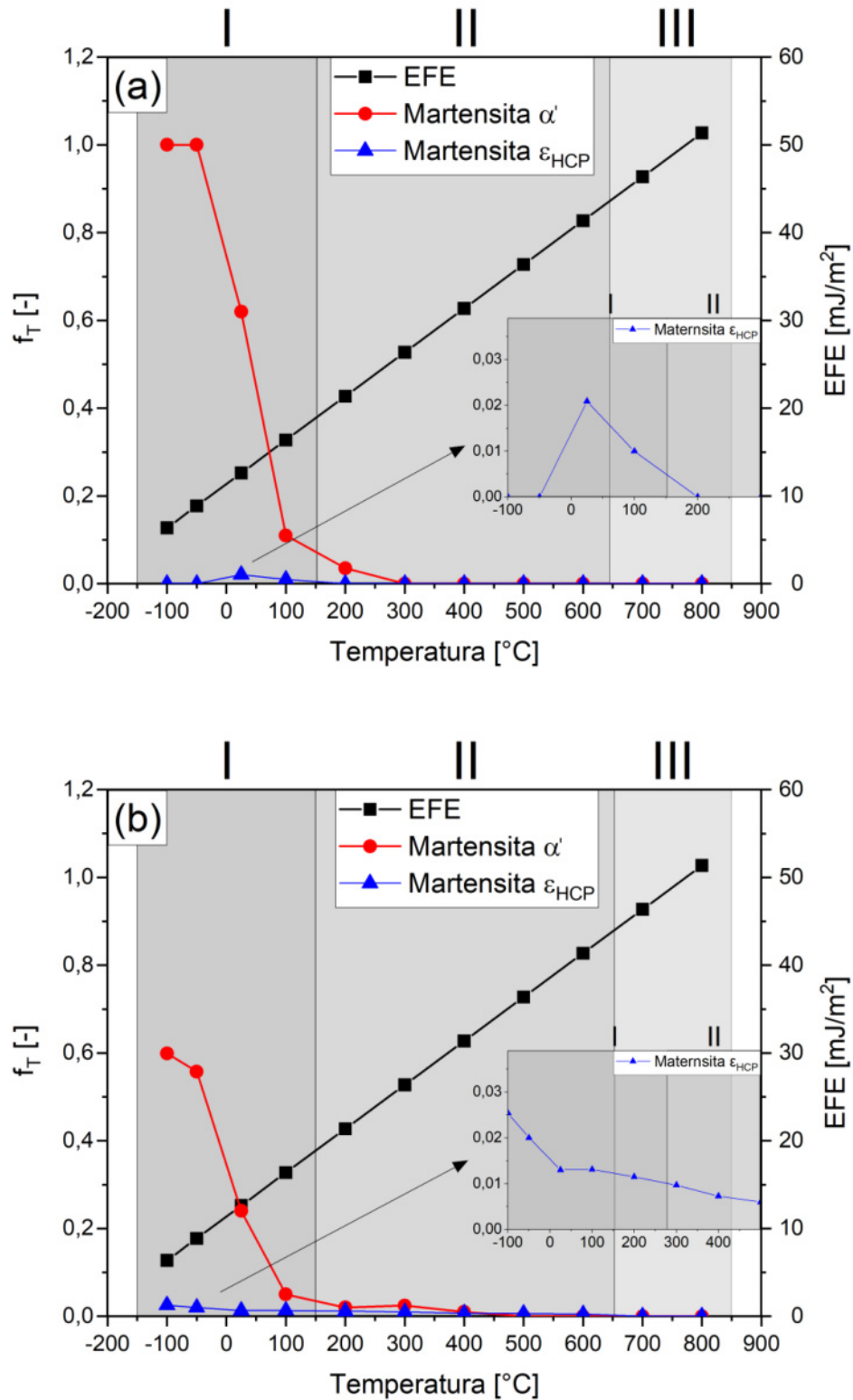


Figura 5.13: Estimativa do volume de fases por análises de DRX no AIA 201LN após ensaios de tração (a) e compressão (b) com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} em diferentes temperaturas. Variação teórica da EFE Vs temperatura para o AIA 201LN como referência [56, 57].

Algo a se destacar nessa análise, inicialmente, é a diferença observada entre a estimativa das frações de austenita transformada em martensita α' durante a deformação, maior para os ensaios de tração do que para compressão, já que, de maneira geral, não seria esperado uma diferença tão significativa.

Esse resultado pode ser atribuído, a princípio, à deformação não uniforme do CP durante os testes de compressão resultante do atrito do mesmo com as bases do sistema de ensaio. Um modelo de simulação, fornecido gratuitamente pela Universidade de Cambridge – Reino Unido em seu programa de Disseminação de TI para a Promoção da Ciência dos Materiais (DoITPoMS – do inglês *Dissemination of IT for the Promotion of Materials Science*) [115], mostra como se dá a distribuição da deformação em um ensaio de compressão em função do coeficiente de atrito, como pode ser visto na Figura 5.14.

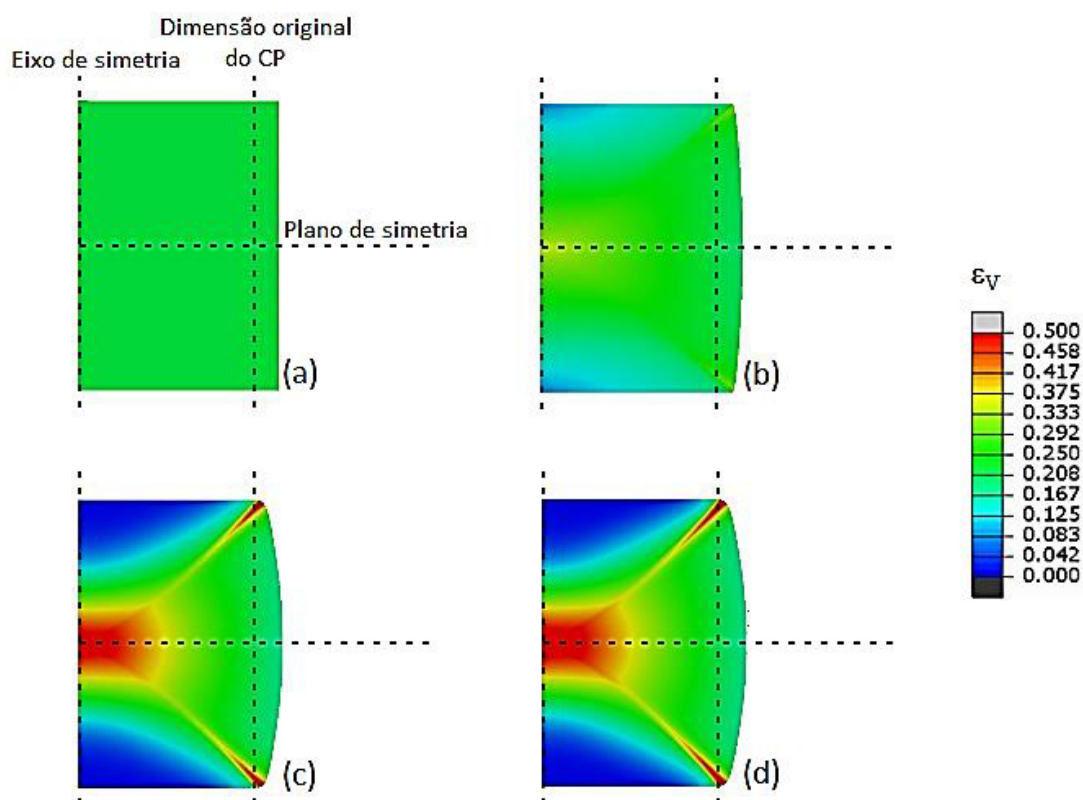


Figura 5.14: Simulação computacional para ensaios de compressão em uma liga de cobre. Mapeamento da deformação equivalente (ϵ_v) para coeficientes de atrito (μ) entre o CP e o sistema de ensaio de 0 (a), 0,1 (b), 0,3 (c) e 0,5 (d). Adaptado de [115].

Mesmo com o uso de lubrificação, em uma situação real de ensaio ainda existe atrito entre a base do equipamento e o material ensaiado, assim, a deformação resultante da compressão tende a se concentrar no centro do CP, com uma deformação de menor intensidade distribuída próximo às bordas. Como no efeito TRIP a deformação martensítica é resultado da deformação plástica, essa, portanto, não ocorre uniformemente em todo o CP.

Para corroborar essa hipótese, foram realizados ensaios de microdureza Vickers em secções transversais nos CPs de tração e compressão do Grupo I ensaiados com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} (Figura 5.15).

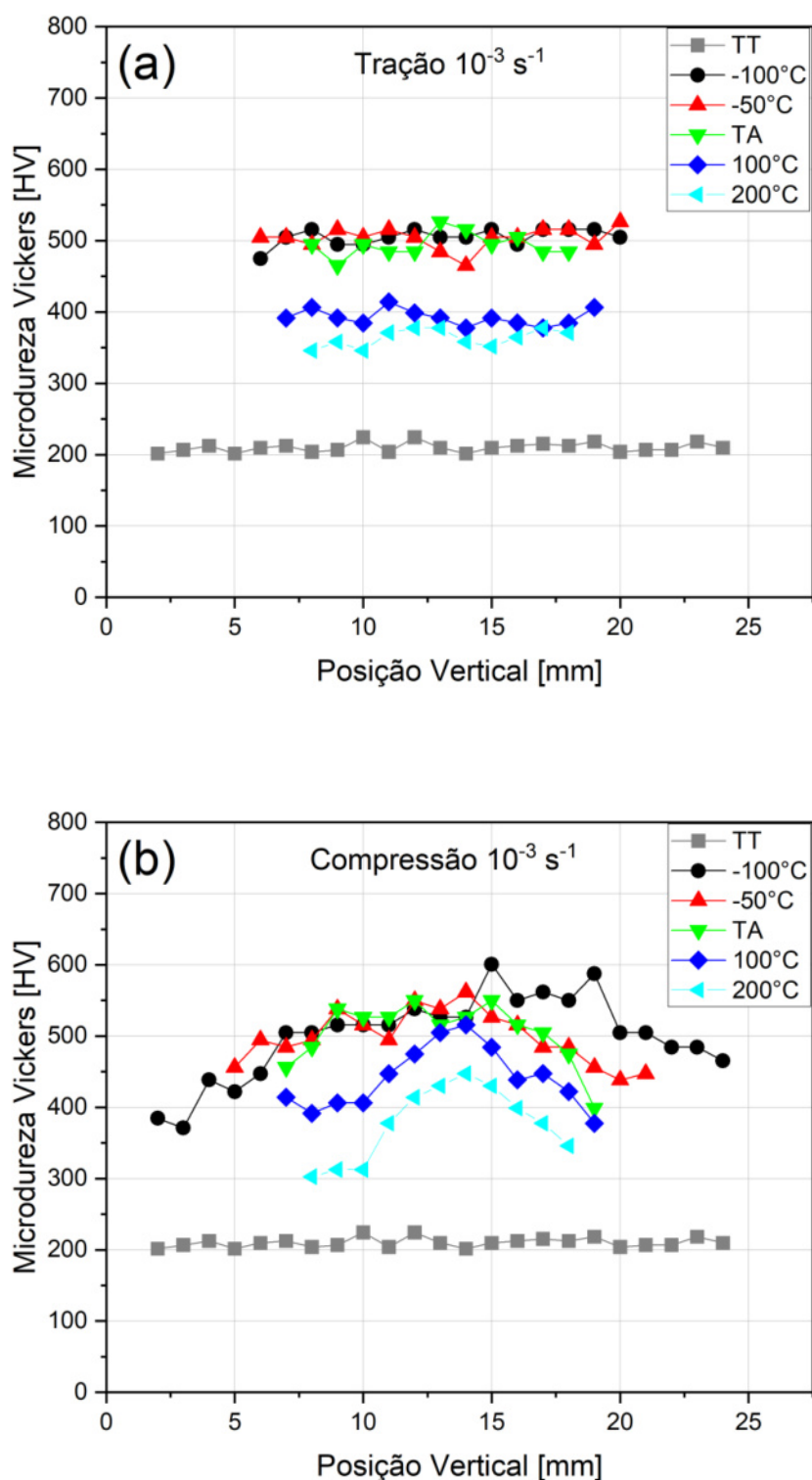


Figura 5.15: Ensaio de microdureza na secção transversal de CPs após ensaios tração (a) e compressão (b) entre -100° C e 200° C com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . TT é a microdureza na condição após tratamento térmico. Microdureza Vickers 300gF/15s.

Na condição inicial (TT) o material apresenta uma dureza uniforme e compatível com a matriz austenítica, próximo a 200HV. Após os ensaios mecânicos existe um aumento considerável da dureza, oriundo da transformação de fase e dos demais mecanismos de endurecimento; observa-se que nos ensaios de compressão essa dureza é maior na região central do material, indicando que esses fenômenos ocorrem em maior intensidade nessas regiões, como previsto pelos modelos de simulação.

Como as análises de DRX varrem uma área consideravelmente grande do material (da ordem de até 1 cm^2) os resultados obtidos para os ensaios de compressão podem ser compreendidos como uma média de regiões com um gradiente de deformação equivalente, diferente dos ensaios de tração que apresentam uma deformação uniforme.

Retomando as estimativas de fase por DRX, podemos notar que a martensita α' , como esperado, está sempre presente no Grupo I. Para os ensaios de tração em condições criogênicas toda austenita é transformada em martensita, enquanto em temperatura ambiente essa quantidade é de cerca de 60%, condizente com valores reportados na literatura para AIAs com baixa EFE [29, 33, 45, 61]. Alguns valores residuais de martensita α' ainda podem ser observados no limiar entre o Grupo I e II, o que pode ser atribuído à presença da ferrita no material que, apesar de neste trabalho ser considerada constante, sua distribuição no material nem sempre ocorre de maneira uniforme. Para compressão o comportamento se mostra semelhante a tração, porém, o valor de martensita α' é de aproximadamente 60% em condições criogênicas; já para temperatura ambiente esse valor é de aproximadamente 25%.

A martensita ϵ_{HCP} aparece em pequena quantidade nas condições finais de ensaio nas amostras do Grupo I. Isso é um indicativo de sua formação durante a deformação, sugerindo que o caminho de transformação $\gamma \rightarrow \epsilon_{HCP} \rightarrow \alpha'$, visto por Souza Filho *et al.* [78] e Moallemi *et al.* [114] para o AIA 201LN esteja de fato correto.

A formação da fase martensita α' durante a deformação foi observada de forma mais detalhada pela estimativa de seu volume por análises de DRX em amostras de ensaios interrompidos de tração e compressão em TA e 100°C para taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-3} s^{-1} , como visto na Figura 5.16.

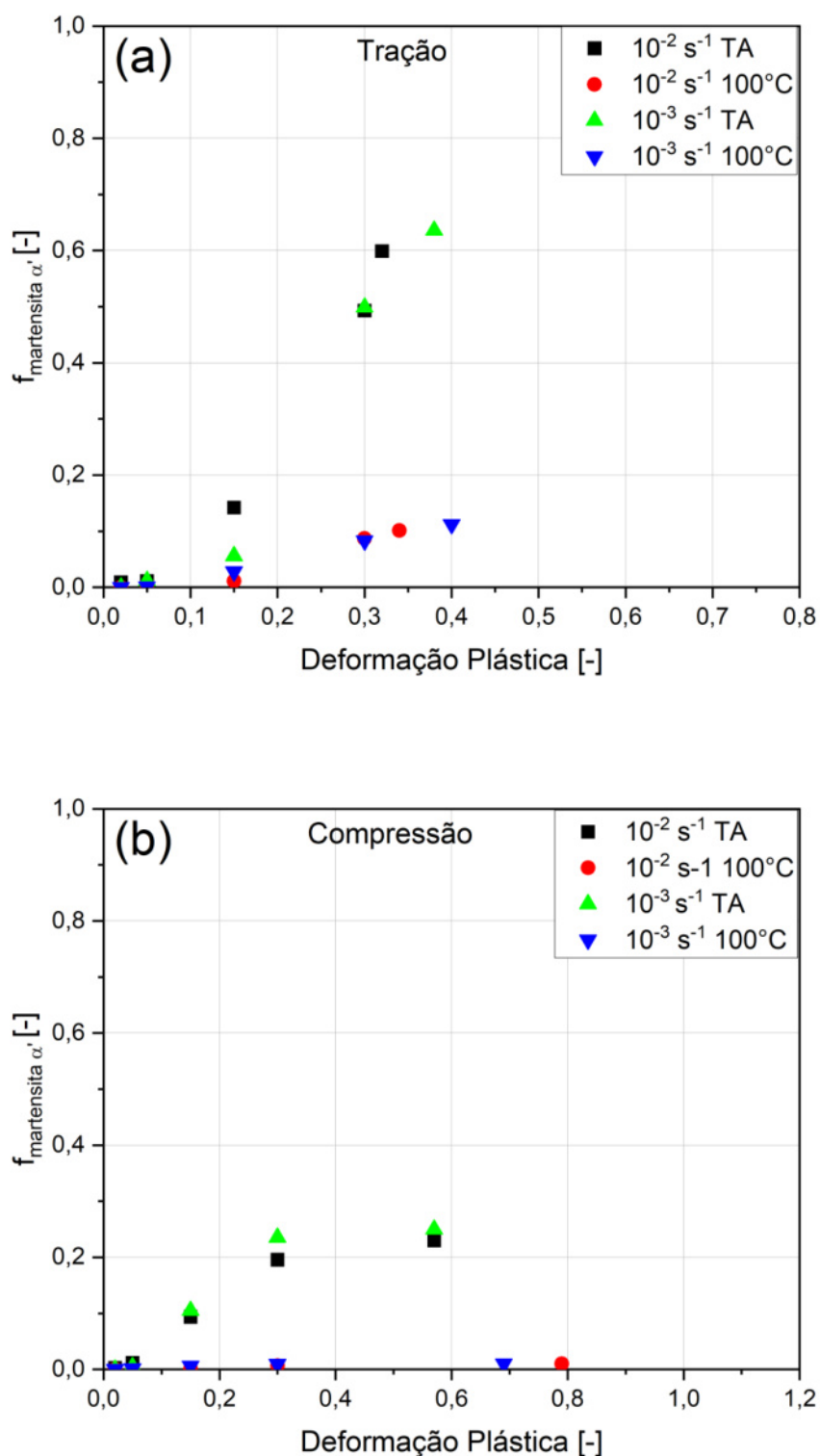


Figura 5.16: Estimativa por análises de DRX da fase martensita α' no AIA 201LN após ensaios de tração (a) e compressão (b) interrompidos em diferentes níveis de deformação plástica em TA (25° C) e 100° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-3} s^{-1} .

5.3 Parametrização da deformação plástica

5.3.1 Limite de escoamento

Neste trabalho a parametrização da deformação foi realizada na região de deformação plástica, portanto seu ponto de início é o limite de escoamento do material. Como essa é uma propriedade sensível à temperatura, seu comportamento foi parametrizada pelo modelo de Johnson-Cook (Equação (5.1)) [116, 117]. O valor adotado como temperatura de referência (T_{ref}) foi a temperatura do nitrogênio líquido ($-196^{\circ}\text{C}/77\text{ K}$), e a temperatura de fusão do material ($T_{fusão}$) adotada foi de $1510^{\circ}\text{C}/1783\text{ K}$ [2]. Os valores do limite de escoamento em cada condição de ensaio e sua parametrização pelo modelo de J-C podem ser vistos na Figura 5.17.

$$\sigma_y = \left(\frac{T - T_{ref}}{T_{fusão} - T_{ref}} \right)^m d \quad (5.1)$$

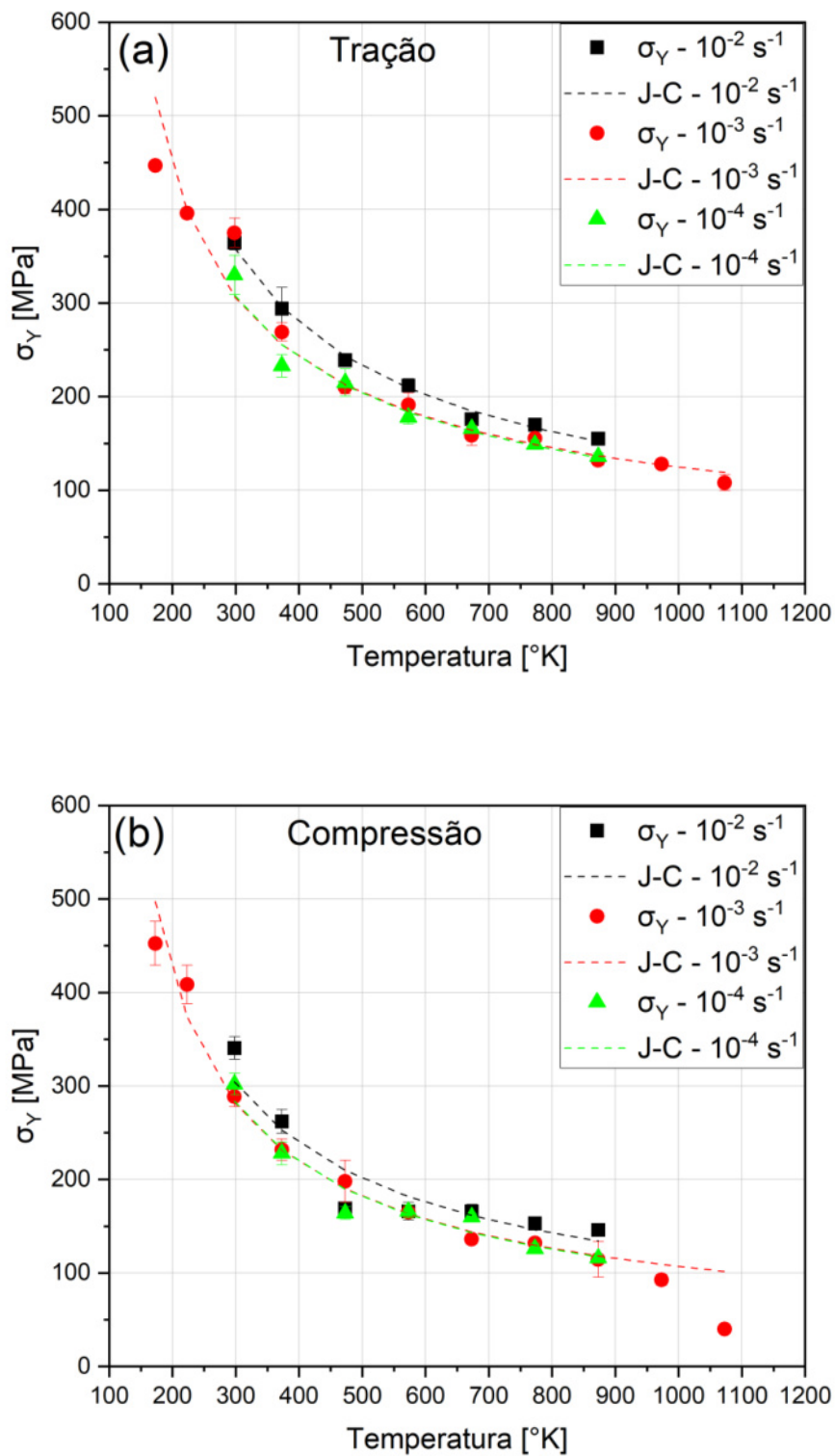


Figura 5.17: Limite de escoamento em função da temperatura para o AIA 201LN em ensaios de tração (a) e compressão (b) com taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} . Em tracejado suas respectivas parametrizações pelo modelo de Johnson-Cook.

O ajuste dos valores do limite de escoamento em função da temperatura no modelo de J-C se mostrou satisfatório em todas as condições analisadas. Observa-se que o escoamento para taxas de 10^{-3} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} são de ordem semelhantes, enquanto para taxas maiores (10^{-2} s^{-1}) existe um discreto aumento da tensão. Os valores das constantes m e d em função da taxa de deformação estão expostos na Tabela 5.1.

Tabela 5.1: Valores dos parâmetros d e m para o modelo de Johnson-Cook aplicado na estimativa do limite de escoamento do AIA 201LN em tração e compressão para diferentes taxas de deformação

Solicitação	Taxa de deformação (s^{-1})	d (MPa)	m (-)
Tração	10^{-2}	91,4	-0,67
	10^{-3}	84,6	-0,64
	10^{-4}	82,7	-0,63
Compressão	10^{-2}	82,4	-0,64
	10^{-3}	70,5	-0,68
	10^{-4}	69,3	-0,69

5.3.2 Escorregamento de discordâncias

A segunda etapa para parametrização da deformação plástica do AIA 201LN se deu com a determinação da contribuição do escorregamento de discordâncias no material. Esse mecanismo de deformação está presente em todas as condições de deformação e por isso foi escolhido como base para o modelo.

Inicialmente foram determinadas as curvas de taxa de encruamento Vs deformação plástica (modelo de K-M) para os ensaios de tração e compressão com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} (Figura 5.18), a partir das quais foi possível a obtenção de dados importantes para a metodologia proposta.

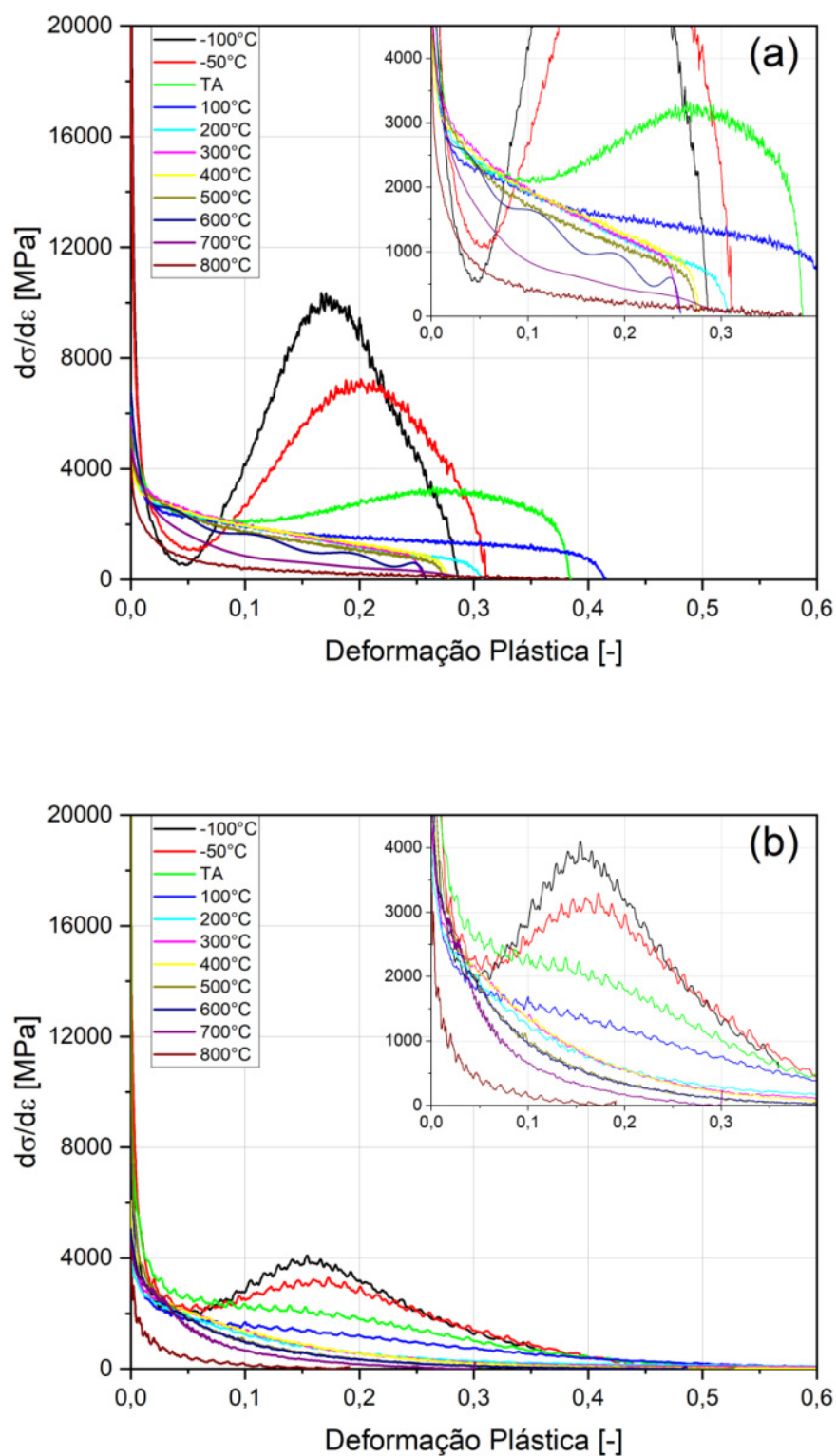


Figura 5.18: Curvas de taxa de encruamento ($d\sigma/d\varepsilon$) Vs deformação plástica (modelo de K-M) para o AIA 201LN em ensaios de tração (a) e compressão (b). Taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} .

Nas curvas acima é possível observar que o comportamento do material em relação ao endurecimento durante a deformação plástica é distinto nos três grupos pré-determinados, algo esperado devido aos diferentes mecanismos atuantes em cada grupo.

Como exemplificado na Figura 3.14, cada região da curva $d\sigma/d\varepsilon$ Vs deformação plástica corresponde a diferentes etapas e mecanismos atuantes na deformação [84, 85]. Em temperaturas mais elevadas nota-se que o formato da curva, com um platô apresentando coeficiente de inclinação negativo, indica o domínio recuperação dinâmica (ocorrência de escorregamento e aniquilação de discordâncias), sendo esse o comportamento predominante em temperaturas acima de 200° C. Abaixo dessa faixa de temperatura é possível notar a ativação de mecanismos de endurecimento, sendo que em TA e 100° C existe uma diminuição na inclinação das curvas na região de platô, a qual nos ensaios de tração chega até mesmo ser positiva. Para os ensaios criogênicos a curva apresenta um comportamento bem distinto, com um formato de 'S', o qual é comumente reportado na literatura para o endurecimento baseado majoritariamente por transformação de fases [29, 32, 74], no caso a formação de martensita α' induzida por deformação.

Os parâmetros de encruamento (θ_0) e de recuperação dinâmica (K) para as equações de K-M (Equação (3.19)) foram obtidos a partir da região de platô das curvas e podem ser vistos graficamente na Figura 5.19. Esses valores foram calculados apenas para o Grupo II, já que o método de K-M passa a não ser matematicamente aplicável para inclinações positivas, como ocorre no Grupo I. Para o grupo III, em temperaturas mais elevadas, os efeitos de difusão já passam a influenciar a recuperação dinâmica, logo essas condições também foram descartadas para o modelo.

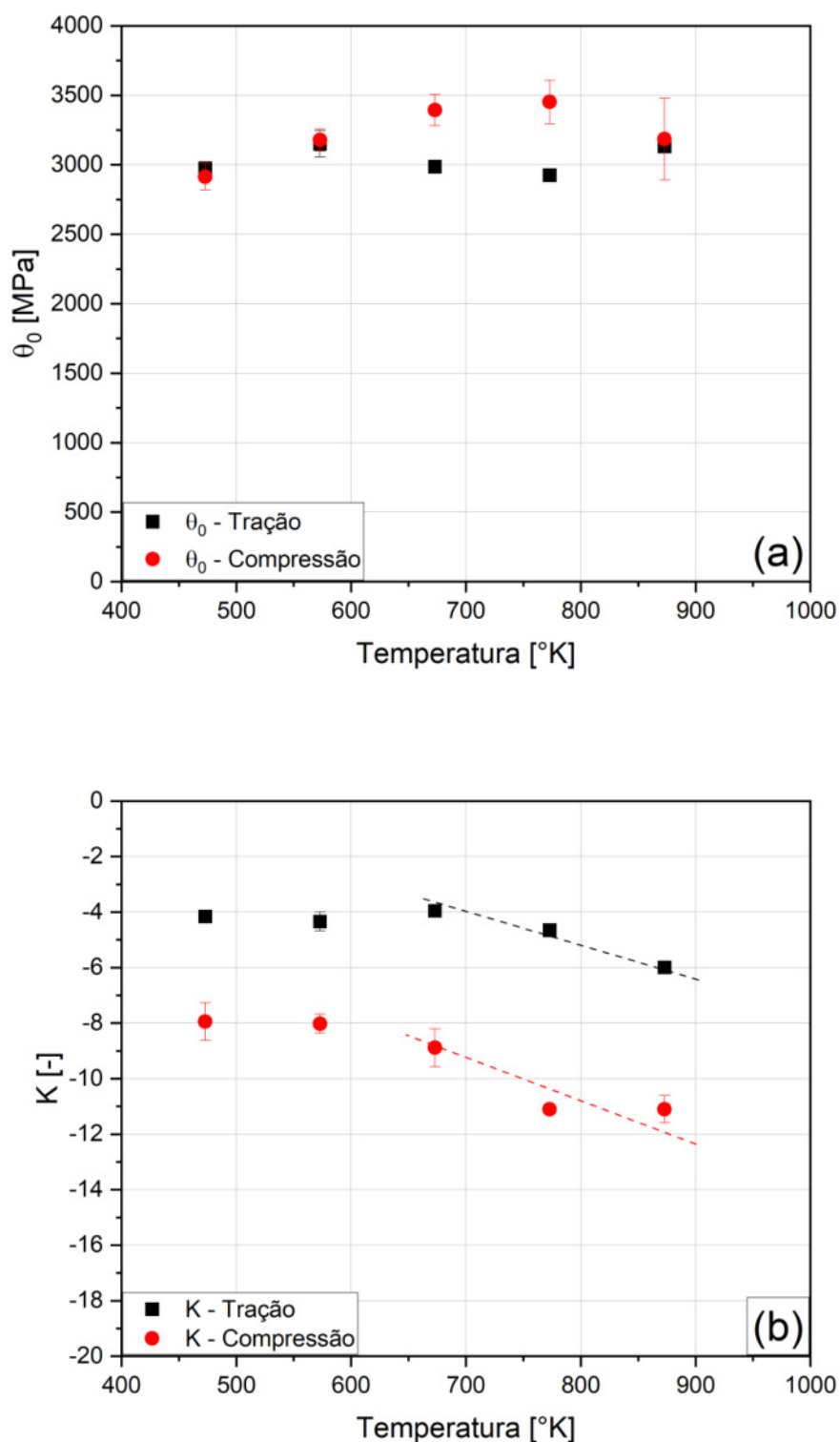


Figura 5.19: Parâmetros de encruamento – θ_0 (a) e recuperação dinâmica – K (b) de K-M para ensaios em ensaios de tração e compressão do AIA 201LN em um intervalo de temperatura entre 200° C e 600° C (473 K e 873 K) com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} . Linha tracejada como guia para os olhos.

Dentro do Grupo II existe uma mudança no comportamento quanto à recuperação dinâmica, que ocorre entre 300° C e 400° C (573 K e 673 K). Isso acontece porque, baseando-se na EFE do AIA 201LN, no início do intervalo de temperatura do Grupo II é esperado que ainda ocorra maclação mecânica induzida por deformação (efeito TWIP), e esse mecanismo de endurecimento tende a suprimir a recuperação dinâmica do material, já que é ativado o endurecimento por efeito de Hall-Petch dinâmico. Dessa forma, considerou-se para a parametrização da contribuição do escorregamento de discordâncias na deformação plástica os valores obtidos nas temperaturas entre 400° C e 600° C (673 K e 873 K). Para uma taxa de 10^{-3} s^{-1} o parâmetro de encruamento (θ_0) foi considerado como um valor constante de 2650 MPa para tração e 3900 MPa para compressão; enquanto o parâmetro de recuperação dinâmica (K) variou linearmente com a temperatura.

Comportamentos semelhantes foram obtidos nas curvas de K-M para os ensaios de tração e compressão com taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (Figura 5.20) e 10^{-4} s^{-1} (Figura 5.21). Nota-se, nesses casos, que o efeito de endurecimento é mais acentuado em menores taxas de deformação (10^{-4} s^{-1}) e menor em compressão quando comparados aos resultados de tração.

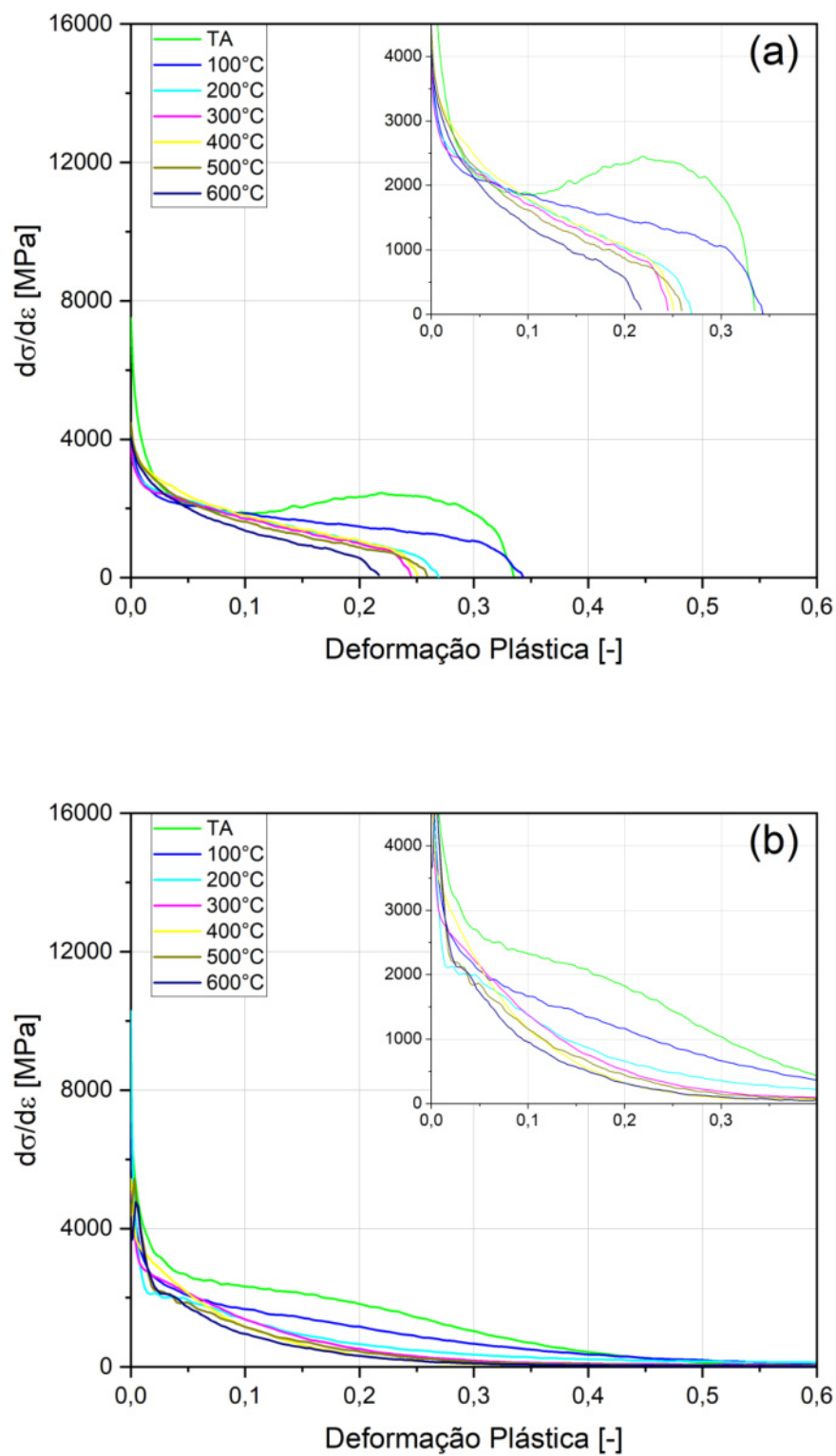


Figura 5.20: Curvas de taxa de encruamento ($d\sigma/d\varepsilon$) Vs deformação plástica (modelo de K-M) para o AIA 201LN em ensaios de tração (a) e compressão (b) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} .

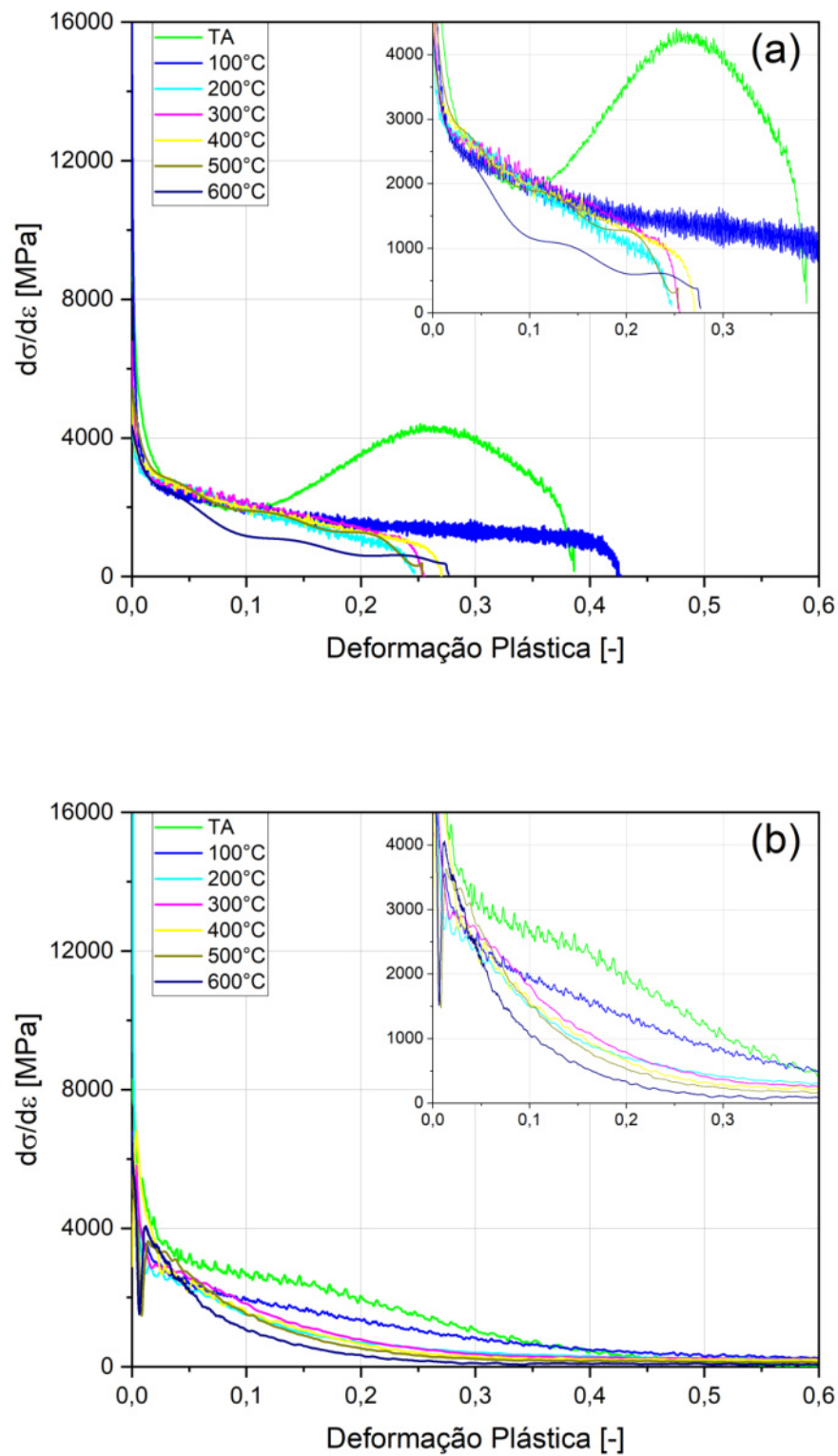


Figura 5.21: Curvas de taxa de encruamento ($d\sigma/d\varepsilon$) Vs deformação plástica (modelo de K-M) para o AIA 201LN em ensaios de tração (a) e compressão (b) com taxa de deformação 10^{-4} s^{-1} .

Os parâmetros θ_0 e K para essas taxas de deformação também seguem comportamento semelhante aos obtidos para taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} , como pode ser visto nas Figura 5.22 e Figura 5.23. Para as taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} os parâmetros de encruamento (θ_0) foram considerados respectivamente 3300 MPa e 2210 MPa para tração, e de 5690 MPa e 2460 MPa para compressão. Já os valores para o parâmetro de recuperação dinâmica (K) variaram linearmente com a temperatura.

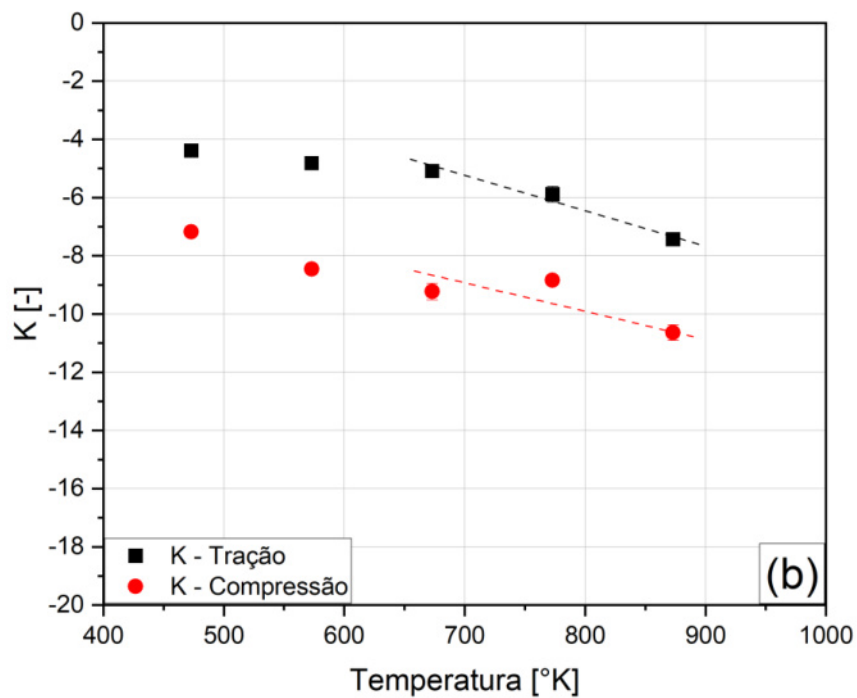
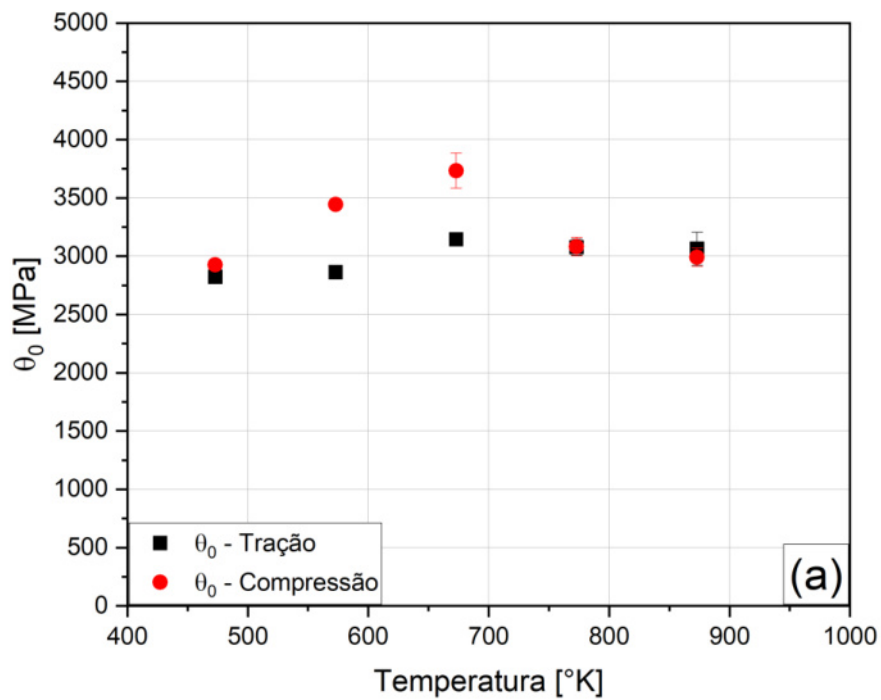


Figura 5.22: Parâmetros de encruamento – θ_0 (a) e de recuperação dinâmica – K (b) do modelo de K-M para ensaios de tração e compressão do AIA 201LN com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} . Intervalo de temperatura entre 200° C e 600° C (473 K e 873 K)

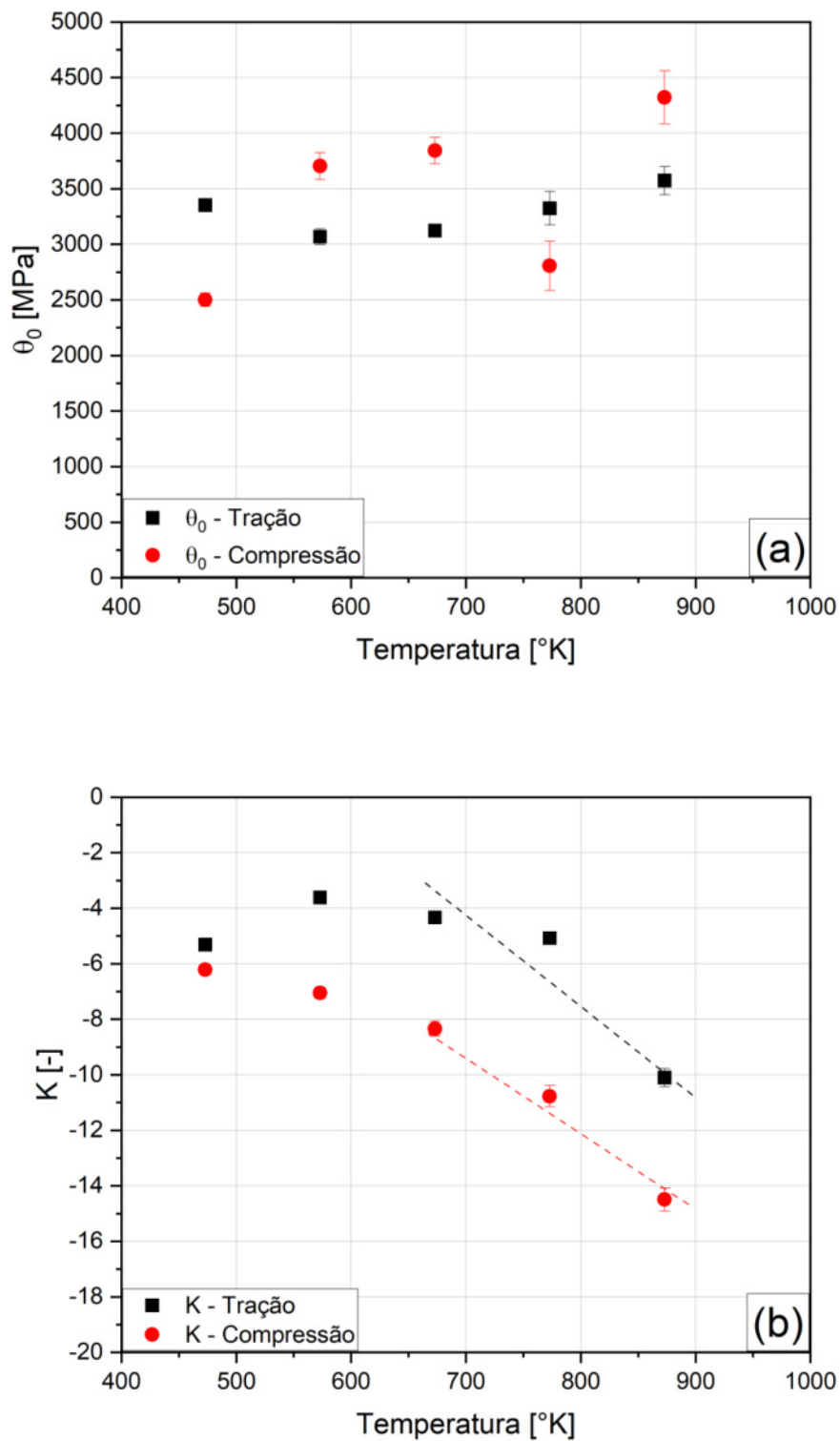


Figura 5.23: Parâmetros de encruamento – θ_0 (a) e de recuperação dinâmica – K (b) do modelo de K-M para ensaios de tração e compressão do AIA 201LN com taxa de deformação 10^{-4} s^{-1} . Intervalo de temperatura entre 200° C e 600° C (473 K e 873 K)

A parametrização do componente do escorregamento de discordâncias na deformação plástica foi realizada pelo método de Voce, a partir da Equação (3.20). Essa equação, para materiais CFC, pode ser expandida e melhor explorada por meio do método de K-M [80] conforme a Equação (5.2).

$$\sigma_{Voce} = \sigma_Y + \sigma_S(1 - \exp(K\varepsilon)) \quad (3.20)$$

$$\sigma_{Voce} = \sigma_0 + M\alpha^*Gb\frac{k_1}{k_2} \left(1 - \exp\left(-\frac{Mk_2}{2}\varepsilon\right) \right) \quad (5.2)$$

Nesse caso σ_Y é o limite de escoamento do material; α^* é uma constante dependente tensão resultante da interação entre discordâncias (onde foi adotado o valor de $\alpha^* = 1$); G é o modulo de cisalhamento do material (75 GPa para o AIA 201LN) [2, 78]; b a magnitude do vetor de Burgers ($2,5 \times 10^{-10}$ m); M é o fator de Taylor (3,06).

O parâmetro k_1 é considerado a taxa de geração de discordâncias, enquanto k_2 é entendido como o parâmetro de recuperação dinâmica, portanto seus valores podem ser obtidos dos parâmetros de encruamento (θ_0) e de recuperação dinâmica (K) das curvas de K-M por meio das Equações (5.3) e (5.4).

$$\theta_0 = \alpha GbM^2 \frac{k_1}{2} \quad (5.3)$$

$$K = -\frac{M}{2}k_2 \quad (5.4)$$

Os valores de k_1 e k_2 , portanto, devem seguir em concordância com os valores de θ_0 e K . Assim, para o AIA 201LN, em temperaturas acima de 400° C (673 K) k_1 foi uma constante, enquanto o valor de k_2 variou linearmente com a temperatura. Para o intervalo de temperatura abaixo de 400° C (673 K) tanto k_1 quanto k_2 foram considerados constantes. Esses valores de k_1 e k_2 podem ser observados nas Tabela 5.2 e Tabela 5.3.

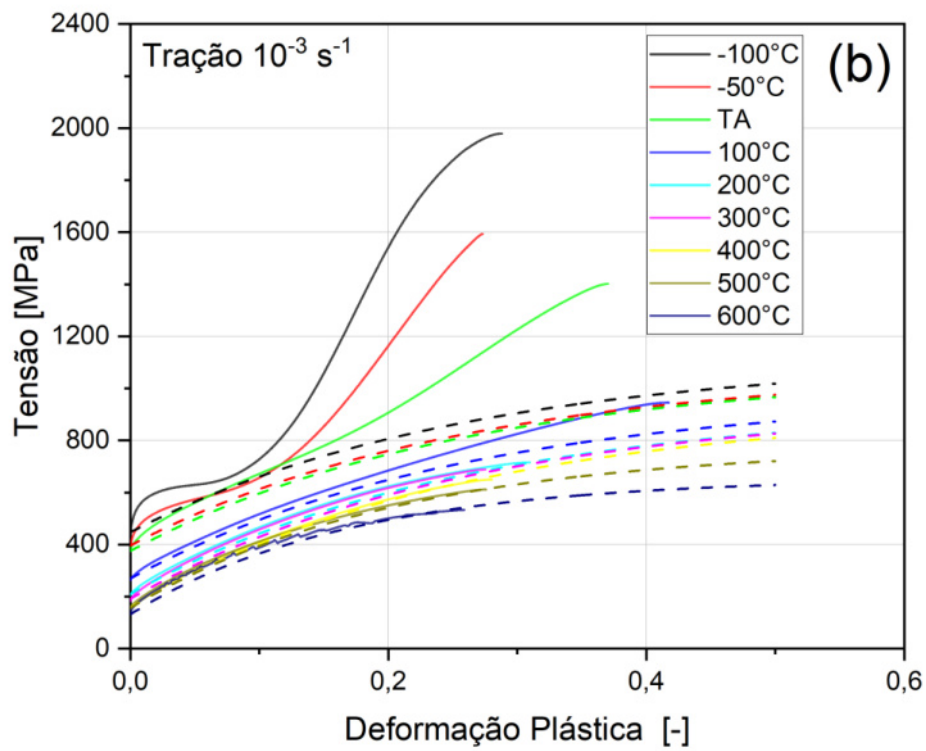
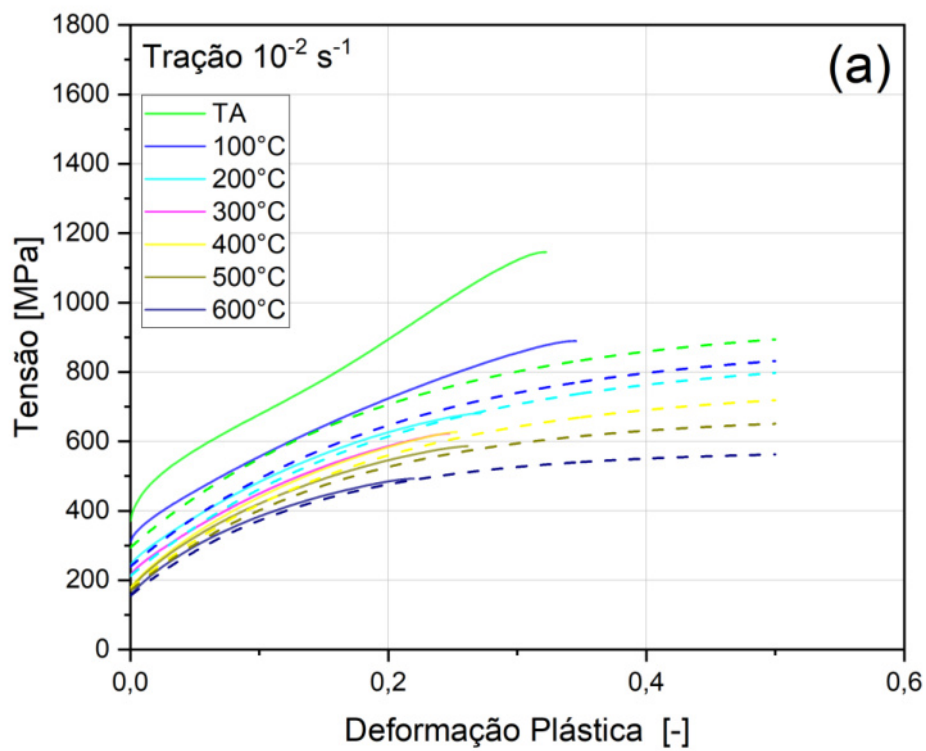
Tabela 5.2: Valores do parâmetro k_1 (parâmetro de geração de discordâncias) da equação de Voce expandida para o AIA 201LN

	Tração			Compressão		
Taxa (s^{-1})	10^{-2}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-2}	10^{-3}	10^{-4}
$K_1 (m^{-1})$	$3,6 \times 10^7$	$3,3 \times 10^7$	$3,2 \times 10^7$	$4,9 \times 10^7$	$4,1 \times 10^7$	$3,6 \times 10^7$

Tabela 5.3: Valores do parâmetro k_2 (parâmetro de recuperação dinâmica) da equação de Voce expandida para o AIA 201LN

Temperatura (° C)	$K_2 (-)$					
	Tração			Compressão		
	$10^{-2} s^{-1}$	$10^{-3} s^{-1}$	$10^{-4} s^{-1}$	$10^{-2} s^{-1}$	$10^{-3} s^{-1}$	$10^{-4} s^{-1}$
-100 até 400	3,2	2,5	2,3	8,2	5,3	3,3
500	4,0	3,2	3,3	8,6	6,8	7,4
600	4,8	3,8	3,8	8,8	7,5	9,4

A partir dos valores obtidos, as curvas parametrizadas pelo método de Voce para a componente do escorregamento de discordância na deformação plástica do AIA 201LN em tração e compressão nas diferentes taxas de deformação são vistas respectivamente nas Figura 5.24 e Figura 5.25.



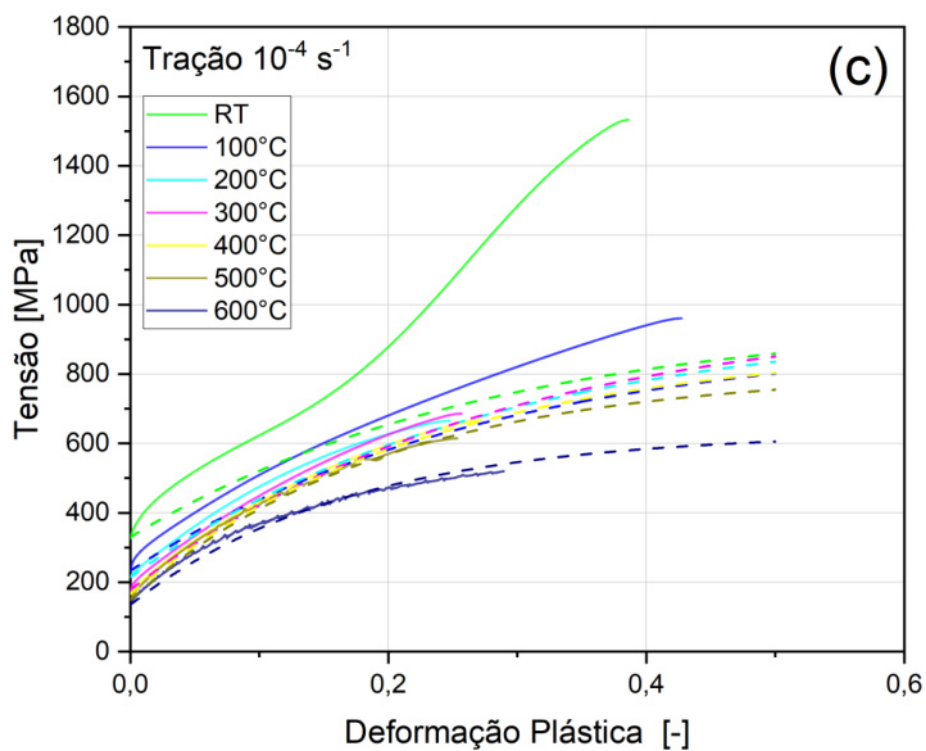
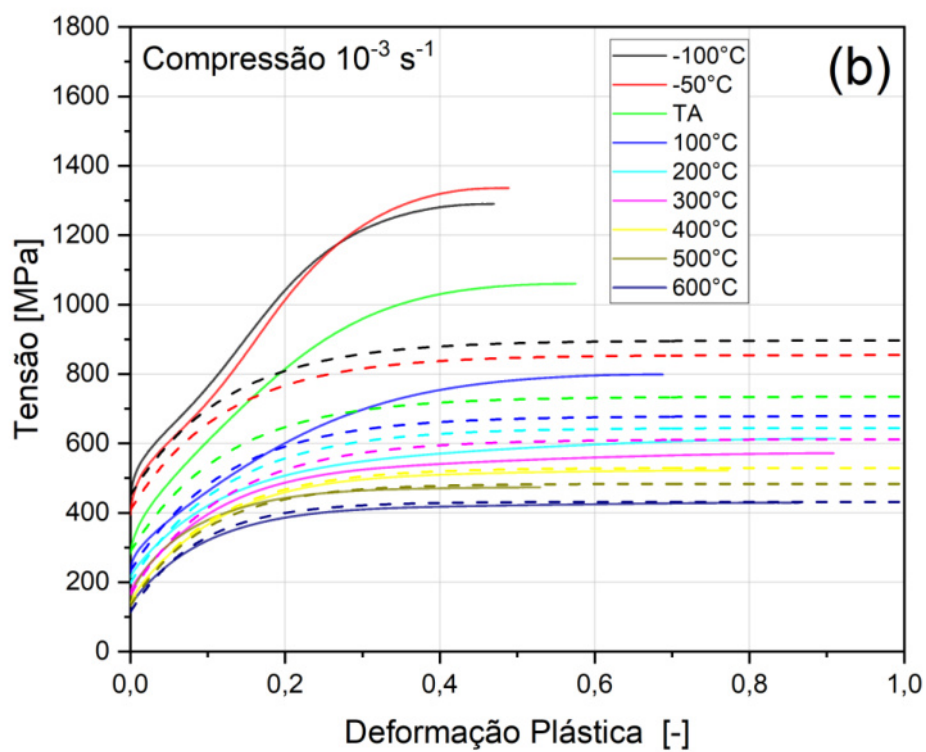
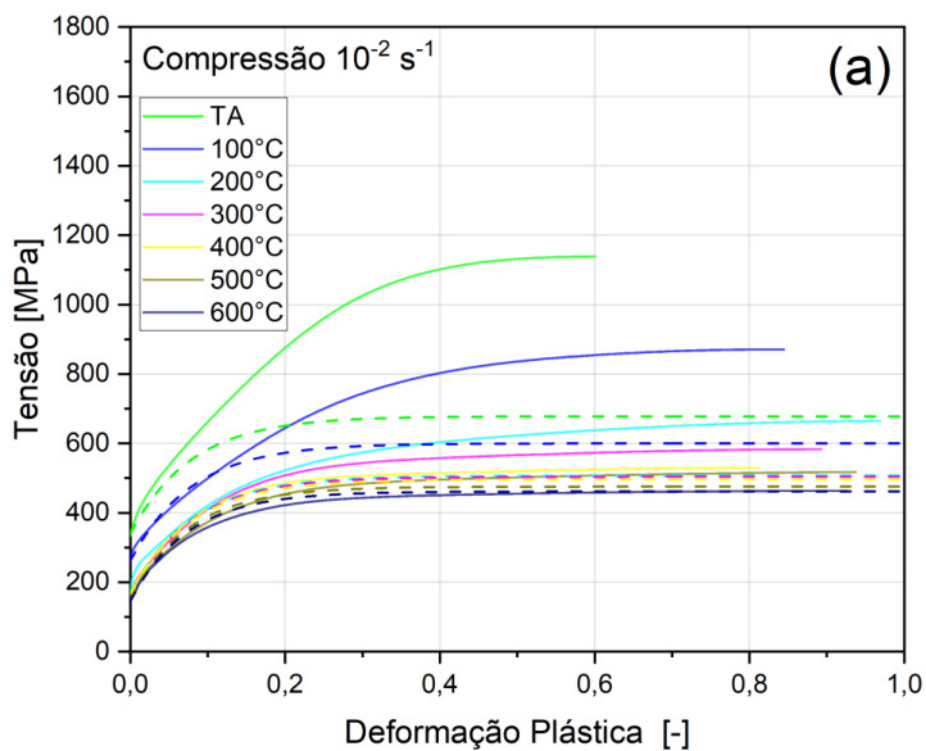


Figura 5.24: Contribuição do escorregamento estimado pelo modelo de Voce (linha tracejada) nas curvas tensão Vs deformação plástica (linha contínua) para ensaios de tração do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).



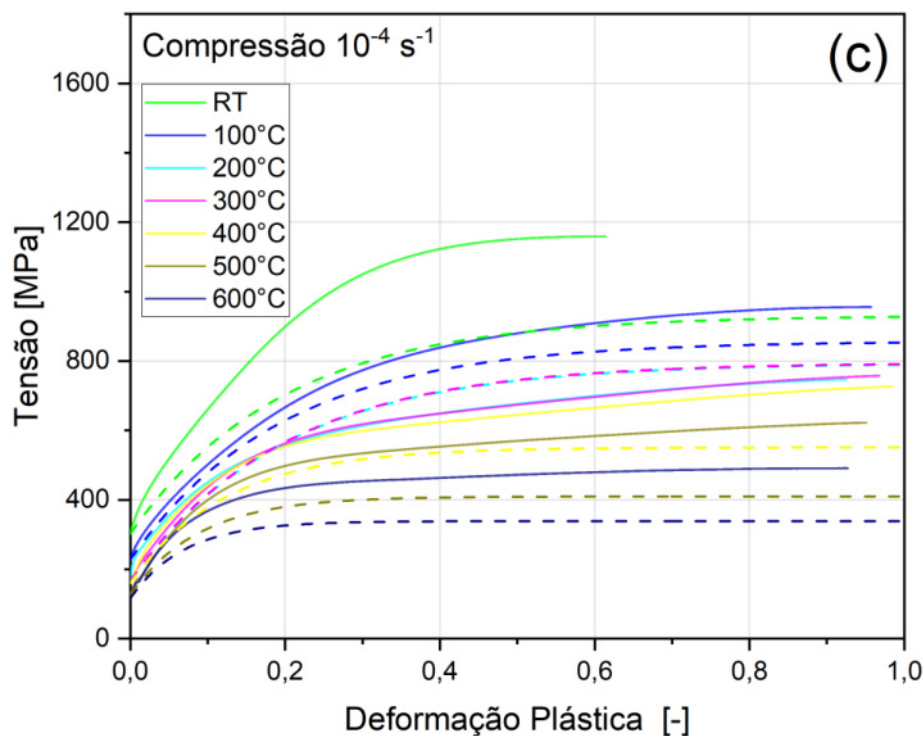
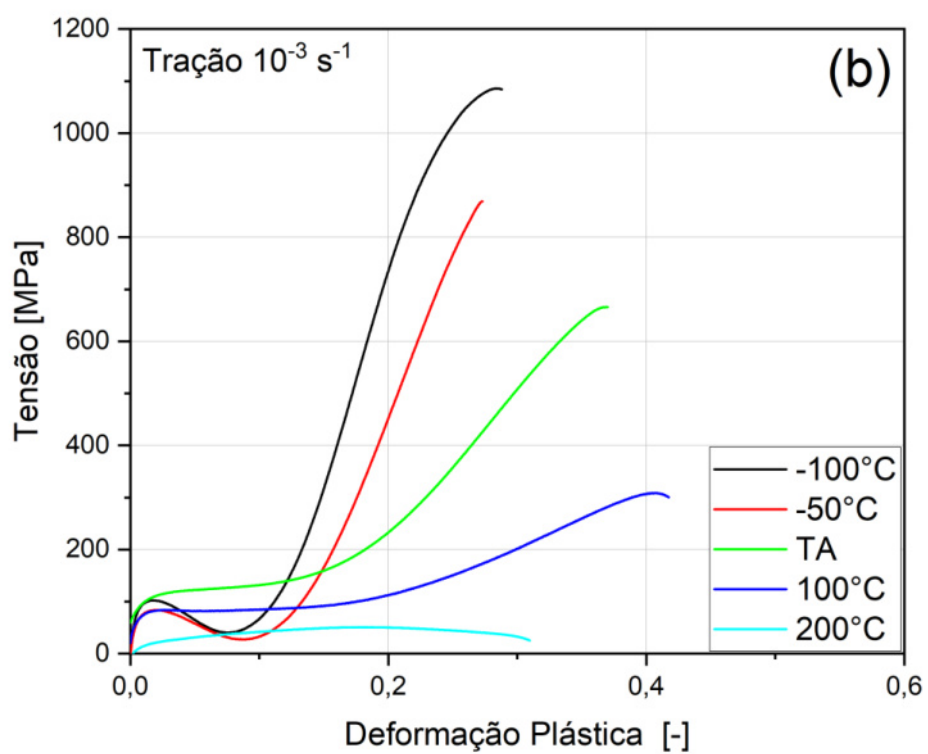
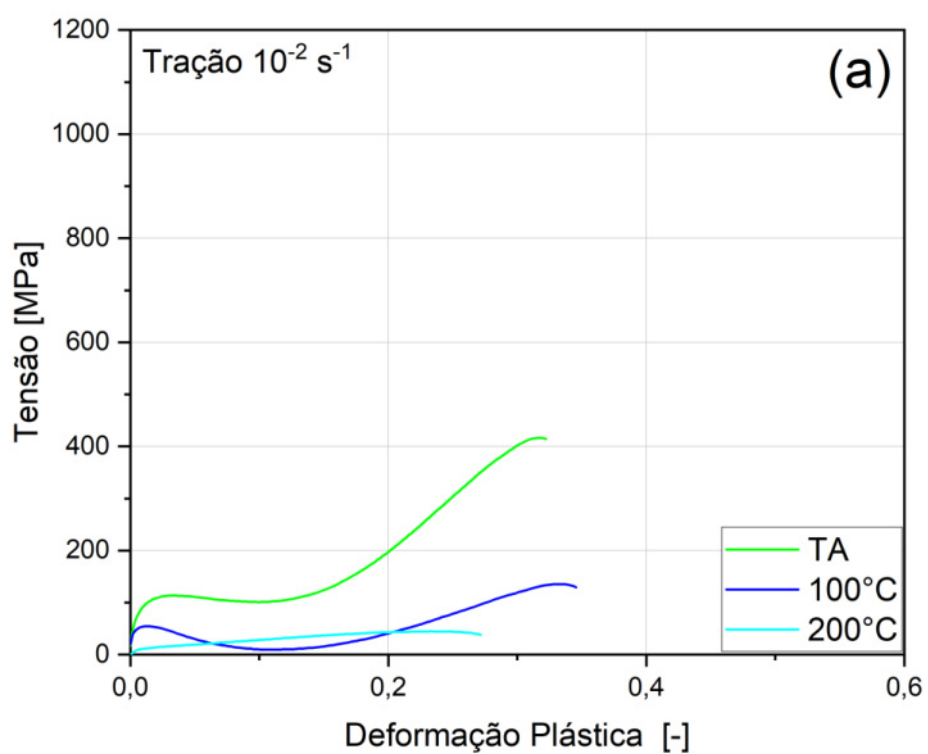


Figura 5.25: Contribuição do escorregamento estimado pelo modelo de Voce (linha tracejada) nas curvas tensão Vs deformação plástica (linha contínua) para ensaios de compressão do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).

As curvas parametrizadas por Voce para o escorregamento de discordâncias se ajustam de maneira satisfatória com as curvas de ensaios mecânicos em temperaturas mais altas, principalmente para tração. Em temperaturas intermediárias existe um desvio discreto entre essas curvas, proveniente de mecanismos de endurecimento, como o efeito TWIP. Nos ensaios de compressão, principalmente para taxas de deformação mais baixas (10^{-4} s^{-1}), essa diferença é mais acentuada e isso pode ser atribuído à distribuição não uniforme dos mecanismos de deformação devido ao atrito, como já discutido anteriormente, e também à acomodação das componentes do sistema de ensaio, que pode ocorrer em decorrência do longo tempo de duração dos ensaios nessas condições.

Para temperaturas mais baixas, onde os efeitos TRIP e TWIP se encontram presentes com mais intensidade, o patamar e o formato das curvas

dos ensaios se diferem das curvas para o escorregamento de discordâncias numa tendência de endurecimento do material. Essa diferença, que pode ser vista nas Figura 5.26 e Figura 5.27, serviu como base do modelo para a cinética da transformação martensítica induzida por deformação proposto neste trabalho.



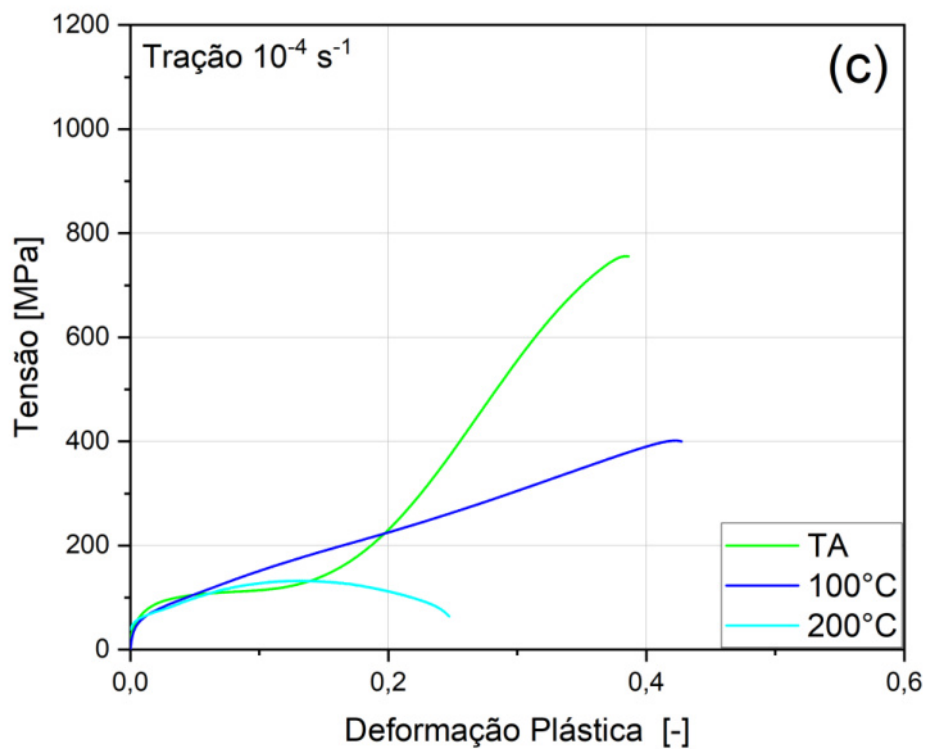
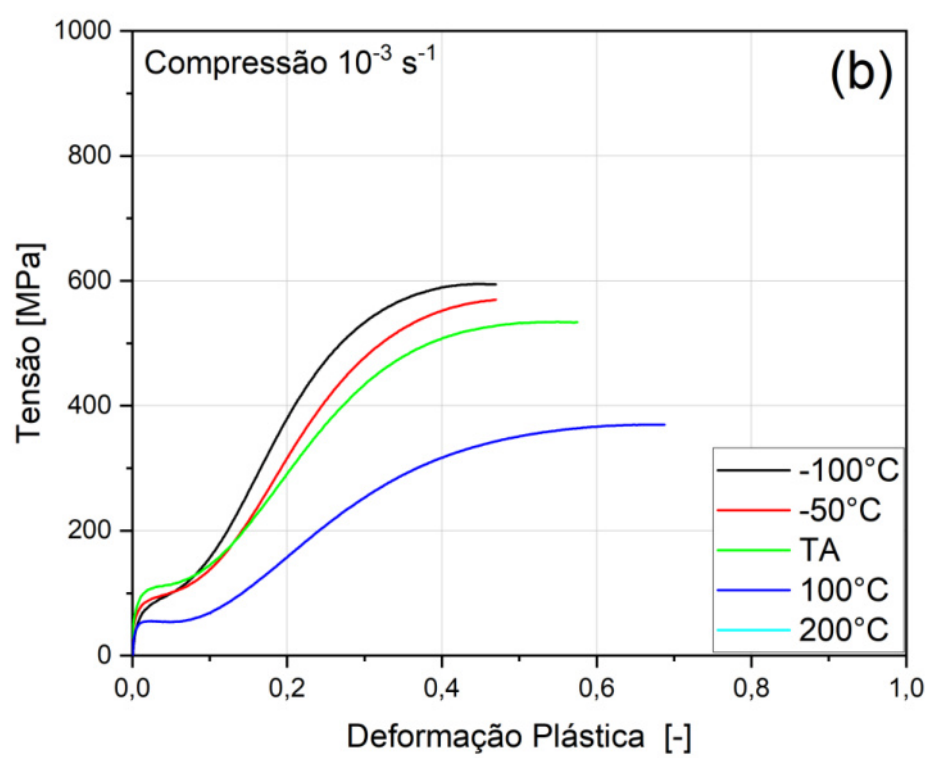
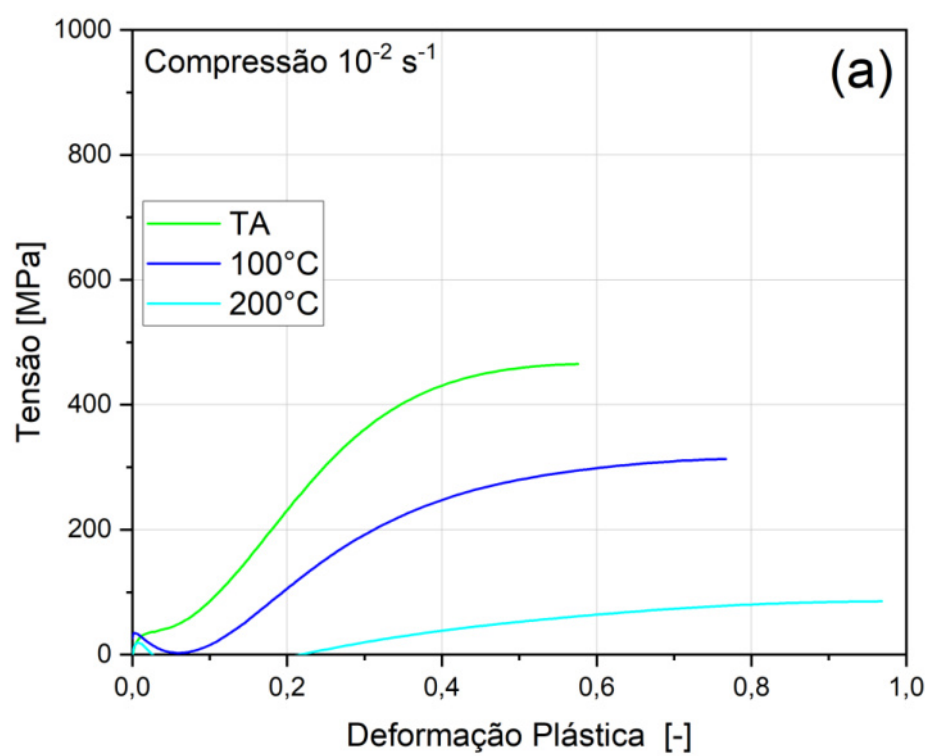


Figura 5.26: Diferenças entre as tensões estimadas para o escorregamento de discordâncias (modelo de Voce) e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).



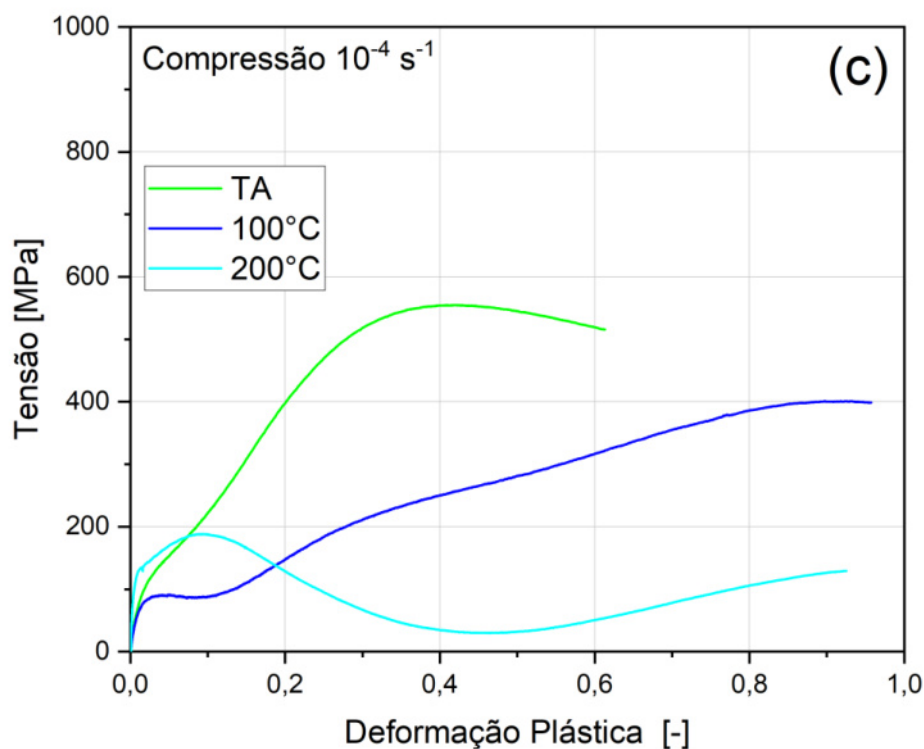


Figura 5.27: Diferenças entre as tensões estimadas para o escorregamento de discordâncias (modelo de Voce) e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de compressão do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).

5.3.3 Transformação Martensítica Induzida por Deformação

As curvas de cinética de transformação martensítica para o AIA 201LN foram estimadas a partir da diferença de tensão entre os valores de tensão obtidos nos ensaios mecânicos e na parametrização da contribuição do escorregamento de discordâncias estimado por Voce ($\sigma_{ft} = \sigma - \sigma_{Voce}$).

A fração de austenita transformada em martensita α' (f_t) foi determinada a partir da equação $f_t = f_s * (\frac{\sigma_{ft} - \sigma_{ftmin}}{\sigma_{ftmax}})$, onde f_s é a fração de saturação de martensita.

A contribuição do efeito TRIP no endurecimento do material foi determinada a partir do modelo de O-C (Equação (4.3)), ajustando-se os valores aos resultados obtidos nos ensaios mecânicos. Abaixo, nas Figura 5.28 a Figura

5.31 observam-se, respectivamente, os valores de $\sigma_{ftm\acute{a}x}$ e dos termos f_s , β , m e do modelo de O-C em função da temperatura obtidos para cada condição de ensaio.

$$\sigma_{TRIP} = \sigma_{ftm\acute{a}x} f_s (1 - \exp(-\beta \varepsilon^m)) \quad (4.3)$$

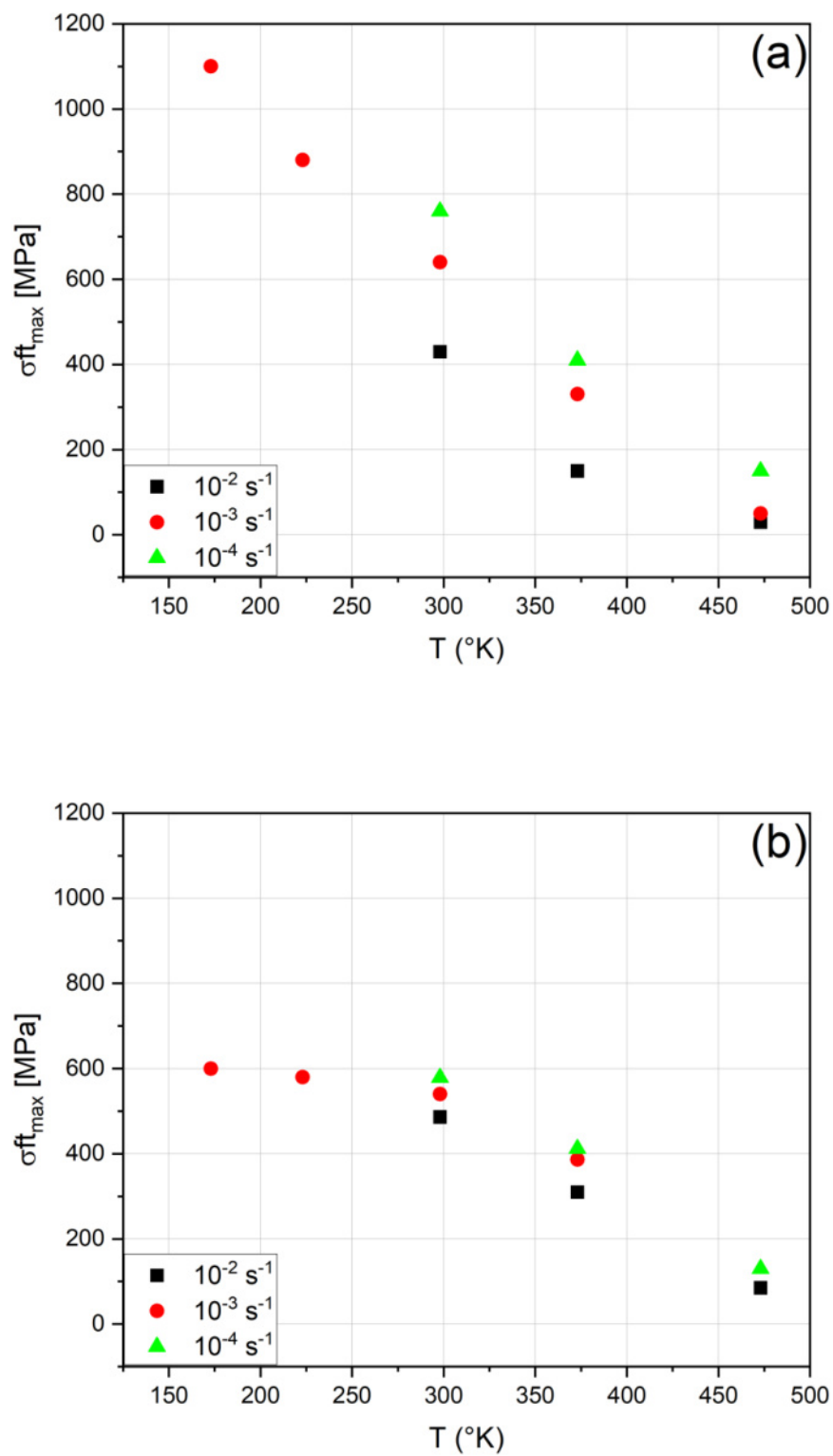


Figura 5.28: Valores de diferença máxima de tensão (σ_{ft_max}) ajustados aos resultados experimentais dos ensaios de tração (a) e compressão (b) no AIA 201LN

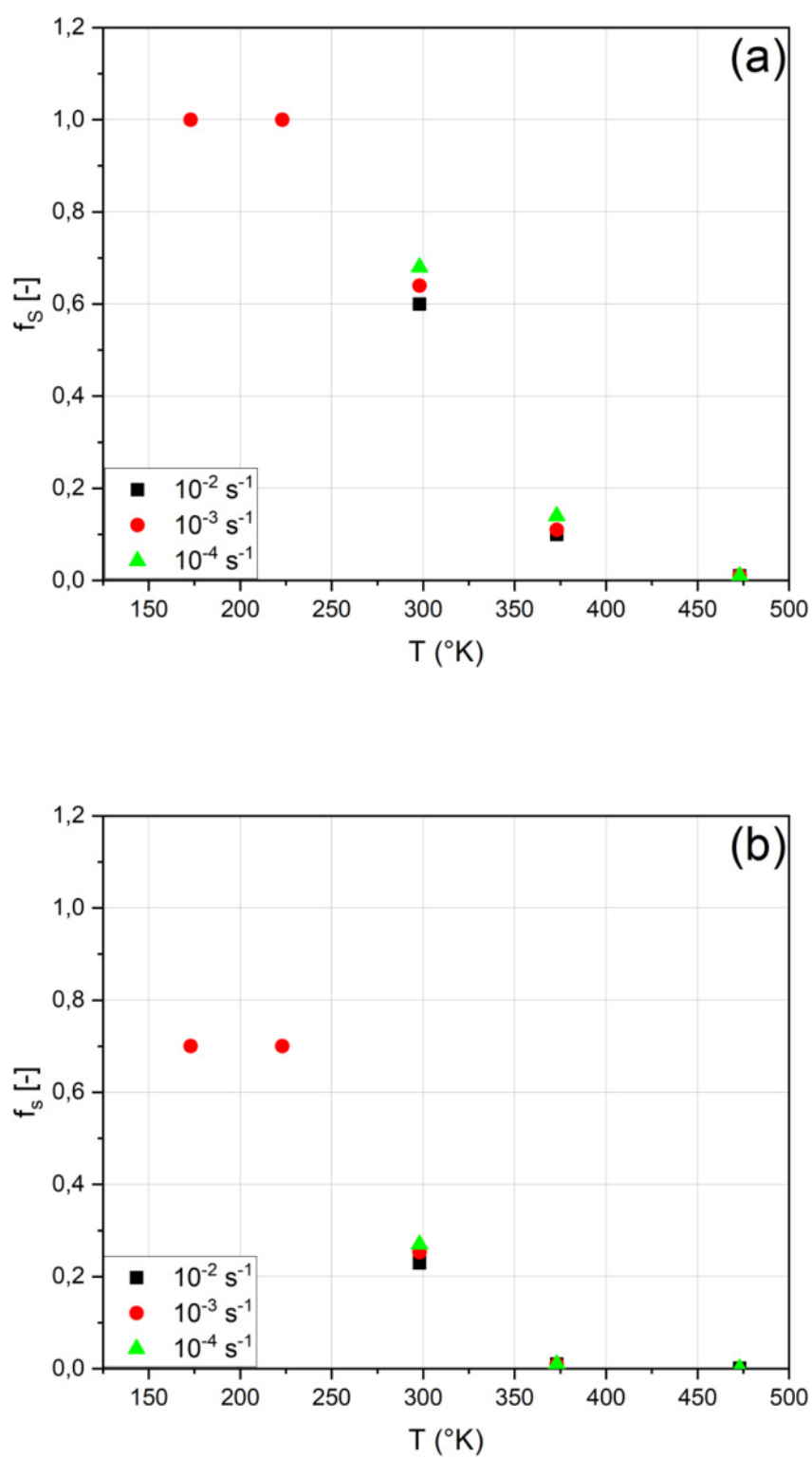


Figura 5.29: Valores de fração máxima transformada (f_s) ajustados aos resultados experimentais dos ensaios de tração (a) e compressão (b) no AIA 201LN

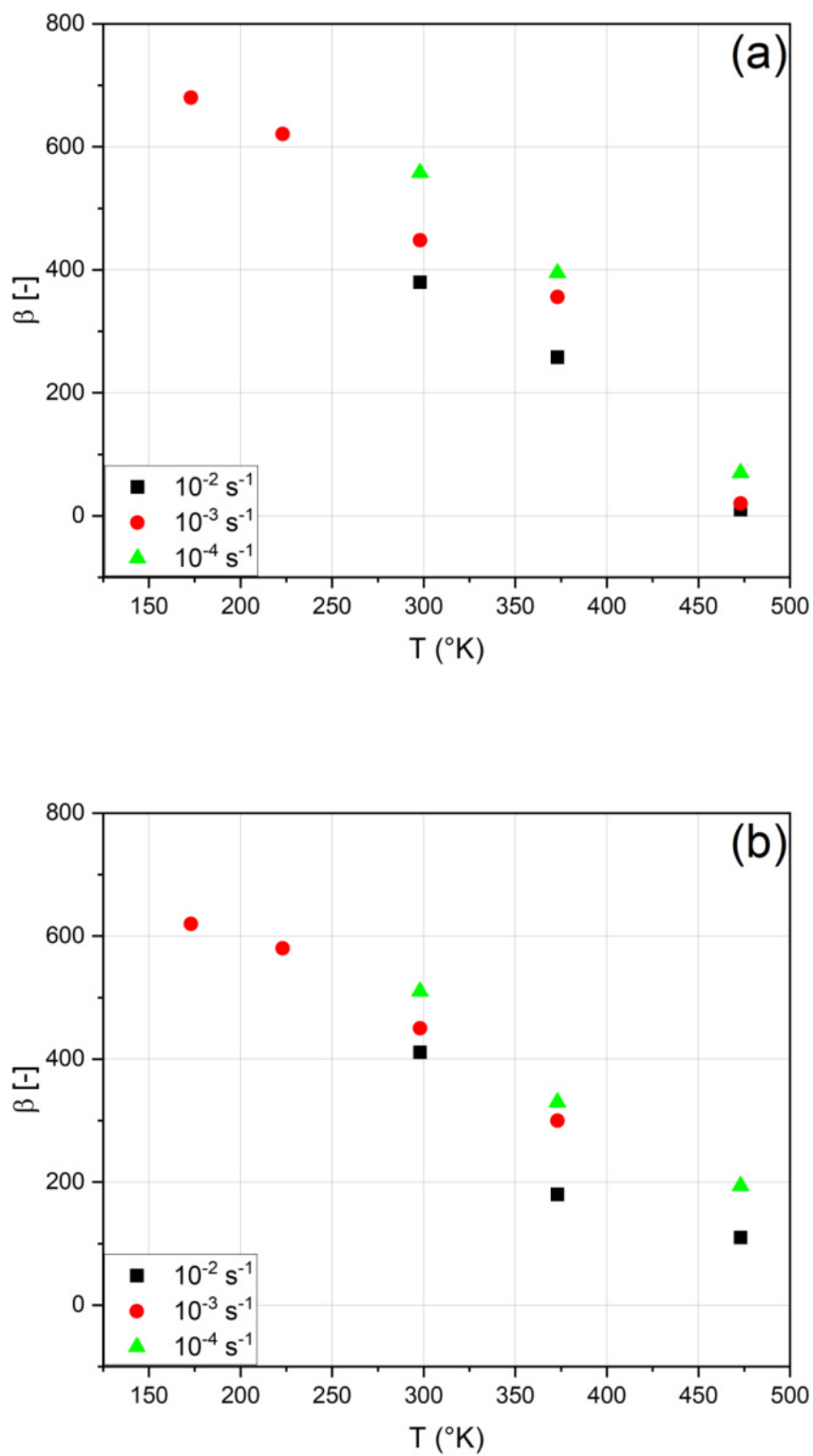


Figura 5.30: Valores para fator de estabilidade da austenita (β) ajustados aos resultados experimentais dos ensaios de tração (a) e compressão (b) no AIA 201LN.

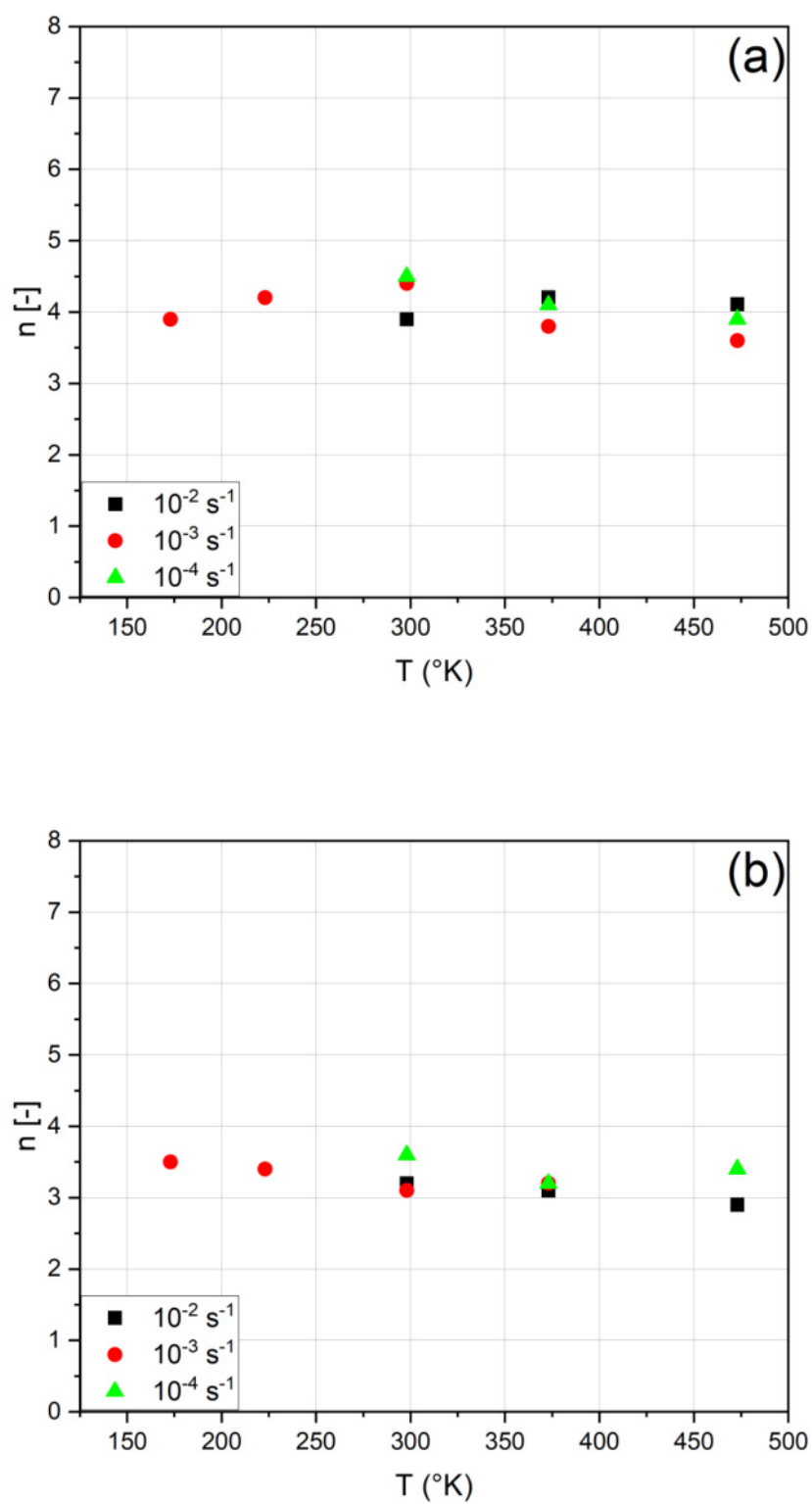


Figura 5.31: Valores para o expoente de Avrami (m) ajustados aos resultados experimentais dos ensaios de tração (a) e compressão (b) no AIA 201LN.

A diferença máxima ($\sigma_{t_{m\acute{a}x}}$) entre a tensão obtida nos ensaios mecânicos (σ) e aquela determinada para o escorregamento pelo método de Voce (σ_{Voce}) não é diretamente aplicada para a determinação da curva de cinética da transformação martensítica pela equação de O-C, mas é utilizada posteriormente para a conversão da fração transformada na contribuição em tensão da curva tensão Vs deformação. Seu comportamento é inversamente proporcional à temperatura, já que a intensidade e consequentemente a contribuição do efeito TRIP é maior em temperaturas mais baixas.

Para o modelo de O-C, o valor ajustado para fração de saturação de martensita (f_s) mostrou-se bem próximo daqueles estimados anteriormente por DRX, encontrando-se em concordância com os valores observados na literatura [29, 33, 45, 61]. O fato da fração de saturação em compressão ser menor que em tração é um dos motivos que explica o porquê $\sigma_{t_{m\acute{a}x}}$ ser menor nesse tipo de sollicitação.

O fator de estabilidade da austenita (β) também é inversamente proporcional à temperatura, condizente com o mecanismo de transformação induzida por deformação explicado na Seção 3.2. Na literatura, os valores encontrados para esse termo variam significativamente conforme o tipo de material. Kim *et al.* [73] propuseram que o comportamento dessa componente fosse uma função da temperatura e do tipo de sollicitação, variando com os valores de ângulo de Lode e triaxialidade de tensão; nesse caso, para um aço TRIP780 o comportamento descrito foi semelhante ao observado neste trabalho, porém com ordem de grandeza inferior. Já outros trabalhos [74, 92, 118], para diferentes tipos de aços, mostram também um comportamento semelhante em função da temperatura, mas com valores de grandeza variados.

Os valores do expoente de Avrami (m), de maneira geral, se mostraram próximos de um valor constante, o que também é observado em outros trabalhos [73, 74, 92]. Para compressão foram observados valores discretamente menores do que para tração, indicando que nesse caso a transformação martensítica deve se iniciar, o que pode ser resultado da concentração de tensão que ocorre no centro do CP.

Os valores de $\sigma_{t_{m\acute{a}x}}$ e β diminuem com a taxa de deformação, o que também é observado e explicado por Talonen *et al.* [74]. Isso ocorre, pois, como já discutido, em altas taxas de deformação o aquecimento adiabático

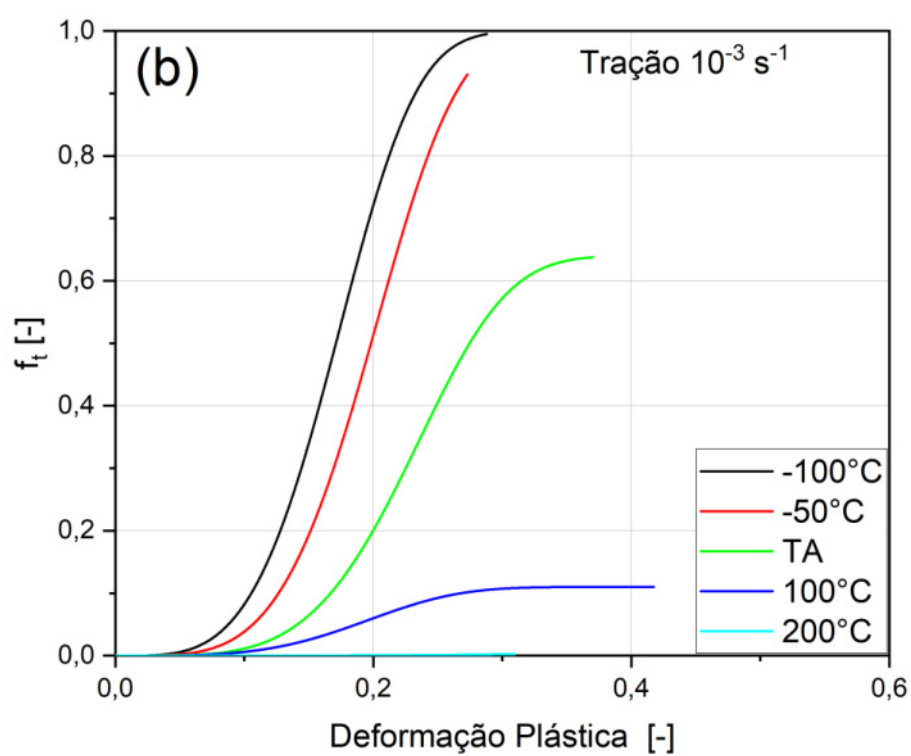
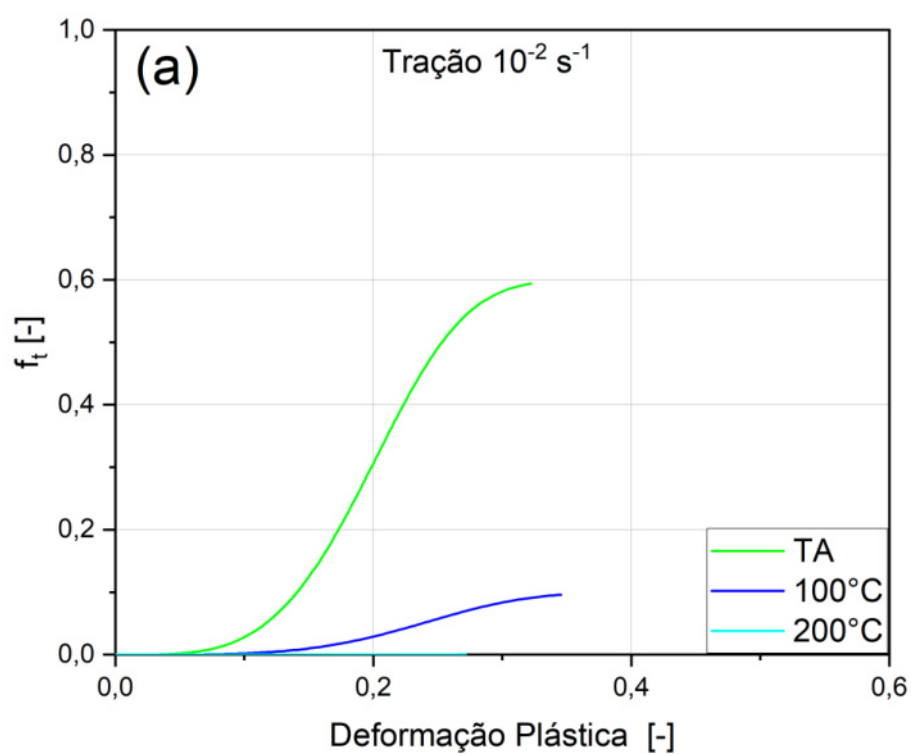
proporcionado acaba influenciando na EFE do material e, conseqüentemente, na cinética da transformação martensítica. Na Tabela 5.4 observa-se um resumo com os valores ajustados obtidos experimentalmente ajustados para a parametrização da equação de cinética de transformação martensítica e sua contribuição para o endurecimento do AIA 201LN durante a deformação plástica (Equação (4.3)).

Tabela 5.4: Valores dos parâmetros para a determinação da cinética de transformação martensítica induzida por deformação em ensaios de tração em compressão do AIA 201LN.

Solicitação	Taxa (s ⁻¹)	Temperatura (° C/K)	$\sigma_{ft_{m\acute{a}x}}$ (MPa)	$F_s(-)$	$\beta (-)$	$m(-)$
Tração	10 ⁻²	25/298 – TA	430	0,60	380	3,9
		100/373	150	0,10	258	3,9
		200/473	30	0,01	10	3,9
	10 ⁻³	-100/173	1100	1,00	680	4,4
		-50/223	880	1,00	621	4,4
		25/298 – TA	640	0,64	448	4,4
		100/373	330	0,11	356	4,4
		200/473	50	0,01	20	4,4
		25/298 – TA	760	0,68	558	4,5
	10 ⁻⁴	100/373	410	0,14	395	4,5
		200/473	150	0,01	70	4,5
	10 ⁻²	25/298 – TA	486	0,23	411	3,2
		100/373	310	0,01	180	3,2
		200/473	85	0,001	110	3,2
	10 ⁻³	-100/173	600	0,70	620	3,4
		-50/223	580	0,70	580	3,4
		25/298 – TA	540	0,25	450	3,4
		100/373	386	0,01	300	3,4
Compressão	10 ⁻⁴	25/298 – TA	579	0,27	510	3,6
		100/373	412	0,01	330	3,6
		200/473	130	0,001	194	3,6
	10 ⁻²	25/298 – TA	486	0,23	411	3,2
		100/373	310	0,01	180	3,2

$\sigma_{ft_{m\acute{a}x}}$: diferença máxima entre tensão; f_s : fração de saturação; β' : constante para nucleação da martensita, m : expoente de Avrami

Aplicando esses valores obtidos experimentalmente no modelo de O-C foram obtidas as curvas de cinética de transformação martensítica para tração e compressão exibidas nas Figura 5.32 e Figura 5.33.



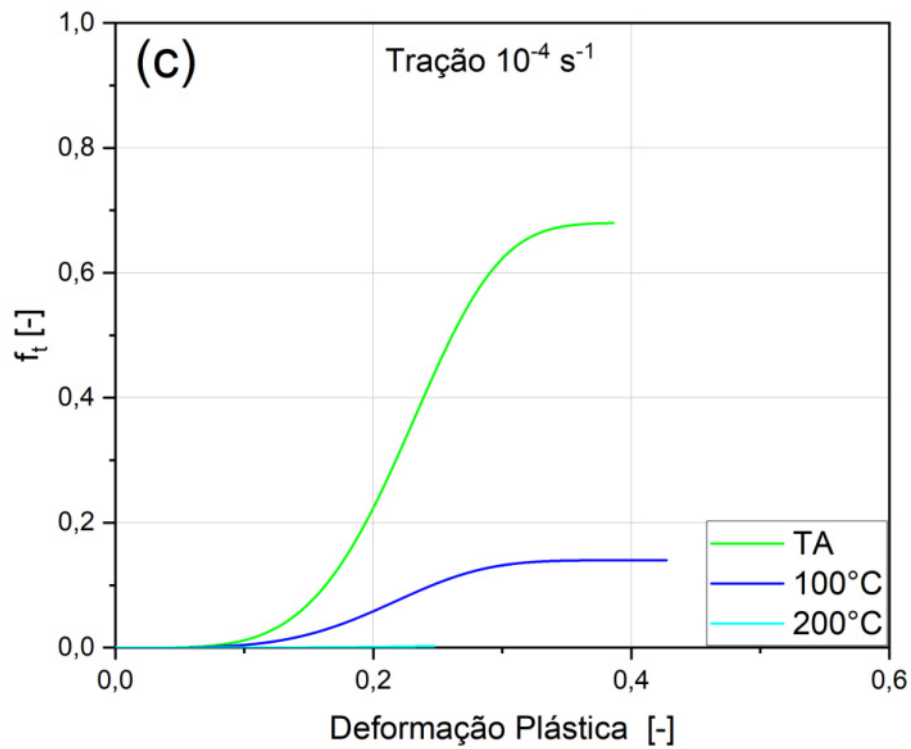
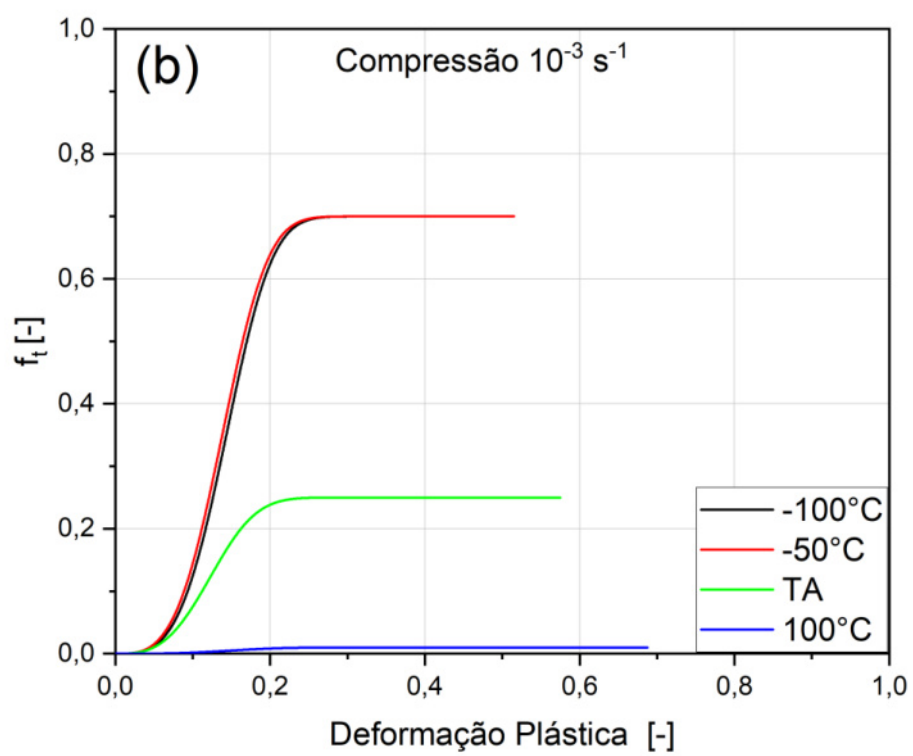
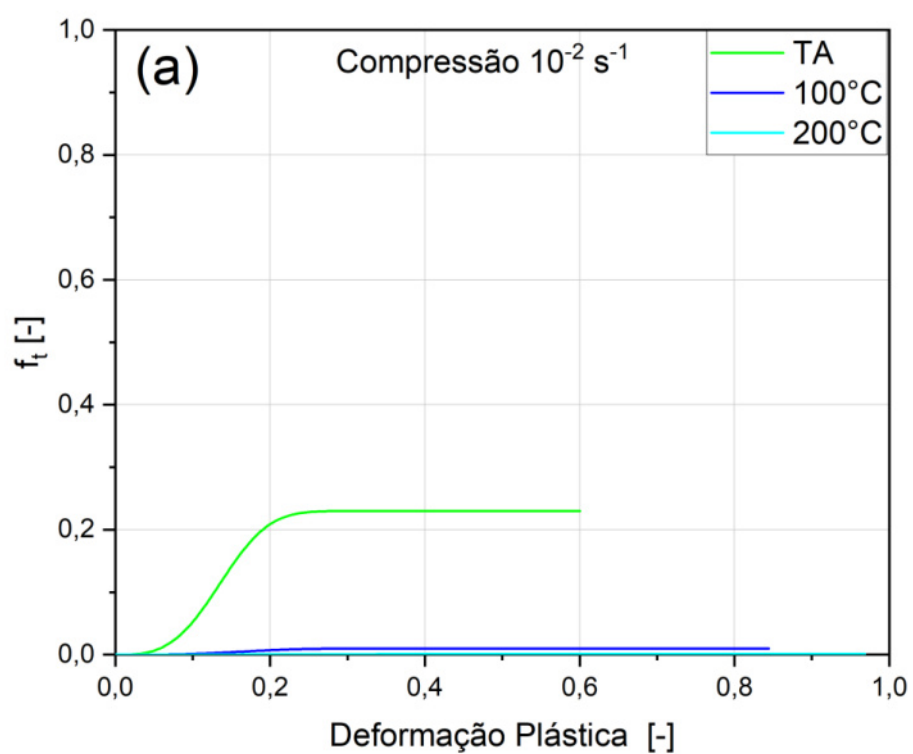


Figura 5.32: Cinética da transformação martensítica induzida por deformação estimada pelo modelo de O-C para ensaios de tração em temperatura ambiente (TA), 100° C e 200° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).



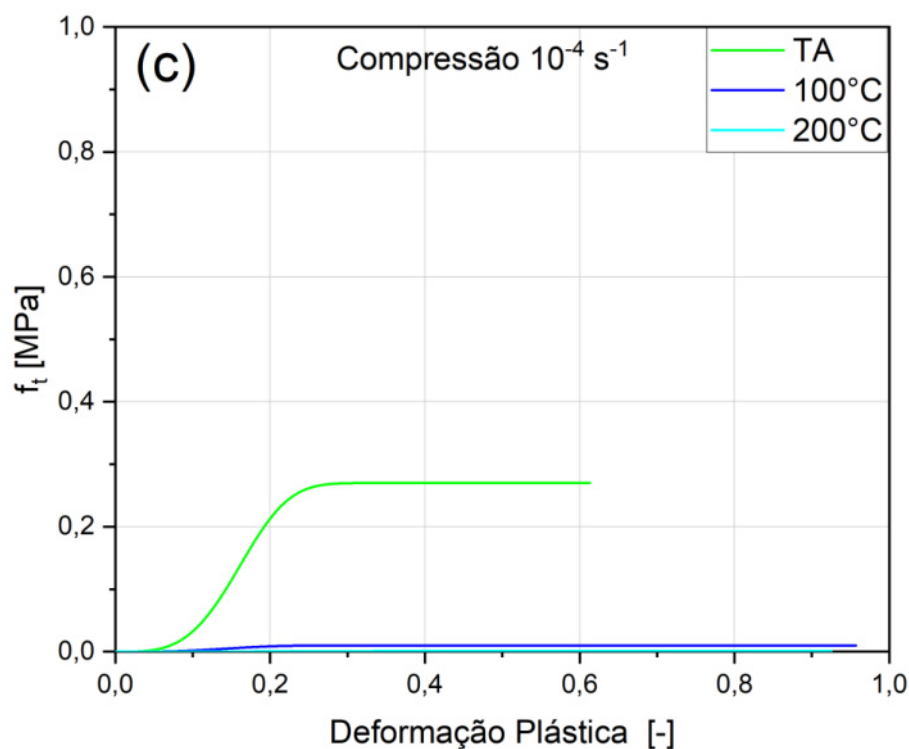


Figura 5.33: Cinética da transformação martensítica induzida por deformação estimada pelo modelo de O-C para ensaios de compressão em temperatura ambiente (TA), 100° C e 200° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).

A fração de martensita formada para temperaturas acima de 100° C é baixa, tanto para os ensaios de tração quanto compressão, logo uma análise de seu comportamento nessas condições torna-se limitada. Em TA e temperaturas criogênicas esse comportamento pode ser melhor observado, com as curvas de cinética apresentando um formato sigmoide. O início da transformação martensítica, de maneira geral, não apresenta mudança com a variação da taxa de deformação, mas uma pequena diferença é observada quando comparados os ensaios de tração e compressão; já temperatura influencia de maneira mais significativa esse início, sendo que em temperaturas mais baixas a transformação induzida inicia em menores deformações plásticas.

A cinética da transformação martensítica ocorre de forma mais acelerada em compressão, com a saturação da martensita obtida em aproximadamente 20% de deformação plástica, enquanto para tensão esse valor atinge valores

próximos de 30%. Não são encontrados na literatura relatos conclusivos sobre essa diferença, mas uma das hipóteses é que isso ocorre devido às diferentes distribuições de tensão nos ensaios de tração e compressão, caracterizada por diferentes valores de triaxilidade de tensão e ângulos de Lode [69, 73]. A diferença na orientação de solicitação e conseqüentemente uma texturização do material também pode ser um fator de influência [72] e será discutido com mais detalhes posteriormente.

Um modo para validar as curvas parametrizadas por O-C foi sua comparação com os resultados das medidas quantitativas de fase obtidos nas análises por DRX dos ensaios de tração e compressão interrompidos. Como pode ser visto na Figura 5.34 essa comparação apresentou uma boa concordância entre os resultados.

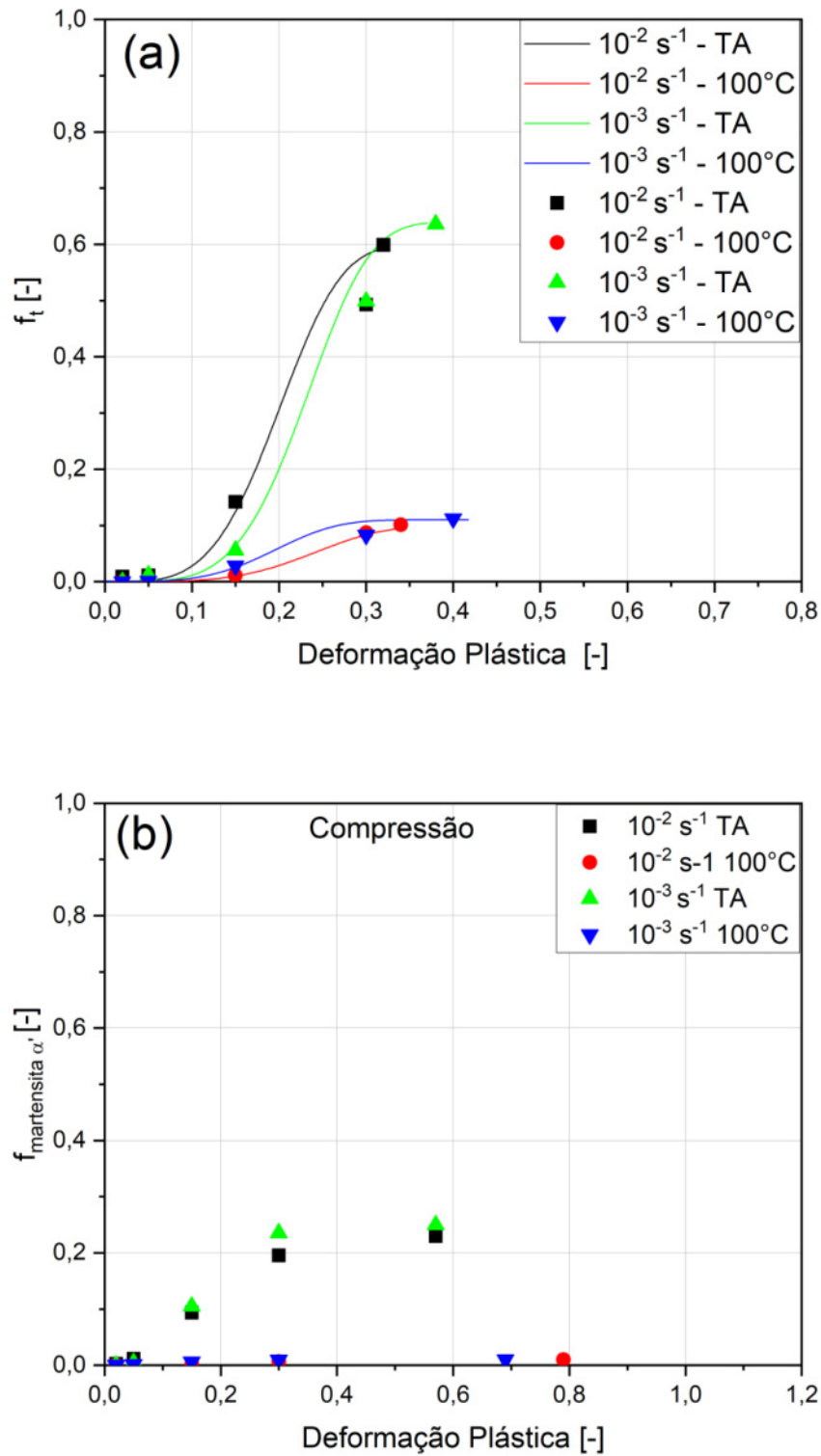
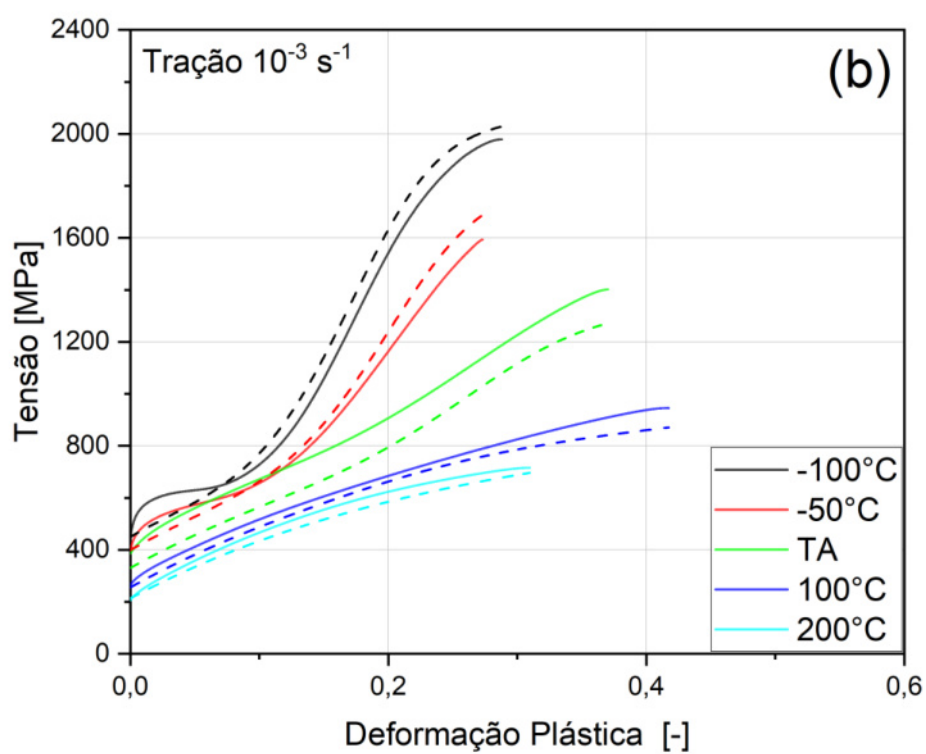
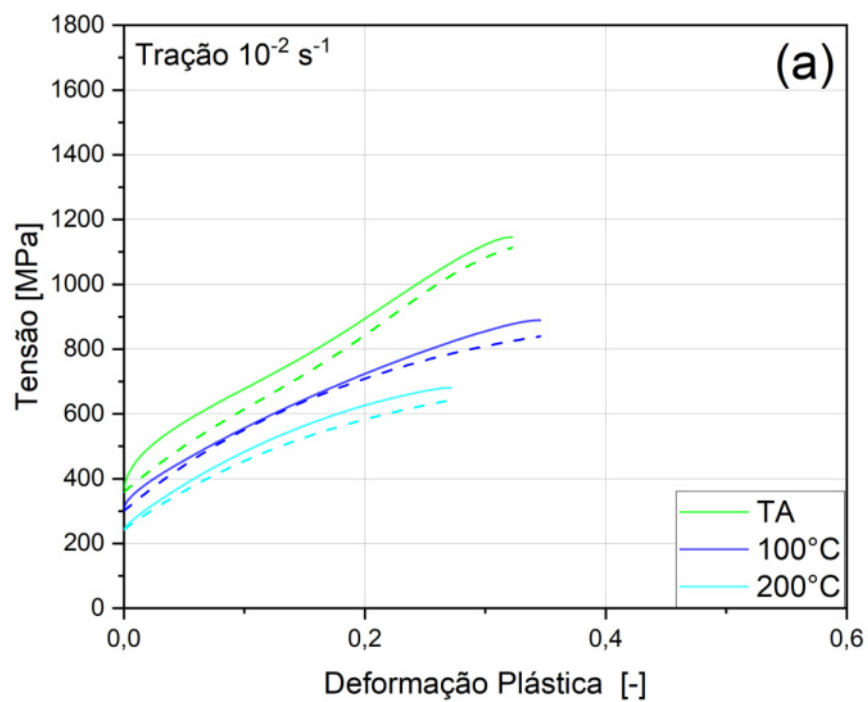


Figura 5.34: Comparação entre as curvas de cinética de transformação martensítica induzida por deformação (modelo de O-C) e a fração de martensita transformada estimada por DRX em ensaios de tração (a) e compressão (b) interrompidos em diferentes níveis de deformação plástica.

A contribuição do efeito TRIP no endurecimento do material durante os ensaios mecânicos foi estimada pela curva de cinética equação de O-C multiplicado pela componente de diferença máxima de tensão ($\sigma_{t_{\max}}$) entre os ensaios mecânicos e a parametrização do escorregamento pelo método de Voce.

As curvas do modelo constitutivo para o comportamento do material englobando as componentes de escorregamento e transformação martensítica para tração e compressão no AIA 201LN podem ser vistos nas Figura 5.35 e Figura 5.36.



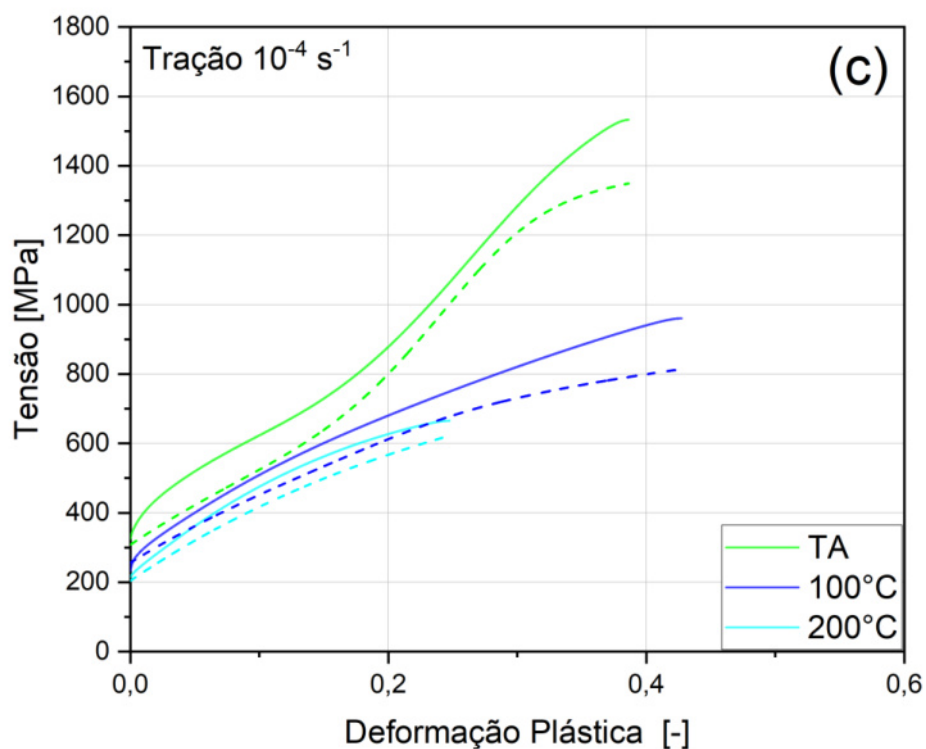
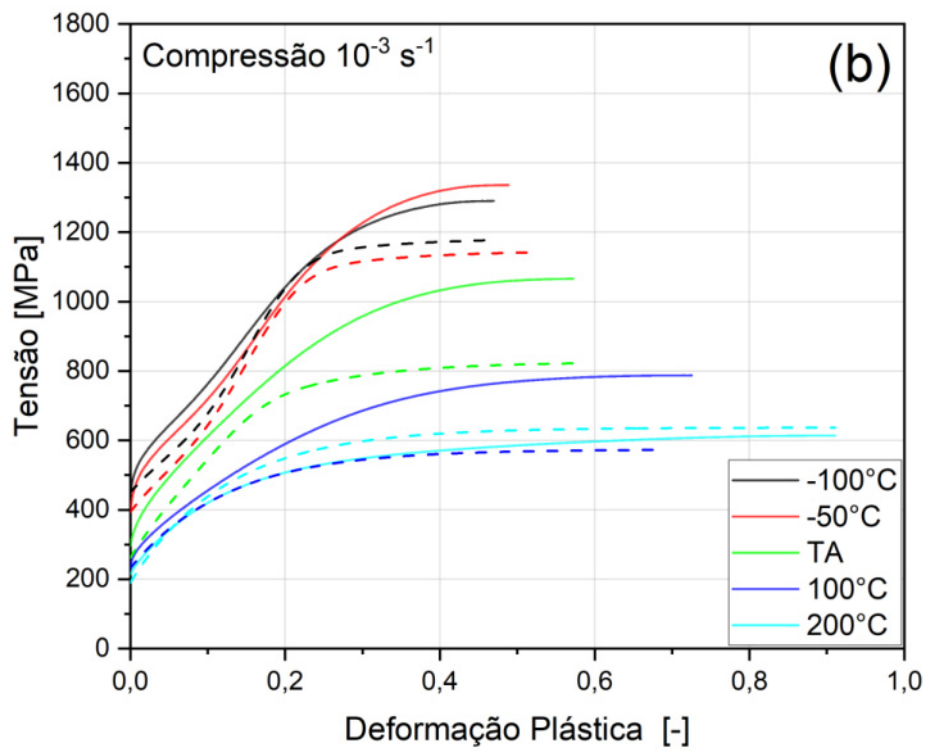
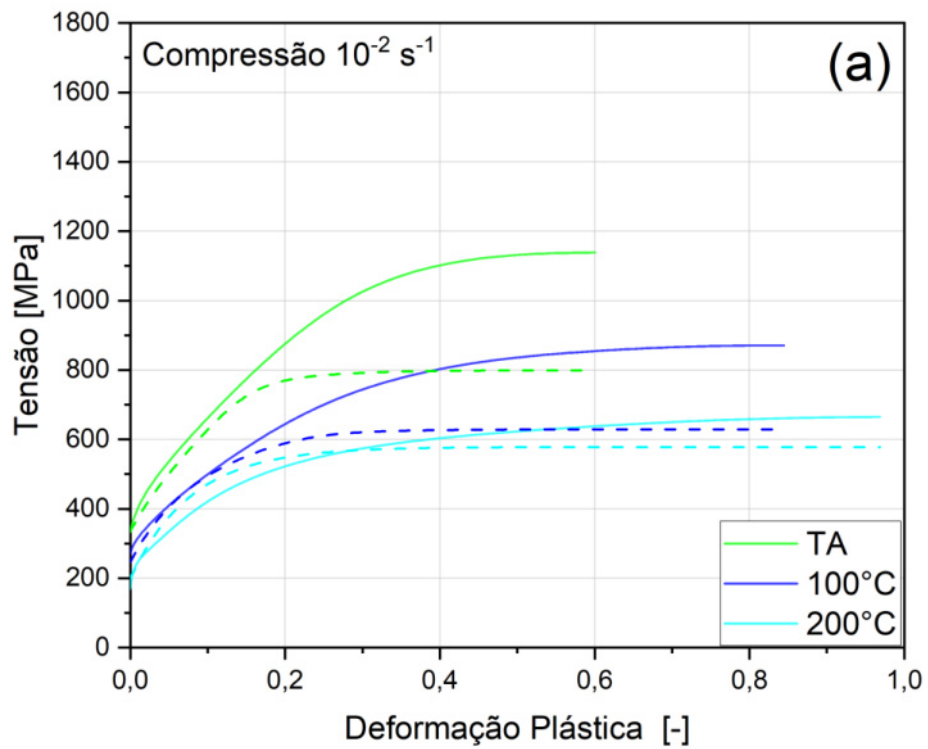


Figura 5.35: Somatória das contribuições do escorregamento de discordância estimados pelo modelo de Voce e da transformação martensítica induzida por deformação pelo modelo de O-C (linha tracejada) nas curvas tensão Vs deformação plástica (linha contínua) para ensaios de tração do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).



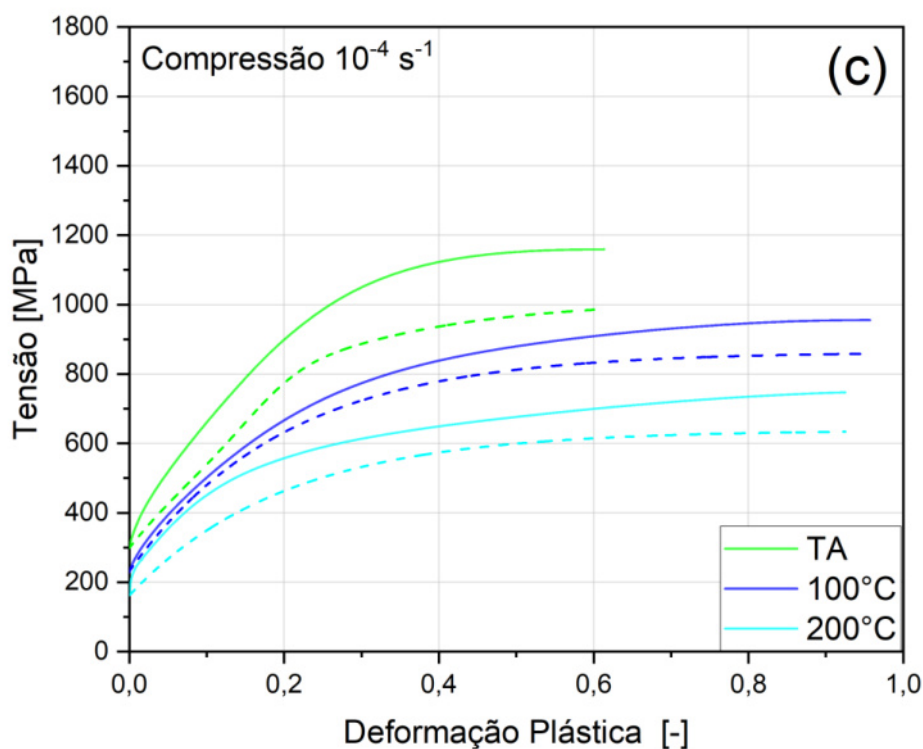
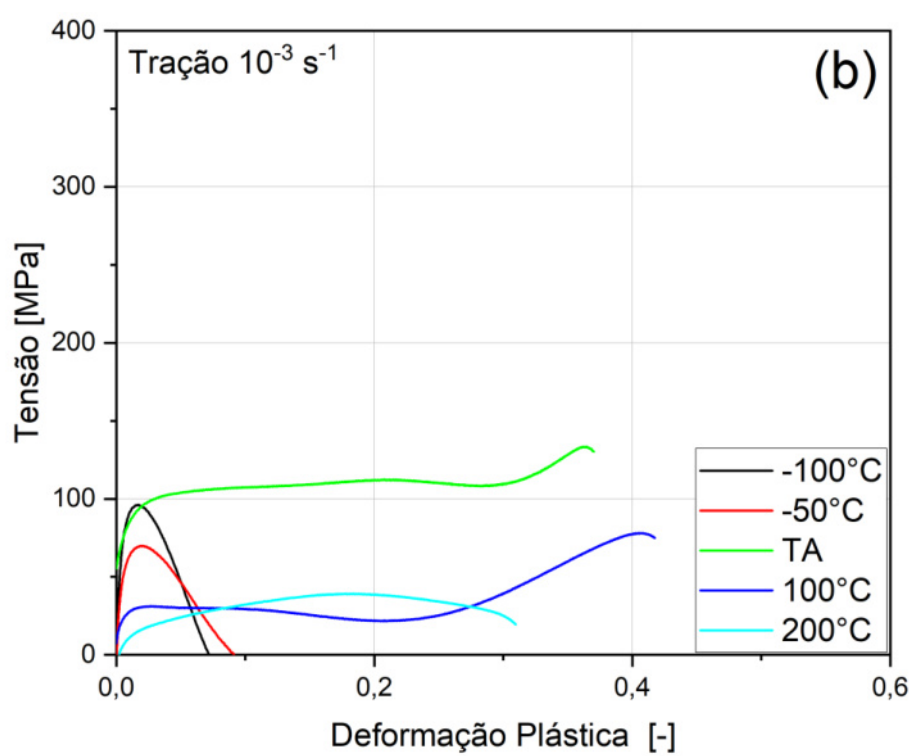
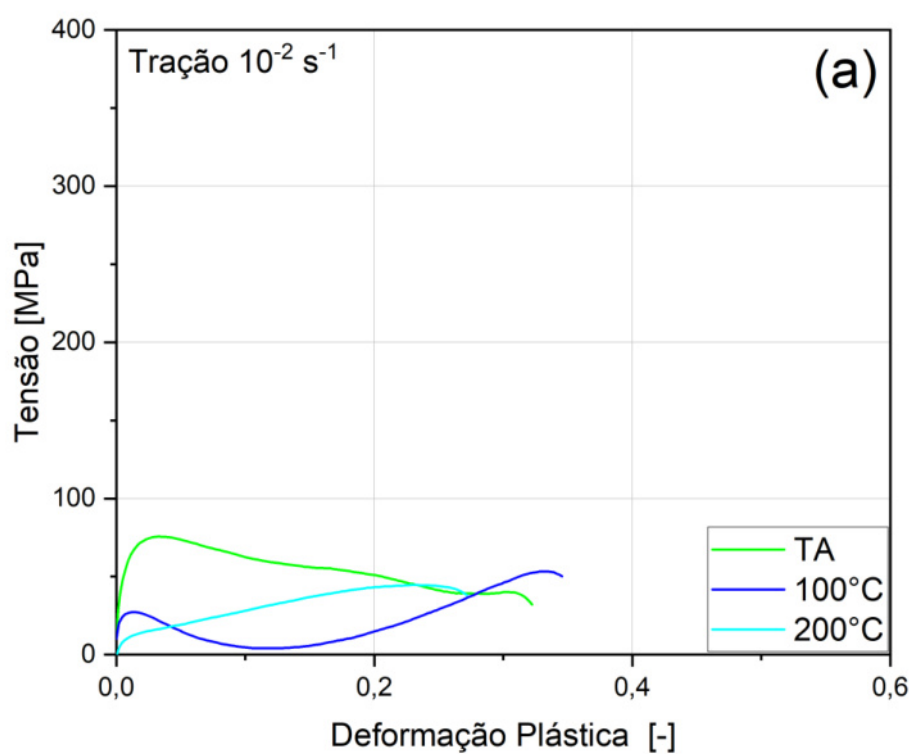


Figura 5.36: Somatória das contribuições do escorregamento de discordância estimados pelo modelo de Voce e da transformação martensítica induzida por deformação pelo modelo de O-C (linha tracejada) nas curvas tensão Vs deformação plástica (linha contínua) para ensaios de compressão do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).

Nas curvas parametrizadas observa-se que, em condições criogênicas dos ensaios de tração, onde 100% da austenita é transformada em martensita durante a deformação a curva proposta pelo modelo se ajusta de forma muito próxima às curvas dos ensaios, já que nesse caso existe apenas as contribuições dos mecanismos de escorregamento e efeito TRIP no endurecimento do material. Para as demais condições em tração existe um bom ajuste entre as curvas propostas e aquelas obtidas nos ensaios mecânicos, enquanto para compressão ainda existe uma diferença maior entre elas. Essa diferença ocorre devido à atuação de outros mecanismos de endurecimento que atuam de forma concomitante ao efeito TRIP nessas condições, que serão explorados com mais detalhes no próximo tópico.

5.3.4 Maclação Mecânica

Nas Figura 5.37 e Figura 5.38 é possível observar que, principalmente nos ensaios de compressão, ainda existe uma diferença no comportamento entre o modelo proposto e as curvas dos ensaios mecânicos. A hipótese é que isso ocorre, pois, quando a austenita não é toda transformada em martensita, a fração restante apresenta a formação de maclas de deformação devido à ocorrência do efeito TWIP, como pode ser visto na Figura 5.39 em análises de EBSD após ensaios de tração e compressão.



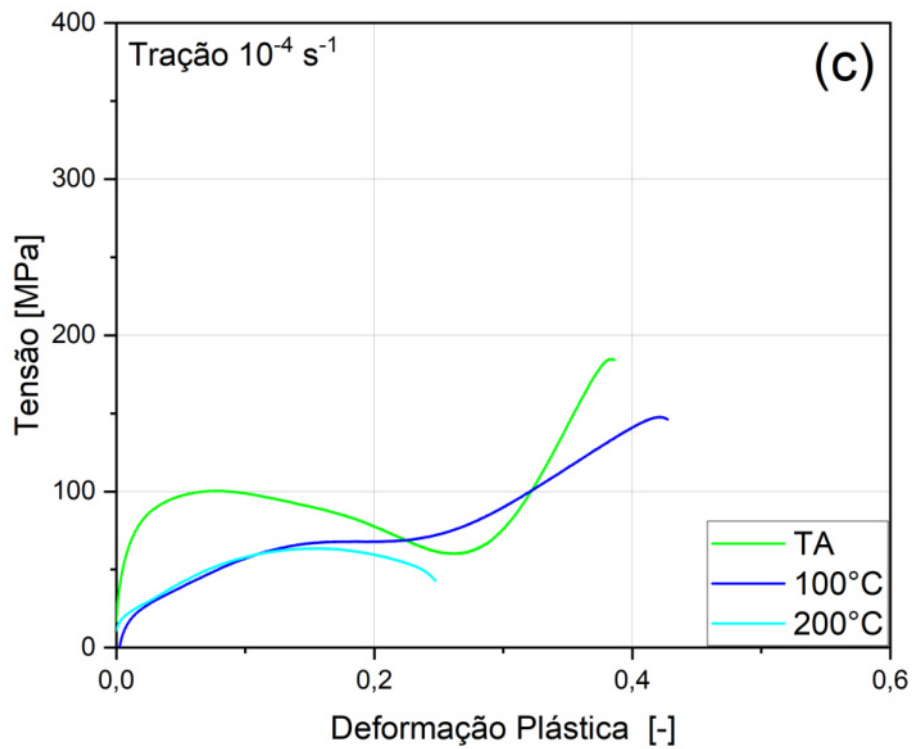
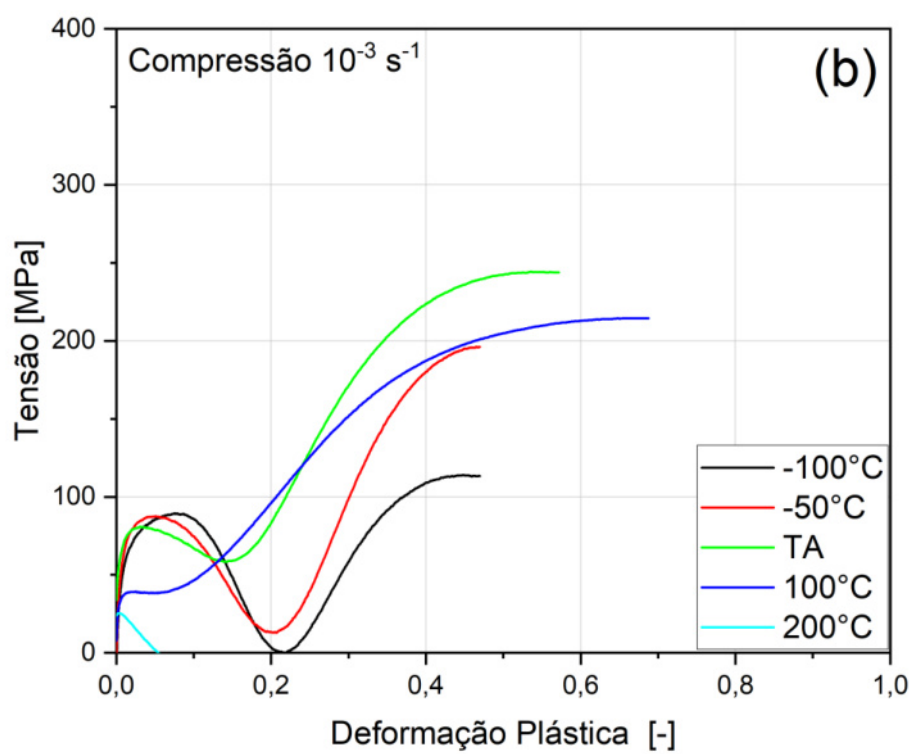
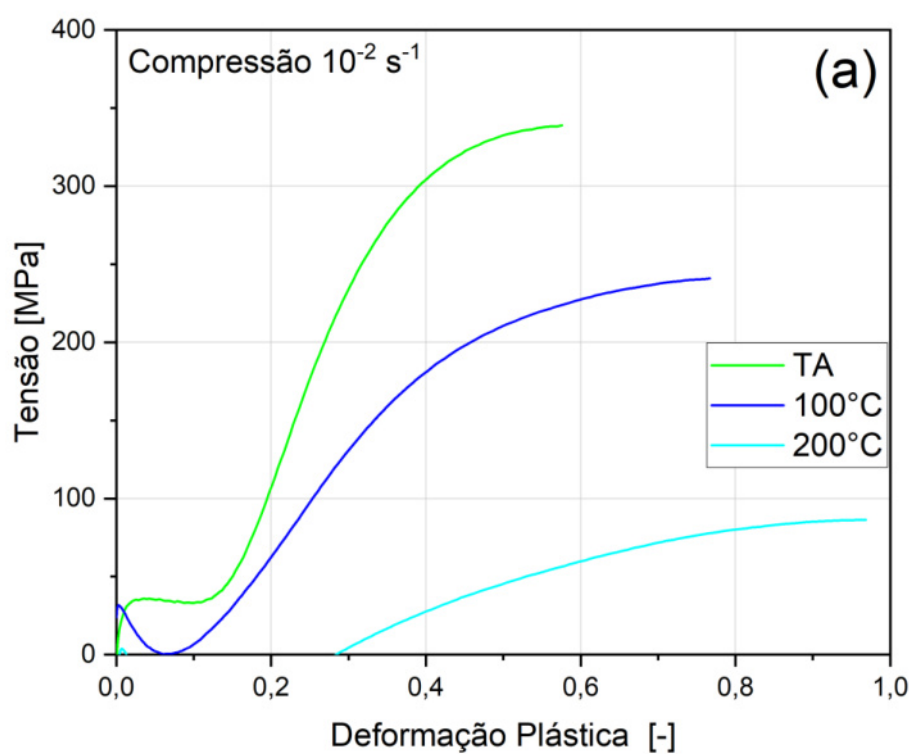


Figura 5.37: Diferenças entre as tensões estimadas para a somatória do escorregamento de discordâncias (modelo de Voce) e transformação martensítica induzida por deformação (modelo de O-C) e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).



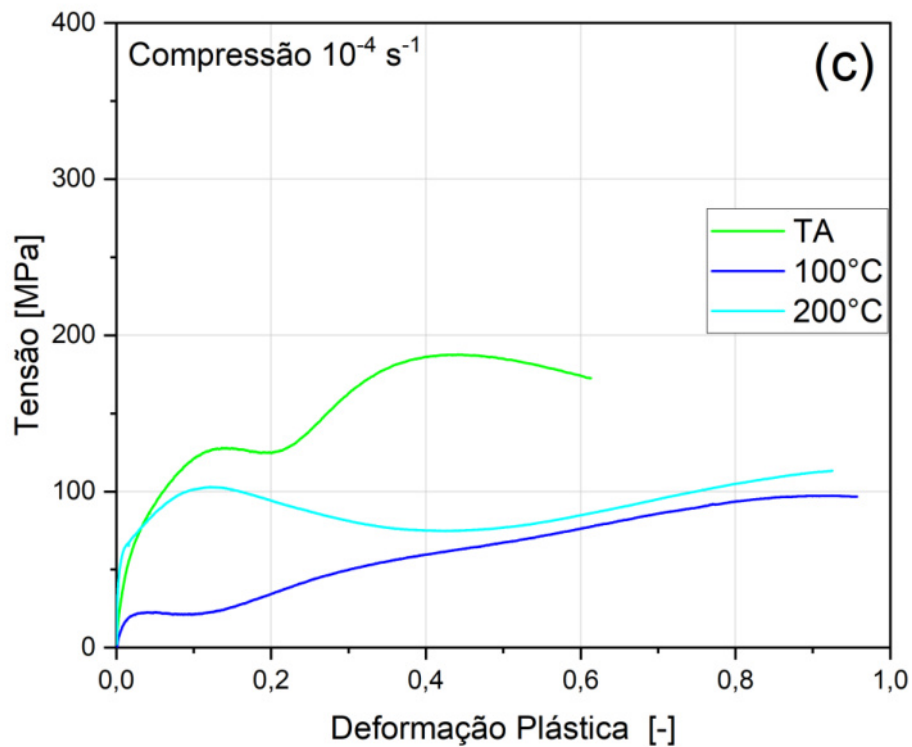


Figura 5.38: Diferenças entre as tensões estimadas para a somatória do escorregamento de discordâncias (modelo de Voce) e transformação martensítica induzida por deformação (modelo de O-C) e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de compressão do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b) e 10^{-4} s^{-1} (c).

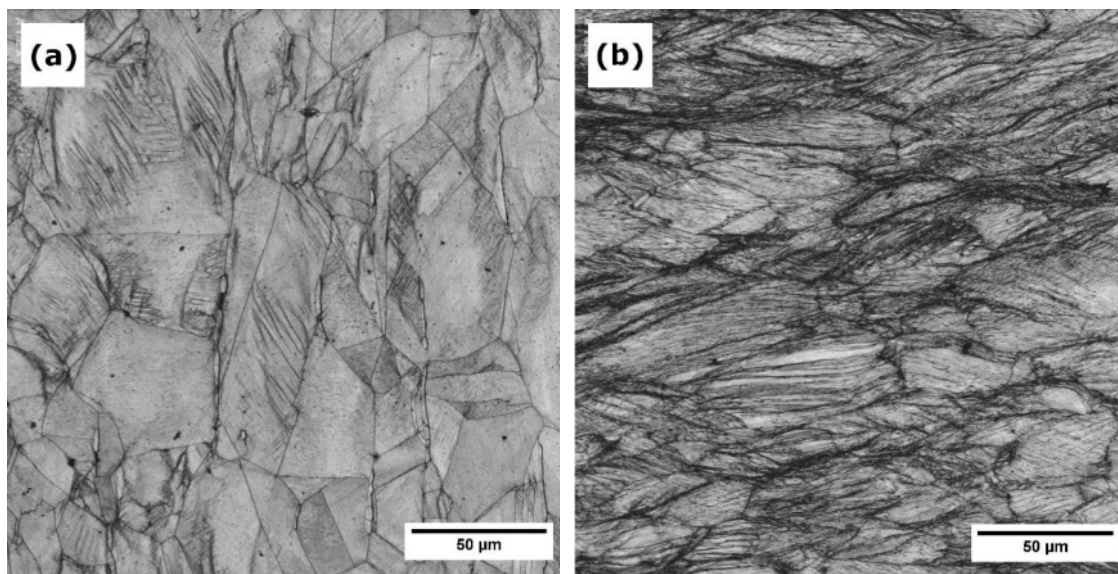


Figura 5.39: Imagens de contraste de banda obtidas por MEV/EBSD para amostras do AIA 201LN após os ensaios de tração (a) e compressão (b) em temperatura ambiente. Taxa de 10^{-3} s^{-1} .

A determinação de um modelo para a maclação induzida por deformação não é um dos objetivos originais desse projeto, porém foi desenvolvida paralelamente em outro projeto desse grupo de pesquisa, tendo como base de estudo um AIA 316LV (aço Cr/N/Mo), com EFE intermediária que apresenta efeito TWIP em temperatura ambiente.

A contribuição da maclação no endurecimento do material foi associada a um efeito de Hall-Petch dinâmico e sua contribuição modelada a partir do modelo proposto por Bouaziz e Guelton [110] (Equação (4.4)). Nesse caso, a estimativa do caminho livre médio para o deslocamento de discordâncias (Λ) foi realizada diretamente por meio de análises de EBSD nos ensaios de tração e compressão interrompidos, como exemplificado na Figura 5.40. O método aplicado foi análogo ao método dos interceptos utilizado para estimativas de tamanho de grão, sendo considerado como obstáculo para o deslocamento de discordância toda desorientação acima de 55° .

$$\sigma_{\text{TWIP}} = K_{\text{HP}} \Lambda^{-1/2} \quad (4.4)$$

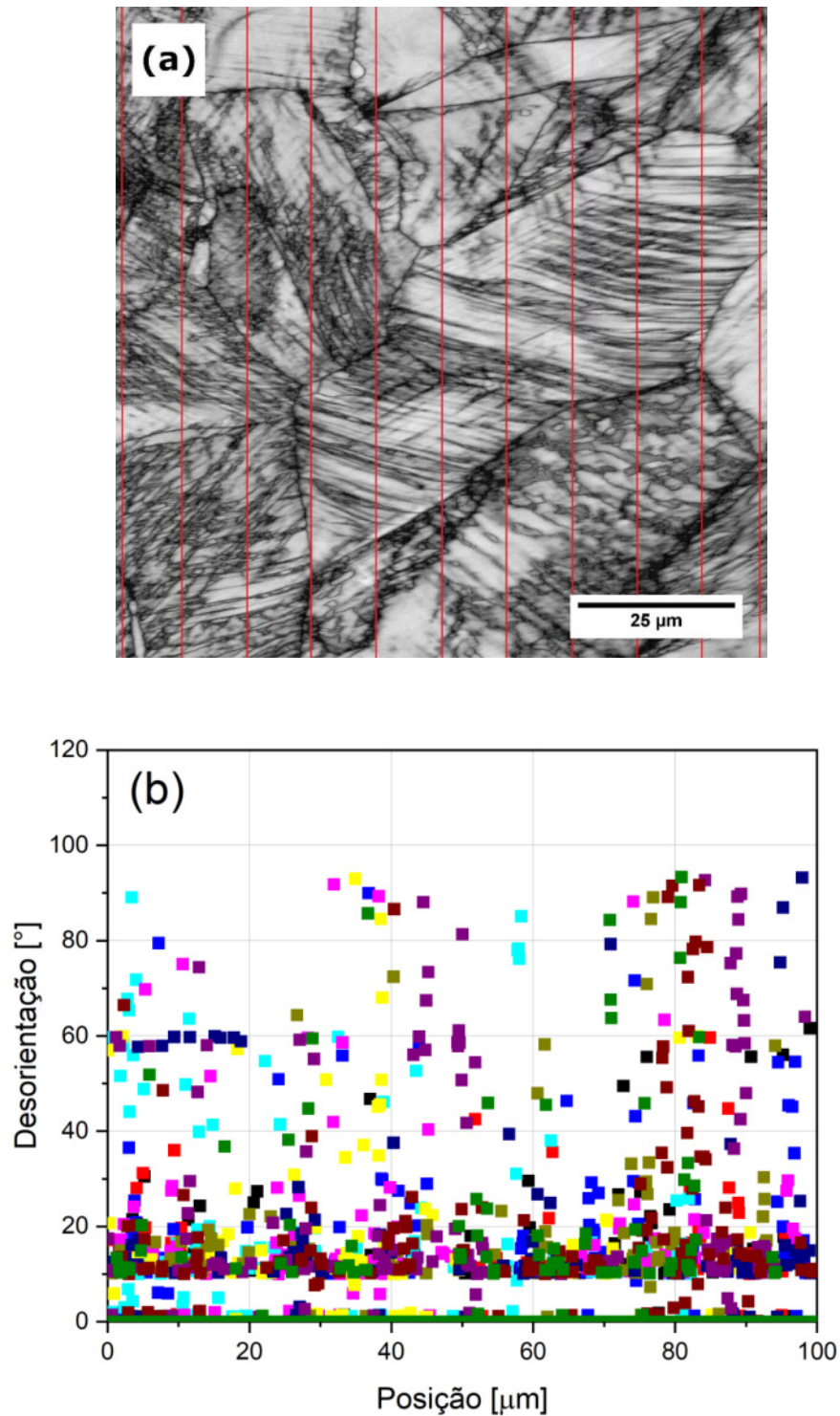


Figura 5.40: Exemplo da metodologia para determinação do caminho livre médio para o deslocamento de discordâncias ($\wedge$). Linhas igualmente espaçadas traçadas nas imagens de contraste de banda obtidas por MEV/EBSD (a) e desorientação ponto a ponto gerada pelo software ATEX em cada linha (b).

A evolução da fração maclada com a deformação foi determinada a partir da Equação (4.6), onde $t = \frac{1}{\frac{1}{\lambda} - \frac{1}{D}}$, onde o tamanho de grão (D) para o 201LN é de 34 μm . Dessa forma, a fração maclada se relaciona diretamente com o caminho livre médio para o deslocamento de discordâncias (λ) e seu comportamento pode ser visto na Figura 5.41.

$$F = \frac{2e}{t + (2e)} \quad (4.6)$$

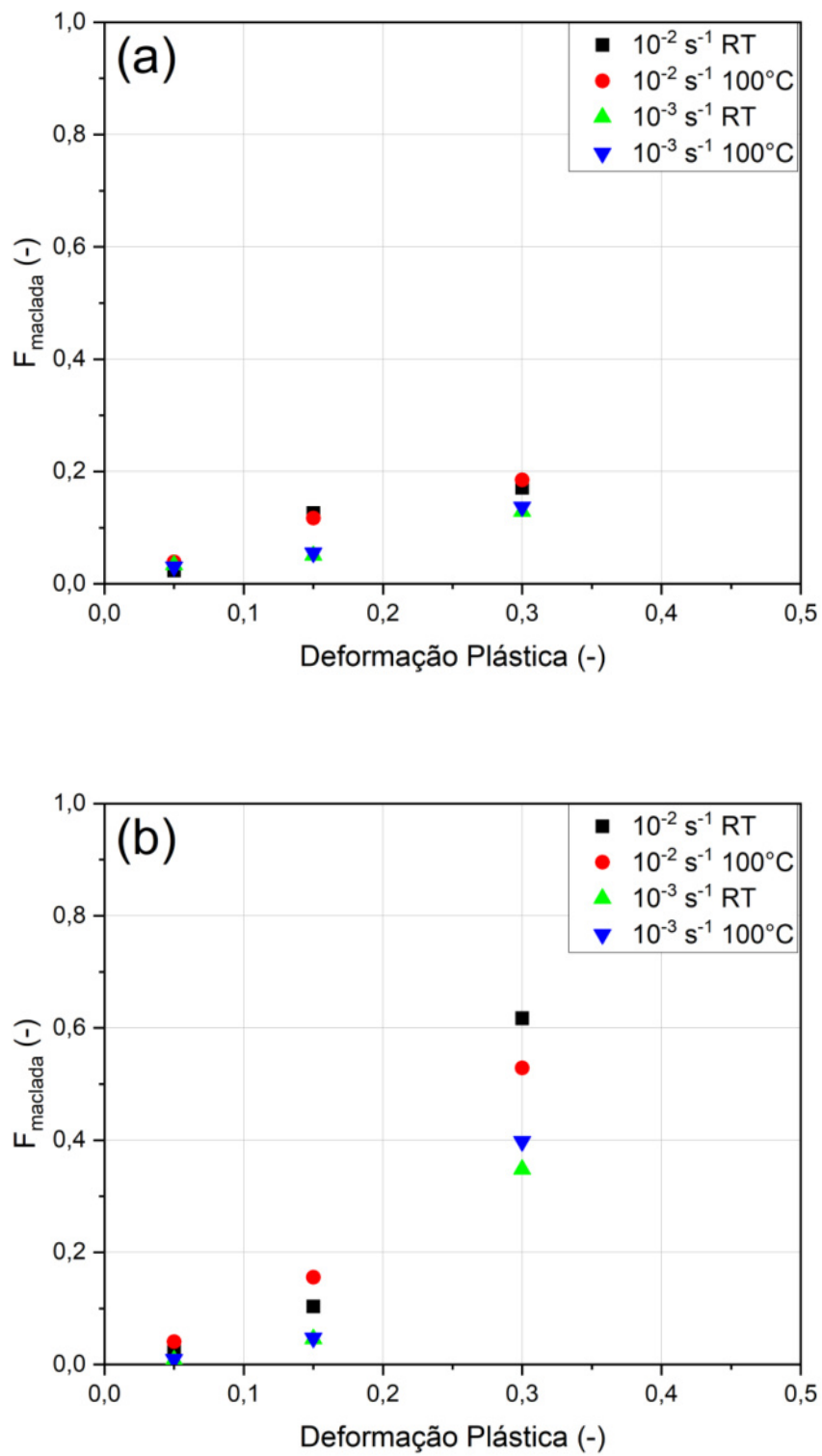


Figura 5.41: Evolução da fração maclada nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em TA (25° C) e 100° C. Taxas de deformação 10^{-2} s^{-1} e 10^{-3} s^{-1} .

Nos resultados obtidos, a fração maclada em compressão é superior àquela observada em tração. Como visto, a distribuição de tensão nos ensaios de compressão não é uniforme e a fração transformada em austenita é menor que nos ensaios de tração, logo, o volume de austenita sujeita à maclação em compressão é maior que em tração. Desse modo, a contribuição da maclação induzida por deformação em condições compressivas passa a ser mais importante do que em uma solicitação em tração.

A partir das curvas da evolução da fração maclada foi possível obter as equações de cinética de maclação mecânica para o AIA 201LN. Os valores da constante de Hall-Petch (K_{HP}) e dos termos para equação de cinética de maclação durante a deformação plástica (Equação (4.7)) estão expostos na Tabela 5.5.

$$F(\varepsilon) = F_{\text{máx}}(1 - \exp(-\beta' \varepsilon^{m'})) \quad (4.7)$$

Tabela 5.5: Valores dos parâmetros para a determinação da cinética de maclação induzida por deformação (TWIP) em ensaios de tração e compressão do AIA 201LN.

Solicitação	Taxa (s ⁻¹)	Temperatura (° C)	K_{HP} (MPa $\mu\text{m}^{1/2}$)	$F_{\text{máx}}$ (-)	β' (-)	m (-)
Tração	10 ⁻²	TA	255	0,17	1,1	1,2
		100	133	0,13	2,8	1,2
	10 ⁻³	TA	255	0,19	1,5	1,4
		100	133	0,14	2,5	1,4
Compressão	10 ⁻²	TA	255	0,52	6,9	2,6
		100	133	0,35	4,5	2,6
	10 ⁻³	TA	255	0,43	4,8	2,7
		100	133	0,30	4,5	2,7

K_{HP} : constante de Hall-Petch; $F_{\text{máx}}$: fração máxima maclada; β' : constante para nucleação de maclas mecânicas, m' : expoente de Avrami

Como o método proposto para a determinação da fração maclada demandou análises detalhadas de EBSD, existiu uma limitação no número de amostras analisadas, priorizando-se amostras com taxa de deformação de 10⁻² s⁻¹ e 10⁻³ s⁻¹ em TA e 100° C. Devido ao número reduzido de condições

analisadas não foi possível determinar, a princípio, uma tendência em função da temperatura de forma estatisticamente confiável para o AIA 201LN.

Tanto as frações macladas quanto as constantes de Hall-Petch estimadas apresentam valores e comportamento próximos daqueles encontrados para AIA 316LV utilizado para o desenvolvimento dessa metodologia em trabalho paralelo desse grupo de pesquisa. Naquele estudo, observou-se que o valor de K variou de forma exponencial com a temperatura, podendo ser modelado em uma equação do tipo Johnson-Cook. Para o AIA 201LN, assim como para o 316LV, existiu uma queda no valor de K com o aumento da temperatura. No presente trabalho, devido ao número reduzido de pontos, não foi possível garantir que o mesmo comportamento exponencial estivesse presente. A título de comparação, os valores estimados para esses termos encontram-se próximos de valores observados na literatura para outros tipos de AIAs [119, 120].

Para as condições analisadas, foram determinadas as curvas tensão deformação a partir do modelo constitutivo, englobando também a componente da contribuição da maclação mecânica, como visto na Figura 5.42.

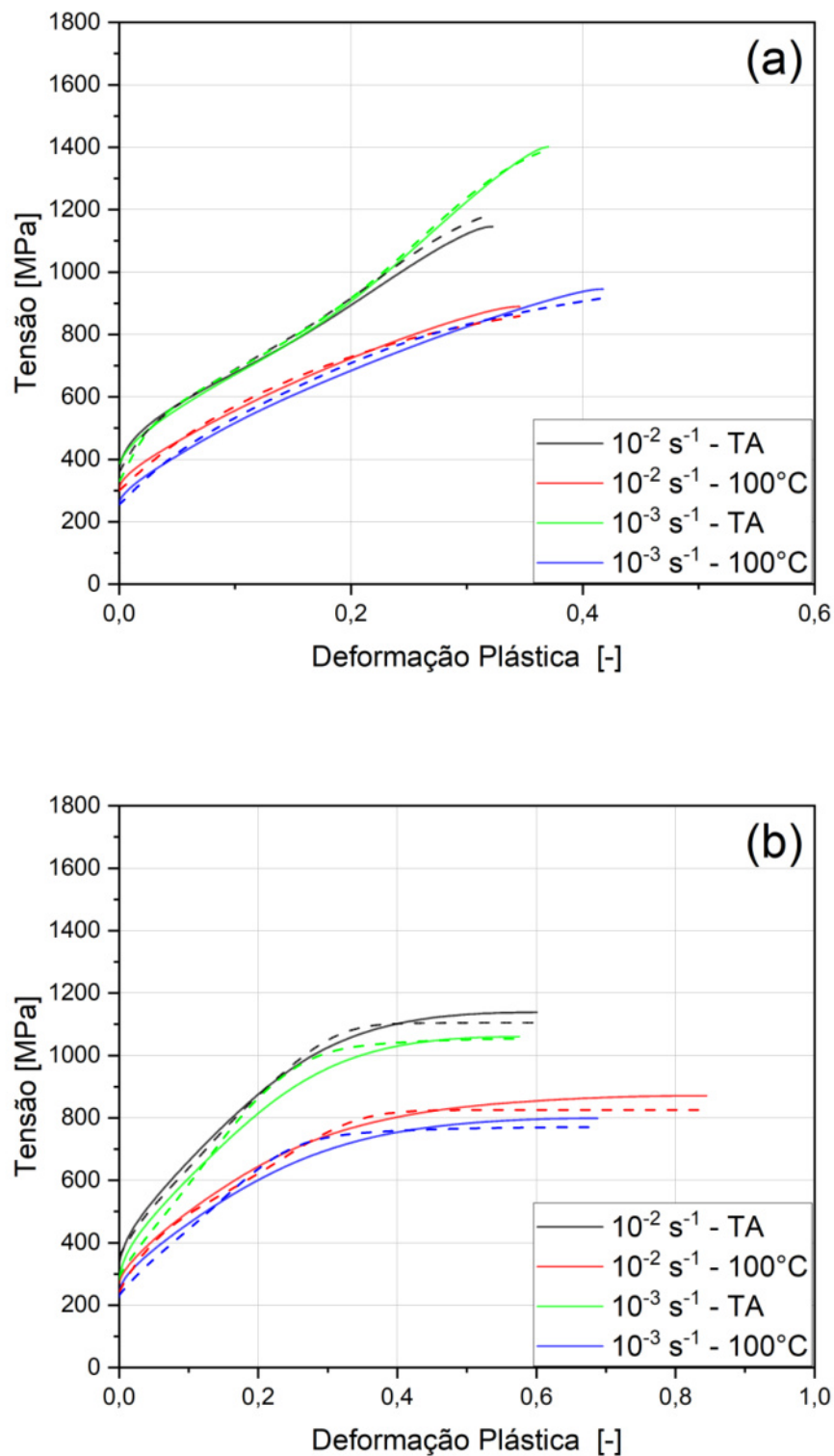


Figura 5.42: Somatória das contribuições do escorregamento de discordância estimados pelo modelo de Voce, da transformação martensítica pelo modelo de O-C e da maclação mecânica induzida por deformação pelo modelo de H-P dinâmico (linha tracejada) nas curvas tensão Vs deformação plástica (linha

contínua) para ensaios de compressão do AIA 201LN em diferentes temperaturas. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a), 10^{-3} s^{-1} (b).

5.4 Equação constitutiva para deformação plástica

O modelo constitutivo proposto é composto por 3 diferentes mecanismos de endurecimento: escorregamento, transformação martensítica e maclação induzida por deformação, representado pela Equação (4.8). Essa equação pode ser vista de forma expandida na Equação (5.5).

$$\sigma = \sigma_{\text{Voce}} + \sigma_{\text{TRIP}} + \sigma_{\text{TWIP}} \quad (4.8)$$

$$\begin{aligned} \sigma = & \left(\frac{T - T_{\text{ref}}}{T_{\text{fusão}} - T_{\text{ref}}} \right)^m d + M\alpha^* G b \frac{k_1}{k_2} \left(1 - \exp \left(-\frac{M k_2}{2} \varepsilon \right) \right) \\ & + \sigma_{\text{ftmáx}} f_s (1 - \exp(-\beta \varepsilon^m)) \\ & + K_{\text{HP}} \left(\frac{1}{D} + \frac{F_{\text{máx}} (1 - \exp(-\beta' \varepsilon^{m'}))}{2e(1 - (F_{\text{máx}} (1 - \exp(-\beta' \varepsilon^{m'}))))} \right)^{-1/2} \end{aligned} \quad (5.5)$$

As constantes utilizadas para equação constitutiva proposta foram: $T_{\text{ref}} = 77 \text{ K}$, $T_{\text{fusão}} = 1783 \text{ K}$, $M = 3,06$, $\alpha^* = 1$, $G = 75 \text{ GPa}$, $b = 2,5 \times 10^{-10} \text{ m}$, $D = 34 \text{ }\mu\text{m}$ e $e = 0,1 \text{ }\mu\text{m}$. Nas Tabela 5.6 e 5.7 encontram-se, respectivamente, os valores obtidos experimentalmente para tração e compressão dos demais termos da Equação (5.5).

Solicitação	Taxa (s ⁻¹)	Temperatura (°C)	m	d	k ₁	k ₂	σ _{fmáx}	f _s	β	m	K _{HP}	F _{fmáx}	β'	m'
		(°C)	(-)	(MPa)	(m ⁻¹)	(-)	(MPa)	(-)	(-)	(-)	(MPa.m ^{1/2})	(-)	(-)	(-)
Tração	10 ⁻²	TA					430	0,60	380		255	0,17	1,1	1,2
		100					150	0,10	258		133	0,13	2,8	
		200				3,2	30	0,01	10					
		300	-0,67	91,4	3,6x10 ⁷					3,9				
		400					-	-	-			-	-	-
	10 ⁻³	500				4,0								
		600				4,8								
		-100					1100	1,00	680			-	-	
		-50					880	1,00	621					
		TA					640	0,64	448		255	0,19	1,5	1,4
Tração	10 ⁻³	100				2,5	330	0,11	356		133	0,14	2,5	
		200	-0,64	84,6	3,3x10 ⁷		50	0,01	20	4,5				
		300												
		400					-	-	-			-	-	-
		500				3,2								
	10 ⁻⁴	600				3,8								
		TA					760	0,68	558		255			
		100					410	0,14	395		133			
		200				2,3	150	0,01	70					
		300	-0,63	82,7	3,2x10 ⁷					4,5		-	-	-
Tração	10 ⁻⁴	400					-	-	-					
		500				3,3								
		600				3,8								

Tabela 5.7: Valores experimentais para os parâmetros da equação constitutiva proposta para deformação plástica em compressão do AIA 201LN.

Solicitação	Taxa (s ⁻¹)	Temperatura (°C)	m	d (MPa)	k ₁ (m ⁻¹)	k ₂ (s)	σ _{f_{max}} (MPa)	f _s (s)	β	m	K _{HP} (MPa·m ^{1/2})	F _{máx} (s)	β'	m'
	10 ⁻²	TA					486	0,23	480		255	0,52	6,9	2,6
		100					310	0,01	180		133	0,35	4,5	
		200				8,2	85	0,001	110					
		300	-0,64	82,4	4,9x10 ⁷					3,2				
		400					-	-	-			-	-	-
		500				8,6								
		600				8,8								
		-100					620	0,70	620			-	-	
		-50					580	0,70	580					
		TA					450	0,25	450		255	0,43	4,8	2,7
Compressão	10 ⁻³	100				5,3	300	0,01	300		133	0,30	4,5	
		200	-0,68	70,5	4,1x10 ⁷					3,4				
		300												
		400					-	-	-			-	-	-
		500				6,8								
		600				7,5								
		TA					579	0,27	510		255			
		100					412	0,01	330		133			
		200				3,3	130	0,001	194					
		300	-0,69	69,3	3,6x10 ⁷					3,6		-	-	-
	10 ⁻⁴	400					-	-	-					
		500				7,4								
		600				9,4								

Nas Figura 5.43 a Figura 5.46 são mostradas de maneira mais detalhada a contribuição de cada mecanismo na construção da curva tensão Vs deformação plástica parametrizada pela equação proposta para algumas condições.

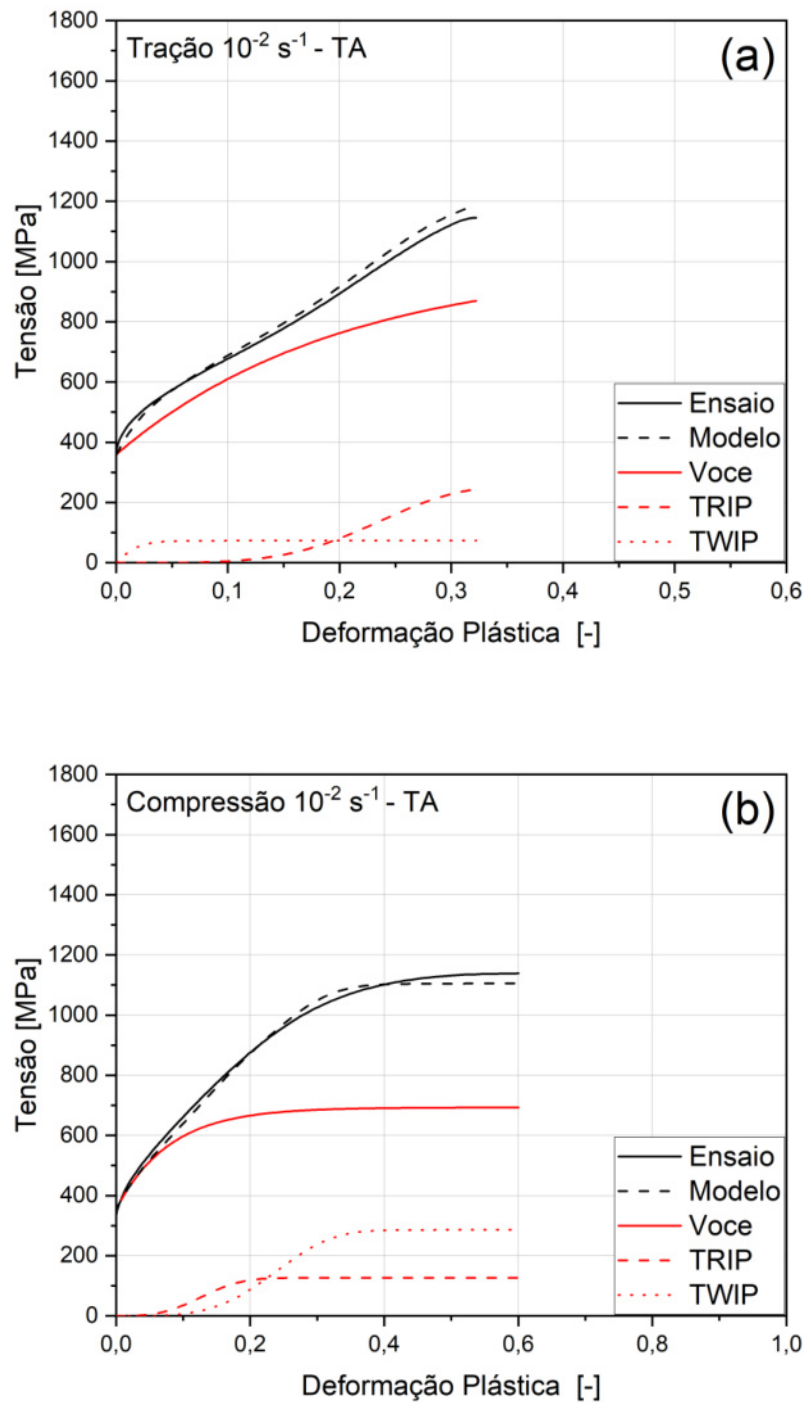


Figura 5.43: Comparação entre o modelo constitutivo proposto e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em TA (25°C) com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} . Em destaque a contribuição de cada mecanismo de endurecimento na composição do modelo.

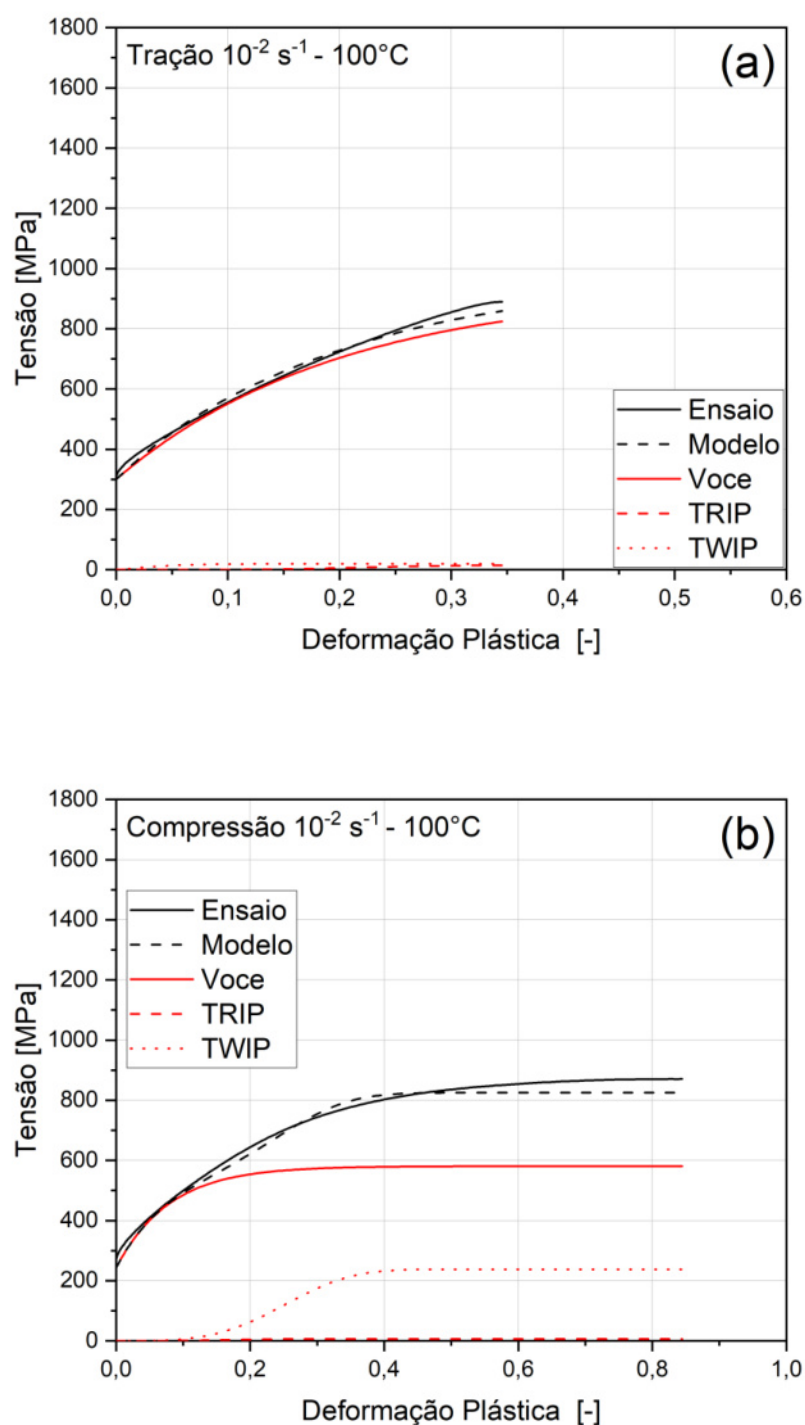


Figura 5.44: Comparação entre o modelo constitutivo proposto e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em 100°C com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} . Em destaque a contribuição de cada mecanismo de endurecimento na composição do modelo.

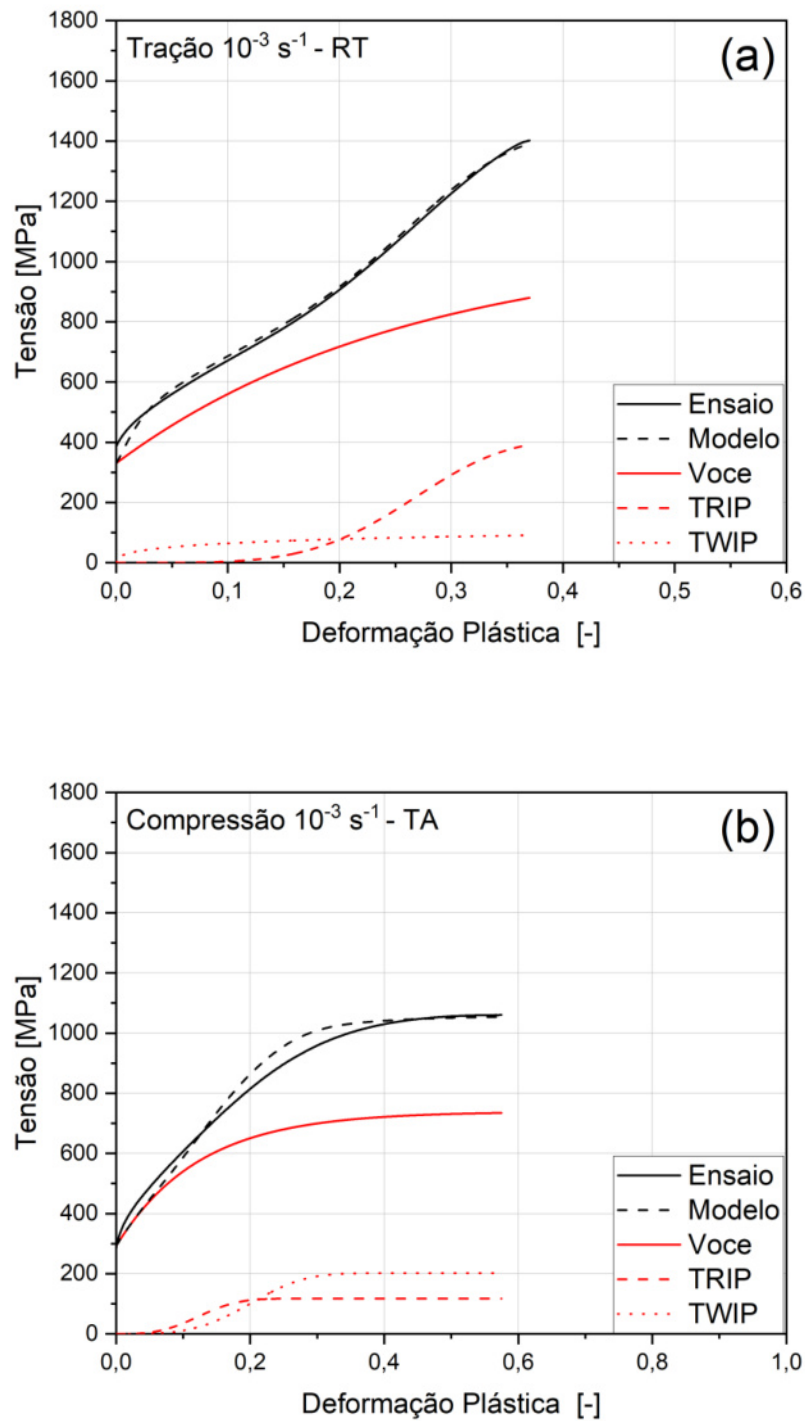


Figura 5.45: Comparação entre o modelo constitutivo proposto e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em TA (25°C) com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . Em destaque a contribuição de cada mecanismo de endurecimento na composição do modelo.

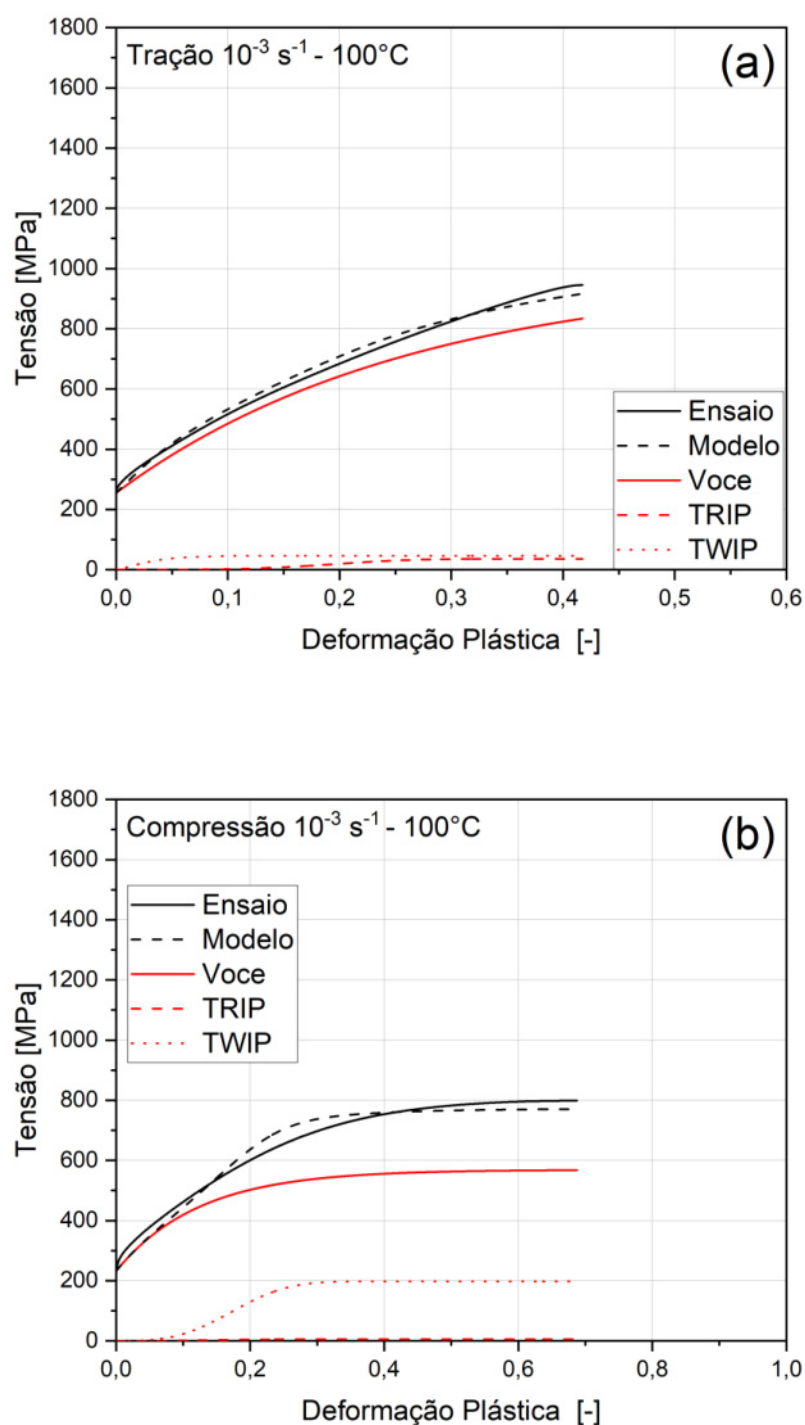


Figura 5.46: Comparação entre o modelo constitutivo proposto e as curvas tensão Vs deformação plástica obtidas nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em 100°C com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} . Em destaque a contribuição de cada mecanismo de endurecimento na composição do modelo.

Para os ensaios em 100° C a contribuição da transformação martensítica é pouco significativa, enquanto em TA essa se mostra presente tanto em tração quanto em compressão. Como discutido anteriormente, observa-se um deslocamento do início de transformação e uma mudança na cinética do efeito TRIP entre os diferentes tipos de solicitação.

Uma diferença mais significativa é observada no comportamento do efeito TWIP em tração e compressão. Em tração, a contribuição da maclação é menor que em compressão, em concordância com a quantidade de fração maclada observada nos dois casos. O início da maclação é significativamente diferente nos dois casos, na tração esse início é anterior à transformação martensítica, indicando que a maclação pode servir como núcleo para a formação das martensita ϵ_{HCP} e α' . Na compressão, o início dos mecanismos se dão de forma quase paralela, o que é atribuído ao fato de que, na compressão, devido à distribuição não uniforme da tensão e consequentemente da deformação, a maclação e a transformação martensítica ocorrem em diferentes intervalos em cada região.

O modelo proposto mostrou-se eficiente em sua pretensão de modelar o comportamento mecânico do AIA 201LN durante a tração e compressão, indicando que para isso até três mecanismos principais podem estar atuando. Os intervalos de atuação desses mecanismos estão relacionados a EFE do material, que é afetada diretamente pela temperatura. Além disso, a distribuição de tensões no material se mostrou um fator que pode modificar a intensidade desses mecanismos, enquanto a taxa de deformação pode atuar modificando a cinética de transformação martensítica.

Para corroborar os resultados obtidos, uma análise microestrutural por meio de MEV e EBSD foi realizada. Em paralelo, por meio da ativação térmica, buscou-se um modo de relacionar os resultados obtidos para englobar a influência da temperatura e da taxa de deformação simultaneamente. Esses resultados complementares serão discutidos a seguir.

5.5 Resultados complementares

5.5.1 Análise microestrutural

A análise microestrutural do AIA 201LN por EBSD foi realizada em amostras de tração e compressão ensaiadas em temperatura ambiente e 100° C com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-3} s^{-1} . Foram analisadas a evolução das fases presentes e da orientação dos grãos do material durante o ensaio. Buscou-se também acompanhar o comportamento dos contornos de grão nas amostras ensaiadas.

A determinação das fases foi realizada em ensaios interrompidos em 5%, 15% e 30%. Nas Figura 5.47 e Figura 5.48, observa-se cada uma dessas análises e suas respectivas localizações nas curvas tensão Vs deformação.

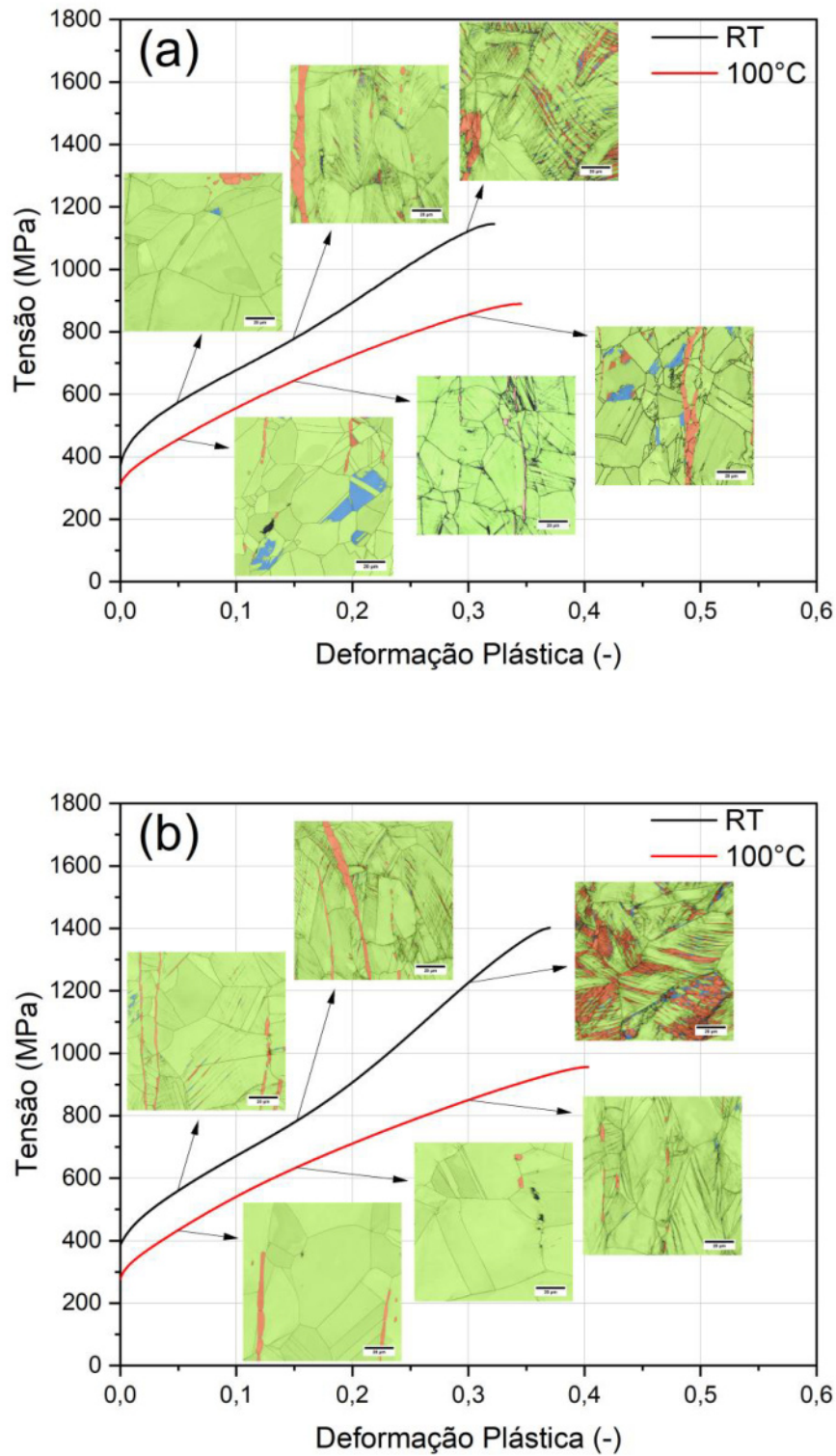


Figura 5.47: Mapas de fases por análises de EBSD dos ensaios interrompidos de tração no AIA 201LN em TA (25°C) e 100° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a) e 10^{-3} s^{-1} (b). Austenita em verde, martensita ϵ_{HCP} em azul, martensita α' (e ferrita) em vermelho.

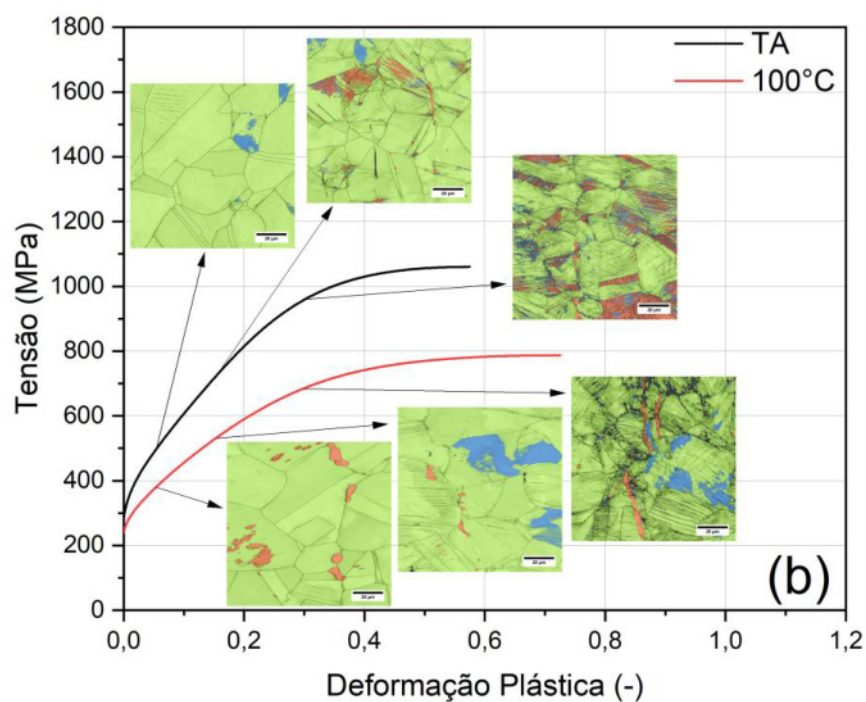
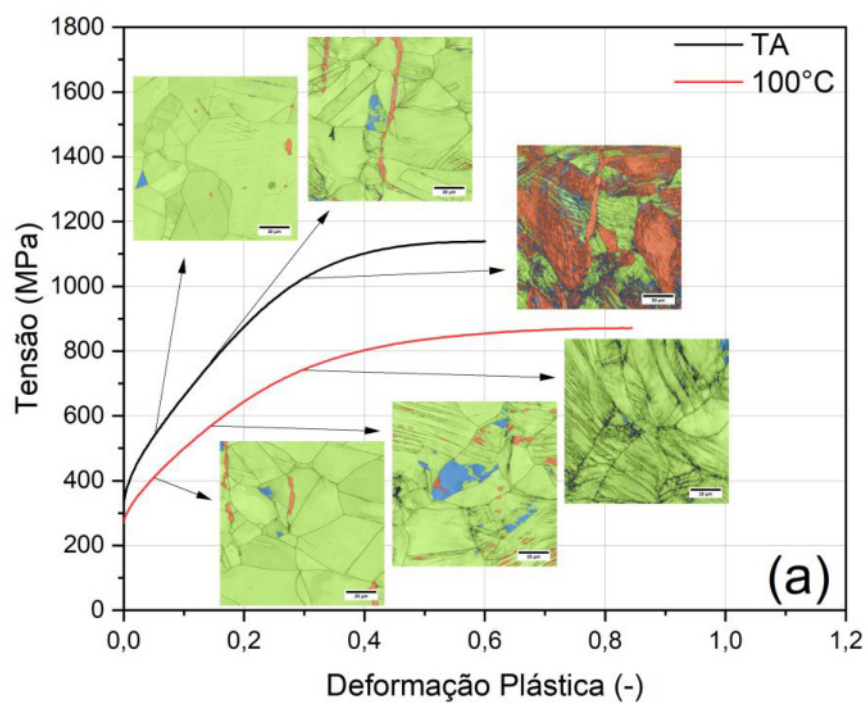


Figura 5.48: Mapas de fases por análises de EBSD dos ensaios interrompidos de compressão no AIA 201LN em TA (25°C) e 100° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a) e 10^{-3} s^{-1} (b). Austenita em verde, martensita ϵ_{HCP} em azul, martensita α' (e ferrita) em vermelho.

Os resultados obtidos são condizentes com aqueles estimados pela EFE e pelo comportamento mecânico do material. A presença de maclas e fração austenita transformada é superior para temperatura ambiente, com a maclação também se iniciando antes nessas condições. A presença simultânea de martensita transformada e de maclas, como proposto no modelo, também pode ser observada nesses resultados.

Algumas observações devem ser feitas quanto à análise de fases por EBSD. Primeiramente, essas análises tiveram apenas caráter qualitativo, já que são realizadas numa área pequena e localizada do material. Essa região de análise também se torna um fator importante: nos ensaios de compressão elas foram realizadas no centro da amostra, onde se concentra a deformação nos ensaios de compressão, dessa forma aparenta haver uma maior fração transformada em compressão quando comparados a tração, em sentido contrário aquilo visto anteriormente. Isso também pode explicar a presença de ilhas de martensita ϵ_{HCP} observadas principalmente nos ensaios de compressão. Não foi possível, por essa técnica, separar a fase martensita α' e ferrita, que possuem parâmetros de rede parecidos, assim, ambas estão identificadas em vermelho. Elas podem, porém, ser identificadas por sua morfologia, já que a ferrita se localiza orientada nos contornos de grão, enquanto a martensita α' forma-se no interior do grão.

Um mapeamento a partir das figuras de polo inversa (IPF) nos ensaios interrompidos foi realizado para acompanhar a evolução da orientação dos grãos do material durante os ensaios de tração e compressão nas condições analisadas. A condição inicial do material pode ser visto na Figura 5.49, enquanto o comportamento em tração e compressão podem ser acompanhando respectivamente nas Figura 5.50 e Figura 5.51.

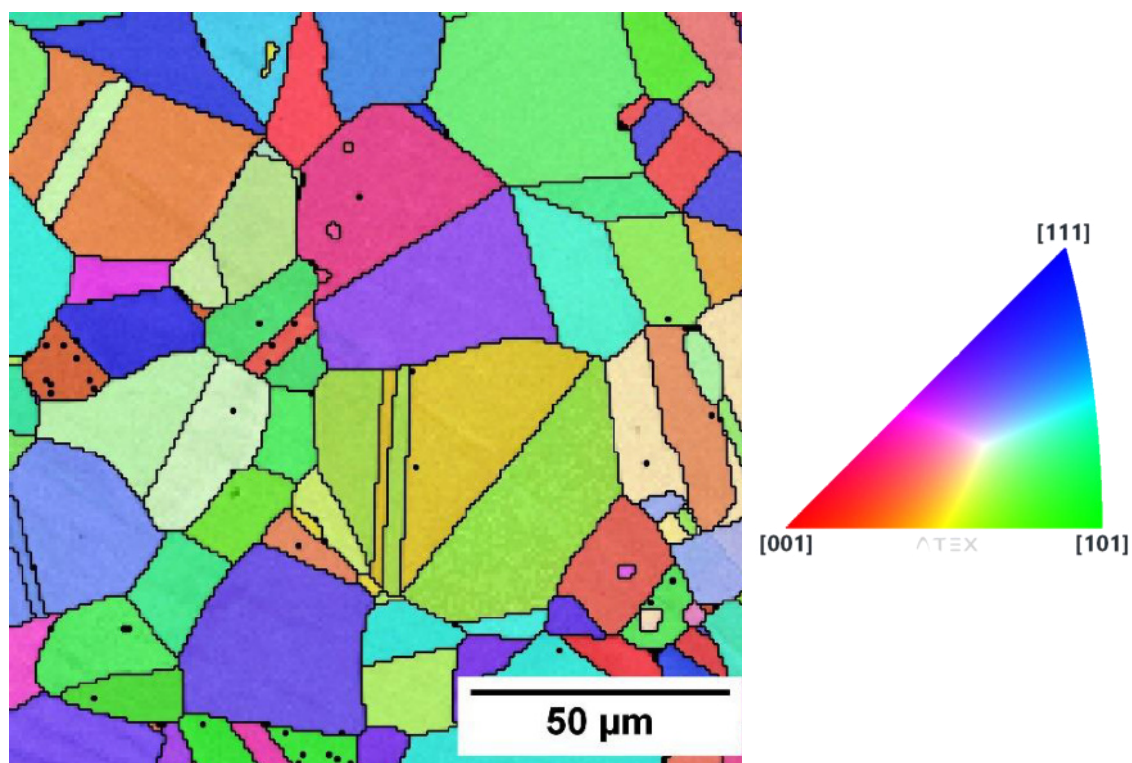
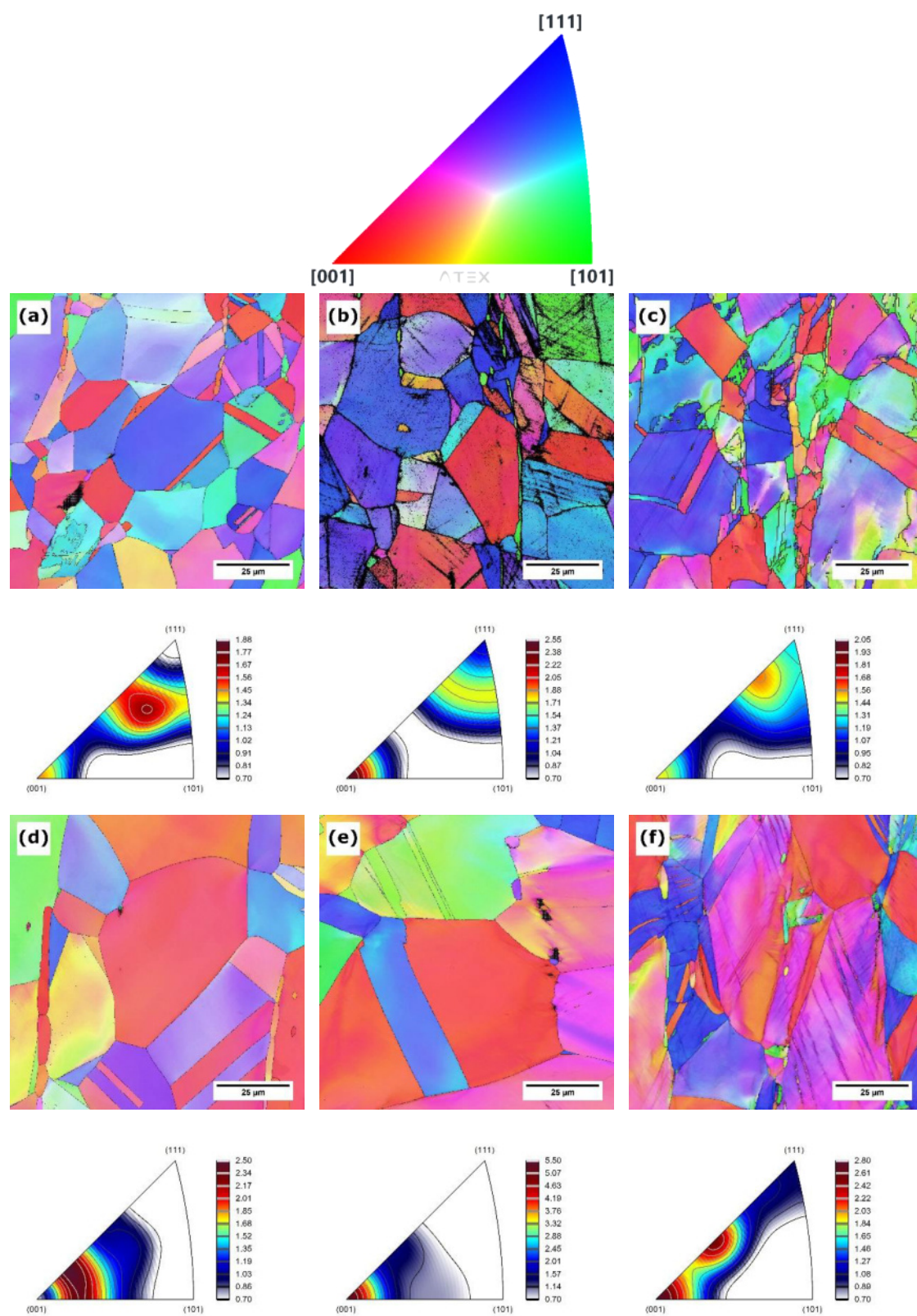


Figura 5.49: Mapa de figura de polo inversa (IPF) para o AIA 201LN na condição inicial do material. Eixo de deformação (x) como referência.



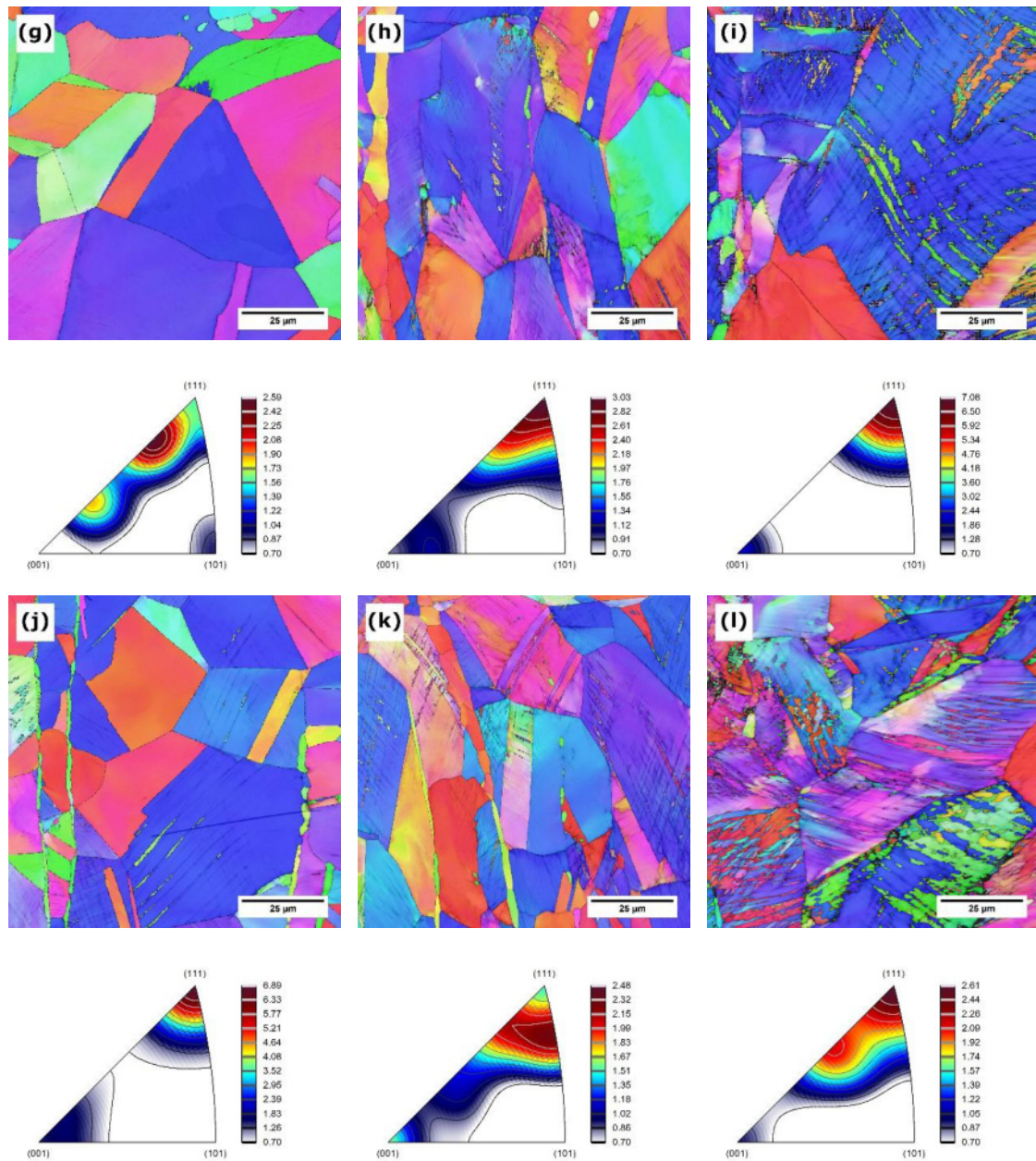
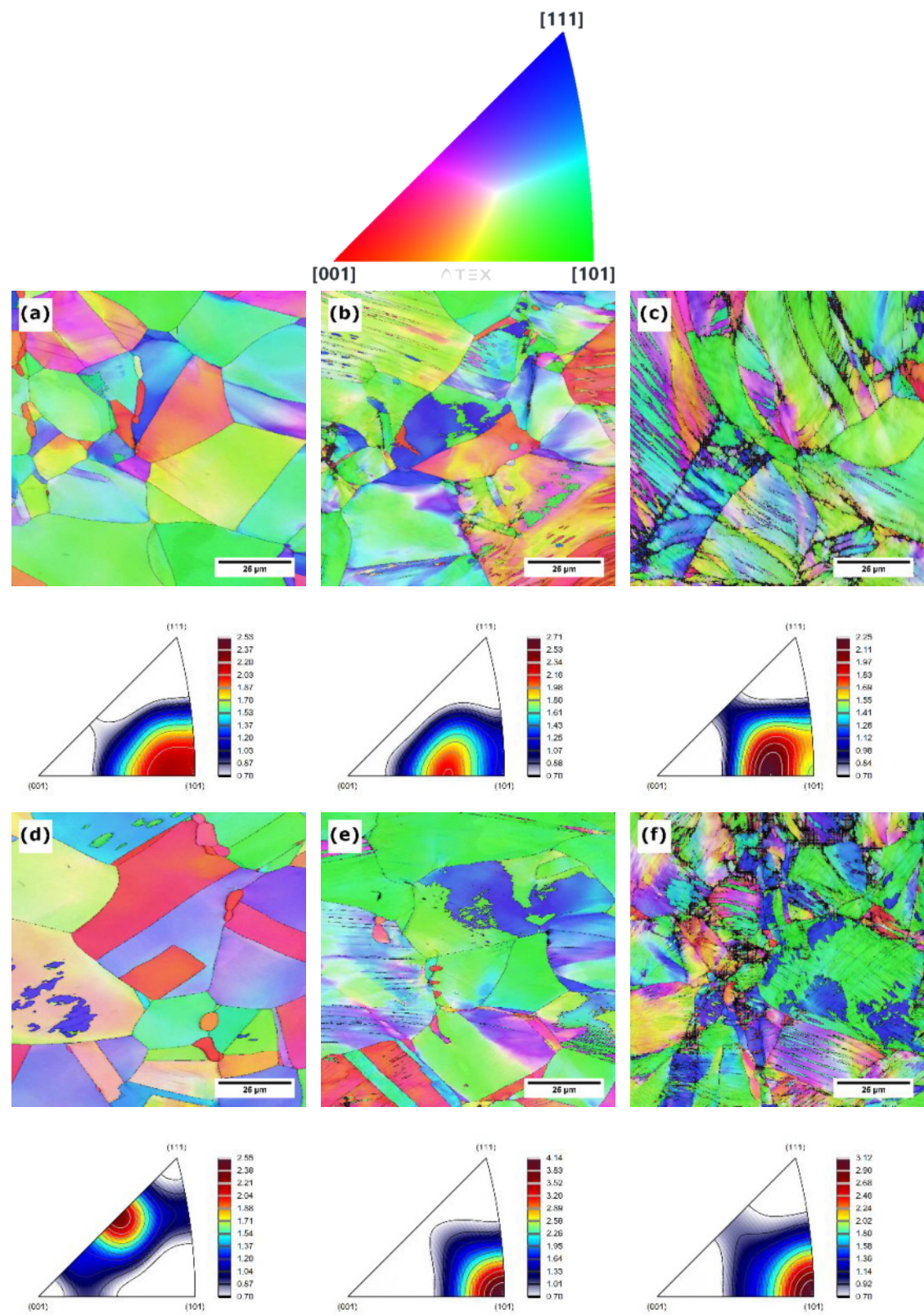


Figura 5.50: Mapas de figura de polo inversa (IPF) para o AIA 201LN após ensaios de tração interrompidos com 5%, 15% e 30% de deformação plástica em TA (25° C) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (a), (b) e (c); 100° C com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (d), (e) e (f); TA com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (g), (h) e (i); e 100° C com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (j), (k) e (l); Eixo de deformação (x) como referência.



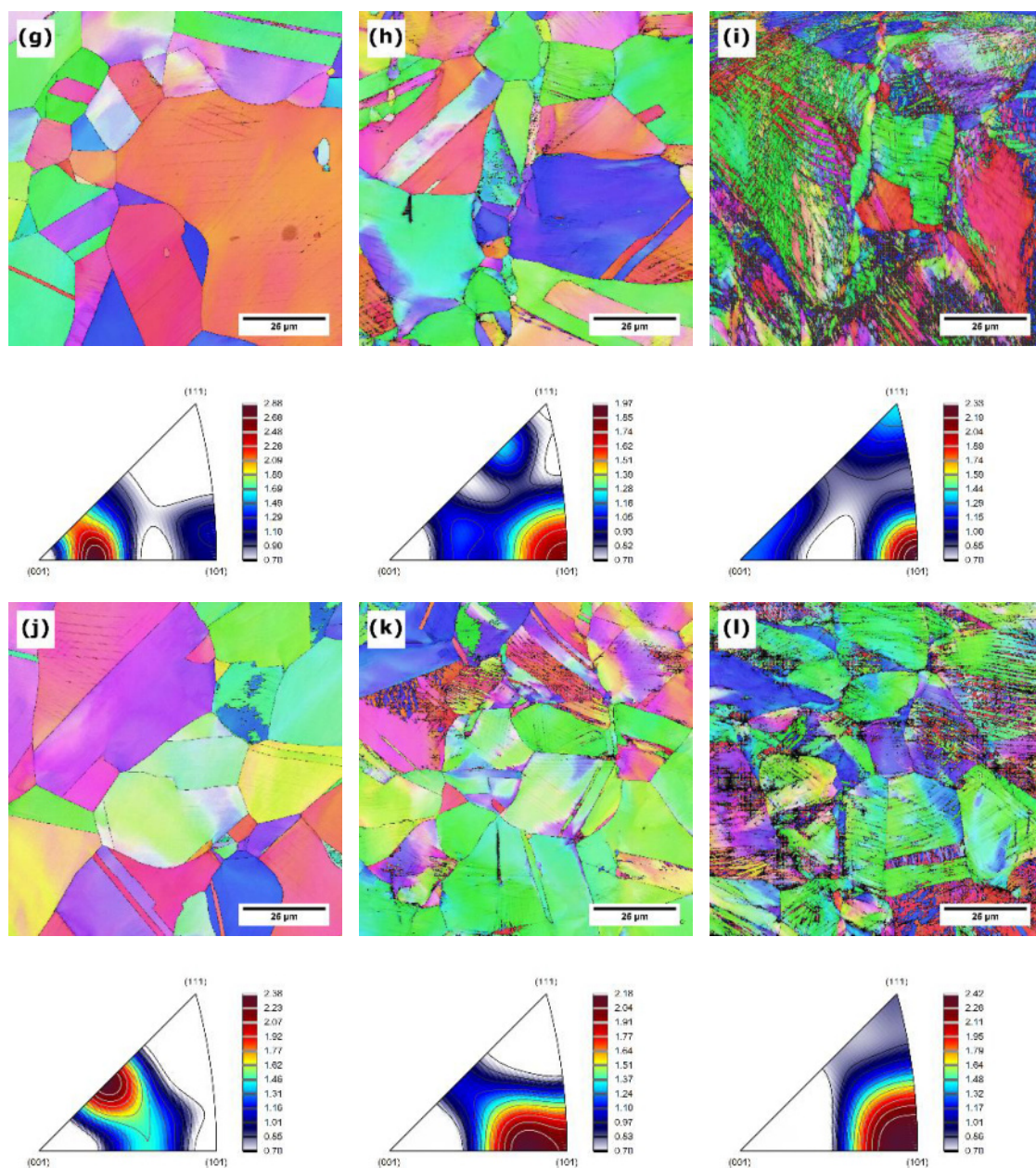


Figura 5.51: Mapas de figura de polo inversa (IPF) para o AIA 201LN após ensaios de compressão interrompidos com 5%, 15% e 30% de deformação plástica em TA (25° C) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (a), (b) e (c); 100° C com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (d), (e) e (f); TA com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (g), (h) e (i); e 100° C com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (j), (k) e (l); Eixo de deformação (x) como referência.

No mapeamento da orientação dos grãos referente ao eixo de deformação, é possível observar a ocorrência de uma reorientação para a direção $\langle 1 \ 1 \ 1 \rangle$ nos ensaios de tensão e para $\langle 1 \ 0 \ 1 \rangle$ para os ensaios de compressão.

A movimentação dos grãos do material no sentido de orientação na direção de sollicitação, que ocorre antes do início dos fenômenos de endurecimento induzidos, pode ocasionar um fenômeno conhecido como *backstress*, que tem como resultado um aumento na dureza do material naquele intervalo [121, 122].

Quando comparado o modelo constitutivo proposto com as curvas dos ensaios mecânicos, ainda que de maneira geral ocorra uma concordância entre eles, é possível observar uma diferença de comportamento no início da deformação, logo após o escoamento e antes da formação das maclas e da martensita (Figura 5.52), que pode ser creditado ao mecanismo citado acima.

Esse fenômeno mostra-se sensível à temperatura e, principalmente, ao tamanho de grão [121, 123, 124]. Como neste trabalho o material analisado não apresentava variação no tamanho de grão em sua condição inicial, esse fenômeno não foi explorado de forma mais detalhada.

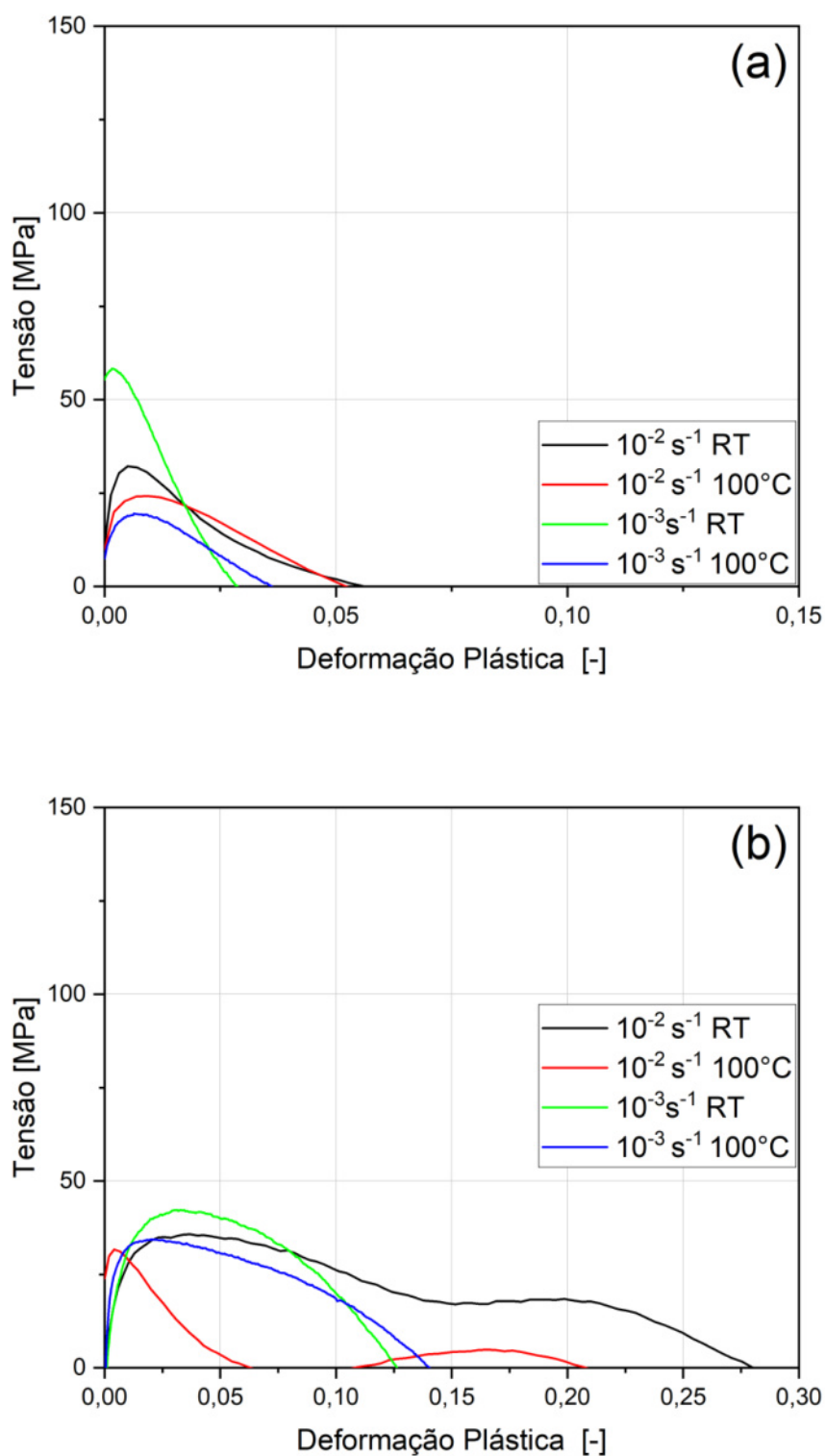


Figura 5.52: Diferença entre o modelo constitutivo proposto para a deformação plástica do AIA 201LN e as curvas tensão Vs deformação obtidas nos ensaios de tração (a) e compressão (b) em TA e 100° C. Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} e 10^{-3} s^{-1} .

Um mapeamento das figuras de polo inversa (IPF) apenas da fase martensita α' também foi realizado buscando-se entender quais as condições de formação dessa fase (Figura 5.53).

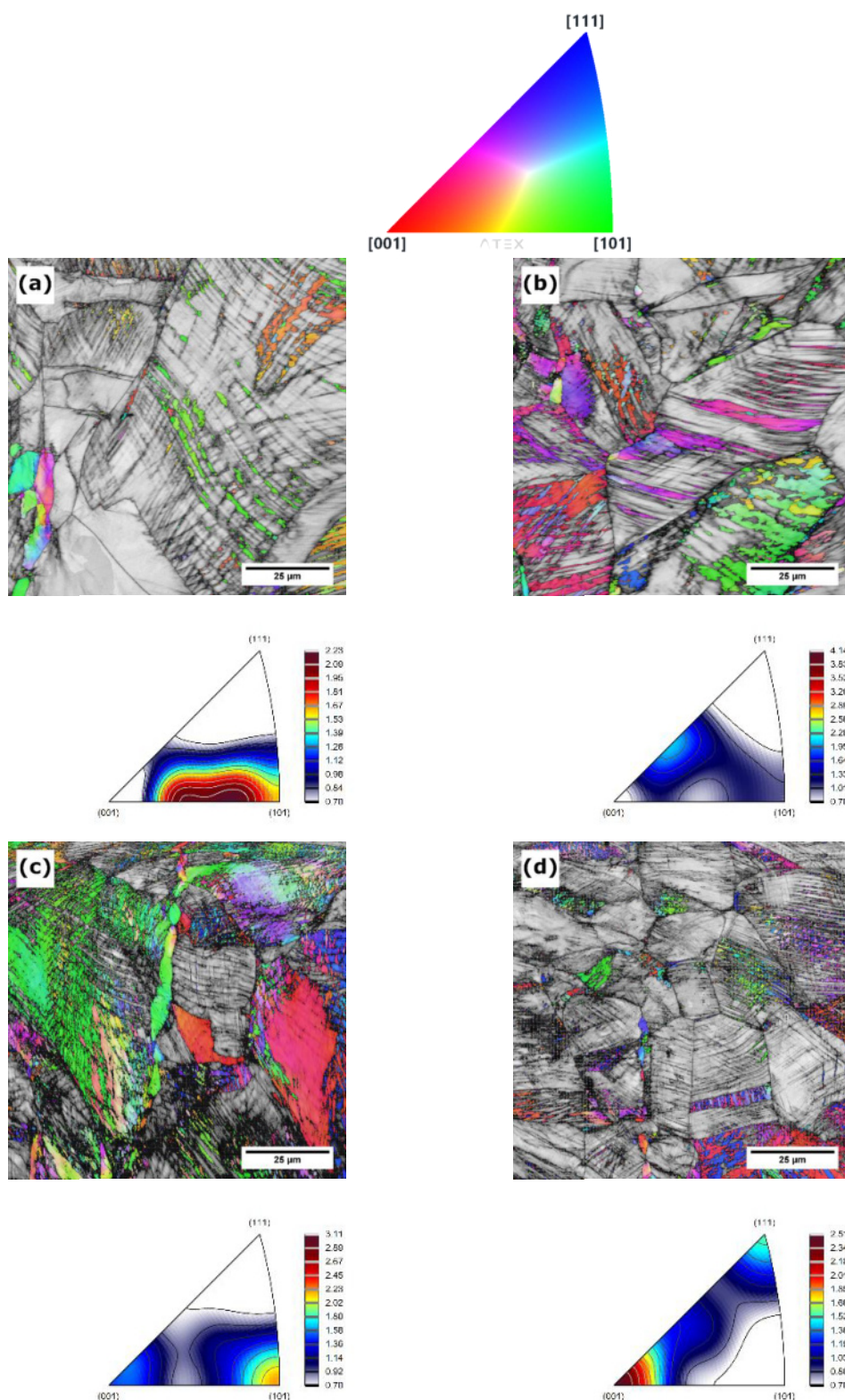


Figura 5.53: Mapas de figura de polo inversa (IPF) para a fase martensita α' transformada durante a deformação plástica do AIA 201LN após ensaios de tração em TA (25° C) com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} (a) e 10^{-3} s^{-1} (b) e compressão com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} (c) e 10^{-3} s^{-1} (d). Eixo de deformação (x) como referência.

A formação da martensita α' ocorre, em geral, entre as maclas de deformação, que atuam como sítios de nucleação energeticamente favoráveis [4, 26]. Observa-se também que sua formação se dá de maneira não homogênea, com alguns grãos apresentando maior fração transformada, enquanto em outros grãos nenhuma transformação é detectada. Esse comportamento é relatado na literatura em diversos trabalhos para AIAs [59, 125-127].

O acompanhamento da evolução dos contornos de grão e a formação de maclas mostra-se então importante para se entender melhor a sequência dos mecanismos de endurecimento na deformação plástica do AIA 201LN. Na Figura 5.54 estão identificados os contornos de baixo ângulo, de alto ângulo e de macla para o AIA 201LN na condição inicial, e nas Figura 5.55 e Figura 5.56 para os ensaios interrompidos de tração e compressão.

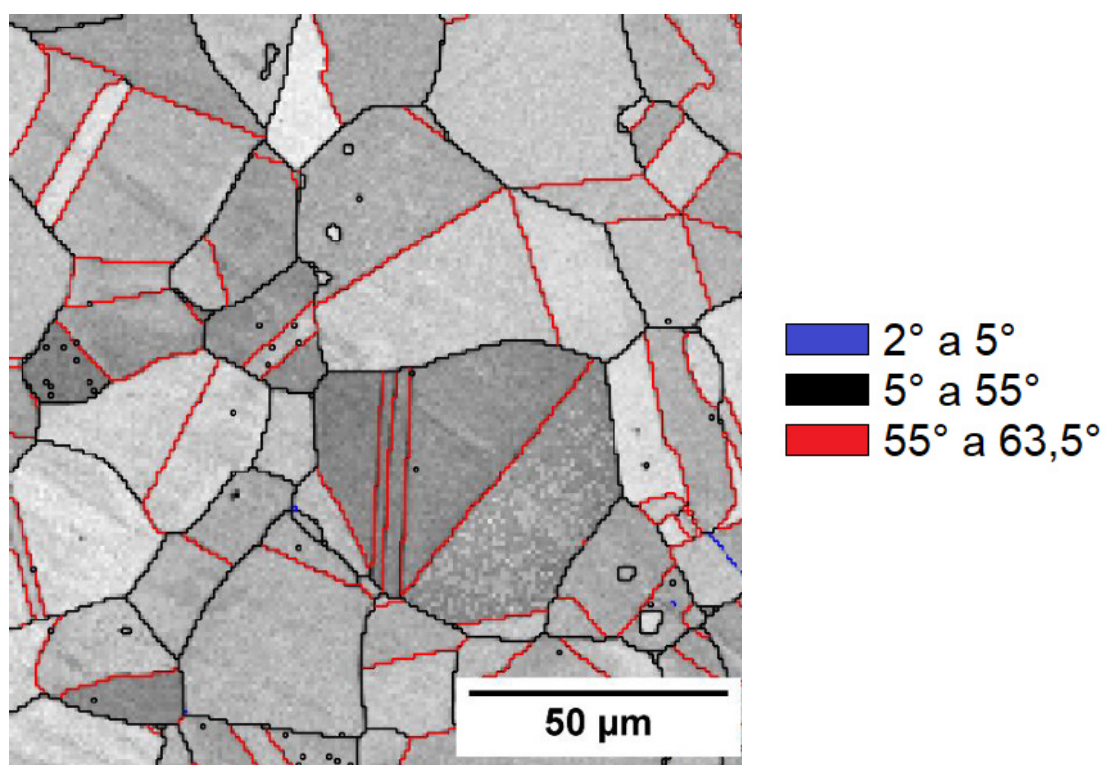


Figura 5.54: Mapeamento dos contornos de grão no AIA 201LN na condição inicial.

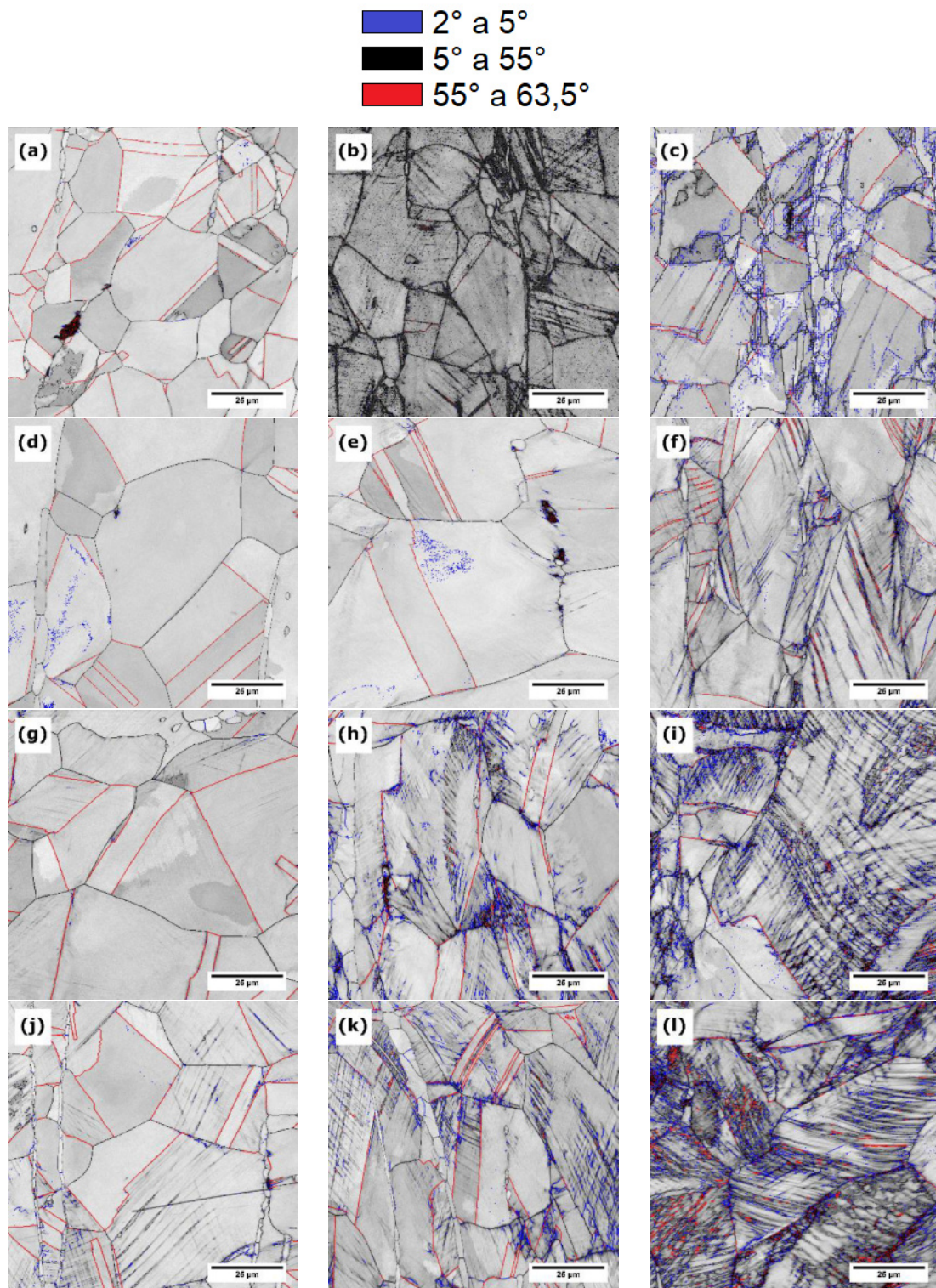


Figura 5.55: Mapeamento da evolução dos contornos de grão em ensaios de tração no AIA 201LN interrompidos em 5%, 15% e 30% de deformação plástica: TA (25° C) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (a), (b) e (c); 100° C com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (d), (e) e (f); TA com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (g), (h) e (i); e 100° C com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (j), (k) e (l).

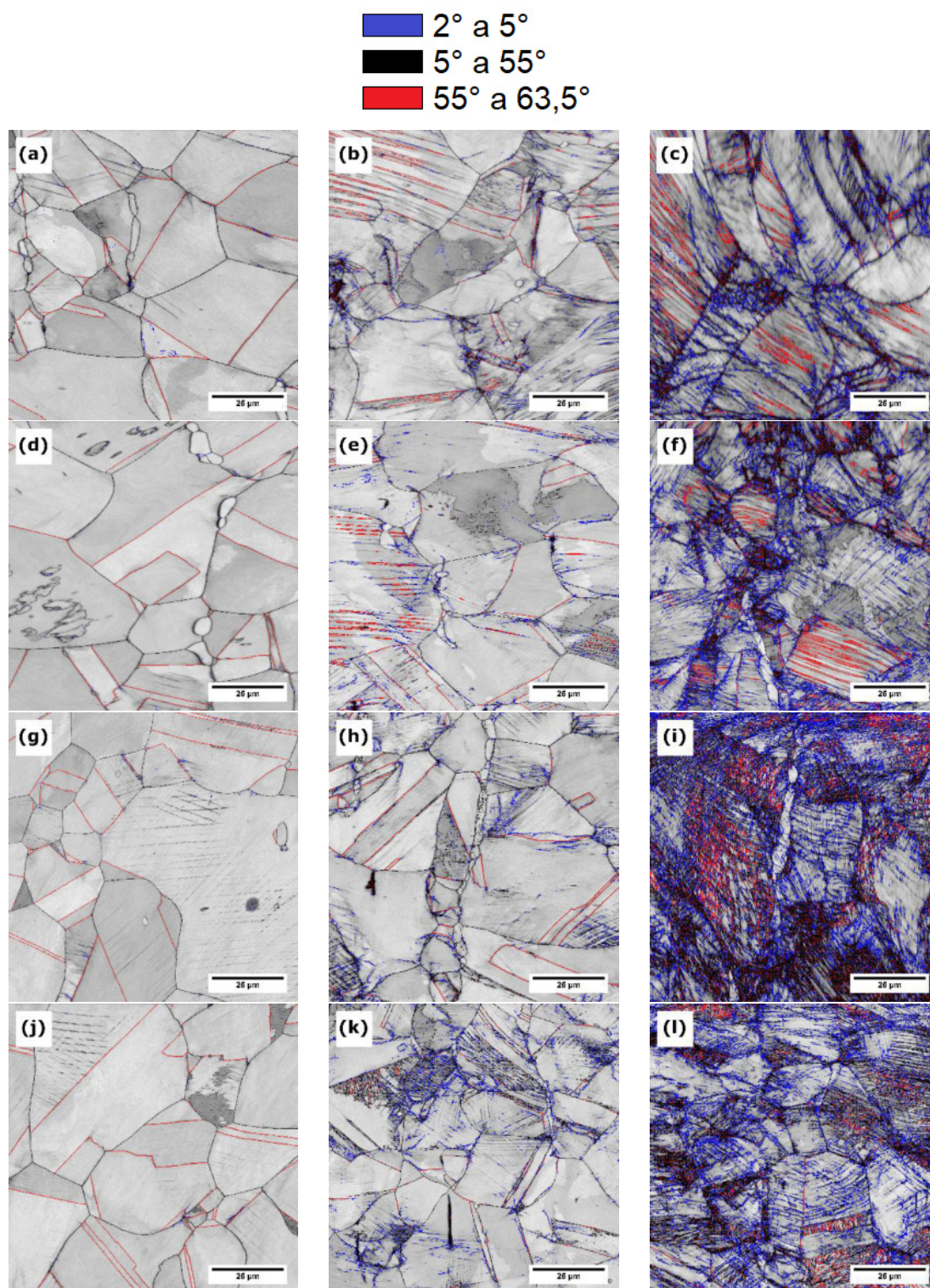


Figura 5.56: Mapeamento da evolução dos contornos de grão em ensaios de compressão no AIA 201LN interrompidos em 5%, 15% e 30% de deformação plástica: TA (25° C) com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (a), (b) e (c); 100° C com taxa de deformação 10^{-2} s^{-1} (d), (e) e (f); TA com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (g), (h) e (i); e 100° C com taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} (j), (k) e (l).

No início da deformação do AIA 201LN observa-se a presença de maclas de recozimento que, como relatado por Beladi *et al.* [128], podem se tornar sítios de nucleação para as maclas de deformação; além das maclas de deformação em si, encontradas em até três direções distintas (como visto mais facilmente na Figura 5.56g). Essas direções encontram-se conforme as observações de estudos realizados com microscopia eletrônica de transmissão, que mostram se tratar de duas variantes da martensita na direção $\langle 1\ 1\ 1 \rangle$ e uma terceira na direção $\langle 1\ 1\ 0 \rangle$, ambas no plano $\{1\ 1\ 1\}$ [30, 32, 129].

Com a evolução da deformação, a identificação das maclas por EBSD torna-se limitada, já que não é possível mais indexá-las corretamente. Esse fenômeno é explicado por Beladi *et al.* [130], que mostra que a deformação plástica provoca a reorientação das maclas, fora da direção convencional dos contornos $\Sigma 3$. Nesse caso, as maclas formadas nessas condições passam a ser indexadas como contornos de baixo ângulo, juntamente com o restante do emaranhado de discordâncias.

A determinação e mapeamento dos fatores de Schmid (m) foram realizados no software ATEX para amostras após os ensaios de tração e compressão, tendo como direção de deformação o eixo normal (x). O sistema para os fatores de Schmid para escorregamento de discordâncias (m_{slip}) englobou as direções $\langle 1\ 1\ 0 \rangle$ do plano $\{1\ 1\ 1\}$ enquanto para a maclação (m_{twin}) o sistema de escorregamento adotado ocorreu nas direções $\langle 1\ 1\ 2 \rangle$ do plano $\{1\ 1\ 1\}$.

A Figura 5.50 mostra que em tração a reorientação dos grãos ocorre em dois polos predominantes: $\langle 001 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$, enquanto que na compressão predomina o polo $\langle 101 \rangle$. Nos mapas gerados (Figura 5.57), as regiões em vermelho indicam onde a maclação é favorecida ($m_{twin} > m_{slip}$), enquanto as regiões azuis são onde predominam os mecanismos de escorregamento de discordância ($m_{slip} > m_{twin}$).

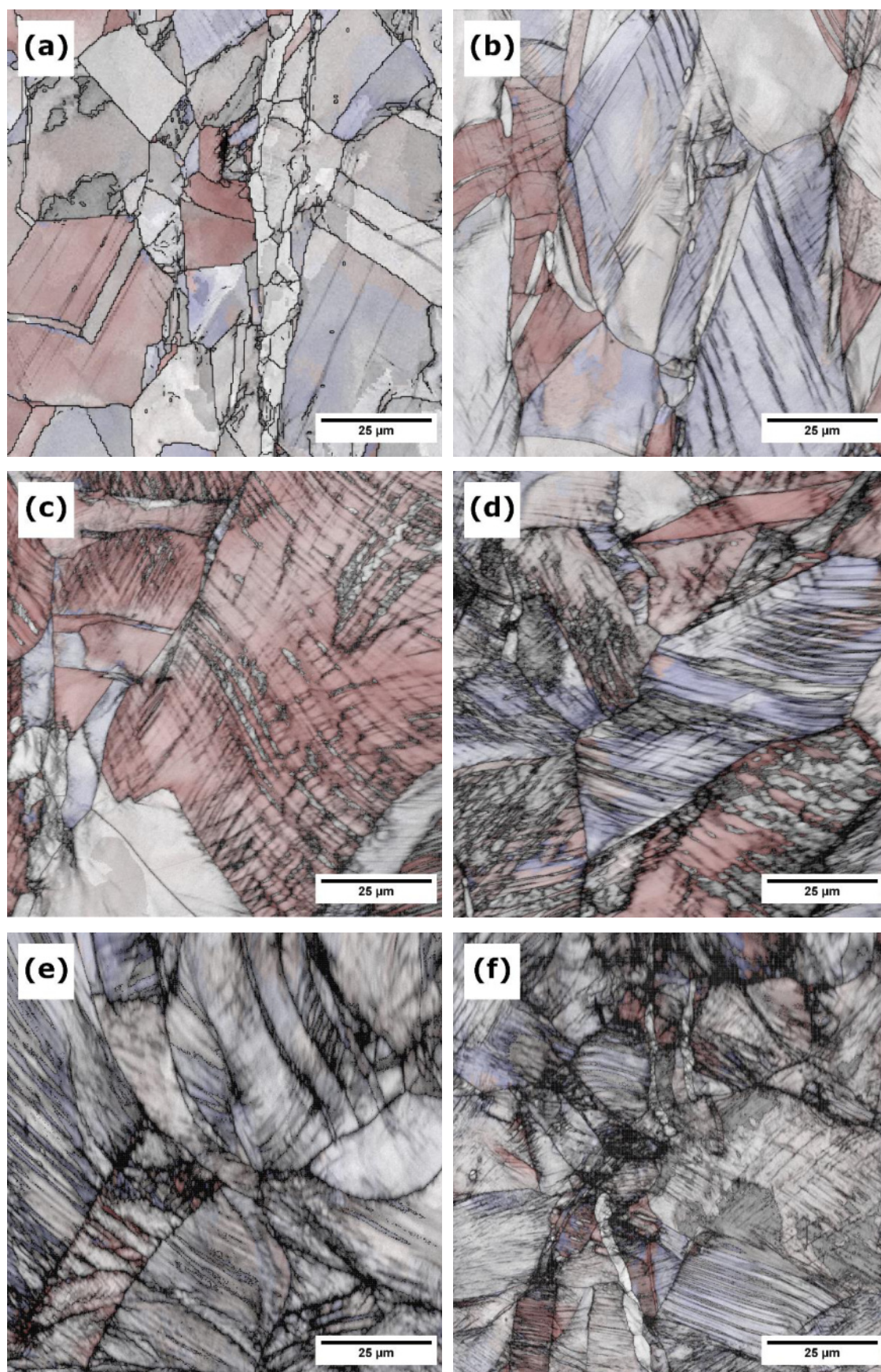
Como pode ser visto na Tabela 5.8, o valor de fator Schmid mais alto para maclação (m_{twin}) nas amostras de tração para $x//\langle 1\ 1\ 1 \rangle$ é de 0,31, enquanto m_{slip} é de 0,27, para 6 sistemas de escorregamento cada, já para a orientação $x//\langle 0\ 0\ 1 \rangle$ esses valores são respectivamente de 0,47 e 0,41. Na compressão, na orientação principal $x//\langle 1\ 0\ 1 \rangle$, o fator de Schmid para maclação é de 0,47

para 3 sistemas de escorregamento, enquanto para o escorregamento é de 0,41 para 4 sistemas.

Tabela 5.8: Cálculo dos fatores de Schmid para escorregamento (m_{slip}) e maclação (m_{twin}) nas direções $\langle 111 \rangle$, $\langle 001 \rangle$ e $\langle 101 \rangle$

Direção de deslocamento	Plano normal/discordância perfeita	Discordância parcial direita (1) + esquerda (2)	m_{slip}	m_{twin1}	m_{twin2}
$\langle 111 \rangle$	$(1\bar{1}\bar{1})/\langle 0\bar{1}1 \rangle$	$\langle 1\bar{1}2 \rangle + \langle \bar{1}\bar{2}1 \rangle$	0,00	0,16	0,16
	$(1\bar{1}\bar{1})/\langle 101 \rangle$	$\langle 1\bar{1}2 \rangle + \langle 211 \rangle$	-0,27	-0,31	-0,31
	$(1\bar{1}\bar{1})/\langle 110 \rangle$	$\langle 12\bar{1} \rangle + \langle 211 \rangle$	-0,27	-0,31	-0,31
	$(111)/\langle 0\bar{1}1 \rangle$	$\langle 1\bar{2}1 \rangle + \langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$	0,00	0,00	0,00
	$(111)/\langle \bar{1}01 \rangle$	$\langle \bar{2}11 \rangle + \langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$	0,00	0,00	0,00
	$(111)/\langle \bar{1}10 \rangle$	$\langle \bar{2}11 \rangle + \langle \bar{1}2\bar{1} \rangle$	0,00	0,00	0,00
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 011 \rangle$	$\langle \bar{1}21 \rangle + \langle 112 \rangle$	-0,27	-0,31	-0,31
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 101 \rangle$	$\langle 2\bar{1}1 \rangle + \langle 112 \rangle$	-0,27	-0,31	-0,31
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle \bar{1}10 \rangle$	$\langle \bar{1}21 \rangle + \langle \bar{2}2\bar{1} \rangle$	0,00	0,16	0,16
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 011 \rangle$	$\langle \bar{1}12 \rangle + \langle 121 \rangle$	-0,27	-0,31	-0,31
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle \bar{1}01 \rangle$	$\langle \bar{1}12 \rangle + \langle \bar{2}\bar{1}1 \rangle$	0,00	0,16	0,16
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 110 \rangle$	$\langle 21\bar{1} \rangle + \langle 121 \rangle$	-0,27	-0,31	-0,31
$\langle 001 \rangle$	$(1\bar{1}\bar{1})/\langle 0\bar{1}1 \rangle$	$\langle 1\bar{1}2 \rangle + \langle \bar{1}\bar{2}1 \rangle$	-0,41	-0,47	-0,24
	$(1\bar{1}\bar{1})/\langle 101 \rangle$	$\langle 1\bar{1}2 \rangle + \langle 211 \rangle$	-0,41	-0,47	-0,24
	$(1\bar{1}\bar{1})/\langle 110 \rangle$	$\langle 12\bar{1} \rangle + \langle 211 \rangle$	0,00	0,24	-0,24
	$(111)/\langle 0\bar{1}1 \rangle$	$\langle 1\bar{2}1 \rangle + \langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$	0,41	0,24	0,47
	$(111)/\langle \bar{1}01 \rangle$	$\langle \bar{2}11 \rangle + \langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$	0,41	0,24	-0,24
	$(111)/\langle \bar{1}10 \rangle$	$\langle \bar{2}11 \rangle + \langle \bar{1}2\bar{1} \rangle$	0,00	0,24	0,47
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 011 \rangle$	$\langle \bar{1}21 \rangle + \langle 112 \rangle$	0,41	0,24	0,47
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 101 \rangle$	$\langle 2\bar{1}1 \rangle + \langle 112 \rangle$	0,41	0,24	0,47
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle \bar{1}10 \rangle$	$\langle \bar{1}21 \rangle + \langle \bar{2}2\bar{1} \rangle$	0,00	0,24	-0,24
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 011 \rangle$	$\langle \bar{1}12 \rangle + \langle 121 \rangle$	-0,41	-0,47	-0,24
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle \bar{1}01 \rangle$	$\langle \bar{1}12 \rangle + \langle \bar{2}\bar{1}1 \rangle$	-0,41	-0,47	-0,24
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 110 \rangle$	$\langle 21\bar{1} \rangle + \langle 121 \rangle$	0,00	0,24	-0,24

<101>	$(1\bar{1}\bar{1})/\langle 0\bar{1}1 \rangle$	$\langle 1\bar{1}2 \rangle + \langle \bar{1}2\bar{1} \rangle$	0,00	0,00	0,00
	$(1\bar{1}\bar{1})/\langle 101 \rangle$	$\langle 1\bar{1}2 \rangle + \langle 211 \rangle$	0,00	0,00	0,00
	$(1\bar{1}\bar{1})/\langle 110 \rangle$	$\langle 12\bar{1} \rangle + \langle 211 \rangle$	0,00	0,00	0,00
	$(111)/\langle 0\bar{1}1 \rangle$	$\langle 1\bar{2}1 \rangle + \langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$	0,41	0,47	0,24
	$(111)/\langle \bar{1}01 \rangle$	$\langle \bar{2}11 \rangle + \langle \bar{1}\bar{1}2 \rangle$	0,00	-0,24	-0,47
	$(111)/\langle \bar{1}10 \rangle$	$\langle \bar{2}11 \rangle + \langle \bar{1}2\bar{1} \rangle$	-0,41	0,00	0,41
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 011 \rangle$	$\langle \bar{1}21 \rangle + \langle 112 \rangle$	0,00	0,00	0,00
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 101 \rangle$	$\langle 2\bar{1}1 \rangle + \langle 112 \rangle$	0,00	0,00	0,00
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle \bar{1}10 \rangle$	$\langle \bar{1}21 \rangle + \langle \bar{2}2\bar{1} \rangle$	0,00	0,00	0,00
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 011 \rangle$	$\langle \bar{1}12 \rangle + \langle 121 \rangle$	-0,41	-0,24	0,24
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle \bar{1}01 \rangle$	$\langle \bar{1}12 \rangle + \langle \bar{2}\bar{1}1 \rangle$	0,00	-0,24	0,24
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{1})/\langle 110 \rangle$	$\langle 21\bar{1} \rangle + \langle 121 \rangle$	-0,41	-0,24	-0,47



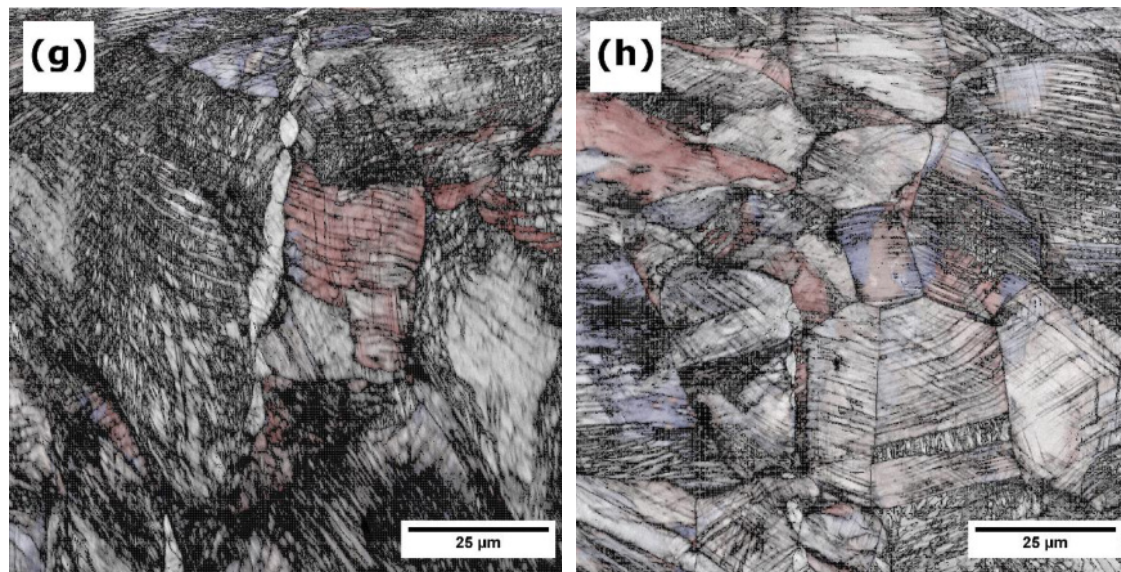


Figura 5.57: Probabilidade de formação de maclas (vermelho) e de escorregamento (azul) para o AIA 201LN baseados no fator de Schmid para ensaios de tração em TA (a) e 100° C (b) com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} e TA (c) e 100° C (d) com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} ; e para ensaios de compressão em TA (e) e 100° C (f) com taxa de deformação de 10^{-2} s^{-1} e TA (g) e 100° C (h) com taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} .

Portanto existe, teoricamente, uma concorrência dos mecanismos de escorregamento e maclação em ambos os casos. Na compressão, porém, existem mais planos de escorregamento favoráveis à maclação; além disso, a formação de bandas de escorregamento e emaranhados de discordâncias se sobrepõe às maclas formadas.

5.5.2 Ativação térmica

O modelo proposto para a deformação plástica do AIA 201LN neste trabalho teve seus termos parametrizados em função da temperatura, conforme descrito nas Tabela 5.6 e 5.7. Observa-se, porém, que em alguns casos existe também uma variação desses valores com a taxa de deformação empregada nos ensaios.

O ponto de partida para entender como o material se comporta com a variação da taxa de deformação é a determinação de sua sensibilidade à taxa de deformação - $\bar{m}$ (STD), descrito pela Equação (5.6), cujos valores obtidos em

diferentes níveis de deformação plástica dos ensaios de tração e compressão do AIA 201LN podem ser vistos na Figura 5.58.

$$\bar{m} = \frac{\ln\left(\frac{\sigma_2}{\sigma_1}\right)}{\ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1}\right)} \quad (5.6)$$

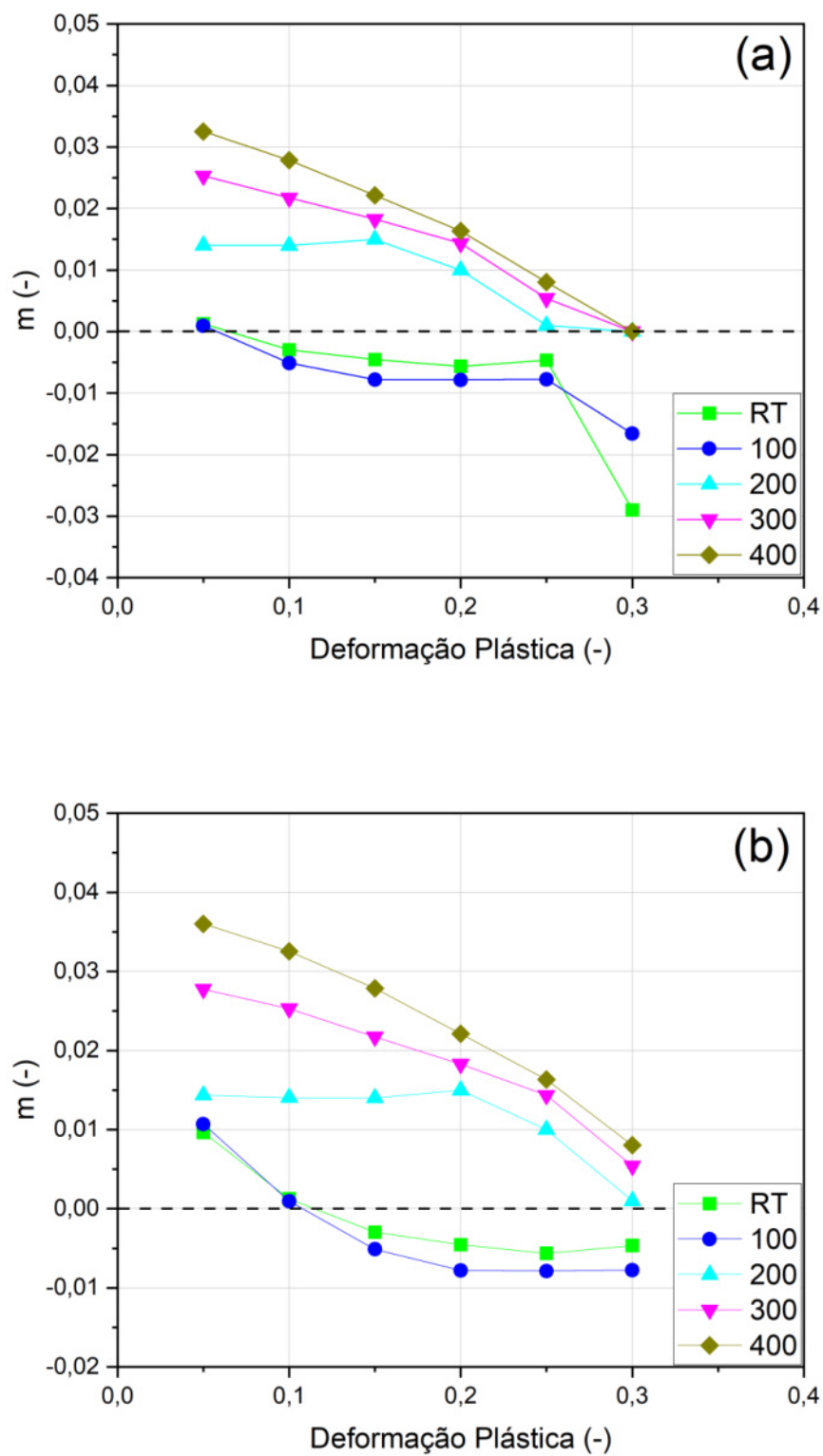


Figura 5.58: Sensibilidade à taxa de deformação (STD) do AIA 201LN para diferentes níveis de deformação plástica nos ensaios de tração (a) e compressão (b).

No AIA 201LN a STD mostra-se diretamente relacionada à ocorrência dos efeitos TRIP e TWIP, sendo que seu valor é mais baixo quando a ação desses mecanismos de endurecimento no material é mais acentuada (temperaturas mais baixas). Portanto, pode-se corroborar que a cinética desses mecanismos está, de fato, ligada à taxa de deformação aplicada na solicitação mecânica, aparentando ser mais severa em solicitações em tração que em compressão.

Assim, buscando englobar a taxa de deformação juntamente com a temperatura, os parâmetros da equação constitutiva obtidos foram colocados em função da ativação térmica, como proposto por Kocks e Mecking [80]. Para materiais CFC, como os AIAs, a ativação térmica pode ser determinada pela Equação (5.7).

$$A' = \frac{k'T}{G(T)b^3} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right) \quad (5.7)$$

Nesse caso, k' é a constante de Boltzmann ($1,38 \times 10^{-23}$ J/K), T é temperatura, $G(T)$ é o módulo de cisalhamento do material em função da temperatura, b é o vetor de Burgers ($2,5 \times 10^{-10}$ m), $\dot{\epsilon}_0$ é a taxa de deformação de referência, usualmente adotada como 10^7 s⁻¹, e $\dot{\epsilon}$ é a taxa de deformação.

Para o AIA 201LN o módulo de cisalhamento em temperatura ambiente é de 75 GPa [2, 78]. O valor dessa propriedade em função da temperatura para AIAs é reportado na literatura em alguns trabalhos. Yanushkevich *et al.* [131] encontrou uma relação linear entre essa propriedade e a temperatura (Equação (5.8)), a qual foi utilizada no presente trabalho.

$$G(T) = 83,53 - 0,028T \quad (5.8)$$

O ponto de partida para o modelo para deformação plástica, a equação constitutiva para o limite de escoamento do AIA 201LN, foi parametrizada em função da ativação térmica (Equação (5.9) conforme exposto na Figura 5.59. Nesse caso, A'_{ref} e $A'_{fusão}$ são os valores de ativação térmica para T_{ref} e $T_{fusão}$ nas respectivas taxas de deformação.

$$\sigma_y = \left(\frac{A' - A'_{\text{ref}}}{A'_{\text{fusão}} - A'_{\text{ref}}} \right)^m d \quad (5.9)$$

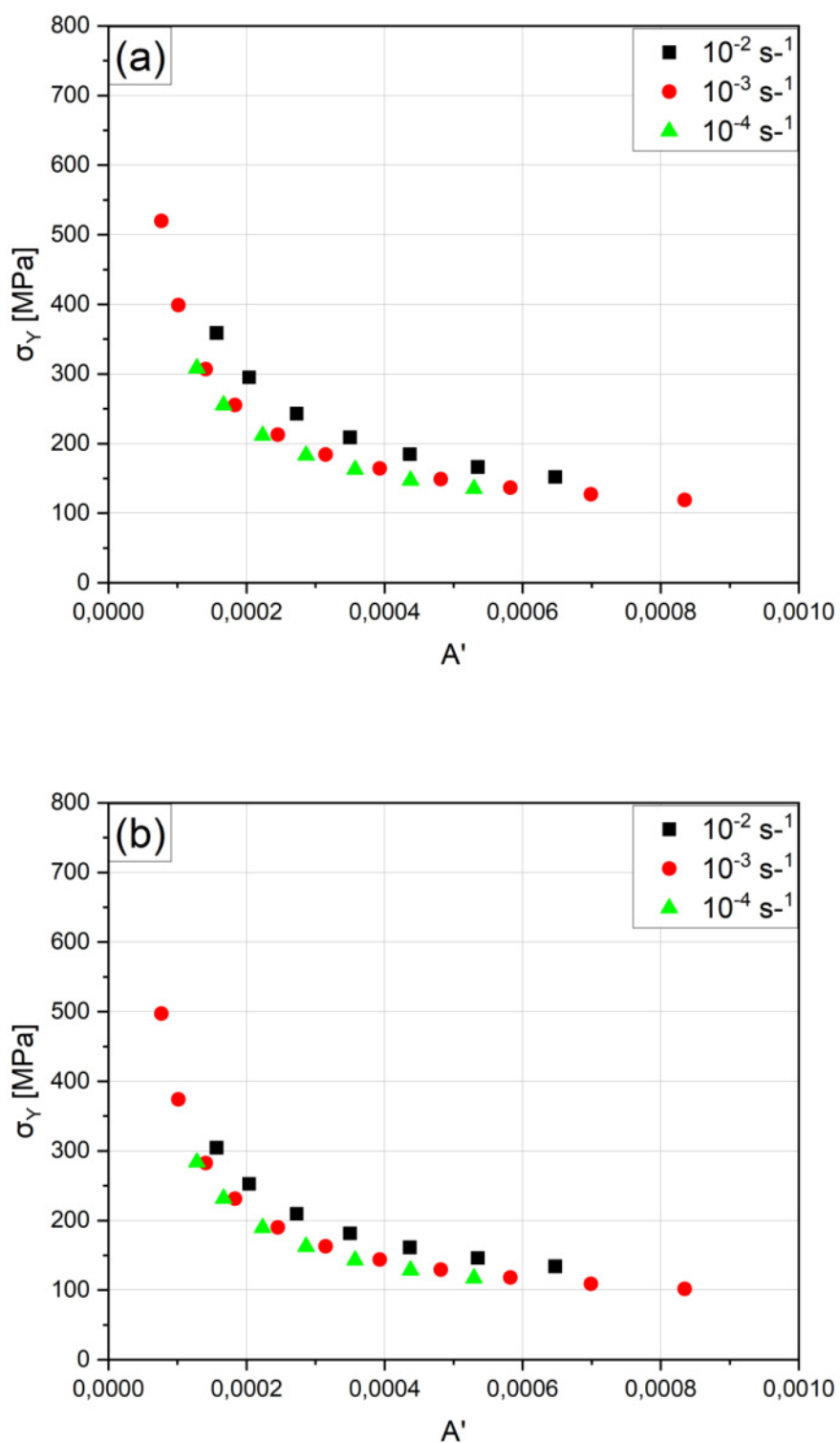


Figura 5.59: Limite de escoamento para o AIA 201LN em função da ativação térmica (A') para ensaios de tração (a) e compressão (b) cotaxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} .

Os resultados obtidos mostraram se ajustar muito para essa propriedade, com os valores de m e d respectivamente de -0,47 e 57,3 MPa para tração e -0,52 e 46,9 MPa para compressão.

Para a equação constitutiva parametrizada pelo método de Voce para a deformação por escorregamento de discordâncias (Equação (5.2)) temos o parâmetro k_1 constante com a temperatura e variando com taxa de deformação, portanto não foi parametrizado em função de A' . Já os valores de k_2 , que variam com a temperatura acima de 300° C, foram plotados em função da ativação térmica como pode ser visto na Figura 5.60.

$$\sigma_{\text{Voce}} = \sigma_0 + M\alpha^*Gb \frac{k_1}{k_2} \left(1 - \exp\left(-\frac{Mk_2}{2}\varepsilon\right) \right) \quad (5.2)$$

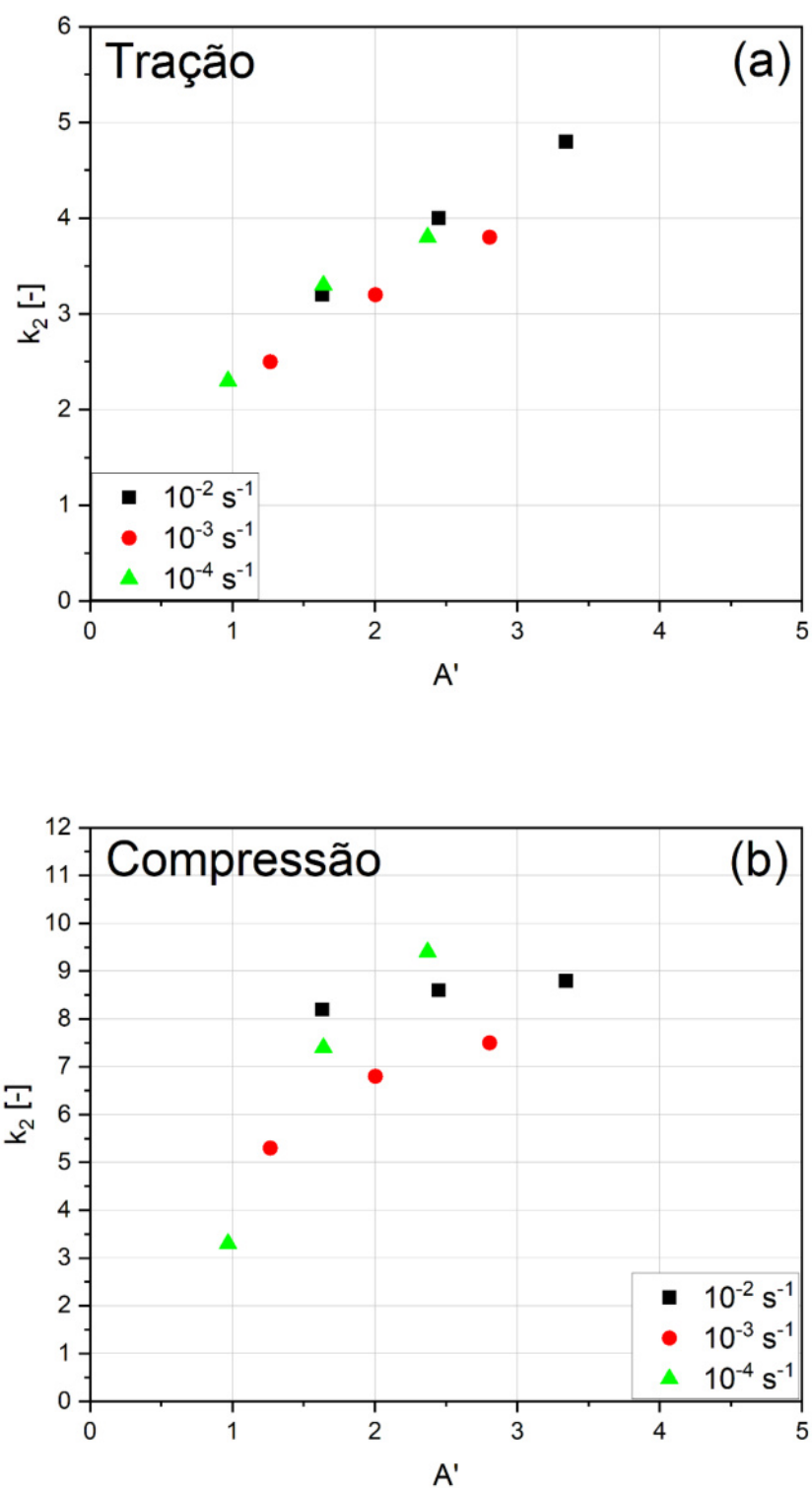


Figura 5.60: Parâmetros de recuperação dinâmica (k_2) do modelo de Voce para escorregamento de discordâncias no AIA 201LN em função da ativação térmica (A') para os ensaios de tração (a) e compressão (b). Taxas de deformação de 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} e 10^{-4} s^{-1} .

Neste trabalho o parâmetro de recuperação dinâmica (k_2) foi determinado variando linearmente com a temperatura acima 400° C, além de variar também com a taxa de deformação. Um comportamento aproximadamente linear pode ser observado de forma aproximada para os ensaios de tração parametrizados em função da ativação térmica; enquanto em compressão o comportamento foge dessa relação linear esperada. Dessa forma, a equação constitutiva da contribuição do escorregamento de discordâncias na deformação plástica do AIA 201LN mostraram-se encaixar de forma satisfatória em função da ativação térmica para os ensaios de tração, mas não para compressão.

Diferentemente do limite de escoamento e da deformação por escorregamento de discordâncias padronizados respectivamente com deformação plástica igual a zero e para temperaturas elevadas, ou seja, onde a STD é sempre positiva para o AIA 201LN, os demais termos da equação constitutiva foram para condições onde a STD pode ser negativa. Nesse caso a Equação (5.7) foi reajustada para que se adequasse a essa condição, conforme descrito na Equação (5.10), e nesse caso a ativação térmica ajustada passou a ser denominada A'' .

$$A'' = \frac{k'T}{G(T)b^3} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right)^{-1} \quad (5.10)$$

Os valores obtidos para os termos da equação constitutiva da contribuição da transformação martensítica induzida por deformação na deformação plástica do AIA 201LN (modelo de O-C – Equação (4.3)) foram parametrizados em função da ativação térmica ajustada, e um compilado dos resultado pode visto nas Figura 5.61 a Figura 5.64.

$$\sigma_{TRIP} = \sigma_{fm\acute{a}x} f_s (1 - \exp(-\beta \epsilon^m)) \quad (4.3)$$

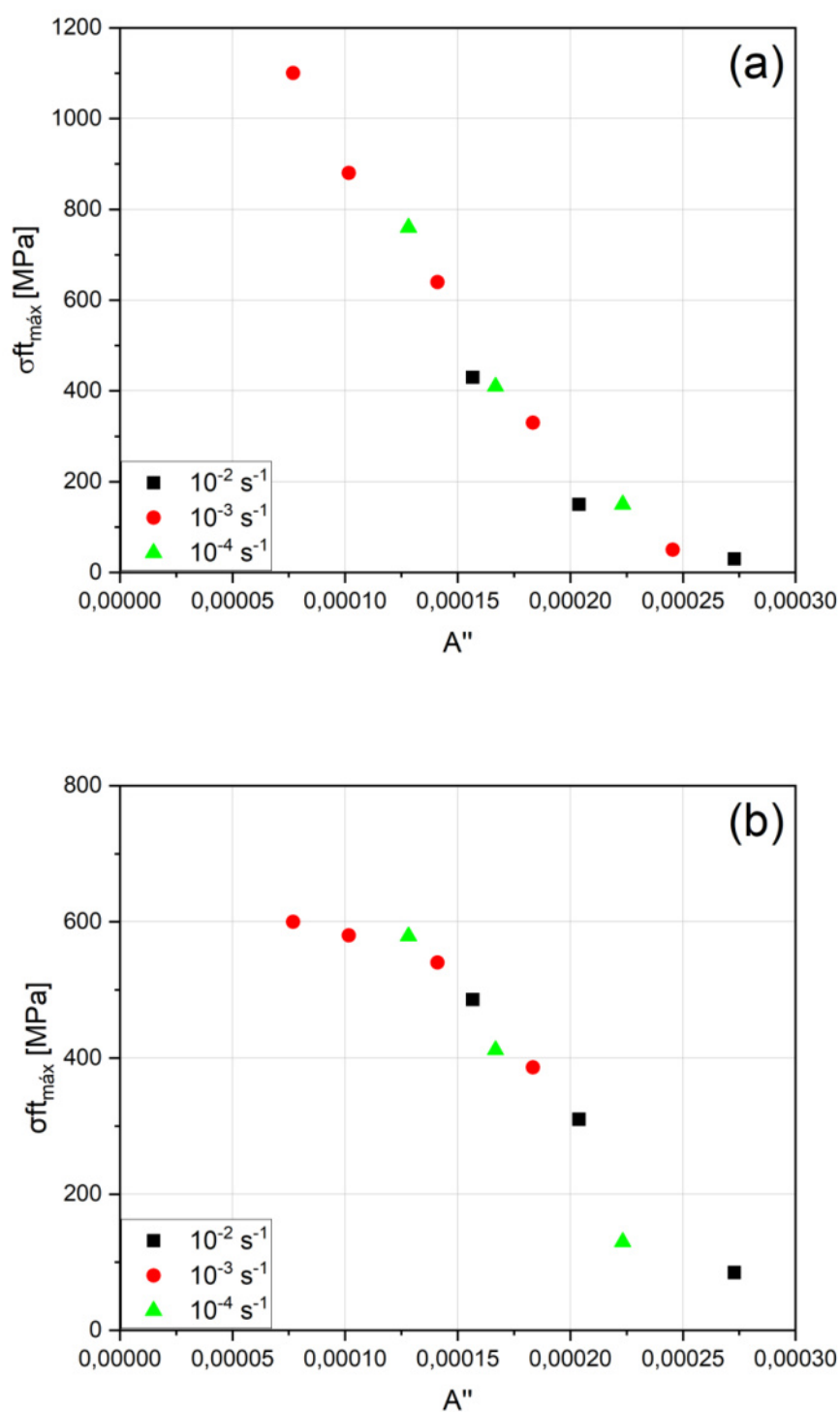


Figura 5.61: Valores experimentais obtidos nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A') para a diferença máxima de tensão ($\sigma_{ft_máx}$) entre as curvas tensão Vs deformação e a contribuição em tensão do escorregamento de discordância estimado pelo modelo de Voce.

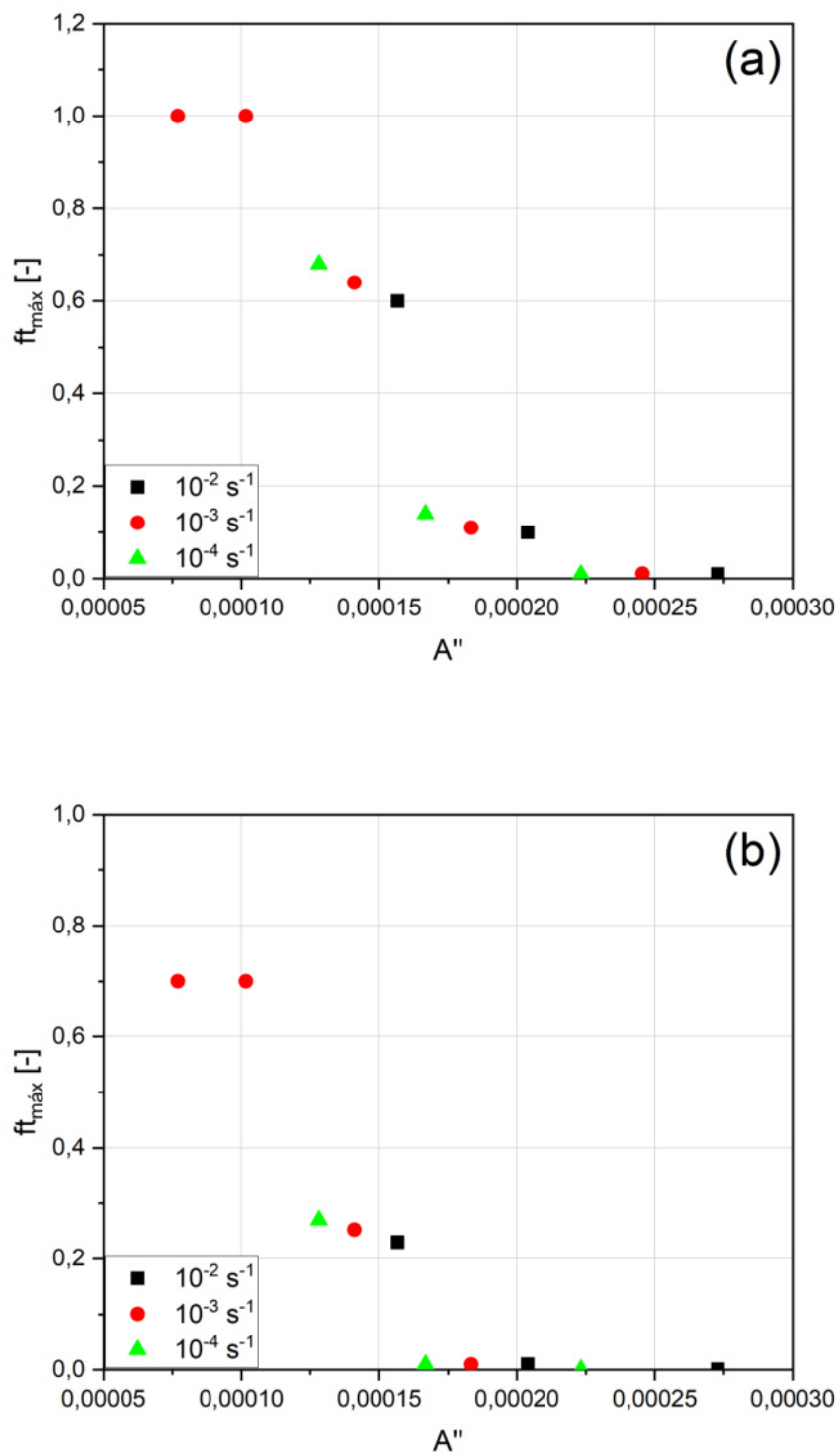


Figura 5.62: Valores experimentais obtidos nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A') para a fração máxima transformada ($f_{t_{máx}}$) no modelo de O-C.

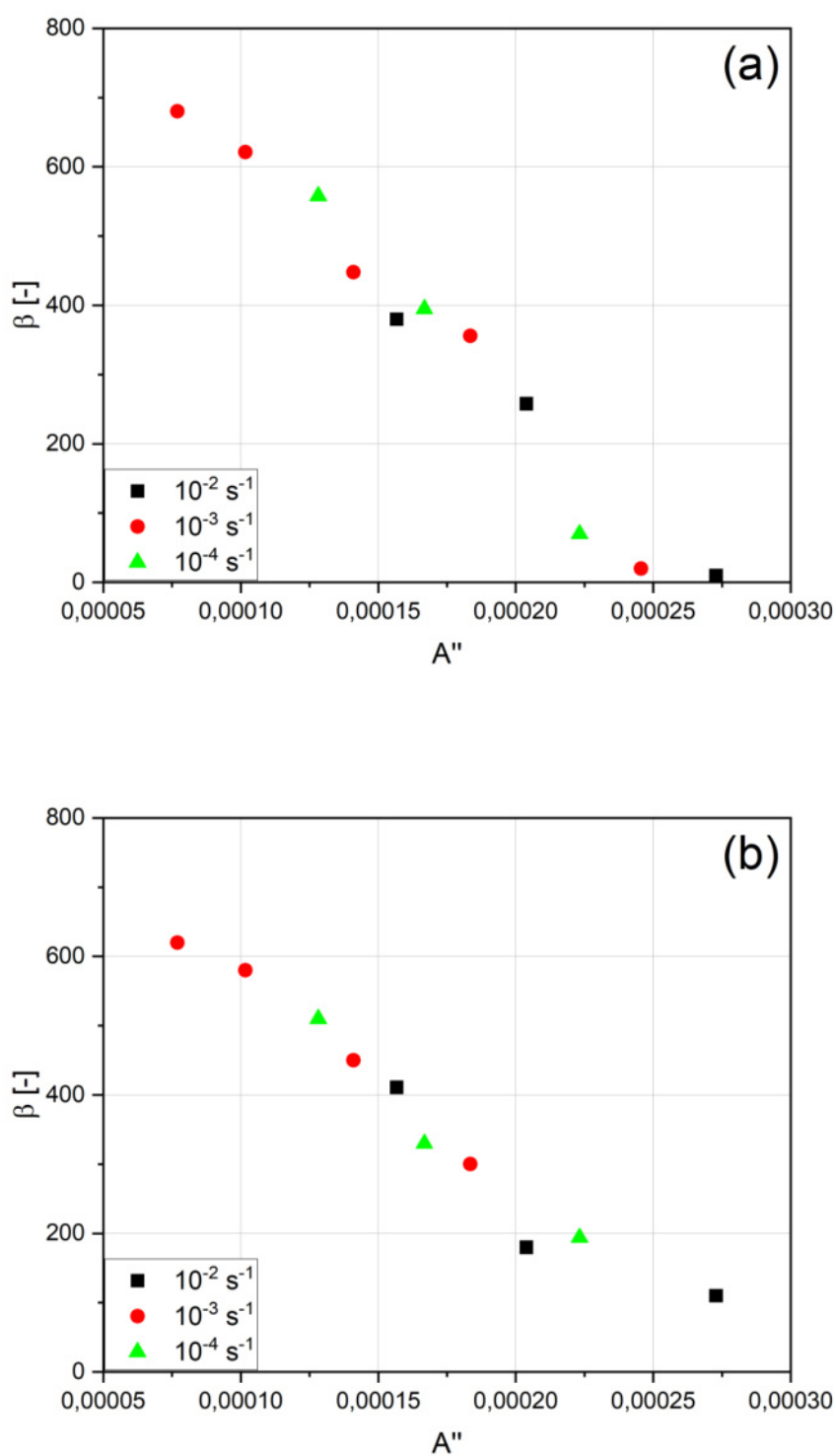


Figura 5.63: Valores experimentais obtidos nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A') para a estabilidade da austenita (β) no modelo de O-C.

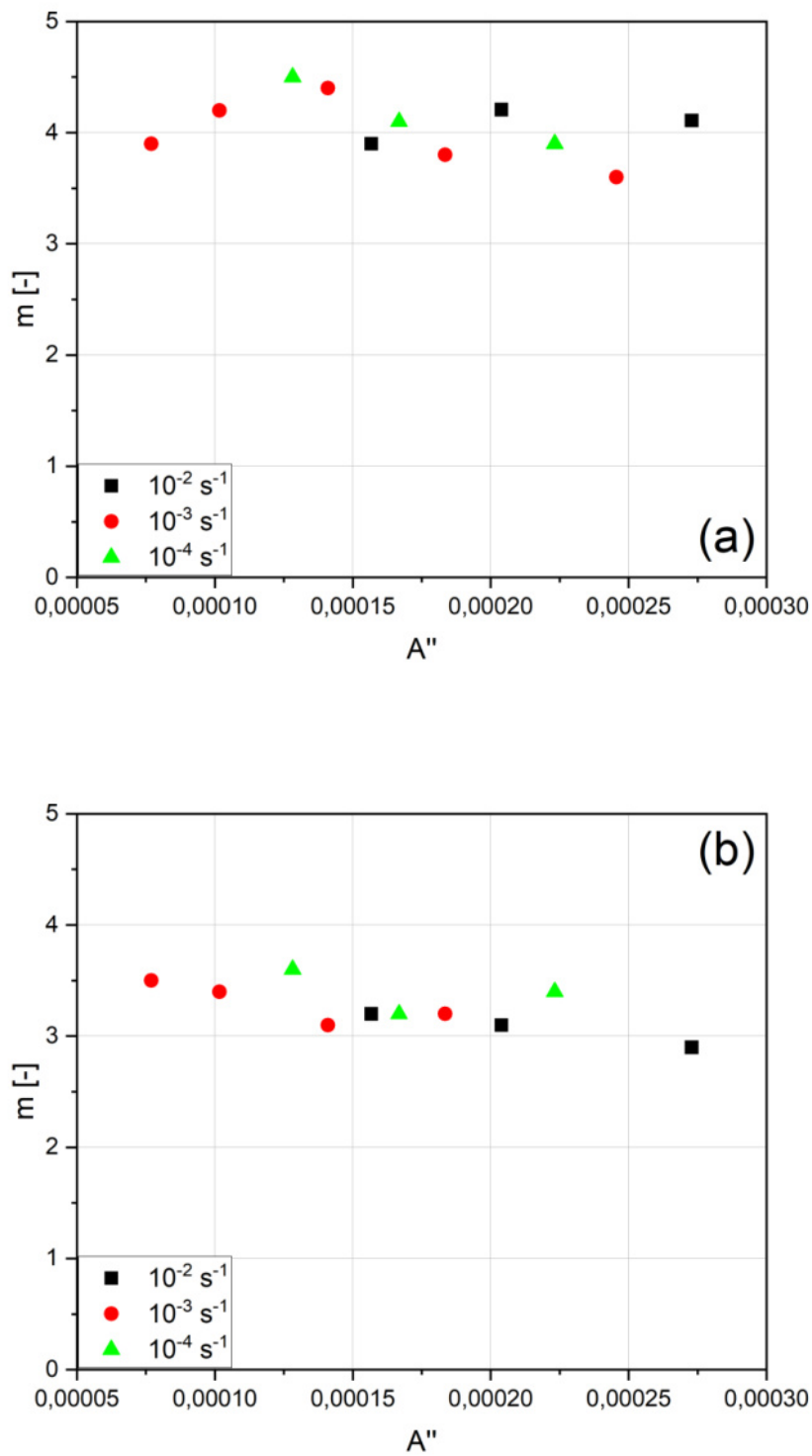


Figura 5.64: Valores experimentais obtidos nos ensaios de tração (a) e compressão (b) do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A'') para o expoente de Avrami (m) no modelo de O-C.

Diferente do observado para o escorregamento de discordâncias, os termos para a equação de O-C obtidos experimentalmente se ajustam de forma satisfatória quando parametrizados em função da ativação térmica ajustada tanto para tração quanto para compressão.

A diferença máxima de tensão ($\sigma_{ft_{m\acute{a}x}}$) e o fator de estabilidade da austenita β apresentam uma relação inversamente proporcional com a ativação térmica de maneira bem definida; e o expoente de Avrami (m) mostra uma tendência de variação próxima a um valor constante, como também visto anteriormente. Já a fração transformada (f_t) mostra os patamares de saturação da transformação martensítica em temperaturas mais baixas (100% em tração e aproximadamente 60% em compressão) e a ausência de transformação para temperaturas mais elevadas.

A parametrização desses termos da equação de O-C para o AIA 201LN em função da ativação térmica mostra-se, portanto, uma maneira efetiva de combinar os efeitos da temperatura e da taxa de deformação nessa componente do modelo proposto.

A última componente do modelo, que engloba a contribuição do efeito TWIP no endurecimento durante a deformação do AIA 201LN (Equação (5.11)) teve seus termos calculados em função da ativação térmica ajustada conforme mostrado nas Figura 5.65 e Figura 5.66.

$$\sigma_{TWIP} = K_{HP} \left(\frac{1}{D} + \frac{F_{m\acute{a}x}(1 - \exp(-\beta'\epsilon^{m'}))}{2e(1 - (F_{m\acute{a}x}(1 - \exp(-\beta'\epsilon^{m'})))} \right)^{-1/2} \quad (5.11)$$

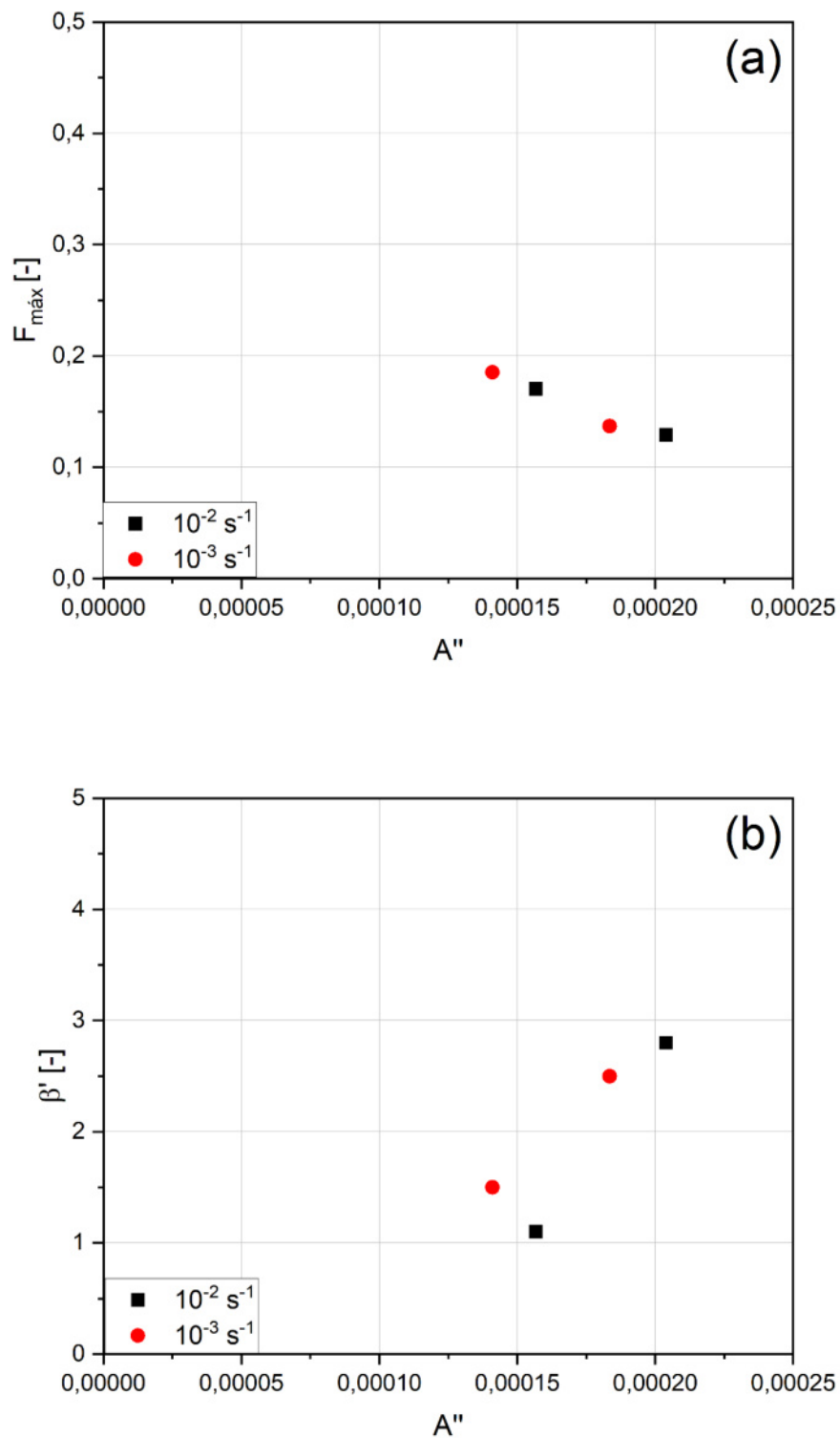


Figura 5.65: Valores experimentais dos parâmetros para a determinação da contribuição do efeito TWIP (H-P dinâmico) no endurecimento em ensaios de tração do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A''): $F_{\text{máx.}}$ fração maclada máxima (a) e β' : probabilidade de nucleação de maclas.

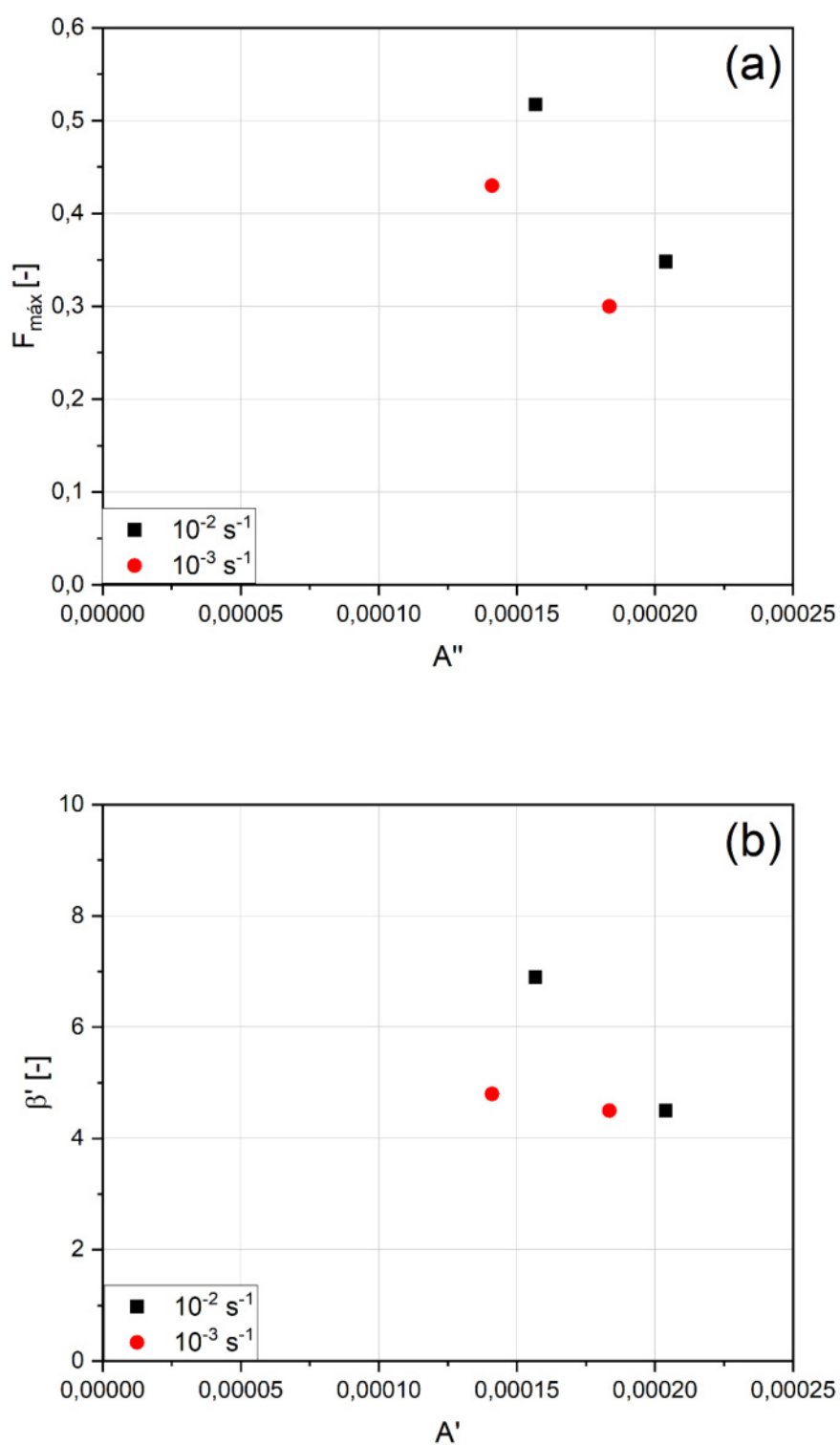


Figura 5.66: Valores experimentais dos parâmetros para a determinação da contribuição do efeito TWIP (H-P dinâmico) no endurecimento em ensaios de compressão do AIA 201LN em função da ativação térmica ajustada (A''). $F_{\text{máx}}$: fração maclada máxima (a) e β' : probabilidade de nucleação de maclas.

Para os ensaios de tração é possível ver que existe uma tendência melhor definida nos resultados obtidos quando parametrizados pela ativação térmica, com uma relação inversamente proporcional da fração maclada e da constante de H-P com a temperatura e uma tendência um valor constante para o expoente n . Nos ensaios de compressão essa tendência já não pode ser visualizada com clareza para a $F_{\text{máx}}$ e para o expoente n , já para K ela segue a mesma tendência observada nos ensaios de tração.

Mesmo sendo possível observar essas tendências, ainda assim não se mostra estatisticamente confiável que se proponha equações para modelar esse comportamento, já que o número de pontos aferidos e a distribuição obtida não nos permitiria um ajuste confiável.

6 CONCLUSÕES

Baseado nos ensaios mecânicos e nas análises da EFE do AIA 201LN foi possível determinar, em função da temperatura, as regiões de atuação de cada um dos mecanismos de endurecimento no material: até cerca de 100° C o efeito TRIP se faz presente e acima dessa temperatura até aproximadamente 600° C pode ocorrer a maclação induzida por deformação. A intensidade de cada um desses mecanismos é mais acentuada em seus limites inferiores de temperatura.

As curvas tensão Vs deformação plástica dos ensaios de tração e compressão para o AIA 201LN foram parametrizadas por uma equação constitutiva (Equação (5.5)) baseada em 3 componentes, respectivamente as contribuições do escorregamento de discordâncias - σ_{Voce} (Equação (5.2)), do efeito TRIP - σ_{TRIP} (Equação (4.3)) e do efeito TWIP - σ_{TWIP} (Equação (5.11)).

A contribuição do escorregamento de discordâncias na deformação plástica mostra-se presente em todo intervalo de temperatura, enquanto a contribuição de efeito TRIP e TWIP estão diretamente relacionados com a temperatura de solicitação do material, existindo, porém, um intervalo de sobreposição dos dois mecanismos.

Cada termo da equação constitutiva para a deformação plástica em tração e compressão em diferentes taxas de deformação foi parametrizado em função da temperatura. Uma relação entre a temperatura e a taxa de deformação para esses termos foi estabelecida como uma função da ativação térmica.

O modelo proposto se mostrou assertivo para a predição do comportamento da deformação plástica do material, principalmente para os ensaios de tração. As diferenças de comportamento observadas entre a deformação plástica em tração e compressão para o AIA 201LN podem ser atribuídas, em partes, aos diferentes estados de tensão do material em cada condição, mas principalmente à distribuição não uniforme de tensão/deformação em compressão provocada pelo atrito entre o CP e o sistema. Neste trabalho, porém, não foi possível separar a contribuição dessa distribuição não uniforme.

7.SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Analisar de forma detalhada a heterogeneidade da deformação durante a compressão, como se dá sua variação em função do atrito e como essa heterogeneidade afeta o comportamento mecânico do material.
- Replicar a metodologia proposta para outros modos de deformação, como ensaios de cisalhamento, e outras condições de estado de tensão, como corpo de provas entalhados ou tensões biaxiais.
- Expandir à análise experimental para diferentes tamanhos de grão, em especial sua relação com a ocorrência do fenômeno de backstress no início da deformação plástica.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. COBB, H.M. **The History of Stainless Steel**. 1.ed. Ohio, USA: ASM International, 2010.
2. PADILHA, A.F.E GUEDES, L.C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos - Microestrutura e Propriedades**. 3.ed. São Paulo, Brasil: Hemus, 1998.
3. DAVIS, J.R. **ASM Specialty Handbook - Stainless Steels**. Ohio, USA: ASM International, 1994.
4. LO, K.H., SHEK, C.H.E LAI, J.K.L. Recent Developments in Stainless Steels. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, V.65, p.39-104, 2009.
5. SCHAEFFLER, A.L. Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal. **Metal Progress**, V.56, p.680-680B, 1949.
6. SUMITA, M., HANAWA, T.E TEOH, S.H. Development of Nitrogen-containing Nickel-free Austenitic Stainless Steels for Metallic Biomaterials - Review. **Materials Science and Engineering: C**, V.24, p.753-760, 2004.
7. OSHIMA, T., HABARA, Y.E KURODA, K. Efforts to Save Nickel in Austenitic Stainless Steels. **Isij International - ISIJ INT**, V.47, p.359-364, 2007.
8. COSTA E SILVA, A.L.V.E MEI, P.R. **Aços e Ligas Especiais**. 3.ed. São Paulo, Brasil: Blucher, 2010.
9. Padilha, A.F., Lesley, R.e Rios, P.R., *Stainless Steels Heat Treatment*, in *Steel Heat Treatment Handbook*, C. Press, Editor. 2007: Oregon, USA. p. 695-739.
10. PADILHA, A.F.E RIOS, P.R. Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels. **Isij International - ISIJ INT**, V.42, p.325-327, 2002.
11. *Cadernos Técnicos Aperam*. Aços Inoxidáveis - Aplicações e Especificações. Vol. 1. 2018, Aperam South America.
12. *Handbook of Stainless Steel*. Vol. 1. 2013, Outokumpu.
13. *“New 200-series” Steels: An Opportunity or a Threat to the Image of Stainless Steel?* Vol. 1. 2005, International Stainless Steel Forum (ISSF).
14. CHARLES, J. The New 200-Series: An Alternative Answer to Ni Surcharge? Risks or Opportunities? **Revue de Métallurgie**, V.104, p.308-317, 2007.
15. SAEEDIPOUR, S., et al. The Effects of Martensite Thermomechanical Parameters on the Formation of Nano/Ultrafine Grained Structure in

- 201LN Stainless Steel. **International Journal of Iron & Steel Society of Iran**, V.9, p.20, 2012.
16. *Materials and Applications Series*. Austenitic Chromium-Manganese Stainless Steels – A European Approach. Vol. 12. 2012, Euro Inox.
 17. SHEWMON, P.G. **Transformations in Metals**. Delhi, India: Indo American Books, 2007.
 18. REED-HILL, R.E.A., L.E ABBASCHIAN, R. **Physical Metallurgy Principles**. 4.ed. Boston, USA: Cengage Learning, 2008.
 19. KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure, and Performance**. Ohio, USA: ASM International, 2006.
 20. EICHELMAN, G.H.H., F. C. The Effect of Composition on the Temperature of Spontaneous Transformation of Austenite to Martensite in 18-8 Type Stainless Steel. **Transactions of ASM**, V.45, p.77-104, 1953.
 21. TAMURA, I. Deformation-Induced Martensitic Transformation and Transformation-induced Plasticity in Steels. **Metal Science**, V.16, p.245-253, 1982.
 22. KISKO, A., et al. The Influence of Grain Size on the Strain-induced Martensite Formation in Tensile Straining of an Austenitic 15Cr–9Mn–Ni–Cu Stainless Steel. **Materials Science and Engineering: A**, V.578, p.408-416, 2013.
 23. PATEL, J.R.E COHEN, M. Criterion for the Action of Applied Stress in the Martensitic Transformation. **Acta Metallurgica**, V.1, p.531-538, 1953.
 24. SOHRABI, M.J., NAGHIZADEH, M.E MIRZADEH, H. Deformation-induced Martensite in Austenitic Stainless Steels: A review. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, V.20, p.124, 2020.
 25. SOLEIMANI, M., KALHOR, A.E MIRZADEH, H. Transformation-induced Plasticity (TRIP) in Advanced Steels: A review. **Materials Science and Engineering: A**, V.795, p.140023, 2020.
 26. VENABLES, J.A. The Martensite Transformation in Stainless Steel. **The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics**, V.7, p.35-44, 1962.
 27. MANGONON, P.L.E THOMAS, G. The Martensite Phases in 304 Stainless Steel. **Metallurgical Transactions**, V.1, p.1577-1586, 1970.

28. SPENCER, K., et al. Strengthening Via the Formation of Strain-Induced Martensite in Stainless Steels. **Materials Science and Engineering: A**, V.387-389, p.873-881, 2004.
29. MARTIN, S., et al. Investigations on Martensite Formation in CrMnNi-TRIP Steels. <http://dx.doi.org/10.1051/esomat/200905022>, 2009.
30. SUZUKI, T., et al. An Experimental Study of the Martensite Nucleation and Growth in 18/8 Stainless Steel. **Acta Metallurgica**, V.25, p.1151-1162, 1977.
31. DAS, A., et al. Morphologies and Characteristics of Deformation Induced Martensite During Tensile Deformation of 304 LN Stainless Steel. **Materials Science and Engineering A**, V.486, p.283-286, 2008.
32. LECROISEY, F.E PINEAU, A. Martensitic Transformations Induced by Plastic Deformation in the Fe-Ni-Cr-C System. **Metallurgical Transactions**, V.3, p.391-400, 1972.
33. GAUSS, C., et al. In situ Synchrotron X-ray Evaluation of Strain-induced Martensite in AISI 201 Austenitic Stainless Steel During Tensile Testing. **Materials Science and Engineering: A**, V.651, p.507-516, 2016.
34. TAYLOR, G.I. The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals Part I - Theoretical. **Proceedings of the Royal Society of London: A**, V.145, p.362-387, 1934.
35. OROWAN, E. A Type of Plastic Deformation New in Metals. **Nature**, V.149, p.643-644, 1942.
36. DIETER, G.E. **Metalurgia Mecânica**. 2.ed. Rio de Janeiro, Brasil: Guanabara Dois, 1981.
37. LEE, T.H., et al. Correlation Between Stacking Fault Energy and Deformation Microstructure in High-interstitial-alloyed Austenitic Steels. **Acta Materialia**, V.58, p.3173-3186, 2010.
38. PADILHA, A.F. **Materiais de Engenharia - Microestrutura e Propriedades**. São Paulo, Brasil: Hemus, 2007.
39. HULL, D.B., D. J. **Introduction to Dislocations**. 5.ed. Amsterdam, Netherlands: Butterworth-Heinemann, 2011.
40. COTTRELL, A.H.E BILBY, B.A. LX. A Mechanism for the Growth of Deformation Twins in Crystals. **The London, Edinburgh, and Dublin**

- Philosophical Magazine and Journal of Science**, V.42, p.573-581, 1951.
41. COHEN, J.B.E WEERTMAN, J. A Dislocation Model for Twinning in f.c.c. Metals. **Acta Metallurgica**, V.11, p.996-998, 1963.
 42. MAHAJAN, S.E CHIN, G.Y. Formation of Deformation Twins in f.c.c. Crystals. **Acta Metallurgica**, V.21, p.1353-1363, 1973.
 43. STEINMETZ, D.R., et al. Revealing the strain-hardening behavior of twinning-induced plasticity steels: Theory, simulations, experiments. **Acta Materialia**, V.61, p.494-510, 2013.
 44. ALLAIN, S., et al. Correlations Between the Calculated Stacking Fault Energy and the Plasticity Mechanisms in Fe–Mn–C alloys. **Materials Science and Engineering: A**, V.387-389, p.158-162, 2004.
 45. TALONEN, J.E HÄNNINEN, H. Formation of Shear Bands and Strain-induced Martensite During Plastic Deformation of Metastable Austenitic Stainless Steels. **Acta Materialia**, V.55, p.6108-6118, 2007.
 46. KOYAMA, M., SAWAGUCHI, T.E TSUZAKI, K. Overview of Dynamic Strain Aging and Associated Phenomena in Fe–Mn–C Austenitic Steels. **ISIJ International**, V.58, p.1383-1395, 2018.
 47. ABOULFADL, H., et al. Dynamic Strain Aging Studied at the Atomic Scale. **Acta Materialia**, V.86, p.34-42, 2015.
 48. VITOS, L., NILSSON, J.O.E JOHANSSON, B. Alloying Effects on the Stacking Fault Energy in Austenitic Stainless Steels from First-principles Theory. **Acta Materialia**, V.54, p.3821-3826, 2006.
 49. SCHRAMM, R.E.E REED, R.P. Stacking Fault Energies of Seven Commercial Austenitic Stainless Steels. **Metallurgical Transactions A**, V.6, p.1345, 1975.
 50. RHODES, C.G.E THOMPSON, A.W. The Composition Dependence of Stacking Fault Energy in Austenitic Stainless Steels. **Metallurgical Transactions A**, V.8, p.1901-1906, 1977.
 51. Pickering, F.B. *Physical Metallurgy Of Stainless Steel Developments*. in *Stainless Steels '84*. Gotemburgo, Suécia, 1984.
 52. BROFMAN, P.J.E ANSELL, G.S. On the Effect of Carbon on the Stacking Fault Energy of Austenitic Stainless Steels. **Metallurgical Transactions A**, V.9, p.879-880, 1978.

53. QI-XUN, D., et al. Stacking Fault Energy of Cryogenic Austenitic Steels. V.11, p.596-600, 2002.
54. OJIMA, M., et al. Weak Beam TEM Study on Stacking Fault Energy of High Nitrogen Steels. V.80, p.477-481, 2009.
55. YONEZAWA, T., et al. The Effect of Chemical Composition and Heat Treatment Conditions on Stacking Fault Energy for Fe-Cr-Ni Austenitic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.44, p.5884-5896, 2013.
56. MERIC DE BELLEFON, G., VAN DUYSSEN, J.C.E SRIDHARAN, K. Composition-dependence of Stacking Fault Energy in Austenitic Stainless Steels Through Linear Regression with Random Intercepts. **Journal of Nuclear Materials**, V.492, p.227-230, 2017.
57. GALINDO-NAVA, E.I.E RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, P.E.J. Understanding Martensite and Twin Formation in Austenitic Steels: A Model Describing TRIP and TWIP Effects. **Acta Materialia**, V.128, p.120-134, 2017.
58. RÉMY, L., PINEAU, A.E THOMAS, B. Temperature Dependence of Stacking Fault Energy in Close-packed Metals and Alloys. **Materials Science and Engineering**, V.36, p.47-63, 1978.
59. CURTZE, S., et al. Thermodynamic Modeling of the Stacking Fault Energy of Austenitic Steels. **Acta Materialia**, V.59, p.1068-1076, 2011.
60. BYUN, T.S., HASHIMOTO, N.E FARRELL, K. Temperature Dependence of Strain Hardening and Plastic Instability Behaviors in Austenitic Stainless Steels. **Acta Materialia**, V.52, p.3889-3899, 2004.
61. NARUTANI, T., OLSON, G.E COHEN, M. Constitutive Flow Relations for Austenitic Steels During Straininduced Martensitic Transformation. **Le Journal De Physique Colloques**, V.43, 1982.
62. HAMADA, A.S., et al. Contribution of Deformation Mechanisms to Strength and Ductility in Two Cr–Mn Grade Austenitic Stainless Steels. **Materials Science and Engineering: A**, V.559, p.336-344, 2013.
63. NAGY, E., et al. Deformation Induced Martensitic Transformation in Stainless Steels. **Materials Science and Engineering: A**, V.378, p.308-313, 2004.
64. SAEED-AKBARI, A., et al. Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution

- Model in High-Manganese Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.40, p.3076-3090, 2009.
65. HAN, W., et al. Deformation Behavior of Austenitic Stainless Steel at Deep Cryogenic Temperatures. **Journal of Nuclear Materials**, V.504, p.29-32, 2018.
 66. EL-DANAF, E., KALIDINDI, S.R.E DOHERTY, R.D. Influence of Grain Size and Stacking-fault Energy on Deformation Twinning in FCC Metals. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.30, p.1223-1233, 1999.
 67. BYUN, T.S. On the Stress Dependence of Partial Dislocation Separation and Deformation Microstructure in Austenitic Stainless Steels. **Acta Materialia**, V.51, p.3063-3071, 2003.
 68. BAI, Y.E WIERZBICKI, T. A New Model of Metal Plasticity and Fracture with Pressure and Lode Dependence. **International Journal of Plasticity**, V.24, p.1071-1096, 2008.
 69. BAO, Y.E WIERZBICKI, T. On Fracture Locus in the Equivalent Strain and Stress Triaxiality Space. **International Journal of Mechanical Sciences**, V.46, p.81-98, 2004.
 70. RENARD, K., et al. On the Stress State Dependence of the Twinning Rate and Work Hardening in Twinning-induced Plasticity Steels. **Scripta Materialia**, V.66, p.966-971, 2012.
 71. BRACKE, L., et al. Microstructure and Texture Evolution During Cold Rolling and Annealing of a High Mn TWIP Steel. **Acta Materialia**, V.57, p.1512-1524, 2009.
 72. ZECEVIC, M., et al. A Crystallographic Extension to the Olson-Cohen Model for Predicting Strain Path Dependence of Martensitic Transformation. **Acta Materialia**, V.166, p.386-401, 2019.
 73. KIM, H., et al. Experiment and Modeling to Investigate the Effect of Stress State, Strain and Temperature on Martensitic Phase Transformation in TRIP-assisted Steel. **Acta Materialia**, V.97, p.435-444, 2015.
 74. TALONEN, J., et al. Effect of Strain Rate on the Strain-induced $\gamma \rightarrow \alpha'$ -Martensite Transformation and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.36, p.421-432, 2005.

75. TILAK KUMAR, J.V., et al. Influence of Strain Rate and Strain at Temperature on TRIP Effect in a Metastable Austenitic Stainless Steel. **Materials Science and Engineering: A**, V.777, p.139046, 2020.
76. PUN, L., et al. Effects of Strain Rate on Strain-induced Martensite Nucleation and Growth in 301LN Metastable Austenitic Steel. **Materials Science and Engineering: A**, V.831, p.142218, 2022.
77. DE, A.K., et al. Deformation-induced Phase Transformation and Strain Hardening in Type 304 Austenitic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.37, p.1875-1886, 2006.
78. SOUZA FILHO, I.R., et al. Strain Partitioning and Texture Evolution During Cold Rolling of AISI 201 Austenitic Stainless Steel. **Materials Science and Engineering: A**, V.702, p.161-172, 2017.
79. BOUAZIZ, O., et al. Effect of Chemical Composition on Work Hardening of Fe—Mn—C TWIP Steels. **Materials Science and Technology**, V.27, p.707-709, 2011.
80. KOCKS, F.E MECKING, H. Physics and Phenomenology of Strain Hardening: The FCC Case. **Progress in Materials Science**, V.48, p.171-273, 2003.
81. HOLLOMON, J.H. Tensile Deformation. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, V.162, p.268-290, 1945.
82. NUTOR, R.E ADOMAKO, N. Using the Hollomon Model to Predict Strain-Hardening in Metals. **American Journal of Materials Synthesis and Processing**, V.2, p.1, 2017.
83. MECKING, H.E KOCKS, U.F. Kinetics of Flow and Strain-hardening. **Acta Metallurgica**, V.29, p.1865-1875, 1981.
84. SAEED-AKBARI, A., MOSECKER, L.E SCHWEDT, A.B., W. Characterization and Prediction of Flow Behavior in High-Manganese Twinning Induced Plasticity Steels: Part I. Mechanism Maps and Work-Hardening Behavior. **J Metallurgical Materials Transactions A**, V.43, p.1688-1704, 2011.
85. GUTIERREZ-URRUTIA, I.R., D. Dislocation Twin Substructure Evolution During Strain Hardening of an Fe-22wt.% Mn-0.6wt.% C TWIP Steel Observed by Electron Channeling Contrast Imaging. **Acta Materialia**, V.59, p.6449-6462, 2011.
86. VOCE, E. A Practical Strain Hardening Function. **Metallurgia**, V.51, p.219-226, 1955.

87. TAVARES, S., et al. Deformation Induced Martensitic Transformation in a 201 Modified Austenitic Stainless Steel. **Materials Characterization - MATER CHARACT**, V.60, p.907-911, 2009.
88. REMY, L.E PINEAU, A. Twinning and Strain-induced F.C.C. → H.C.P. Transformation in the Fe| Mn| Cr| C System. **Materials Science and Engineering**, V.28, p.99-107, 1977.
89. NAGHIZADEH, M.E MIRZADEH, H. Modeling the Kinetics of Deformation-induced Martensitic Transformation in AISI 316 Metastable Austenitic Stainless Steel. **Vacuum**, V.157, p.243-248, 2018.
90. GUIMARÃES, J.R.C. The Deformation-induced Martensitic Reaction in Polycrystalline Fe-30.7Ni-0.06C. **Scripta Metallurgica**, V.6, p.795-798, 1972.
91. OLSON, G.B.E COHEN, M. Kinetics of Strain-induced Martensitic Nucleation. **Metallurgical Transactions A**, V.6, p.791, 1975.
92. SHIN, H., HA, T.E CHANG, Y. Kinetics of Deformation Induced Martensitic Transformation in a 304 Stainless Steel. **Scripta Materialia**, V.45, p.823-829, 2001.
93. ZHENG, C., et al. Tailoring Mechanical Behavior of a Fine-grained Metastable Austenitic Stainless Steel by Pre-straining. **Materials Science and Engineering: A**, V.746, p.332-340, 2019.
94. MANSOURINEJAD, M.E KETABCHI, M. Modification of Olson–Cohen Model for Predicting Stress-state Dependency of Martensitic Transformation. **Materials Science and Technology**, V.33, p.1-7, 2017.
95. AHMEDABADI, P.K., V.E AGRAWAL, A. Modelling Kinetics of Strain-induced Martensite Transformation During Plastic Deformation of Austenitic Stainless Steel. **Materials & Design**, V.109, 2016.
96. SOUZA FILHO, I.R., et al. Austenite Reversion in AISI 201 Austenitic Stainless Steel Evaluated via in Situ Synchrotron X-ray Diffraction During Slow Continuous Annealing. **Materials Science and Engineering: A**, V.755, p.267-277, 2019.
97. LUDWIGSON, D.C.E BERGER, J.A. Plastic Behaviour of Metastable Austenitic Stainless Steels. **J. Iron Steel Inst.**, V.207, 1969.

98. Meyer, L., et al., *Effect of Temperature and High Strain Rates on Deformation Induced Phase Transformation of Fe-Mn-Si-Al Alloys*. 2001. p. 107-114.
99. WOLF, S., et al. Constitutive Modelling of the Rate Dependent Flow Stress of Cast High-alloyed Metastable Austenitic TRIP/TWIP Steel. **Materials Science and Engineering: A**, V.594, p.72-81, 2014.
100. ASTM International (American Society For Testing And Materials). **E8/E8M-22: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. E8/E8M-22, 2022.
101. ASTM International (American Society For Testing And Materials). **E21-20: Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials**. 2021.
102. ASTM International (American Society For Testing And Materials). **E9-09: Standard Test Methods of Compression Testing of Metallic Materials at Room Temperature**. 2018.
103. ASTM International (American Society For Testing And Materials). **E209-18: Standard Practice for Compression Tests of Metallic Materials at Elevated Temperatures with Conventional or Rapid Heating Rates and Strain Rates**. 2018.
104. ASTM International (American Society For Testing And Materials). **E384-17: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. 2022.
105. PELISSARI, G.H.B., D. P., et al. Creep and Hot Tensile Behavior of AISI 201LN Austenitic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.52, p.4413-4423, 2021.
106. MOSER, N.H., GROSS, T.S.E KORKOLIS, Y.P. Martensite Formation in Conventional and Isothermal Tension of 304 Austenitic Stainless Steel Measured by X-ray Diffraction. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.45, p.4891-4896, 2014.
107. Jatczak, C.F., *Retained Austenite and Its Measurement by X-Ray Diffraction*. 1980, SAE International.
108. ASTM International (American Society For Testing And Materials). **E975-22: Standard Test Method for X-Ray Determination of Retained**

- Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation.** 2022.
109. BEAUSIR, B.E FUNDENBERGER, J.-J. Analysis Tools for Electron and X-ray Diffraction ATEX-software. Université de Lorraine - Metz, 2017.
 110. BOUAZIZ, O.E GUELTON, N. Modelling of TWIP Effect on Work-Hardening. **Materials Science and Engineering: A**, V.319-321, p.246-249, 2001.
 111. ASTM International (American Society For Testing And Materials). **E112-13: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. 2021.
 112. LU, J., et al. Stacking Fault Energies in Austenitic Stainless Steels. **Acta Materialia**, V.111, p.39-46, 2016.
 113. XIONG, R., et al. Effect of Stacking Fault Energy on Work Hardening Behaviors in Fe–Mn–Si–C High Manganese Steels by Varying Silicon and Carbon Contents. **Materials & Design**, V.85, p.707-714, 2015.
 114. MOALLEMI, M., et al. Deformation-Induced Martensitic Transformation in a 201 Austenitic Steel: The Synergy of Stacking Fault Energy and Chemical Driving Force. **Materials Science and Engineering: A**, V.653, p.147-152, 2016.
 115. *Dissemination of IT for the Promotion of Materials Science (DoITPoMS)*. Compression Testing - Practical Basics, Friction & Barrelling [cited 2021 09/30]; Available from: https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/mechanical_testing_metals/compression.php.
 116. SIRIGIRI, V.K.R., et al. A Review on Johnson Cook Material Model. **Materials Today: Proceedings**, V.62, p.3450-3456, 2022.
 117. JOHNSON, G.R.E COOK, W.H. Fracture Characteristics of Three Metals Subjected to Various Strains, Strain Rates, Temperatures and Pressures. **Engineering Fracture Mechanics**, V.21, p.31-48, 1985.
 118. ALSULTAN, S., et al. Strain-Induced Martensite Formation and Mechanical Properties of Fe–19Cr–4Ni–3Mn–0.15N–0.15C Austenitic Stainless Steel at Cryogenic Temperature. **steel research international**, V.92, p.2000611, 2021.
 119. SINGH, K.K., SANGAL, S.E MURTY, G.S. Hall–Petch Behaviour of 316L Austenitic Stainless Steel at Room Temperature. **Materials Science and Technology**, V.18, p.165-172, 2002.

120. ASTAFUROV, S.V., et al. The Strain-Rate Dependence of the Hall-Petch Effect in Two Austenitic Stainless Steels with Different Stacking Fault Energies. **Materials Science and Engineering: A**, V.756, p.365-372, 2019.
121. MUÑOZ, J.A.K., A. Back Stress and Strength Contributions Evolution of a Heterogeneous Austenitic Stainless Steel Obtained After One Pass by Equal Channel Angular Sheet Extrusion (ECASE). **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, V.109, p.607-617, 2020.
122. PONTICELLI, G.S., et al. Induced Back Stress Hardening and Strengthening Effect by Repetitive Progressive Tensile Loading of Laser-powder Bed Fused 316L Stainless Steel. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, V.121, p.5125-5138, 2022.
123. WANG, P., YIN, T.E QU, S. On the Grain Size Dependent Working Hardening Behaviors of Severe Plastic Deformation Processed Metals. **Scripta Materialia**, V.178, p.171-175, 2020.
124. SINCLAIR, C.W., POOLE, W.J.E BRÉCHET, Y. A Model for the Grain Size Dependent Work Hardening of Copper. **Scripta Materialia**, V.55, p.739-742, 2006.
125. MARTIN, S., et al. Investigations on Martensite Formation in CrMnNi-TRIP Steels. **European Symposium on Martensitic Transformations**, 2009.
126. LICHTENFELD, J.A., VAN TYNE, C.J.E MATAYA, M.C. Effect of Strain Rate on Stress-strain Behavior of Alloy 309 and 304L Austenitic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.37, p.147-161, 2006.
127. GEY, N., PETIT, B.E HUMBERT, M. Electron Backscattered Diffraction Study of ϵ/α' Martensitic Variants Induced by Plastic Deformation in 304 Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.36, p.3291-3299, 2005.
128. BELADI, H., et al. Orientation Dependence of Twinning and Strain Hardening Behaviour of a High Manganese Twinning Induced Plasticity Steel with Polycrystalline Structure. **Acta Materialia**, V.59, p.7787-7799, 2011.
129. INAMURA, T., TAKASHIMA, K.E HIGO, Y. Crystallography of Nanometre-sized α' -Martensite Formed at Intersections of Mechanical γ -twins in an

- Austenitic Stainless Steel. **Philosophical Magazine**, V.83, p.935-954, 2003.
130. BELADI, H., CIZEK, P.E HODGSON, P.D. Dynamic Recrystallization of Austenite in Ni-30 Pct Fe Model Alloy: Microstructure and Texture Evolution. **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.40, p.1175-1189, 2009.
131. YANUSHKEVICH, Z., et al. Hall-Petch Relationship for Austenitic Stainless Steels Processed by Large Strain Warm Rolling. **Acta Materialia**, V.136, p.39-48, 2017.