

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

Leonardo Muthi Corrêa

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E ESTUDO DO EFEITO DE
MACLAÇÃO MECÂNICA DO AÇO 316 LV SOB ESTADOS DE TRAÇÃO E
COMPRESSÃO.

SÃO CARLOS -SP
2022

Leonardo Muthi Corrêa

ANÁLISE DO COMPORTAMENTO MECÂNICO E ESTUDO DO EFEITO DE
MACLAÇÃO MECÂNICA DO AÇO 316LV SOB ESTADOS DE TRAÇÃO E
COMPRESSÃO.

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação
em Engenharia Mecânica da
Universidade Federal de São
Carlos para obtenção do título
de MESTRE EM ENGENHARIA
MECÂNICA.

Orientador: Profa. Dra. Andrea
Madeira Kliauga.

São Carlos-SP
2022



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Folha de Aprovação

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Leonardo Muthi Corrêa, realizada em 23/11/2022.

Comissão Julgadora:

Profa. Dra. Andrea Madeira Kliauga (UFSCar)

Prof. Dr. Jose Benaque Rubert (UFSCar)

Prof. Dr. Haroldo Cavalcanti Pinto (USP)

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Dedico este trabalho à minha família.

AGRADECIMENTO

Dedico este trabalho aos meus familiares, em especial aos meus pais, Djalma e Denir, que sempre incentivaram e apoiaram minhas decisões acadêmicas e profissionais. Agradeço também aos profissionais do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica por estarem presentes comigo durante o período de desenvolvimento deste trabalho, sanando dúvidas e transferindo experiências. À CAPES, pelo fomento e financiamento do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFSCar. À professora Andrea, por me orientar de forma excepcional durante esses dois anos. Aos companheiros de curso, fundamentais em diversas discussões realizadas sobre o estudo em questão. A Deus, por permitir e dar as condições necessárias para a ascensão de mais um degrau em minha carreira.

“A educação é a arma mais poderosa que você pode usar para mudar o mundo.”

Nelson Mandela (2003)

RESUMO

O desenvolvimento de aços que apresentem elevada resistência mecânica e considerável ductilidade é um dos principais anseios da indústria. Os aços de alta resistência que possuem maclação mecânica (TWIP) são utilizados em aplicações que exigem alto limite de resistência, tenacidade e, principalmente, em situações com temperaturas criogênicas. Apesar da vasta utilidade industrial, uma descrição do efeito TWIP sob diferentes modos de sollicitação mecânica ainda é objeto de pesquisa. Os aços inoxidáveis austeníticos se encaixam nessa classificação. Neste estudo, o comportamento mecânico do aço 316 LV foi avaliado sob tração e compressão em diferentes temperaturas (-100 a 300 °C) a uma taxa de deformação 10^{-3} s^{-1} . Os resultados experimentais dos ensaios de tração e compressão foram relacionados com a evolução microestrutural observada por microscopia óptica (MO), difração de raios x (DRX) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Em conjunto, observou-se a influência da temperatura sobre a cinética da maclação mecânica. Com base nesses resultados, foi possível propor um modelo matemático constitutivo capaz de prever o comportamento mecânico do material.

Palavras-chave: aço inoxidável austenítico; AISI316L; 316LV; F-138, efeito TWIP; maclação mecânica; modelos matemáticos.

ABSTRACT

The design of new steels with high yield, ultimate strength and good ductility is one of the desirable goals of the industry. The ultra-high strength steels with twin induced plasticity (TWIP) effect are used in applications that demand high ultimate strength, tenacity and use at cryogenic temperatures. Nevertheless, the knowledge of the mechanical behavior of this class of materials under different load conditions is still an object of research. Austenitic stainless steels attend to this classification. In this work the mechanical behavior of a 316LV austenitic stainless steel was evaluated in tension and compression at different temperatures (-100 a 300 °C) and strain rate of 10^{-3} . The results of the mechanical tests were correlated to the microstructural transformations through evaluation by optical microscopy, x-ray diffraction and electron backscattered diffraction (EBSD) maps. The influence of temperature and strain rate on the mechanical twinning mechanism was analyzed. Based on the results, it was possible to propose a constitutive model proposed to predict the mechanical behavior.

Keywords: austenitic stainless steel, AISI 316L; 316LV; F-138, TWIP effect, mechanical twinning, constitutive models.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 1 - Empilhamento atômico compacto da estrutura CFC..... | 27 |
| Figura 2 - Empilhamento perfeito para CFC (a), falha intrínseca (b) e falha extrínseca (c)..... | 27 |
| Figura 3 - Determinação da EFE para o aço 316 LV com composição 0,015C, 17Cr, 14Ni, 0,3 Si, 2,8 Mo, 1,8 Mn. | 31 |
| Figura 4 - Ilustração clássica da maclação..... | 32 |
| Figura 5 - Maclas de deformação (vermelho) e de recozimento (em amarelo) observadas por microscopia óptica. | 33 |
| Figura 6 - Limite de escoamento (σ_e) e limite de resistência à tração (σ_r) | 35 |
| Figura 7 - Estágios da taxa de encruamento para materiais que deformam por escorregamento e maclação mecânica em conjunto (a) e para materiais que deformam apenas por escorregamento (b). | 38 |
| Figura 8 - Gráfico representativo das constantes da analogia K-M..... | 40 |
| Figura 9 - Critério de Tresca (hexágono) e de von Mises (círculo)..... | 46 |
| Figura 10 - Representação do parâmetro de Lode (θ) no plano das tensões normais principais | 47 |
| Figura 11 - Superfície de fratura representada pelas tensões principais..... | 48 |
| Figura 12 - Microscopia óptica do material 316 LV com deformação de 0,7 laminado (a) e extrudado em canal angular (b)..... | 50 |
| Figura 13 - Variação da fração volumétrica de maclas em função do modo de deformação para um aço Fe-20Mn-1.2C..... | 51 |
| Figura 14 - Aço TWIP: limite de elasticidade $R_{p0,2}$, tensão limite de resistência à tração R_m , deformação uniforme ϵ_{un} e deformação total ϵ_{fr} em função da taxa de deformação. | 53 |
| Figura 15 - Efeito da variação de taxa de deformação a) $10^{-4} s^{-1}$ e b) $10^0 s^{-1}$ para um aço FeMnC(Al) TWIP. | 54 |

| | |
|--|----|
| Figura 16 - Dimensões do corpo de prova para tração (a) e dimensões do corpo de provas para compressão (b)..... | 56 |
| Figura 17 - Máquina Instron (a) Câmara isotérmica utilizada (b) e cilindro para nitrogênio (c) | 57 |
| Figura 18 - Comparação entre as curvas de tensão–deformação de engenharia e verdadeira | 59 |
| Figura 19 - Avaliação dos limites de escoamento obtidos na tração para todas as temperaturas de -100, -50, ambiente, 100, 200 e 300 °C e taxa de 10^{-3} s^{-1} . Ajuste de Voce, Johnson-Cook e curva experimental. | 60 |
| Figura 20 - Curva da taxa de encruamento do material na tração, 200 °C e taxa de 10^{-3} s^{-1} (simbólica)..... | 62 |
| Figura 21 - Curva tensão-deformação a -100 °C experimental e teórica (sem o efeito da maclação) a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} | 62 |
| Figura 22 - Ajuste polinomial de segunda ordem realizado nos dados de largura de pico provenientes dos difratogramas de difração de raios x..... | 66 |
| Figura 23 - Representação esquemática da evolução microestrutural prevista por Souza Filho et al..... | 67 |
| Figura 24 - Comparação metalográfica entre a amostra de tração (a) e compressão(b) | 71 |
| Figura 25 - Medidas de microdureza Vickers das amostras de tração e compressão sujeitas a temperaturas de ensaio de -100, -50, 100, 200 e 300 °C a uma taxa de 10^{-3} s^{-1} . (a) Medidas obtidas na seção transversal ao eixo de sollicitação (b) correlação entre medida de dureza e limite de resistência na tração, (c) comparação entre valores de dureza médios na tração e na compressão..... | 72 |
| Figura 26 - Evolução da micrografia com aumento de 200X para tração, taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} ; (a) -100 °C; (b) -50 °C; (c) ambiente °C; (d) 100 °C; (e) 200 °C; (f) 300 °C com escala de 100 μm (Do autor, 2021) | 73 |
| Figura 27 - Imagens de contraste de banda para o AISI 316LV nas temperaturas de a) tração a -100°C / 25,6mJ/m ² ; b) compressão a -100°C / 25,6mJ/m ² ; c) | |

tração a 50°C / 28,1mJ/m²; d) compressão a -50°C / 28,1mJ/m²; e) tração a 25°C (RT) / 31,9mJ/m²; f) compressão a 25°C (RT) / 31,9mJ/m². As maclas indexadas via software Atex estão indicadas pelas linhas vermelhas..... 75

Figura 28 - Mapas IPF para o aço 316LV tendo como referência o eixo de deformação (x) normal de acordo com a direção transversal (z). a) tração a -100°C / 25,6mJ/m² ; b) compressão a -100°C / 25,6mJ/m²; c) tração a -50°C / 28,1mJ/m²; d) compressão a -50°C / 28,1mJ/m²; e) tração a 25°C (RT) / 31,9mJ/m²; f) compressão a 25°C (RT) / 31,9mJ/m²..... 77

Figura 29 - Difrátogramas de raios x das amostras de tração para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10⁻³ s⁻¹..... 81

Figura 30 - Difrátogramas de raios -x das amostras de compressão para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10⁻³ s⁻¹..... 82

Figura 31 - Tamanho do cristalito (a) e densidade de discordâncias (b) obtidos por W-H para as amostras de tração e compressão nas temperaturas -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10⁻³ s⁻¹..... 83

Figura 32 - Densidade de discordâncias calculada pela equação de Taylor com a média entre a região de alta e baixa deformação e a obtida pela metodologia de Williamson Hall e para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10⁻³ s..... 85

Figura 33 - Gráficos tensão-deformação (a) e da taxa de encruamento (b) das amostras de tração para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10⁻³ s. 87

Figura 34 - Gráficos tensão-deformação (a) e da taxa de encruamento (b) das amostras de compressão para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10⁻³ s..... 88

Figura 35 - Gráficos do comportamento do (a) limite de escoamento e (b) limite de resistência à tração para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10⁻³ s..... 89

Figura 36 - Ajuste de Voce (tração) para as temperaturas de (a) 100, 200 e 300 °C e (b) -100, -50, e ambiente para a taxa de 10⁻³ s 92

| | |
|---|-----|
| Figura 37 - Ajuste de Voce (compressão) para as temperaturas de (a) 100, 200 e 300 °C e (b) -100, -50, e ambiente para a taxa de 10^{-3} s | 93 |
| Figura 38 - Variação da constante de Hall-Petch com a temperatura (-100, -50 e ambiente) para o ponto máximo de maclação (máximo de $\sigma - \sigma_{voce}$) e taxa de deformação de 10^{-3} s. Comparação dos valores obtidos com a literatura e ajustados por Jonhson-Cook..... | 97 |
| Figura 39 - Evolução da fração maclada com a deformação para as amostras de tração e compressão em temperaturas de -100, -50 e ambiente a uma taxa de 10^{-3} s. | 100 |
| Figura 40 - Análise da fração transformada em função da deformação plástica para as temperaturas de -100, -50 e 25 °C aplicando a Equação 24. a) tração, b) compressão..... | 101 |
| Figura 41 - Análise da fração maclada em função da deformação plástica mostrando as contribuições da maclação primária e secundária nas amostras de tração (a,c,e) e compressão (b,d,f) para as temperaturas de -100 °C (a,b) , -50 °C (c,d) e 25 °C (e,f). | 102 |
| Figura 42 - Comparação entre os resultados experimentais e o modelo proposto para o estado de tração (a) e compressão (b) nas temperaturas de -100, -50, ambiente e 100 °C a uma taxa de 10^{-3} s. | 104 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 1 - Especificações e propriedades mecânicas para os aços inoxidáveis mais comuns | 25 |
| Tabela 2 - Valores do parâmetro de triaxialidade (η) e do ângulo de Lode (θ) para três tipos clássicos de ensaios mecânicos | 48 |
| Tabela 3 - Composição do Aço 316L em %p (Villares Metals)..... | 56 |
| Tabela 4 - Planejamento dos ensaios de tração e compressão | 57 |
| As equações anteriores (32 e 33) facilitam a aproximação dos valores de engenharia aos valores verdadeiros até o início da estricção (DIETER, 1981). | 59 |
| Tabela 5 - Resultados dos ensaios de tração no material 316 LV, taxa de deformação de 10^{-3} s e temperatura de -100 a 300 °C | 70 |
| Tabela 6 - Resultados dos ensaios de compressão no material 316 LV, taxa de deformação de 10^{-3} s e temperatura de -100 a 300 °C | 70 |
| Tabela 7 Valores do caminho livre médio e da fração maclada máxima obtidos por meio de medições de MO e EBSD para todas as temperaturas ensaiadas; utilizou-se a Equação 44. Não foi possível estimar a fração maclada para o modo de compressão por meio do método experimental utilizado..... | 76 |
| Tabela 8 Valores do fator de Schmidt calculados para os sistemas de escorregamento $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle 121 \rangle$ | 79 |
| Tabela 9 - Valores da densidade de discordâncias e tamanho do cristalito obtidos via Williamson-Hall para as amostras de tração e compressão ensaiadas a uma taxa de 10^{-3} s e temperaturas de -100, -50, 25 (ambiente), 100, 200 e 300..... | 83 |
| °C. | 83 |
| Tabela 10 - Parâmetros experimentais da equação de Voce sem extrapolação para as temperaturas ambiente, -50 e -100 °C. | 91 |
| Tabela 11 - Parâmetros de ajuste da equação de Voce obtidos utilizando as constantes retiradas da metodologia Kocks-Mecking para as temperaturas de | |

| | |
|---|-----|
| 100, 200 e 300 °C e extrapolação para as temperaturas ambiente, -50 e -100 °C. Todos os resultados a uma taxa de 10^{-3} s..... | 91 |
| Tabela 12 Resultado do caminho livre médio considerando os contornos de macla e grão como barreiras e constante de Hall-Petch para a faixa de temperatura de -100 °C a 300 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} sob tração | 96 |
| Tabela 13 Resultado do caminho livre médio considerando os contornos de macla e grão como barreiras e constante de Hall-Petch para a faixa de temperatura de -100 °C a 300 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} sob compressão..... | 96 |
| Tabela 14 - Fração de maclas calculadas a partir das curvas experimentais e ajuste de Jonhson-Cook para a constante de Hall-Petch nas temperaturas de -100, -50 e 25 °C a uma taxa de 10^{-3} s..... | 98 |
| Tabela 15 - Parâmetros de equacionamento para a maclação mecânica seguindo a equação de nuclação proposta por Olson e Cohen (OLSON; COHEN, 1975) para as temperaturas de -100, -50, 250 e 100 oC sob tração e compressão. | 103 |

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

| | |
|------|--|
| AHSS | Advanced High-strength Steels |
| TWIP | Twinning Induced Plasticity |
| TRIP | Transformation Induced Plasticity |
| NSC | Nippon Steel Corporation |
| LV | Low-carbon Vacuum |
| EFE | Energia de falha de empilhamento |
| CFC | Cúbica de Faces Centradas |
| AISI | American Iron and Steel Institute |
| ABNT | Associação Brasileira de Normas Técnicas |
| NBR | Norma Técnica |
| ASTM | American Society For Testing Materials |
| ISO | International Organization for Standardization |
| MET | Microscopia Eletrônica de Transmissão |
| K-M | Kocks-Mecking |
| KME | Kocks-Mecking-Estrin |
| ECAP | Equal Channel Angular Pressing |
| EBSD | Electron Backscattered Diffraction |
| MO | Microscopia Óptica |
| FWHM | Full Width at Half Maximum |
| DRX | X-ray Diffraction |
| JC | Johnson-Cook |

LISTA DE SÍMBOLOS

| | |
|-------------------|---|
| σ | Tensão |
| f_1 | Fração volumétrica referente à movimentação de discordâncias |
| f_2 | Fração volumétrica referente à maclação |
| σ | Tensão |
| σ_y | Limite de escoamento |
| σ_d | Componente de tensão referente ao efeito da movimentação de discordâncias |
| σ_M nca | Componente de tensão referente ao efeito TWIP de maclação mecânica |
| σ_0 | Tensão inicial de deformação plástica |
| σ_e | Tensão de engenharia |
| σ_u | Tensão limite de resistência à tração |
| $\sigma_{u0,6}$ | Tensão em 60% de deformação |
| σ_{0-JC} | Tensão inicial ajustada pela equação de Johnson-Cook |
| σ_{voce} | Tensão obtida pela equação de Voce |
| σ_s | Tensão de saturação de Voce |
| ϵ_v | Deformação verdadeira |
| ϵ_v | Deformação de engenharia |
| ϵ_u | Deformação máxima |
| C | Constante da equação de Voce |
| K_{hp} | Constante de Hall-Petch |
| Λ | Caminho livre médio |
| $F_{m\acute{a}x}$ | Fração maclada máxima |

| | |
|------------------|--|
| σ_v | Tensão verdadeira |
| K_1 | Constante de endurecimento do material |
| n | Expoente de encruamento |
| T_{ref} | Temperatura de referência |
| ϵ_{ref} | Deformação de referência |
| Θ | Taxa de encruamento |
| Θ_0 | Taxa inicial de encruamento |
| M | Fator de Taylor |
| μ | Módulo de cisalhamento |
| b | Vetor de Burgers |
| ρ | Densidade de discordâncias |
| m | Exponente da equação de evolução da maclação por Bouaziz |
| η | Parâmetro de triaxialidade |
| θ | Ângulo de Lode |
| ΔK | Parâmetro da equação de Williamson-Hall |
| K | Parâmetro da equação de Williamson-Hall |
| α | Parâmetro relacionado ao tamanho do cristalito |
| I_A | Intensidade do pico de austenita |
| I_M | Intensidade do pico de martensita |
| H_V | Dureza Vickers |
| d | Tamanho de grão |
| e | Espessura média das maclas |
| t | Distância estimada entre maclas |
| f_t | Fração transformada |

SUMÁRIO

| | |
|---|----|
| 1. INTRODUÇÃO | 20 |
| 2. OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS | 23 |
| 3. REVISÃO DA LITERATURA | 24 |
| 3.1 AÇO AUSTENÍTICO 316 LV..... | 24 |
| 3.1.1 Energia de falha de empilhamento..... | 27 |
| 3.2 MACLAÇÃO MECÂNICA (TWIP EFFECT) | 31 |
| 3.3 LIMITE DE ESCOAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA..... | 34 |
| 3.4 ENCRUAMENTO MECÂNICO..... | 35 |
| 3.5 EQUAÇÕES CONSTITUTIVAS..... | 39 |
| 3.6 MODELOS EXISTENTES PARA MACLAÇÃO MECÂNICA | 40 |
| 3.6.1 Modelo L. Remy | 41 |
| 3.6.2 Modelo O. Bouaziz *, N. Guelton..... | 42 |
| 3.6.3 Modelo Shterner et al. | 43 |
| 3.7 ESTADOS DE TENSÃO E SUA INFLUÊNCIA SOBRE O EFEITO TWIP | 45 |
| 3.8 TAXA DE DEFORMAÇÃO | 51 |
| 4. MATERIAIS E MÉTODOS | 55 |
| 4.1 SELEÇÃO DA LIGA..... | 55 |
| 4.2 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL | 57 |
| 4.3 TENSÃO E DEFORMAÇÃO VERDADEIRAS | 58 |
| 4.4 MÉTODO DE SUBTRAÇÃO DAS CONTRIBUIÇÕES AO ENCRUAMENTO..... | 59 |
| 4.5 FRAÇÃO MACLADA..... | 63 |
| 4.6 ANÁLISE METALOGRÁFICA | 63 |
| 4.7 DIFRAÇÃO DE RAIOS X E ANÁLISE POR WILLIAMSON-HALL | 64 |

| | |
|--|-----|
| 4.8 QUANTIFICAÇÃO DO VOLUME DE MARTENSITA | 66 |
| 4.9 DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD) | 68 |
| 4.10 MICRODUREZA VICKERS | 68 |
| 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO..... | 69 |
| 5.1 PROPRIEDADES DO MATERIAL E COMPORTAMENTO DA CURVA TENSÃO-DEFORMAÇÃO | 69 |
| 5.2 EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA | 73 |
| 5.3 DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD) | 74 |
| 5.4 DIFRATOGRAMAS DE RAIOS X E ANÁLISE POR WILLIAMSON-HALL | 80 |
| 5.5 CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO E KOCKS-MECKING | 85 |
| 5.6 APROXIMAÇÃO DE VOCE E JOHNSON-COOK..... | 90 |
| 5.7 MODELO MATEMÁTICO | 94 |
| 5.7 1 Fração maclada..... | 95 |
| 5.7 2 Abordagem de hall-petch para tração e compressão..... | 103 |
| 6. CONCLUSÕES | 105 |
| 7. OPORTUNIDADES FUTURAS | 106 |
| 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS | 107 |

1. INTRODUÇÃO

A demanda mundial pelo desenvolvimento de aços que apresentem alta resistência mecânica e boa ductilidade tem incentivado e direcionado as pesquisas com metais de alta resistência. Esses materiais, conhecidos como “aços avançados de alta resistência” (do inglês *advanced high-strength steels*, AHSS), são efetivos quando utilizados em vários componentes fabricados pela indústria automotiva, biomédica, de eletrodomésticos, naval, entre outras. Materiais dessa categoria (AHSS) são excelentes candidatos para aplicação em zonas de colisão dos automóveis, pois possuem alta resistência e alta capacidade de absorver energia. Além disso, a utilização desses aços em criogenia acontece em larga escala, devido ao aprimoramento de suas propriedades mecânicas com a diminuição de temperatura. (PAREDES;GROLLEAU e WIERZBICKI, 2020). Assim, o estudo de materiais que sofrem transformações induzidas por deformação tornou-se uma ótima estratégia para alcançar as características mecânicas desejadas pela indústria. Aços austeníticos que apresentam o efeito TRIP (do inglês, *transformation induced plasticity*) são conhecidos por transformarem parte da matriz austenítica em martensita durante a deformação mecânica. Por outro lado, aços que apresentam o efeito TWIP (do inglês, *twinning induced plasticity*), produzem maclas em resposta à deformação plástica imposta (HWANG, 2019).

Historicamente, o efeito TWIP foi observado pela primeira vez em 1888 por Robert Hadfield. A partir disso, em 1929, Hall e Krivobok apresentaram em detalhes a microestrutura do material descoberto por Hadfield (aços Hadfield) (BOUAZIZ; ALLAIN; SCOTT; CUGY *et al.*, 2011). Os materiais com efeito TRIP foram estudados e intitulados por Zackay em 1972 (BHANDARKAR;ZACKAY; PARKER, 1972). Apesar das descobertas, os aços avançados de alta resistência mecânica passaram a ser comercialmente aplicados a partir de 2000 quando a Nippon Steel Corporation (NSC) mostrou as vantagens, por meio de relatórios técnicos, de se utilizar tais materiais em estruturas automotivas. Cronologicamente, os aços TRIP pertencem à primeira geração dos aços de alta resistência mecânica enquanto que os aços TWIP pertencem à segunda geração. A maclação induzida pela deformação mecânica aumenta a resistência mecânica e a

ductilidade do material. Aços com manganês e inoxidáveis austeníticos são conhecidos por apresentarem esse efeito.

A principal linha de estudo que tenta explicar o efeito causado pela maclação induzida por deformação no material considera que as maclas de deformação agem como barreiras ao movimento das discordâncias, reduzindo o caminho livre médio de movimentação desses defeitos (BOUAZIZ; GUELTON, 2001; RÉMY, 1981).

A predominância e a cinemática do mecanismo de deformação TWIP são determinadas pela estabilidade da austenita retida e pela energia de falha de empilhamento do material (EFE) que, por sua vez, dependem das propriedades químicas do material, do tamanho de grão, da temperatura, da taxa de deformação e de outros fatores (DAS, 2016a; LIU; HE; HUANG, 2018; MATSUOKA; IWASAKI; NAKADA; TSUCHIYAMA *et al.*, 2013; ZHAO; ZHU; LIAO; HORITA *et al.*, 2006; ZHU; NARAYAN; HIRTH; MAHAJAN *et al.*, 2009). Portanto, entender o comportamento dessa transformação nos aços de alta resistência tem importância fundamental para garantir o controle sobre os processos de produção e alcançar as características mecânicas desejadas. Por isso, ao longo dos anos, alguns modelos matemáticos foram propostos na tentativa de descrever a resposta de encruamento desses metais.

Os primeiros estudos com materiais cúbicos de face centrada (CFC) que sofriam maclação durante a deformação foram apresentados por Rémy (REMY, 1978). Ele relacionou as propriedades mecânicas do material com o volume proporcional de maclas em várias temperaturas e desenvolveu um modelo baseado na relação clássica de Hall-Petch. Outro modelo pioneiro foi introduzido por Bouaziz e Guelton (BOUAZIZ; GUELTON, 2001) em 2001 e previa que as maclas agiam como obstáculos ao movimento das discordâncias, afetando assim, o caminho livre de movimentação dessas imperfeições. O estudo constitutivo de Bouaziz e Guelton foi fundamentado no modelo amplamente conhecido de Kocks-Mecking-Estrin (MECKING; KOCKS, 1981) e estabelece uma relação entre a taxa de deformação plástica equivalente, tensão equivalente e densidade de discordâncias. Para os aços TWIP, na maioria dos modelos, atribui-se o encruamento gerado durante a deformação a dois eventos: escorregamento de

discordâncias e maclação. Neste estudo, considerou-se a relação clássica entre a curva de tensão-deformação e a densidade total de discordâncias, prevista pela teoria da plasticidade, adicionando-se a contribuição do efeito TWIP ao resultado.

A contribuição do escorregamento de discordâncias no comportamento do material ($\sigma_d(\epsilon, T)$) pode ser descrito pela equação de Voce (Equação 1) (VOCE, 1955). Já a parcela que resulta do mecanismo de maclação assemelha-se ao efeito de Hall-Petch, apresentado na Equação 2.

$$\sigma = \sigma_o + \sigma_s(1 - \exp(-C\epsilon)) \quad (1)$$

$$\sigma_M = \sigma_o + K_{hp}\Lambda^{-1/2} \quad (2)$$

Na Equação 1, σ_o é o limite de escoamento, σ_s é a tensão de saturação e C corresponde a uma taxa constante que relaciona a forma como a tensão tende a atingir a de saturação. Para a Equação 2, K_{hp} é uma constante do material, Λ é o caminho livre médio para a movimentação de discordâncias e considera os contornos de grão e de macla (ARMSTRONG, 1970; REMY, 1978; SOMEKAWA; MUKAI, 2013).

A fração de maclas e a cinética da transformação variam de acordo com a deformação imposta. Na literatura, autores descrevem a cinética de maclação em função de uma equação empírica de nucleação e crescimento dependente da deformação plástica e das constantes $F_{m\acute{a}x}$, que representa a fração maclada máxima, e m, que é o parâmetro exponencial obtido por meio de iterações com as curvas experimentais, conforme a Equação 3 (BOUAZIZ, 2012).

$$F(\epsilon) = F_{m\acute{a}x}(1 - e^{-(m\epsilon)}) \quad (3)$$

Sendo assim, o presente trabalho visa estudar e modelar o comportamento sob deformação do aço inoxidável austenítico 316 LV, de grau ortopédico, sob diferentes faixas de temperatura e modos de deformação (tração e compressão).

2. OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS

O objetivo deste trabalho é estudar o mecanismo de maclação mecânica no aço 316 LV e apresentar um modelo matemático constitutivo que descreva o comportamento do material sob deformação. Com isso, buscar-se-á adequar as equações existentes para possibilitar a utilização de um modelo matemático conciso em futuras simulações numéricas.

Apesar de todo o conhecimento sobre as propriedades mecânicas, uma maior utilização dos materiais que apresentam o efeito TWIP é limitada pela falta de entendimento sobre a relação entre as transformações microestruturais que governam esse efeito e suas cinéticas embutidas em um modelo matemático que consiga prever o comportamento do material durante as etapas de deformação plástica. Este trabalho visa contribuir por meio do levantamento de um modelo matemático que aborde as variáveis que influenciam o mecanismo de maclação.

3. REVISÃO TEÓRICA E DE LITERATURA

Desde sempre as indústrias buscam soluções metalúrgicas que atendam a requisitos como: redução de peso em componentes mecânicos, redução de custo, alta resistência mecânica, alta ductilidade e resistência contra a corrosão. Assim, os aços avançados de alta resistência que eram utilizados, anteriormente, apenas pelo setor automobilístico, passaram a ser empregados em outros ramos e aplicações. O material escolhido para este estudo faz parte da família dos aços avançados de segunda geração com resistência à corrosão, sendo classificado como aço inoxidável austenítico. No anseio pelo desenvolvimento e avaliação de modelos matemáticos que prevejam o comportamento desses materiais, torna-se importante o entendimento prévio de alguns conceitos de engenharia. Apresenta-se também, nesta seção, alguns autores que estudaram os aços TWIP e suas respectivas contribuições.

3.1 AÇO AUSTENÍTICO 316 LV

Os aços inoxidáveis, descobertos por volta de 1910, são materiais de alta liga que apresentam resistência à corrosão associada aos elementos cromo, níquel e, em alguns casos, molibdênio. Classificam-se em três famílias: os martensíticos (α'), os ferríticos (α) e os austeníticos (γ). Nesta última, encontra-se o aço inoxidável 316 L, que possui austenita como microconstituente predominante em sua microestrutura (STICHEL, 1995). A estabilização da austenita em temperatura ambiente ocorre pelo balanço de Ni e Cr que, sabidamente, são elementos efetivos na manutenção da austenita e da ferrita, respectivamente. A Tabela (1) apresenta a numeração de alguns aços inoxidáveis segundo a American Iron and Steel Institute (AISI), suas propriedades mecânicas e suas respectivas composições.

Destaca-se em cinza, na Tabela 1, o aço 316L e 304 por estarem inclusos na família dos austeníticos. Sabe-se que a maclação mecânica durante a deformação de materiais austeníticos de baixa a média EFE influencia diretamente a curva de encruamento do material e suas respectivas propriedades mecânicas.

Por isso, o estudo e o desenvolvimento de modelos matemáticos que representem o comportamento desses materiais têm suma importância comercial e científica.

Tabela 1 - Especificações e propriedades mecânicas para os aços inoxidáveis mais comuns

| Número AISI | Composição (%p) | Condição | Limite de escoam. (MPa) | Limite de resist. à tração (MPa) | Ductilidade (%AL em 50 mm) |
|-------------|---|---|-------------------------|----------------------------------|----------------------------|
| 409 | 0,80 C, 11,0 Cr, 1,0 Mn, 0,50 Ni, 0,75 Ti | Recozido (α) | 205 | 380 | 20 |
| 446 | 0,20 C, 25 Cr, 1,5 Mn | Recozido (α) | 275 | 515 | 20 |
| 304 | 0,08 C, 19 Cr, 9,0 Ni, 2,0 Mn | Recozido (γ) | 205 | 515 | 40 |
| 316L | 0,03 C, 17 Cr, 12 Ni, 2,5 Mo, 2,0 Mn | Recozido (γ) | 170 | 485 | 40 |
| 410 | 0,15 C, 12,5 Cr, 1,0 Mn | Recozido T & R (α') | 275 620 | 485 825 | 20 12 |
| 440A | 0,7 C, 17 Cr, 0,75 Mo, 1,0 Mn | Recozido T & R (α') | 415 1650 | 725 1790 | 20 5 |
| 17-7PH | 0,09 C, 17 Cr, 7,0 Ni, 1,0 Al, 1,0 Mn | Endurecido por precipitação (α') | 1310 | 1450 | 1-6 |

Fonte: Adaptado de (CALLISTER JR., 2012).

O aço 316 é comumente empregado em componentes da indústria alimentícia, em equipamentos hospitalares, na indústria farmacêutica, em ferramentas offshore, em tanques, nos laboratórios, em aplicações criogênicas e em outros setores que exijam resistência à corrosão associada à resistência mecânica. A composição nominal desse aço, apresentada anteriormente na Tabela 1, pode sofrer pequenas variações na quantidade de cada elemento, no entanto a caracterização do material é dada pela presença de cromo, níquel, molibdênio e manganês.

Outro ponto de destaque é o desenvolvimento do material 316 LV a partir da padronização prevista pela ASTM F138, que regula a quantidade de cada constituinte presente nos aços inoxidáveis cirúrgicos. Seguindo essas diretrizes, o material 316 low-carbon vacuum melted (LV) austenítico tem baixo teor de carbono e está livre de ferrita residual, fatos que favorecem a sua utilização em implantes devido à alta biocompatibilidade.

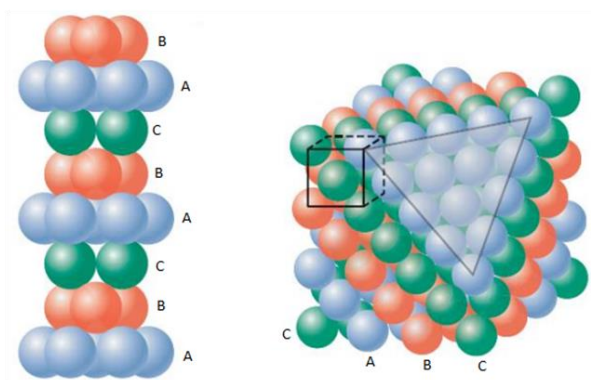
Elementos como cromo e níquel, que estão presentes em quantidades elevadas, conferem a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis e, além disso, são efetivos na estabilização da austenita em temperatura ambiente (LIU;HE; HUANG, 2018). Ainda sobre isso, Klueh et al. (KLUEH;MAZIASZ; LEE, 1988) afirmaram que o manganês não é tão eficiente quanto o níquel na estabilização da austenita, comprovando a capacidade deste último em manter a fase CFC.

O carbono é considerado um dos melhores elementos para estabilização da austenita, mas, em contrapartida, tem afinidade com elementos formadores de carbonetos como o cromo e, em grandes quantidades, pode prejudicar os processos de fabricação e a resistência do material à corrosão (LIU;HE; HUANG, 2018). Por isso, esse elemento é restringido em aplicações biomédicas, tornando o aço 316 LV um material com baixo teor de átomos intersticiais (% C máximo 0,03 e % N máximo 0,1). Já o molibdênio atua, exclusivamente, como enriquecedor da capacidade anticorrosiva dos aços inoxidáveis (JINLONG;TONGXIANG; CHEN, 2016).

3.1.1 Energia de falha de empilhamento

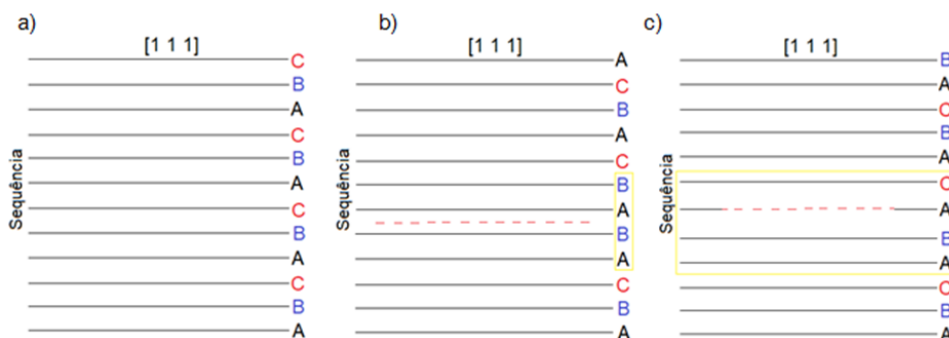
Sabe-se que materiais que apresentam estrutura cristalina são caracterizados pelas sequências de empilhamento de planos atômicos organizadas, periódicas, conforme esquematizado na Figura 1. Assim, define-se falha de empilhamento como erros na sequência de empilhamento dos planos mais compactos dessas estruturas, podendo ser produzidos por deformação plástica. Em materiais CFC, as falhas de empilhamento podem ser intrínsecas (formação de estrutura hexagonal intermediária) ou extrínsecas (de macla) (DIETER, 1981).

Figura 1 - Empilhamento atômico compacto da estrutura CFC



Fonte: Adaptado de (LIVINGSTON, 1965).

Figura 2 - Empilhamento perfeito para CFC (a), falha intrínseca (b) e falha extrínseca (c)



Fonte: Do Autor, 2021

A Figura 2 elucida os tipos de falhas de empilhamento conforme as sequências para os planos [111]. Nota-se que na Figura 2-b (falha intrínseca), devido à

ausência de uma sequência de empilhamento do tipo C, forma-se uma estrutura de empilhamento semelhante à hexagonal compacta (AB-AB). Por outro lado, na Figura 2-c (falha extrínseca), forma-se uma sequência de empilhamento diferente do padrão (Figura 2-a) a partir da inclusão de um plano extra (A). A criação de uma estrutura intermediária na presença de uma falha intrínseca introduz uma região com energia livre mais alta do que a estrutura de empilhamento original, gerando tensões superficiais. A tensão superficial (proporcional a energia de falha de empilhamento) tenta unir as parciais da discordância geradas pela falha (DIETER, 1981; HULL, 2011). Desse modo, quanto maior a distância entre as parciais, menor a energia de falha de empilhamento e menor a probabilidade de diminuir os defeitos existentes no retículo cristalino. A decomposição de uma discordância no sistema de escorregamento (111) $\langle 110 \rangle$ em discordâncias parciais sugerida por Shockley é (Equação 4):

$$\frac{a}{2} [1\bar{1}0] = \frac{a}{6} [2\bar{1}\bar{1}] + \frac{a}{6} [1\bar{2}1] \quad (4)$$

O fenômeno de maclação ocorre em uma faixa de energia de falha de empilhamento (EFE) aproximada de 18 a 45 mJ/m² (ALLAIN; CHATEAU; BOUAZIZ, 2004; SHEN; LI; SUN; WANG et al., 2012; TANG; WANG; WANG; LIU et al., 2020). Acima de 45 mJ/m² evidencia-se a transição do mecanismo de maclação para o de escorregamento e, abaixo de 18 mJ/m², o início da transformação martensítica. Na literatura, quatro formas são popularmente utilizadas para estimativas da energia de falha de empilhamento dos materiais, estando essas metodologias de mensuração ainda em discussão na comunidade científica (DE COOMAN; ESTRIN; KIM, 2017). A primeira metodologia é a experimental, baseando-se nas medições de distância entre as discordâncias parciais através de avaliações por microscopia eletrônica de transmissão (MET). A segunda faz uso de cálculos termodinâmicos baseados principalmente na equação proposta por Olson e Cohen (OLSON; COHEN, 1976). A terceira técnica, denominada de “ab initio”, utiliza aproximações baseadas na determinação da energia intrínseca da energia superficial de falha de empilhamento (DE COOMAN; ESTRIN; KIM, 2017). A última, por medições de raios x, utiliza as larguras e as amplitudes dos

picos para estimar a energia de falha de empilhamento do material (PONTINI; HERMIDA, 1997).

Algumas expressões para cálculo da EFE a partir da composição química do metal foram propostas por vários autores. Elas nasceram por meio de ajustes lineares efetuados em dados experimentais e observações da influência de alguns elementos de liga na energia de falha de empilhamento. Lista-se abaixo, conforme indicado por Bellefon (2017), algumas equações de relevância na literatura (MERIC DE BELLEFON; VAN DUYSSEN; SRIDHARAN, 2017):

- Bellefon et al. (MERIC DE BELLEFON; VAN DUYSSEN; SRIDHARAN, 2017): $EFE (mJ/m^2) = 2,2 + 1,9Ni - 2,9Si + 0,77Mo + 0,5Mn + 40C - 0,016Cr - 3,6N$
- Schramm et al. (SCHRAMM; REED, 1975): $EFE (mJ/m^2) = -53 + 6,2Ni + 0,7Cr + 3,2Mn + 9,3Mo$
- Rhodes et al. (RHODES; THOMPSON, 1977): $EFE (mJ/m^2) = 1,2 + 1,4Ni + 0,6Cr + 17,7Mn - 44,7Si$
- Pickering (PICKERING, 1978): $EFE (mJ/m^2) = 25,7 + 2Ni + 410C - 0,9Cr - 77N - 13Si - 1,2Mn$
- Brofman et al. (BROFMAN; ANSELL, 1978): $EFE (mJ/m^2) = 16,7 + 2,1Ni - 0,9Cr + 26C$
- Qi-Xun et al. (QI-XUN; XIAO-NONG; XIN-MIN, 2002): $EFE (mJ/m^2) = 39 + 1,59Ni - 1,34Mn + 0,06Mn^2 - 1,75Cr + 0,01Cr^2 + 15,21Mo - 5,59Si - 60,69(C + 1,2N)^{1/2} + 26,27(C + 1,2N)(Cr + Mn + Mo)^{1/2} + 0,61[Ni(Cr + Mn)]^{1/2}$
- Ojima et al. (OJIMA; ADACHI; TOMOTA; KATADA et al., 2009): EFE

$$(\text{mJ/m}^2) = 5,53 - 0,16\text{Cr} + 1,4\text{Ni} + 17,1\text{N}$$

- Yonezawa et al. (YONEZAWA; SUZUKI; OOKI; HASHIMOTO, 2013):
EFE (mJ/m^2) = $-7,1 + 2,8\text{Ni} + 0,49\text{Cr} + 2,0\text{Mo} - 2,0\text{Si} + 0,75\text{Mn} - 5,7\text{C} - 24\text{N}$

O elemento químico em cada equação representa a quantidade em porcentagem de peso do respectivo elemento no aço avaliado. Na equação proposta por Bellefon foram avaliadas 144 medições de EFE em aços da série 300 com composição variando de 10-25%p Cr, 5-25%p Ni, %p Mn<3 e %p C<0,1 (MERIC DE BELLEFON; VAN DUYSSEN; SRIDHARAN, 2017). O material estudado, 316 LV, possui EFE indicada de 29 mJ/m^2 em temperatura ambiente.

A EFE é dependente da temperatura de trabalho e, ao longo do tempo, mostrou-se que essa dependência era linear (RÉMY; PINEAU; THOMAS, 1978). Para os aços austeníticos, Galiano Nava e Rivera-Díaz del Castillo (GALINDO-NAVA; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, 2017) propõem a seguinte relação (Equação 5) para descrever esse comportamento em uma faixa de 100 a 600 K:

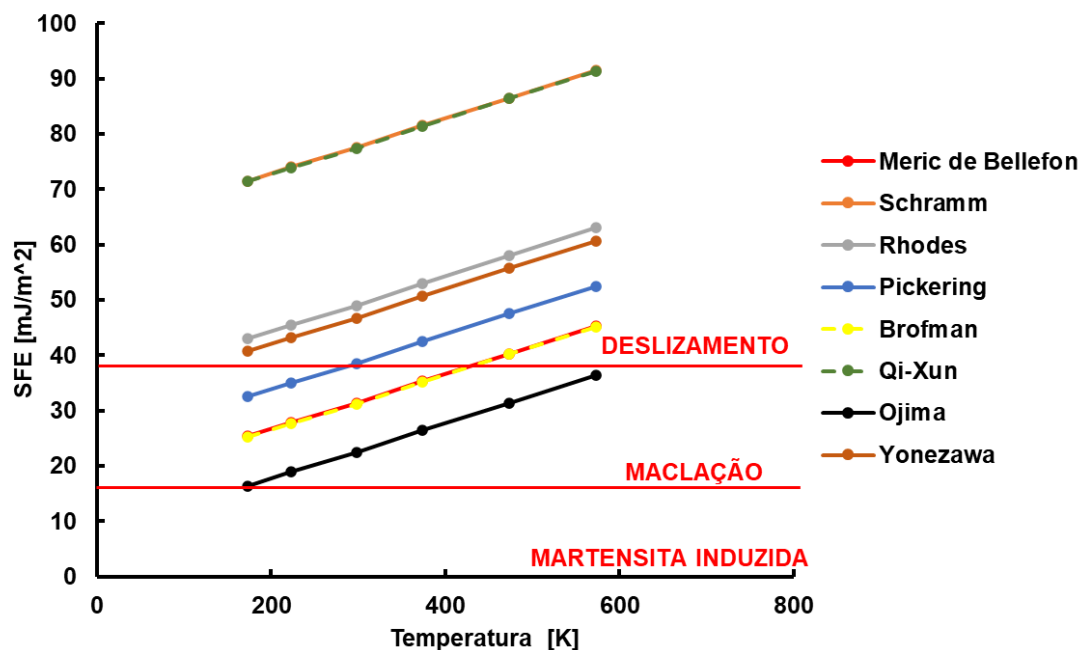
$$Y_{\text{EFE}} = Y_{\text{EFE}}^{\text{Amb}} + 0,05 (T - 293) \quad (5)$$

em que $Y_{\text{EFE}}^{\text{Amb}}$ é a energia de falha de empilhamento do material em temperatura ambiente, T é a temperatura de avaliação do material e 0,05 representa a inclinação da dependência linear prevista.

Para faixas de temperatura acima de 600K recomenda-se a inclinação de 0,08, conforme citado por Rémy (RÉMY; PINEAU; THOMAS, 1978), em virtude da concordância dos valores com as observações experimentais do fenômeno.

A Figura 3, abaixo, relaciona as equações, anteriormente apresentadas, para a composição do material avaliado neste trabalho.

Figura 3 - Determinação da EFE para o aço 316 LV com composição 0,015C, 17Cr, 14Ni, 0,3 Si, 2,8 Mo, 1,8 Mn.



Fonte: do Autor, 2021

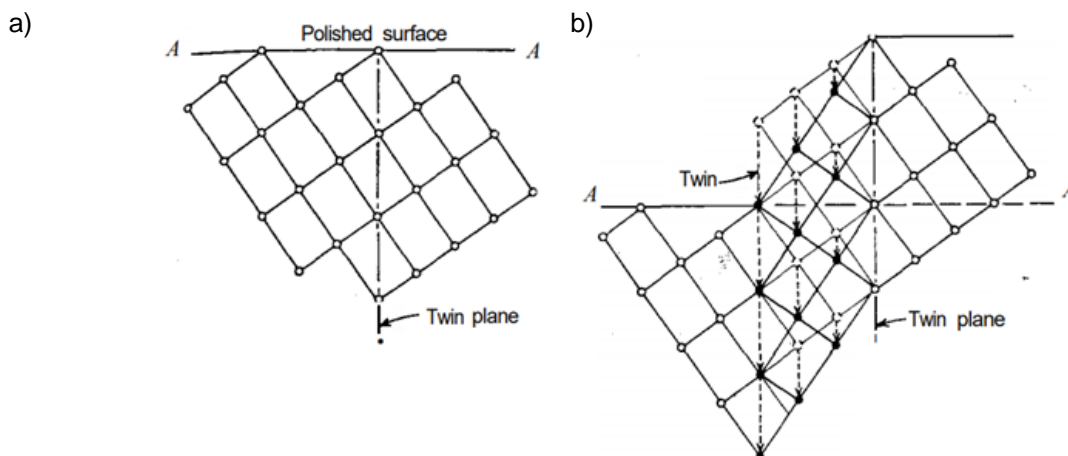
A comparação entre a Figura 3, acima, com os dados experimentais foi utilizada para selecionar a equação que mais se aproxima da resposta mecânica do aço estudado sob tração. A equação de Bellefon foi a que mais se aproximou do comportamento observado. Os valores de transição para cada tipo de transformação correspondem aos valores encontrados na literatura. Os resultados desse modelo matemático por composição marcam o início da transição maclação-escorregamento em uma temperatura aproximada de 150 °C (420 K).

3.2 MACLAÇÃO MECÂNICA (TWIP EFFECT)

O fenômeno de maclação em metais é conhecido como sendo o crescimento de parte da rede cristalina de um grão com disposição simétrica e orientação espelhada em relação ao grão vizinho da rede principal. A Figura 4, abaixo, mostra uma ilustração clássica da maclação (CALLISTER JR., 2012;DIETER, 1981). Observa-se na figura que todo o reticulado cristalino em (a) possui a mesma orientação. Com a imposição de uma tensão de cisalhamento, há movimentação de planos e uma estrutura intermediária espelhada é

formada no retículo, conforme a Figura 4-b. Essa estrutura é conhecida como macla e possui planos de maclação que a delimitam (twin planes).

Figura 4 - Ilustração clássica da maclação



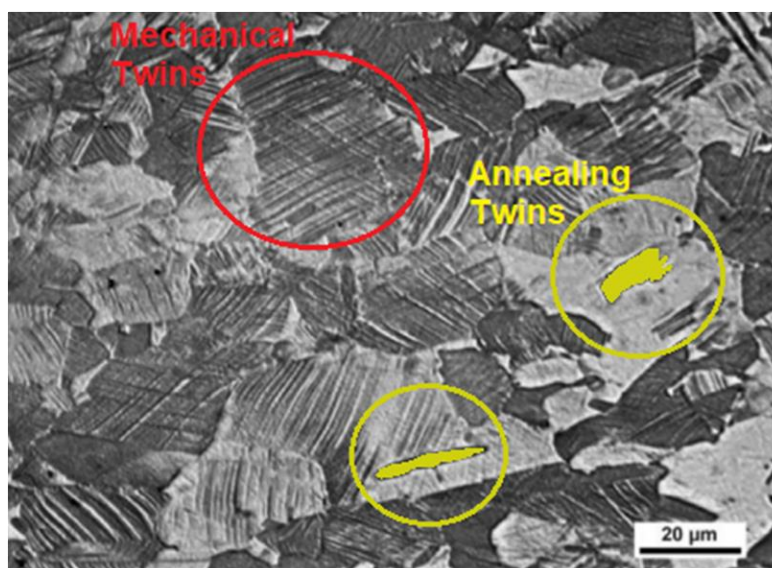
Fonte: Adaptado de (DIETER, 1981).

As maclas podem ser produzidas de duas formas: por recozimento e por deformação. As maclas de recozimento (em inglês “annealing twins”) são formadas depois de tratamentos térmicos, sendo encontradas de maneira expressiva em materiais CFC’s (RATH; IMAM; PANDE; PHYS *et al.*, 2000; UEJI; TSUCHIDA; TERADA; TSUJI *et al.*, 2008). Já as maclas de deformação (em inglês “mechanical twins”) se formam durante a deformação do material após a introdução de um carregamento. A formação de maclas de deformação é considerada como um mecanismo de deformação, assim como o deslizamento de discordâncias, pois além dessa transformação microestrutural aumentar a dureza e a ductilidade do material, prevalece como fenômeno principal de deformação em algumas situações, sobressaindo-se sobre outros mecanismos (ZHU; NARAYAN; HIRTH; MAHAJAN *et al.*, 2009). As maclas de deformação podem ser visualmente diferenciadas das maclas de recozimento, já que a primeira tem extensão cristalina inferior à segunda e aparece na forma de traços finos quando observada em microscopia óptica. A Figura 5 ilustra a diferença entre os dois tipos de maclas existentes.

Remy (REMY, 1978) destacou que as maclas de deformação aparecem na forma de bandas que variam de aproximadamente 0,5 a 2 μm de espessura

quando observadas por microscopia óptica. Além disso, através da microscopia de transmissão, concluiu que o conjunto de maclas que formavam as bandas eram extremamente finas (da ordem de dez nanômetros). Wei et. al (WEI; LI; ZHU; LIU *et al.*, 2014) observaram a mesma formação de bandas e salientaram que elas eram estruturadas pelo empilhamento de maclas com escala nanométrica e largura constante. Adicionalmente, descobriram que não só a densidade de maclas aumentava com a deformação, mas também a largura média das existentes. A mesma disposição foi encontrada por outros autores (SHEN; LI; SUN; WANG *et al.*, 2012; ZHOU; LIANG; LIU; HUANG, 2016). Isso comprova que as bandas de ordem micrométrica são arranjos compostos por várias maclas nanométricas (núcleos) que crescem a partir da sobreposição de outros núcleos.

Figura 5 - Maclas de deformação (vermelho) e de recozimento (em amarelo) observadas por microscopia óptica.



Fonte: Adaptado de (TANG; WANG; WANG; LIU *et al.*, 2020).

Mahajan e Chin (MAHAJAN; CHIN, 1973) propuseram um dos primeiros modelos para nucleação de maclas de deformação em materiais CFC. De acordo com esses autores, maclas de três camadas podem se desenvolver a partir de duas discordâncias, seguindo a reação (Equação 6) abaixo.

$$\frac{1}{2}[\bar{1}01]_{111} + \frac{1}{2}[\bar{1}10]_{111} \rightarrow 3 \times \frac{1}{6}[\bar{2}11]_{111} \quad (6)$$

Os autores ainda destacaram que para materiais com baixa EFE as discordâncias geralmente se dividem em parciais de Shockley, incluindo passos intermediários na reação de nucleação prevista pela Equação 6. Zhu et al. (ZHU; NARAYAN; HIRTH; MAHAJAN *et al.*, 2009) indicaram duas ideias para nucleação e crescimento de diversos tipos de maclas observadas em materiais CFC. A primeira, denominada de maclação por multiplicação de parciais próprias, baseia-se no fato de que o recurso para gerar parciais de maclação é o próprio crescimento das maclas. Ressaltaram ainda que as primeiras discordâncias parciais envolvidas nesse processo têm origem nos contornos de grãos.

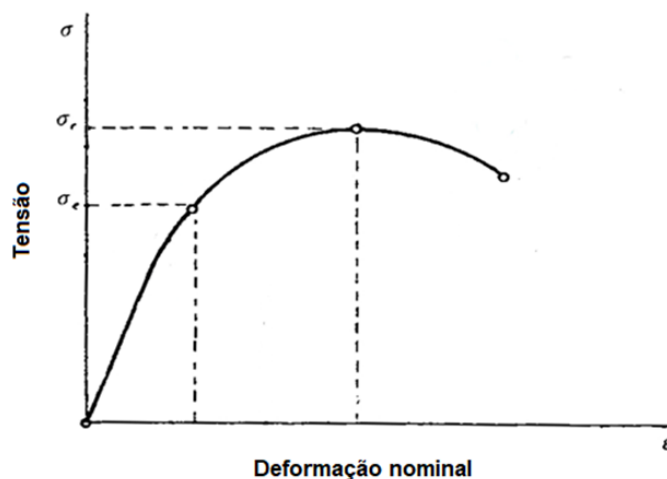
A segunda ideia, denominada de maclação por rebote, sustenta-se na possibilidade de gerar parciais de maclação através do “rebote” de discordâncias parciais em contornos de grãos ou contornos de maclas já existentes. Em suma, para materiais com estrutura cúbica de face centrada, a maclação por deformação ocorre em sua grande parte por discordâncias parciais nascidas nos contornos de grãos. É de conhecimento amplo que materiais com baixa energia de falha de empilhamento possuem quantidades maiores de falhas de empilhamento, pois não conseguem recombinar as discordâncias parciais para reduzir esses defeitos. Por isso, existe uma ligação direta entre a EFE do material e a cinética de maclação (CHRISTIAN; MAHAJAN, 1995; YAMAKOV; WOLF; PHILLPOT; MUKHERJEE *et al.*, 2002).

3.3 LIMITE DE ESCOAMENTO E LIMITE DE RESISTÊNCIA

O limite de escoamento (σ_e) representa a região de tensão que demarca a deformação dentro do regime elástico. Usualmente, ele é estabelecido com base no ensaio de tração do material. Dieter (DIETER, 1981) define limite de escoamento (em inglês “elastic limit”) como sendo o limite de carregamento onde o material, a partir desse ponto, não se comporta mais de forma elástica, deformando-se permanentemente, apesar de ainda existir alguma deformação

elástica. A Figura 6 ilustra a tensão de escoamento em um gráfico oriundo do ensaio de tração.

Figura 6 - Limite de escoamento (σ_e) e limite de resistência à tração (σ_r)



Fonte: Do Autor, 2020

Para obter a tensão de escoamento a partir do gráfico acima (Figura 6), utiliza-se uma reta paralela à reta que define o módulo de elasticidade em 0,2% de deformação plástica. O limite de resistência à tração (σ_r) define a tensão máxima de carregamento que o material suporta no ponto em que se inicia o processo de empescoçamento (em inglês “necking”). Considerando-se a curva de tensão de engenharia, tem-se que esses valores serão menores a partir do ponto de carregamento máximo (DIETER, 1981).

3.4 ENCRUAMENTO MECÂNICO

Dieter (DIETER, 1981) define encruamento como um importante fenômeno metalúrgico utilizado para endurecer metais que não respondem de forma satisfatória a tratamentos térmicos. É sabido que a taxa de encruamento, que é uma propriedade que quantifica o encruamento em função da deformação, pode ser alcançada através da inclinação obtida no gráfico de tensão-deformação na região uniforme para vários pontos de deformação. Além disso, sabe-se que essa taxa é afetada pela temperatura de trabalho do material, pela composição do

metal, pela velocidade de deformação e por outros fatores (BOUAZIZ; ZUROB; CHEHAB; EMBURY *et al.*, 2011; MECKING; KOCKS, 1981; TSUCHIDA; TOMOTA; MORIYA; UMEZAWA *et al.*, 2001). Um dos modelos básicos (de Hollomon) que relaciona o comportamento da curva de tensão-deformação de muitos materiais durante a região de deformação plástica uniforme pode ser expressa através da Equação 7, abaixo.

$$\sigma_v = \sigma_0 + K_1 \varepsilon_v^n \quad (7)$$

O expoente n representa 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_1 uma constante de endurecimento que depende do material. Torna-se importante destacar a relação existente entre as variáveis apresentadas na Equação 7 e a curva de tensão-deformação. Para isso, os coeficientes K e n podem ser determinados mediante a plotagem de um gráfico $\log(\sigma_v - \sigma_0) - \log(\varepsilon_v)$. Aplicando-se o logaritmo na expressão anterior, chega-se à Equação 8, abaixo, em que:

$$\log(\sigma_v - \sigma_0) = \log(K) + n \log(\varepsilon_v) \quad (8)$$

$\log(\sigma_v - \sigma_0)$ é representado pelo eixo das ordenadas;

$\log(\varepsilon_v)$ é representado pelo eixo das abscissas;

n é o coeficiente angular da reta representada pela Equação 8;

$\log(K)$ é o coeficiente linear da reta representada pela Equação 8.

Gordon R. Johnson e William H. Cook apresentaram em 1985 um modelo para prever a curva de encruamento de materiais metálicos em função da deformação, da taxa de deformação e da temperatura (JOHNSON; COOK, 1985). A equação proposta (Equação 9) parte da Equação 8 e acrescenta fatores de correção para ajustar a curva inicial aos efeitos da variação de taxa de deformação e temperatura:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[1 + C \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{ref}} \right)^m \right] \left[1 - D \left(\frac{T - T_{ref}}{T_m - T_{ref}} \right)^k \right] \quad (9)$$

O modelo descreve o incremento de tensão a partir de uma taxa de deformação de referência ($\dot{\varepsilon}_{ref}$) e temperatura de referência (T_{ref}). O parâmetro A é o limite de escoamento, T_m é a temperatura de fusão do material, $\dot{\varepsilon}$ a taxa de deformação, T a temperatura de ensaio e σ_a tensão. Já B, C, D, n, m e k são constantes do material, assim como A, e podem ser determinadas através do ensaio de referência.

Outra forma de equacionar o encruamento ocorre por meio da observação da taxa de encruamento, derivando-se a curva de tensão em função da deformação. Ela quantifica o endurecimento do material em função da deformação e esse acréscimo de tensão varia de acordo com o mecanismo de encruamento predominante. A taxa de encruamento pode ser expressa como (DIETER, 1981):

$$\Theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (10)$$

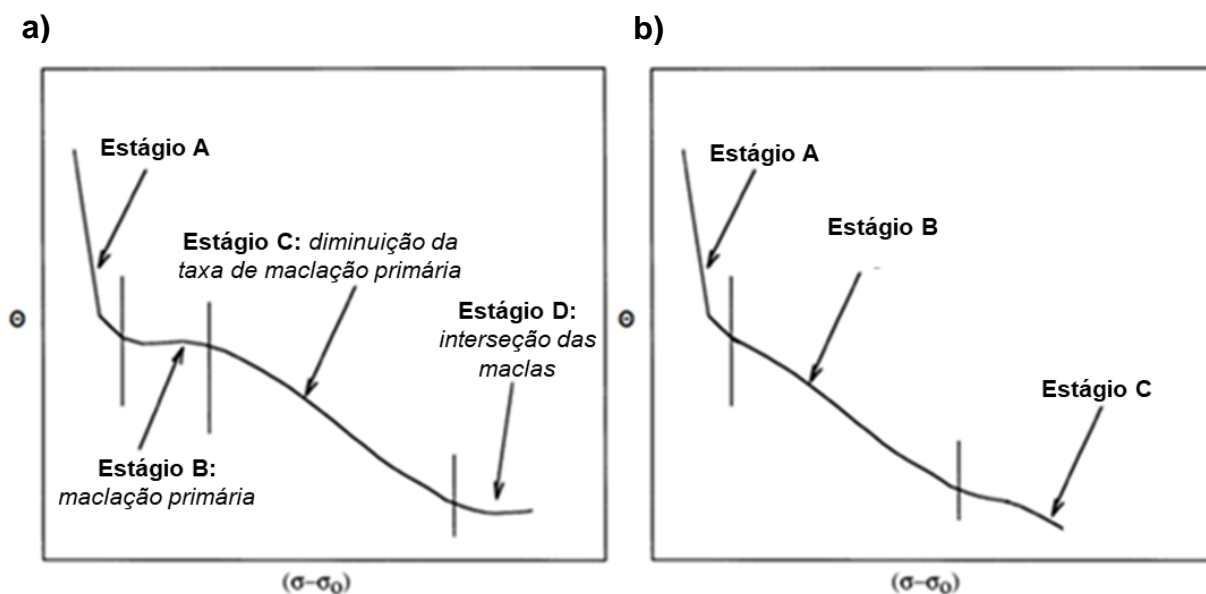
Diversos autores apresentaram o comportamento da taxa de encruamento através de um gráfico que varia de acordo com a tensão verdadeira na tentativa de explicar os mecanismos de encruamento predominantes. Behjati et al. (BEHJATI; NAJAFIZADEH; DASTJERDI; MAHDAVI, 2011) caracterizaram a curva de encruamento do aço 316 L (com composição semelhante a do material utilizado neste estudo) e destacaram que o comportamento seguiu a mesma resposta de endurecimento prevista por outros autores para materiais com estrutura cristalina cúbica de faces centradas e baixa energia de falha de empilhamento (EFE) (ASGARI; EL-DANAF; KALIDINDI; DOHERTY, 1997; EL-DANAF; KALIDINDI; DOHERTY, 1999).

Para as ligas CFC, sabe-se que os gráficos da taxa de encruamento por tensão possuem quatro estágios distintos, sendo eles: estágio A, característico do aumento da densidade de discordâncias, marcado por queda acentuada da taxa de encruamento; estágio B, simultâneo com o aparecimento do mecanismo de deformação por maclação, com taxa constante; estágio C, de redução do

mecanismo de maclação em virtude da dificuldade de formar novas maclas, indicado por redução da taxa de endurecimento; estágio D, com o aparecimento da denominada maclação secundária ou intersecção de maclas devido às grandes deformações envolvidas nessa etapa, sinalizado novamente pela taxa de encruamento constante. A Figura 7-a ilustra o processo para todas as etapas descritas.

De forma análoga, a Figura 7-b representa a curva esperada da taxa de encruamento para materiais que deformam apenas pelo mecanismo de escorregamento de discordâncias. Sendo o estágio A idêntico ao do material com maclação; o estágio B caracterizado pela movimentação de discordâncias; o estágio C marcado pela diminuição do processo de deformação e aparecimento do mecanismo de recuperação (aniquilação de discordâncias) (EL-DANAF; KALIDINDI; DOHERTY, 1999).

Figura 7 - Estágios da taxa de encruamento para materiais que deformam por escorregamento e maclação mecânica em conjunto (a) e para materiais que deformam apenas por escorregamento (b).



Fonte: Adaptado de (EL-DANAF; KALIDINDI; DOHERTY, 1999)

3.5 EQUAÇÕES CONSTITUTIVAS

A equação apresentada por Voce prevê o comportamento de encruamento dos materiais por escorregamento de discordâncias $\sigma_p(\epsilon, T)$ e passou a chamar atenção a partir da interpretação dada por Kocks-Mecking. Nela, realiza-se uma correlação entre a equação de Voce e a curva da taxa de encruamento na região plástica da deformação por movimentação de discordâncias (TSUCHIDA; TOMOTA; MORIYA; UMEZAWA *et al.*, 2001; VOCE, 1955). O modelo constitutivo de Voce é dado pela Equação 11, onde σ_s é a tensão de saturação, σ_0 é a tensão de escoamento e C uma taxa constante que relaciona como a tensão, de seu valor inicial, tende a atingir a de saturação.

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_s(1 - \exp(-C\epsilon)) \quad (11)$$

Os parâmetros da equação de Voce são obtidos a partir da curva de taxa de encruamento no estágio B de deformação (ver Figura 7-b). A redução instantânea da taxa de encruamento (Θ) com o aumento da tensão verdadeira no estágio de endurecimento previsto por acúmulo ou aniquilação de discordâncias é expressa pela Equação 12:

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \Theta = \Theta_0 \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_s}\right) \quad (12)$$

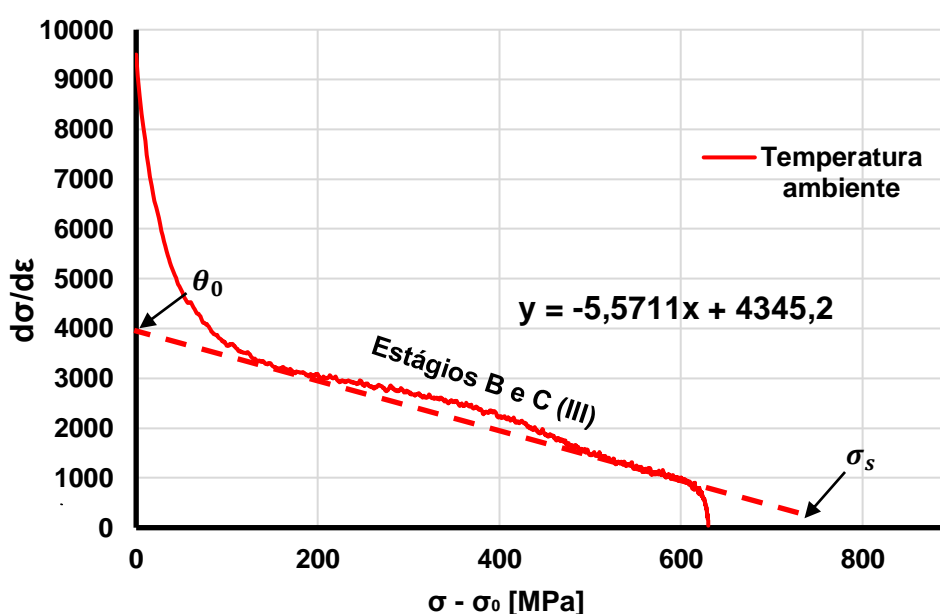
Onde Θ_0 é a taxa inicial de encruamento e pode ser obtida através do gráfico da taxa de encruamento por tensão na região linear da curva. A equação de Voce pode ser relacionada com a aproximação de K-M a partir de sua forma diferencial (SAINATH; CHOUDHARY; CHRISTOPHER; ISAAC SAMUEL *et al.*, 2015). Reescrevendo-se a Equação 12, chega-se à Equação 13. A Figura 8 ilustra como esses parâmetros são obtidos por meio da curva de taxa de encruamento versus tensão plástica.

$$\Theta = -\sigma_s C \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_s}\right) \quad (13)$$

da comparação entre a Equação (12) e (13) retira-se que:

$$\sigma_s = -\frac{\Theta_0}{C} \quad (14)$$

Figura 8 - Gráfico representativo das constantes da analogia K-M



Fonte: Do autor, 2021

Tanto a tensão de saturação (σ_s) quanto a tensão de escoamento (σ_0) e a taxa C variam com a temperatura, pois são valores que dependem da curva de taxa de encruamento do material (afetada pela temperatura).

3.6 MODELOS EXISTENTES PARA MACLAÇÃO MECÂNICA

Neste tópico, elucida-se alguns modelos constitutivos propostos para representar o comportamento dos materiais com efeito TWIP. Em suma, duas formas de abordagem são as mais comuns para o problema: previsão do efeito da

maclação mecânica sobre a curva de tensão-deformação através da relação Hall Petch.

3.6.1 Modelo L. Remy

Remy (REMY, 1978) apresentou em 1978 um modelo de maclação mecânica baseado nas semelhanças existentes entre esse fenômeno e o de formação martensítica. Segundo o autor, a analogia era evidente porque o mesmo princípio de formação (a partir de discordâncias) é encontrado nos dois casos. Na cinética de maclação, observou-se que as curvas de fração volumétrica eram parabólicas e que as maclas começavam a surgir depois de uma determinada deformação crítica para maclação (ε_c) ou tensão crítica (σ_c). Neste modelo, análises metalográficas foram utilizadas para quantificar a fração volumétrica de maclas e estudar a influência dessa porção no modelo proposto. A partir da ideia de nucleação de maclas sugerida por Mahajan e Chin (1973), em que a nucleação de maclas ocorre pela dissociação de uma discordância em duas parciais de Shockley, a Equação 15, abaixo, prevê a variação da fração de maclas em função da deformação (MAHAJAN; CHIN, 1973; REMY, 1978).

$$\alpha(\varepsilon_p^2 - \varepsilon_c^2) = \frac{1+2.k}{(k-1)^4} \left[\log \frac{1-k.f}{1-f} + \frac{k-1}{1-k.f} + \frac{1}{2} \left(\frac{k-1}{1-k.f} \right)^2 + \frac{1}{1+2.k} \left(\frac{k-1}{1-k.f} \right)^3 \right] - \frac{3-k+4.k^2}{2.(k-1)^3} \quad (15)$$

Onde ε_p é a deformação plástica ε_c é a deformação crítica para início da maclação mecânica, α é uma função decrescente que depende da energia de falha de empilhamento, k é uma constante determinada experimentalmente por metalografia e f é a fração volumétrica da região maclada. Os valores críticos de tensão e deformação para estabelecimento do mecanismo de deformação por maclação aumentam com a temperatura de trabalho, conforme observado também por outros autores (MEYERS; VÖHRINGER; LUBARDA, 2001; VENABLES, 1964). Isso ocorre em virtude da relação direta da energia de falha de empilhamento com a temperatura de trabalho e, conseqüentemente, com a densidade

de discordâncias.

Segundo o autor, o modelo para prever o comportamento da curva de tensão-deformação para materiais com efeito TWIP poderia ser composto pela somatória de dois efeitos: da deformação por movimentação de discordâncias e da deformação por maclação. O acréscimo de tensão ocasionado pela maclação mecânica foi descrito por uma relação similar à de Hall-Patch. Assim, obteve-se a equação final prevendo o comportamento do material na região plástica, conforme apresentado na Equação 16, abaixo (REMY, 1978).

$$\sigma(\epsilon) = \sigma_d + K(2t)^{-x} \left(\frac{f}{1-f} \right)^x \quad (16)$$

Onde $\sigma(\epsilon)$ é a tensão verdadeira em uma respectiva deformação verdadeira no regime plástico, σ_d é a parcela de contribuição no encruamento total devido ao deslizamento de discordâncias, K é uma constante que depende da relação de Hall-Petch, t é a espessura média das maclas, f é a fração maclada e x uma constante também relacionada com a equação de Hall-Petch.

3.6.2 Modelo O. Bouaziz *, N. Guelton

O modelo desenvolvido por Bouaziz e Guelton (BOUAZIZ; GUELTON, 2001) em 2001 baseia-se na redução do caminho livre médio das discordâncias em virtude dos contornos de maclas. Segundo o autor, o comportamento do material obedece a relação clássica entre a tensão e a densidade total de discordâncias. A equação constitutiva sugerida no estudo (Equação 17) fundamenta-se no modelo amplamente conhecido de Kocks-Mecking-Estrin (KME) (KOCKS, 1976; KUBIN; ESTRIN, 1990; MECKING; KOCKS, 1981).

$$\sigma(\epsilon) = \sigma_0 + \alpha M \mu b \sqrt{\rho} \quad (17)$$

Em que α é uma constante com valor aproximado de 0,4, M é o fator de Taylor, que depende da orientação cristalográfica média dos grãos em relação à

tensão aplicada e é considerado igual a 3 para a austenita, μ é o módulo de cisalhamento, b o vetor de Burgers e ρ a densidade de discordâncias. A evolução da densidade de discordâncias com a deformação é dada pela Equação 18, abaixo.

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = M \left(\frac{1}{bd} + \frac{1}{b} \frac{f}{2t(1-f)} + k\sqrt{\rho} \right) - Y\rho \quad (18)$$

Na Equação 18, d é o tamanho de grão, t é a espessura média das maclas, f a fração volumétrica da região maclada, k e Y são parâmetros ligados ao limite de encruamento e a recuperação dinâmica, respectivamente, e b é o vetor de burgers. Ainda, para prever o comportamento do material durante o efeito TWIP, o modelo precisa descrever a evolução do volume de maclas com a deformação (BOUAZIZ; GUELTON, 2001).

A evolução da fração volumétrica de maclas f com a deformação pode ser expressa de acordo com o modelo de nucleação previsto por Olsen e Cohen para a martensita (BOUAZIZ, 2012; OLSON; COHEN, 1975). O parâmetro m , na Equação 19, varia com a energia de falha de empilhamento e $f_{\text{máx}}$ representa a fração volumétrica máxima de maclas.

$$F(\varepsilon) = f_{\text{máx}} (1 - ke^{-(m\varepsilon)}) \quad (19)$$

3.6.3 Modelo Shterner et al.

Este modelo fundamenta-se na mesma ideia de densidade de discordâncias e sua respectiva relação com o comportamento do material. Assim como para Bouaziz e Guelton, faz-se uso da relação de evolução na densidade de discordâncias prevista por KME (Equação 20). No entanto, apesar das semelhanças entre as abordagens, os autores separaram a cinética da evolução da densidade de discordâncias em duas regiões: macladas e não macladas (SHTERNER; MOLOTNIKOV; TIMOKHINA; ESTRIN *et al.*, 2014). Os parâmetros do modelo foram obtidos por experimentos pausados, em deformações específicas, e análises quantitativas por microscopia.

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0 + \alpha M \mu b \sqrt{\rho} \quad (20)$$

$$\frac{d\rho_{\text{grãos maclados}}}{d\varepsilon} = M \left(\frac{1}{b\Lambda} + k_1 \sqrt{\rho_{\text{grãos maclados}}} - k_2 \rho_{\text{grãos maclados}} \right) \quad (21)$$

$$\frac{d\rho_{\text{grãos sem maclas}}}{d\varepsilon} = M \left(\frac{1}{bd} + k_1 \sqrt{\rho_{\text{grãos sem maclas}}} - k_2 \rho_{\text{grãos sem maclas}} \right) \quad (22)$$

As Equações 21 e 22, respectivamente, representam a evolução da densidade de discordâncias para grãos maclados e não maclados. O parâmetro Λ na equação com maclação representa o caminho livre médio dentro dos grãos maclados, não havendo diferenciação entre contornos de grãos ou maclas. Os coeficientes k_1 (independente da temperatura) e k_2 (dependente da temperatura) estão relacionados, nessa ordem, ao acúmulo de discordâncias e a taxa de recuperação dinâmica. Sugeriu-se ainda uma expressão (Equação 23) para calcular o caminho livre médio (Λ). Nela, Λ_0 é o caminho livre médio inicial (idêntico ao tamanho de grão médio inicial), H é uma função que marca a troca de mecanismo de deformação quando a deformação atinge o valor crítico ($\varepsilon = \varepsilon_t$), sendo $H(x) = 0$ para $x < 0$ e $H(x) = 1$ para $x \geq 0$, considerando o ponto x de formação ε_t (SHTERNER; MOLOTNIKOV; TIMOKHINA; ESTRIN *et al.*, 2014).

$$\Lambda = \Lambda_0 H(\varepsilon_t - \varepsilon) + \Lambda_0 e^{-C(\varepsilon - \varepsilon_t)} H(\varepsilon - \varepsilon_t) \quad (23)$$

Por fim, o comportamento do material sob tensão é dado através da soma das contribuições das regiões com e sem efeito TWIP, conforme mostrado na Equação 24, abaixo.

$$\sigma(\varepsilon) = f \sigma_{\text{grãos maclados}} + (1-f) \sigma_{\text{grãos sem maclas}} \quad (24)$$

3.7 ESTADOS DE TENSÃO E SUA INFLUÊNCIA SOBRE O EFEITO TWIP

Tresca (1864) apresentou estudos sobre a plasticidade que concluíram que o escoamento em metais ocorria a partir do momento em que a tensão máxima de cisalhamento alcançava um determinado valor. Meio século depois, von Mises sugeriu que o escoamento em metais era governado por um tensor deviatório (em inglês “Deviatoric”) chamado de J_2 . Por meio de observações experimentais, o critério de von Mises mostrou-se mais adequado para interpretar o estado de tensão de materiais dúcteis sob escoamento (BORJA, 2013).

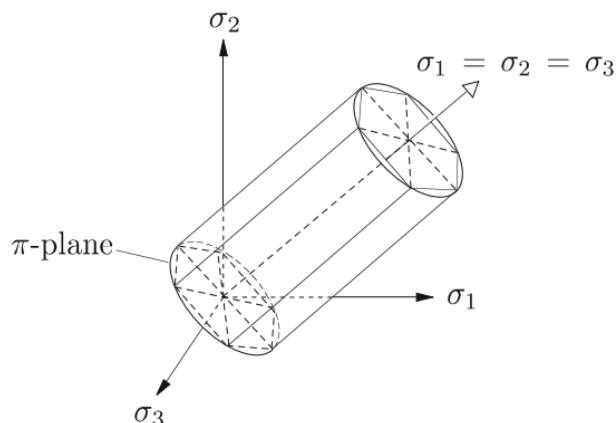
Na prática, os critérios de falha previstos por von Mises e Tresca podem ser visualizados por meio da superfície apresentada na Figura 9. A Equação 25 apresenta a tensão volumétrica; a Equação 26 representa o critério de von Mises em função das tensões principais; a Equação 27 é o parâmetro relacionado ao estado de triaxialidade (η). A tensão σ é positiva em tração e negativa em compressão.

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (25)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2}((\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2)} \quad (26)$$

$$\eta = \frac{\sigma}{\bar{\sigma}} \quad (27)$$

Figura 9 - Critério de Tresca (hexágono) e de von Mises (círculo).

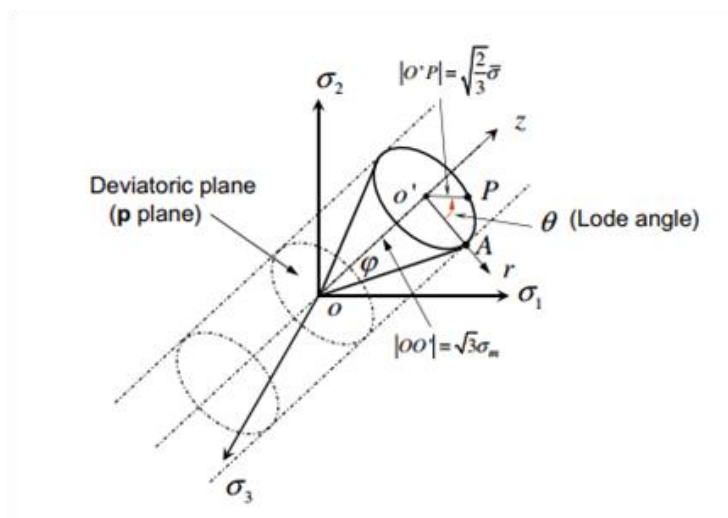


Fonte: Adaptado de (BORJA, 2013)

Essas teorias propõem que o efeito da tensão hidrostática sobre o encruamento do material é desprezível, além de assumir que o estado de tensão é independente do terceiro invariante da tensão (ângulo de Lode). É sabido que o início do mecanismo de fratura em materiais metálicos é precedido por elevada deformação plástica, com vários gradientes de tensão e deformação ao redor do ponto de fratura.

Por isso, autores afirmam que nessas situações (em pontos acima do limite de resistência máximo do material e subsequente formação da deformação plástica localizada) as teorias de plasticidade mencionadas não possuem precisão adequada. Em geral, conforme mencionado por Yuanli Bai e Tomasz Wierzbicki (BAI; WIERZBICKI, 2008), a tensão hidrostática controla o tamanho da superfície de escoamento enquanto que o ângulo de Lode é responsável pelo formato desta. A Figura 10 clarifica o conceito de parâmetro de Lode e o relaciona com a terceira componente do estado deviatório.

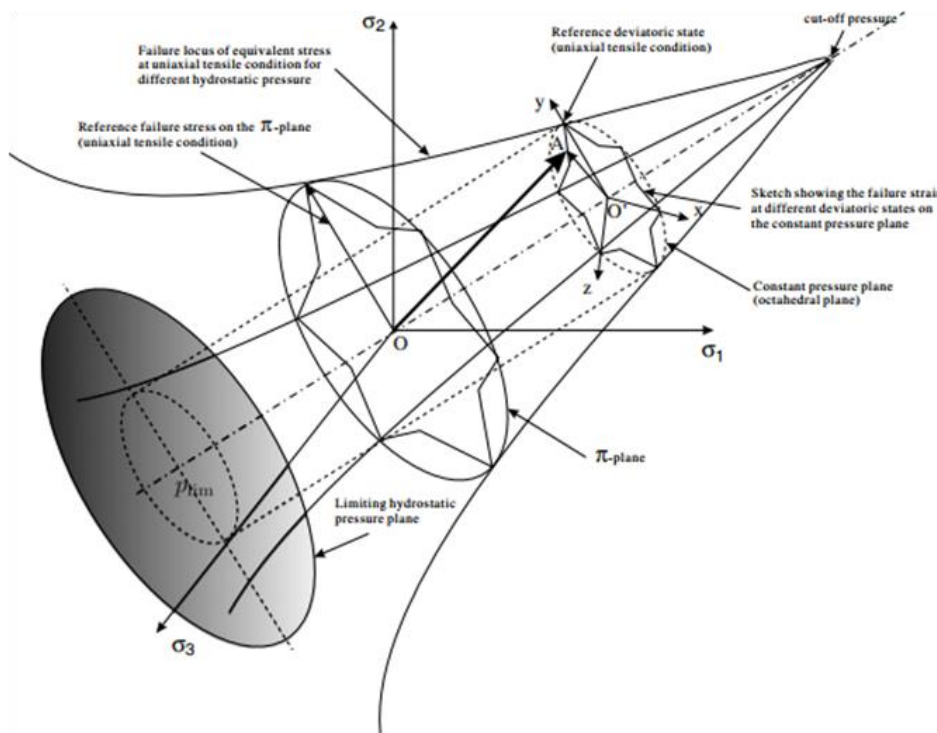
Figura 10 - Representação do parâmetro de Lode (θ) no plano das tensões normais principais



Fonte: de (BAI; WIERZBICKI, 2008)

Wierzbicki e Xue apresentaram uma envoltória (Figura 11), esboçada no plano π , que é uma condição de simetria com os três eixos, em função da tensão hidrostática (η), capaz de explicar o comportamento do material na região de fratura para cada ponto de triaxialidade e ângulo de Lode, após o acúmulo de deformações. A superfície estabelecida considera o efeito da pressão hidrostática e do ângulo de Lode na tentativa de prever o momento da fratura em materiais dúcteis e a Tabela 2 mostra os valores de triaxialidade e ângulo de Lode para algumas situações de carregamento.

Figura 11 - Superfície de fratura representada pelas tensões principais



Fonte: de (XUE, 2007)

Tabela 2 - Valores do parâmetro de triaxialidade (η) e do ângulo de Lode (θ) para três tipos clássicos de ensaios mecânicos

| CORPO DE PROVAS | (η) | (θ) |
|------------------------------------|----------------------------|------------------------------|
| BARRA CILÍNDRICA SOB TRAÇÃO | 0,33 | 1 |
| CILINDRO SOB COMPRESSÃO | -0,33 | -1 |
| CISALHAMENTO SIMPLES | 0 | 0 |

Fonte: adaptado de (BAI; WIERZBICKI, 2008)

Em suma, o estado triaxial de tensão exprime uma relação mais complexa entre os efeitos de escorregamento-encruamento e deformação aplicada, principalmente após o estabelecimento de pontos de alta deformação (formação da deformação plástica localizada). Ainda que outros autores tenham propostos diferentes aproximações para representação do problema, o consenso que perdura é que o ângulo de Lode, o estado hidrostático de tensão e o enfraquecimento do material afetam a distribuição e a intensidade da deformação em determinadas regiões. A pressão hidrostática positiva acelera a formação de vazios

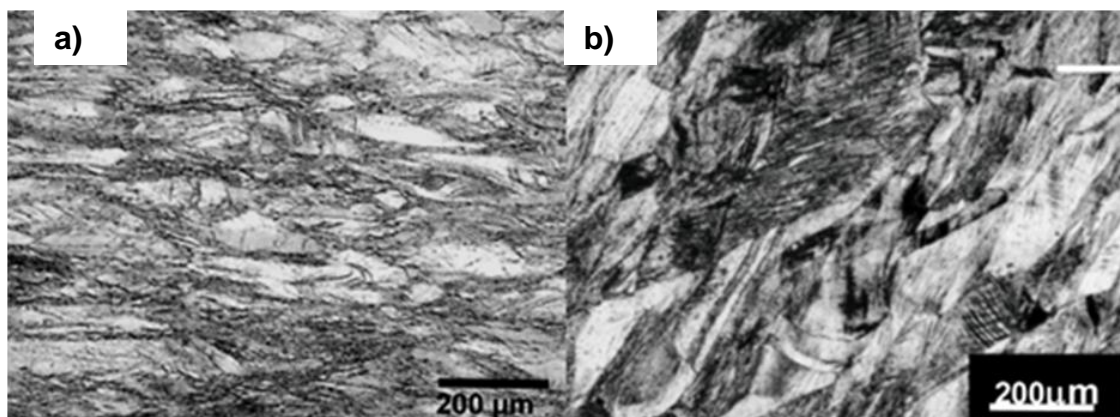
e de bandas de cisalhamento enquanto que a pressão compressiva diminui tais efeitos (XUE, 2007).

Materiais cristalinos com baixa energia de falha de empilhamento podem deformar por diferentes mecanismos de deformação quando submetidos à uma tensão externa. É notório que a deformação gerada por carregamento mecânico não é homogênea ao longo do material, criando bandas de cisalhamento em direções e planos preferenciais à medida que a deformação avança. Tanto o efeito TWIP quanto o efeito TRIP dependem de uma tensão crítica mínima de ativação que é alcançada de acordo com a heterogeneidade da deformação (SELVARAJOU; JOSHI; BENZERGA, 2017).

Kliauga et al. (KLIAUGA; SORDI; DE VINCENTIS; BOLMARO *et al.*, 2018) mostraram que as propriedades mecânicas e a textura do material 316 LV mudaram conforme o estado de tensão imposto. Segundo os autores, a deformação do material sujeito a laminação (rolling) é altamente monotônica, pois a deformação por compressão normal é predominante na região analisada, exibindo uma micrografia mais texturizada. Para o material conformado por ECAP (do inglês, *Equal Channel Angular Pressing*) a textura é menos acentuada e a deformação não é monotônica, caracterizada por um número maior de contornos de grão de alto ângulo. Smirnov-Aljajev (ALJAEV, 1978) atribui a deformação monotônica à duas condições: estado relativo dos autovetores do tensor deformação e conservação do estado de tensão triaxial (relativo ao parâmetro de Lode). Outros autores também observaram as mudanças de textura, orientação e comportamento mecânico entre materiais ensaiados por compressão e tração.

A Figura 12 mostra uma imagem de microscopia óptica do material laminado e extrudado em canal angular, respectivamente, após uma deformação de 70%.

Figura 12 - Microscopia óptica do material 316 LV com deformação de 0,7 laminado (a) e extrudado em canal angular (b).

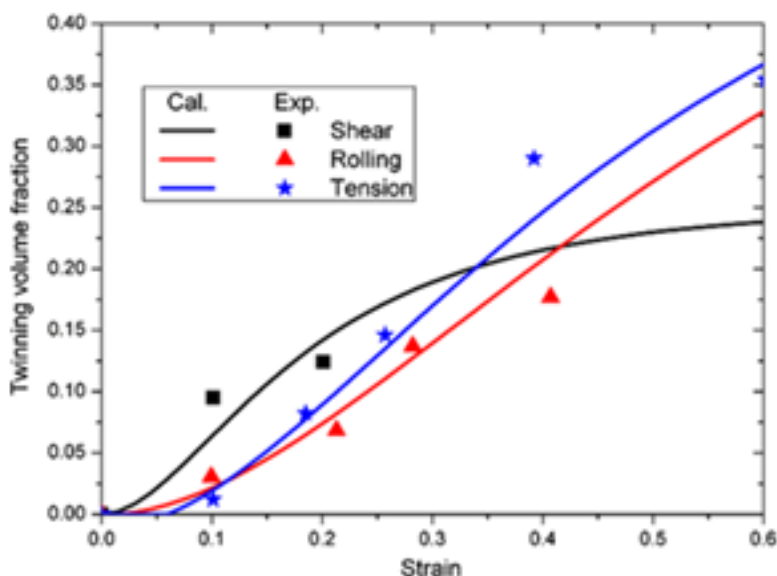


Fonte: adaptado de (KLIAUGA; SORDI; DE VINCENTIS; BOLMARO et al., 2018)

Ainda, Li et al. (LI; CHENG; LE; ZHOU *et al.*, 2019) citaram que as maclas de deformação foram mais favorecidas e evidentes durante a compressão, apresentando uma taxa de encruamento superior, do que na tração para a liga Mg-5Li-3Al-2Zn. Por outro lado, Liu et al. (LIU; DAN; ZHANG, 2017) mostraram comportamento oposto para um aço TWIP, ressaltando que a tração é o modo de deformação que gera a maior fração transformada. Os autores ainda concluíram que a fração de maclas aumenta com o estado triaxial de tensão. Portanto, entende-se que a cinética de formação de maclas varia de acordo com o modo de deformação.

Conforme mencionado, a fração maclada é influenciada pelo estado de tensão característico do modo de deformação, beneficiando ou prejudicando o efeito de encruamento atrelado ao fenômeno TWIP. A Figura 13 mostra que, para um aço TWIP, a fração maclada é maior na tração uniaxial do que na laminação (estado em que a compressão é predominante).

Figura 13 - Variação da fração volumétrica de maclas em função do modo de deformação para um aço Fe-20Mn-1.2C



Fonte: Adaptadode (LIU;DAN; ZHANG, 2017)

Ainda, Li et al. (LI; CHENG; LE; ZHOU *et al.*, 2019) citaram que as maclas de deformação foram mais favorecidas e evidentes durante a compressão, apresentando uma taxa de encruamento superior, do que na tração para a liga Mg-5Li-3Al-2Zn. Por outro lado, Liu et al. (LIU;DAN; ZHANG, 2017) mostraram comportamento oposto para um aço TWIP, ressaltando que a tração é o modo de deformação que gera a maior fração transformada. Os autores ainda concluíram que a fração de maclas aumenta com o estado triaxial de tensão. Portanto, entende-se que a cinética de formação de maclas varia de acordo com o modo de deformação.

Modelos que considerem a evolução do efeito TWIP atrelado ao estado de tensão são escassos na literatura. Portanto, a proposta desse trabalho é caracterizar esse efeito levando em consideração os efeitos de temperatura em estados de tração e compressão para o material 316 LV.

3.8 TAXA DE DEFORMAÇÃO

A taxa de deformação é um parâmetro importante no estudo dos aços TWIP, conforme evidenciado por Alexandra Bintu et al., H.K. Yang et al. e S.

Curtze et al. (BINTU; VINCZE; PICU; LOPES *et al.*, 2015; CURTZE; KUOKKALA, 2010; YANG; ZHANG; TIAN; ZHANG, 2017). A nucleação de maclas requer tempo. Por esse motivo, a taxa de deformação dos ensaios se torna um parâmetro que influencia e auxilia o entendimento do fenômeno TWIP, modificando e melhorando a resposta do material de acordo com a EFE.

O encruamento de um aço TWIP a alta velocidade de deformação pode aperfeiçoar as propriedades do material, transformando esses aços em possíveis candidatos para aplicações que envolvam impacto (YANG; ZHANG; TIAN; ZHANG, 2017). Alexandra Bintu et al. evidenciaram a forte dependência da maclação com a taxa de deformação. Os autores destacaram que havia uma maclação mais intensa para taxas de deformação menores, levando a valores negativos de sensibilidade à taxa de deformação (BINTU; VINCZE; PICU; LOPES *et al.*, 2015).

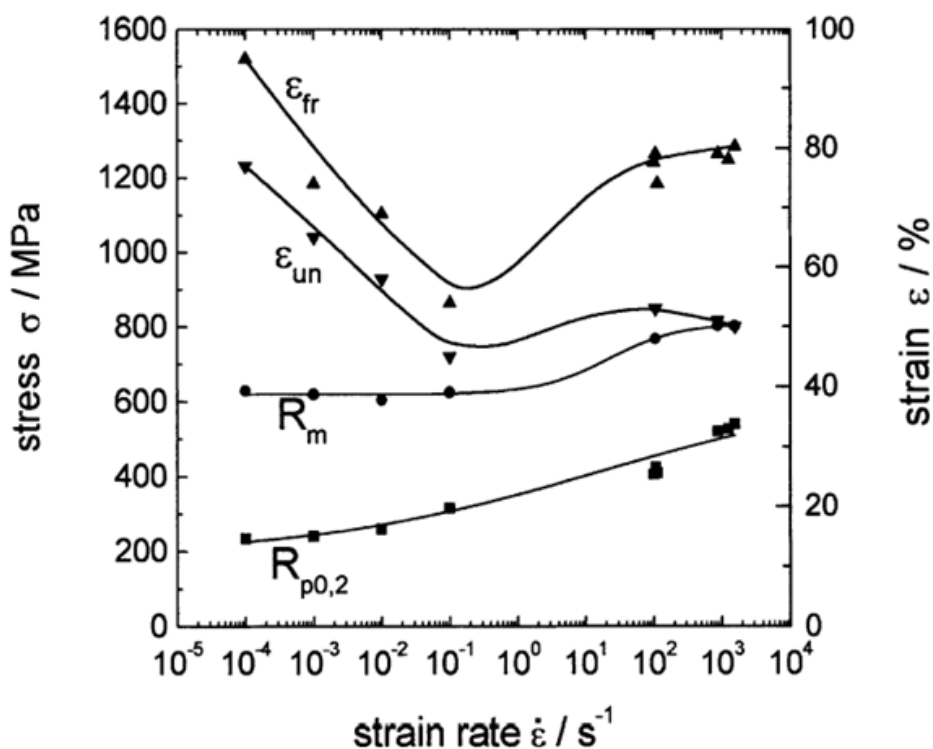
Outro parâmetro importante ao se estudar a taxa de deformação é a sensibilidade à taxa de deformação, que pode ser definida de forma absoluta e relativa. A Equação 28 define a relação absoluta e a Equação 29 prevê a forma relativa desse parâmetro (CURTZE; KUOKKALA, 2010). De forma interessante, em algumas temperaturas, os aços TWIP apresentam sensibilidade negativa à taxa de deformação, principalmente quando o mecanismo de maclação é predominante, garantindo uma taxa de deformação mais pronunciada. Apesar da literatura, de modo geral, apontar que o fenômeno de maclação é fortemente dependente da taxa de deformação, e que se acentua com a diminuição dessa, não há consenso sobre a cinética de maclação mecânica para taxas de deformação extremamente altas (de impacto) de acordo com determinada composição de material.

$$m = \frac{d\sigma}{d(\ln \dot{\epsilon})} \quad (28)$$

$$m = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \dot{\epsilon})} \quad (29)$$

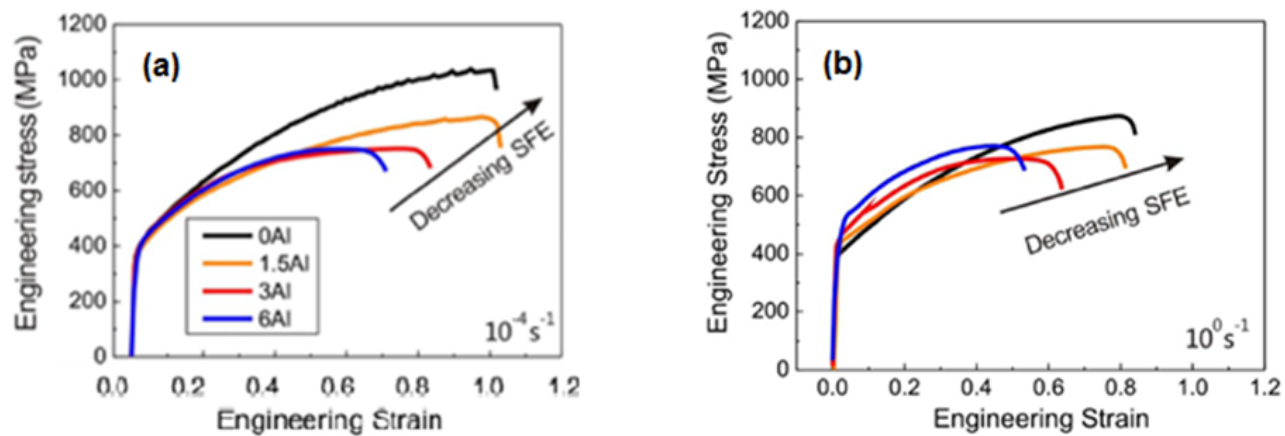
Alguns autores apontam um aumento significativo da tensão no limite de resistência à tração em velocidades de deformação de 10^1 , 10^2 , 10^3 s^{-1} enquanto que em taxas mais baixas, de 10^{-3} , 10^{-4} , 10^{-2} s^{-1} não se observa alterações relevantes (FROMMEYER; BR; UUML; X *et al.*, 2003). H. K. Yang et al. revelaram um comportamento mais acentuado em taxas intermediárias de 10^{-4} para um aço TWIP FeMnC (Al), conforme as Figuras 14 e 15 apontam.

Figura 14 - Aço TWIP: limite de elasticidade $R_{p0,2}$, tensão limite de resistência à tração R_m , deformação uniforme ϵ_{un} e deformação total ϵ_{fr} em função da taxa de deformação.



Fonte: Adaptado de (FROMMEYER; BR; UUML; X *et al.*, 2003)

Figura 15 - Efeito da variação de taxa de deformação a) 10^{-4} s^{-1} e b) 10^0 s^{-1} para um aço FeMnC(AI) TWIP.



Fonte: Adaptado de (YANG; ZHANG; TIAN; ZHANG, 2017)

Apesar de ser um parâmetro importante, a taxa de deformação não foi abordada nesse estudo.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Este trabalho realizou ensaios de tração e compressão. Com o intuito de avaliar as microestruturas formadas foram realizadas análises por meio de microscopia ótica, medidas do alargamento de picos de difração de raios-x, mapeamento de orientação cristalográfica obtida por difração de elétrons retroespalhados (do inglês, *Electron Backscattering Diffraction* - EBSD). A evolução microestrutural foi relacionada com o comportamento mecânico do material e com a respectiva evolução da densidade de maclas. O modelo de Voce – Kocks-Mecking foi utilizado para obter a fração de deformação obtida por escorregamento de discordâncias. A evolução da fração de maclas foi associada ao efeito de Hall-Petch dinâmico. Um modelo que busca integrar as variáveis do fenômeno TWIP, decorendo de forma satisfatória o comportamento mecânico do material, foi desenvolvido. Essa seção apresenta o material e a metodologia utilizada para alcançar o objetivo deste trabalho.

4.1 SELEÇÃO DA LIGA

A variação de tipo e quantidade dos elementos de liga influencia a evolução microestrutural e, conseqüentemente, o fenômeno observado (maclação induzida por deformação), pois pode alterar a energia de falha de empilhamento (EFE) do material e a estabilidade da austenita em temperatura ambiente (LIU; HE; HUANG, 2018; MERIC DE BELLEFON; VAN DUYSSEN; SRIDHARAN, 2017). A partir disso, objetivou-se, na busca por maior entendimento sobre a dinâmica e sobre as variáveis do processo, trabalhar com o mesmo material, reduzindo as possíveis modificações causadas por mudanças nos constituintes da liga. O material escolhido foi o aço 316 LV, de vasta aplicação, com composição e energia de falha de empilhamento (29,6 mJ/m²), apresentadas na Tabela 3. Conforme visto, esse material é considerado um aço avançado de alta resistência desenvolvido para aplicações cirúrgicas e normatizado pela ASTM

316 LV (DAS, 2016b; DE VINCENTIS; AVALOS; KLIAUGA; BROKMEIER *et al.*, 2017).

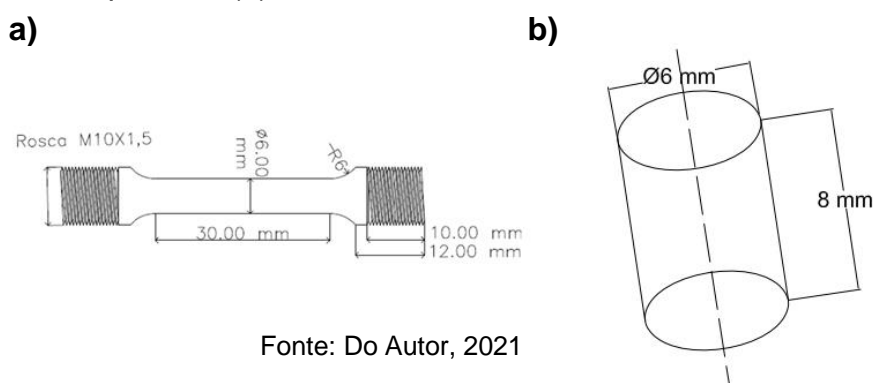
Tabela 3 - Composição do Aço 316L em %p (Villares Metals)

| Composição | C | Cr | Ni | Si | Mo | Mn | Al | Efe (mJ/m ²) |
|------------|-------|----|----|-----|-----|-----|----|-----------------------------|
| 316LV | 0,015 | 17 | 14 | 0,3 | 2,8 | 1,8 | - | 29,6 |

Fonte: de Villares Metals

O material foi adquirido na empresa Villares Metals em formato de tarugos possuindo 10 mm de diâmetro. Após recebido, o aço foi homogeneizado a 1050 °C por 30 minutos em um forno a vácuo sendo, em seguida, resfriado em água. Nesta etapa, enviou-se as barras termicamente tratadas para um centro de usinagem privado (Equitecs) localizada na cidade de São Carlos a fim de que as amostras fossem produzidas. Para dimensionamento das amostras de tração, seguiu-se as normas ASTM E8/E8M, enquanto que, para as amostras de compressão, seguiu-se as recomendações expressas na norma ASTM E9-89a. A Figura 16-a apresenta o corpo de prova utilizado nos ensaios de tração e a Figura 16-b mostra o corpo de prova para os ensaios de compressão.

Figura 16 - Dimensões do corpo de prova para tração (a) e dimensões do corpo de provas para compressão (b)



Fonte: Do Autor, 2021

4.2 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Seguiu-se a Tabela 4 para realização dos ensaios. Os ensaios de tração e de compressão foram conduzidos em uma máquina Instron, modelo 5500R, com carregamento reversível situada no laboratório de ensaios mecânicos do departamento de engenharia de materiais (DEMa) da UFSCar.

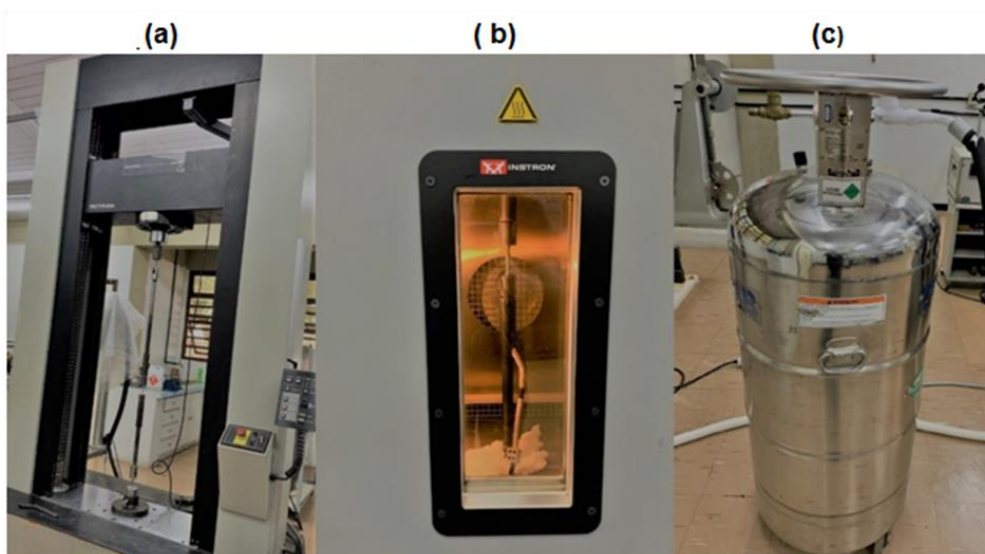
Tabela 4 - Planejamento dos ensaios de tração e compressão

| Taxa de def. (s ⁻¹) | Temp. (°C) | Temp. (°C) | Temp. (°C) | Temp. (°C) | Temp. (°C) | Temp. (°C) |
|---------------------------------|------------|------------|------------|------------|------------|------------|
| 10 ⁻³ | -100 | -50 | Ambiente | 100 | 200 | 300 |

Fonte: Do Autor, 2021

Nos trabalhos a quente e a frio (criogênicos), utilizou-se a câmara isotérmica que acompanha a máquina Instron, ilustrada na Figura 17-a e 17-b. Os ensaios a frio foram realizados com nitrogênio líquido; elemento químico capaz de entregar temperaturas de até -170 °C. O cilindro de armazenamento utilizado está representado na Figura 17-c; Cryofab; modelo CLPB-160.

Figura 17 - Máquina Instron (a) Câmara isotérmica utilizada (b) e cilindro para nitrogênio (c)



Fonte: Do Autor, 2020

4.3 TENSÃO E DEFORMAÇÃO VERDADEIRAS

A redução transversal de área que acontece durante os ensaios de tração (ou o aumento durante os de compressão) não é considerada nas curvas de engenharia, resultando em valores nominais de tensão e deformação. Sabe-se que a tensão e a deformação verdadeira são importantes para caracterizar o comportamento do material e suas respectivas transformações microestruturais durante a deformação. A Figura 18 exibe a curva tensão-deformação verdadeira de um material sob tração. Percebe-se que, a partir do ponto de limite de resistência à tração, a tensão para continuar o ensaio aumenta de forma considerável. É importante ressaltar que a inclinação da curva a partir desse ponto foi excessivamente aumentada para representar, de forma simbólica, o acréscimo de tensão que ocorre a partir da estrição. Em suma, o metal continua a endurecer até a fratura, requerendo um esforço maior para que a deformação continue (DIETER, 1981). Notoriamente, a tensão verdadeira (σ_v) deve ser calculada por medidas instantâneas de carregamento e seção transversal, conforme a Equação 30 a seguir.

$$\sigma_v = \frac{F_i}{A_i} \quad (30)$$

A deformação verdadeira (ϵ_v), de forma análoga, deve ser calculada com base no alongamento instantâneo, sendo definida pela Equação 31 abaixo.

$$\epsilon_v = \ln\left(\frac{l_i}{l_0}\right) \quad (31)$$

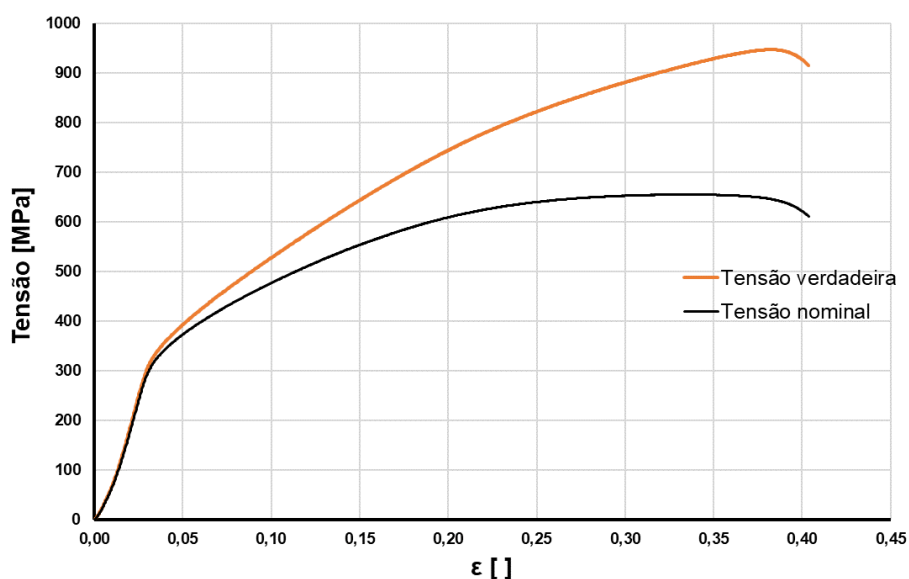
A Figura 18 representa uma comparação genérica entre o comportamento das curvas de engenharia e verdadeira. A curva em verde foi desenhada através da Equação 30 utilizando-se valores instantâneos de força e área. A representação em vinho utiliza os resultados de engenharia ($\sigma_e \epsilon_e$) como variáveis para calcular os valores verdadeiros através das Equações 32 e 33 representadas a

seguir.

$$\sigma_v = (1 + \epsilon_e) \sigma_e \quad (32)$$

$$\epsilon_v = \ln(1 + \epsilon_e) \quad (33)$$

Figura 18 - Comparação entre as curvas de tensão–deformação de engenharia e verdadeira



Fonte: Do Autor, 2020

As equações anteriores (32 e 33) facilitam a aproximação dos valores de engenharia aos valores verdadeiros até o início da estricção (DIETER, 1981).

4.4 MÉTODO DE SUBTRAÇÃO DAS CONTRIBUIÇÕES AO ENCRUAMENTO

Da revisão da literatura observa-se que o efeito dos mecanismos de deformação pode ser descrito como a soma da tensão de escoamento, do encruamento por escorregamento e do encruamento por maclação. Esses três mecanismos sofrem influência da temperatura e da taxa de deformação. Portanto, é possível equacionar essas contribuições separadamente.

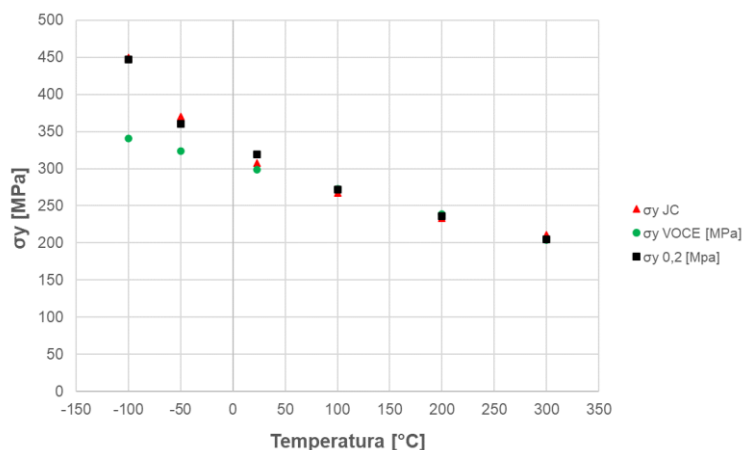
O fator de temperatura da equação de encruamento de Johnson-Cook (Equação 34) foi aplicado para calcular os limites de escoamento σ_0 em função da temperatura.

$$\sigma = \sigma_0 A \left(\frac{T - T_{ref}}{T_{fusão} - T_{ref}} \right)^k \quad (34)$$

Em que T é a temperatura do ensaio, T_{ref} é temperatura de referência, relativa ao nitrogênio líquido (-196 °C), $T_{fusão}$ é a temperatura de fusão do material (aproximadamente 1400 °C). Já A e k são coeficientes obtidos do ajuste linear realizado no gráfico de $\ln(\sigma_y)$ por $T - T_{ref} / T_{fusão} - T_{ref}$.

A Figura 19 mostra o resultado obtido pelo modelo de Johnson-Cook adaptado para o ponto de escoamento. O resultado insatisfatório do ajuste da tensão de escoamento apenas por Voce ocorre porque as variáveis pertencem ao segundo estágio de deformação (estágios B e C da Figura 7-b) e não ao primeiro estágio (próximo ao escoamento). Com esse ajuste feito (de Johnson-Cook), obtêm-se os gráficos esperados do comportamento do material para todas as temperaturas estudadas excluindo-se a influência do mecanismo de maclação sobre a curva.

Figura 19 - Avaliação dos limites de escoamento obtidos na tração para todas as temperaturas de -100, -50, ambiente, 100, 200 e 300 °C e taxa de 10^{-3} s^{-1} . Ajuste de Voce, Johnson-Cook e curva experimental.



Fonte: Do Autor, 2021

Para separar a contribuição do fenômeno de maclação do mecanismo de deformação por deslizamento de discordâncias utilizou-se as equações de Voce (Equação 11, repetida a baixo para facilitar a leitura).

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_s(1 - \exp(-C\varepsilon)) \quad (11)$$

As constantes desse equacionamento foram determinadas a partir das curvas de taxa de encruamento por tensão e com a analogia de Kocks-Mecking (Equações 35 e 36).

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \Theta = \Theta_0 \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_s}\right) \quad (35)$$

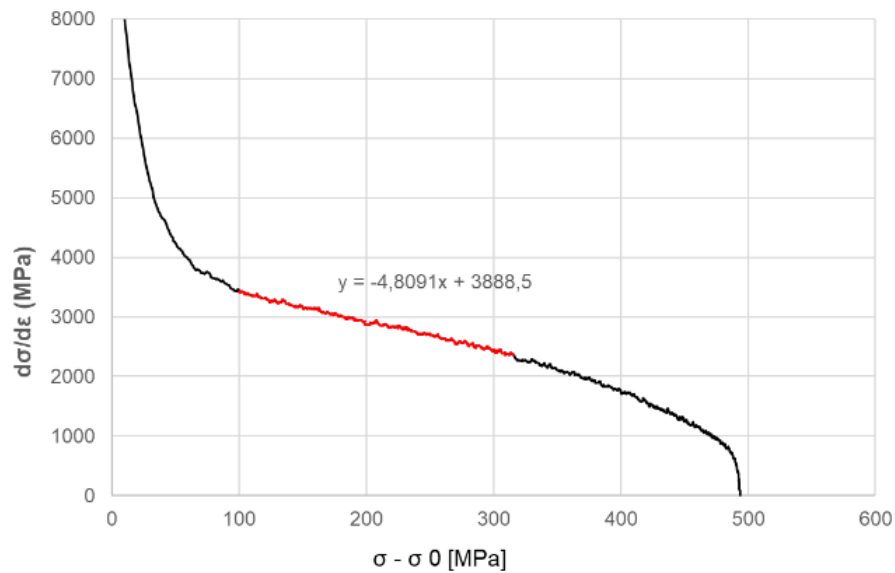
$$\Theta = -\sigma_s C \left(1 - \frac{\sigma}{\sigma_s}\right) \quad (36)$$

Analisando a forma da curva de taxa de encruamento (Figura 20) foi possível distinguir a temperatura de transição entre a maclação e o escorregamento simples. A variação das constantes C , e σ_s em função da temperatura para a faixa 100, 200 e 300 °C, em que predomina a deformação por escorregamento de discordâncias, foi utilizada para projetar a curva na região de comportamento TWIP. Da equação 33 e 34 chega-se na Equação 37, abaixo.

$$\sigma_s = -\frac{\Theta_0}{C} \quad (37)$$

Assim, Θ_0 é a taxa inicial de encruamento e pode ser obtida através do gráfico de taxa de encruamento por tensão na região plástica (linear). A equação de Voce pode ser relacionada com a aproximação de K-M a partir de sua forma diferencial (SAINATH; CHOUDHARY; CHRISTOPHER; ISAAC SAMUEL *et al.*, 2015). A Figura 20 mostra um exemplo de curva de taxa de encruamento com a linearização do estágio B para os dados de ensaio sob tração a 200 °C.

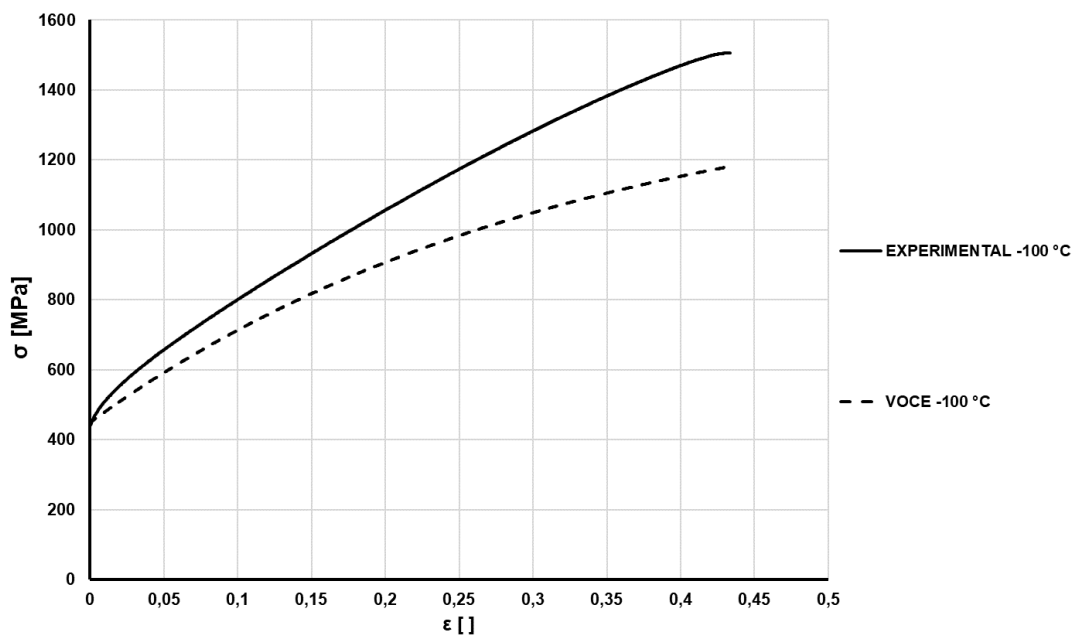
Figura 20 - Curva da taxa de encruamento do material na tração, 200 °C e taxa de 10^{-3} s^{-1} (simbólica)



Fonte: Do Autor, 2021

A Figura 21 mostra um exemplo de aplicação do princípio da somatória de tensões no efeito TWIP para o ensaio de tração realizado a -100 °C e 10^{-3} s^{-1} .

Figura 21 - Curva tensão-deformação a -100 °C experimental e teórica (sem o efeito da maclação) a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}



Fonte: Do Autor, 2021

4.5 FRAÇÃO MACLADA

Um ponto central das discussões sobre o fenômeno de maclação e sobre as respectivas variáveis que influenciam a transformação é a quantificação porcentual da região maclada em relação à área ou volume analisado do material. A cinética da transformação (e conseqüentemente da fração maclada) é afetada por diversos fatores, sendo alguns deles: temperatura de trabalho, taxa de deformação, tamanho de grão inicial, composição do material e estado de tensão. Os modelos propostos, sem exceção, para indicar o comportamento de materiais que possuem transformação TWIP são baseados em equações de evolução do volume de maclas, conforme visto na parte anteriormente.

Entre essas, Olsen e Cohen (BOUAZIZ, 2012; OLSON; COHEN, 1975) propuseram a expressão mais conhecida e utilizada (Equação 19). Com base em curvas semelhantes à apresentada na Figura 21 calculou-se a diferença (subtração) entre a tensão experimental e a tensão de Voce. Em seguida, o resultado obtido foi transformado em um porcentual relativo a maior diferença. O valor máximo admitido de maclação é atingido quando a diferença entre a tensão de Voce e a experimental é máxima, ou seja, no momento em que a maclação atinge seu ponto de saturação. Portanto, no ponto de saturação, temos que $e^{-(m\varepsilon)} \rightarrow 0$ e $f(\varepsilon) = f_{\text{máx}}$. A curva gerada pela subtração das tensões representa o formato da curva de evolução do volume de maclas, ou melhor, a exponencial da Equação 17 (de Olsen e Cohen).

A fração máxima de maclas é obtida por meio da Equação 38, abaixo, considerando-se a espessura média das maclas (e) constante e igual a $1 \mu\text{m}$. O caminho livre médio (Λ) pode ser estimado por meio da microscopia óptica (MO) e pela difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

$$f = \frac{2e}{\Lambda + 2e} \quad (38)$$

4.6 ANÁLISE METALOGRAFICA

As observações por meio de microscopia óptica foram realizadas em todas as amostras previamente ensaiadas. Para a realização da análise metalográfica as amostras de aço inoxidável 316 LV foram inicialmente embutidas em baquelite condutora e posteriormente lixadas utilizando as lixas de 120#, 150#, 320#, 400#, 600#, 1200#. Para a etapa de polimento, antecedente ao ataque químico, efetuou-se o polimento mecânico com um disco abrasivo de 5 μm . Na sequência, atacou-se os materiais com água régia (3 HCl, 1 HNO₃ e gotas de H₂SO₄). A técnica empregada visa não só auxiliar na quantificação do volume maclado, mas também comprovar as mudanças que ocorrem na textura do material de acordo com o aumento da deformação em determinadas temperaturas de trabalho.

4.7 DIFRAÇÃO DE RAIOS X E ANÁLISE POR WILLIAMSON-HALL

A difração de raios x é uma técnica amplamente utilizada para caracterização de estruturas cristalinas. O emprego desse método permite mensurar a densidade de discordâncias presente no material, identificar e quantificar as fases existentes, determinar a formação de maclas e o tamanho médio do cristalito (DA FONSECA FILHO; DE CARVALHO LOPES, 2014). As análises foram realizadas no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) da UFSCar por meio de um difratômetro Bruker D8 Advance Eco; radiação K α Cu ($\lambda=0,1540562$ nm); operando à 25 mA e 40kV; faixa de varredura de 20° a 120°. Os resultados obtidos foram tratados no X'pertHigh Score individualmente com background granularity em 47, bending factor 0, ajuste strip k-alpha 2 e smooth lowpass 15.

Em seguida, avaliou-se os picos tratados pela metodologia modificada de Williamson Hall (UNGÁR; DRAGOMIR; RÉVÉSZ; BORBÉLY, 1999). A Equação 39 exprime a abordagem clássica de Williamson Hall e a Equação 40 representa a versão simplificada da análise a partir de uma aproximação de segunda ordem.

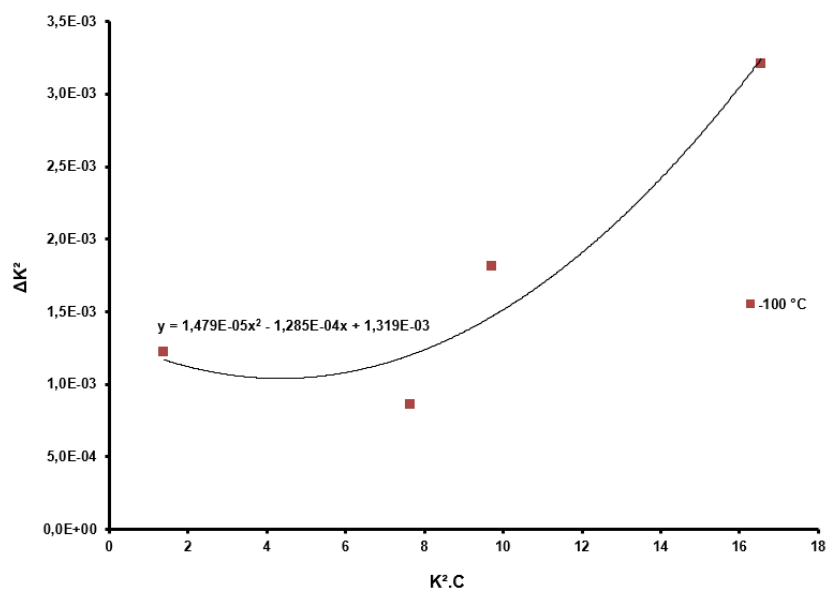
$$\Delta K = \alpha + \epsilon K \quad (39)$$

$$\Delta K^2 = \left(\frac{0,9}{D}\right)^2 + \frac{(\pi M^2 b^2)}{2} \rho K^2 C + O K^4 C^2 \quad (40)$$

É sabido que $\Delta K = \beta \cos(\theta) / \lambda$, $K = 2 \sin(\theta) / \lambda$ e $\beta = \pi M^2 b^2 \rho^2$ (BOLMARO; AVALOS; DE VINCENTIS; KLIAUGA *et al.*, 2014; UNGÁR; DRAGOMIR; RÉVÉSZ; BORBÉLY, 1999). O terceiro termo (O) da equação apresentada está relacionado à flutuação dos valores de densidade de discordâncias e é desprezado, pois é ínfimo quando comparado ao segundo termo $\left(\frac{\pi M^2 b^2}{2} \rho\right)$ (TAKAKI; MASUMURA; TSUCHIYAMA, 2018).

A partir da abordagem prevista na Equação 40 e do gráfico gerado na Figura 22, tornou-se possível avaliar o parâmetro ρ , que indica a densidade de discordâncias, e D , que indica o tamanho do cristalito (BOLMARO; AVALOS; DE VINCENTIS; KLIAUGA *et al.*, 2014; UNGÁR; DRAGOMIR; RÉVÉSZ; BORBÉLY, 1999). O parâmetro M relaciona a distribuição espacial das discordâncias no cristalito. Quando $M \gg 1$, as discordâncias são acompanhadas por campos de deformação de longo alcance; quando $M = 1$, as discordâncias estão distribuídas de forma homogênea e regular no cristalito; quando $M \ll 1$, as discordâncias estão associadas a campos de deformação de curto alcance (WU; KISI; GRAY, 1998). A Figura 22 mostra o ajuste de segunda ordem realizado nos pontos e a subsequente obtenção dos parâmetros presentes na Equação 40.

Figura 22 - Ajuste polinomial de segunda ordem realizado nos dados de largura de pico provenientes dos difratogramas de difração de raios x.

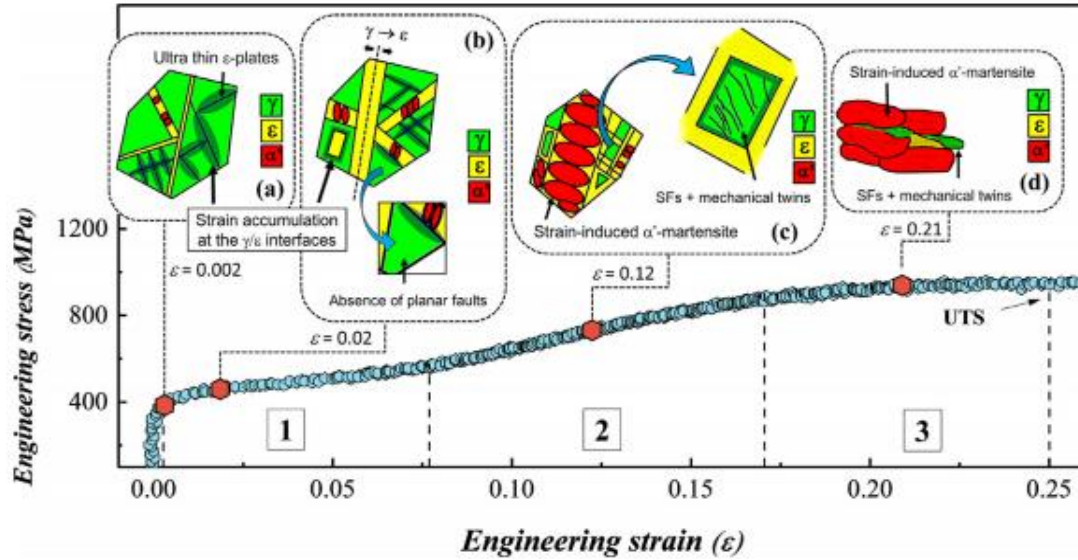


Fonte: Do Autor, 2021

4.8 QUANTIFICAÇÃO DO VOLUME DE MARTENSITA

A avaliação da quantidade de martensita ϵ existente nas amostras ensaiadas seguiu a padronização prevista na ASTM E975-13, que dita as diretrizes para quantificar a quantidade de austenita retida, e na SAE TECHNICAL PAPER SERIES 800426 (JATCZAK, 1980). A martensita hexagonal ϵ paramagnética é uma fase que concorre com a maclação induzida por deformação mecânica. Souza Filho et al. (FILHO; DUTTA; JUNIOR; LU *et al.*, 2020) avaliou a transição $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ e de maclação, confirmando que a primeira é preferencial a segunda em grãos micrométricos. No entanto, para grãos nanométricos (em deformações intermediárias e altas), a maclação mecânica e a formação de falhas de empilhamento prevalecem. A Figura 23 é uma representação esquemática da transição apresentada. Utilizou-se as Equações 41 e 42 para quantificar o volume (V_i) de cada fase (austenítica e martensítica) a partir dos difratogramas obtidos por raios-x.

Figura 23 - Representação esquemática da evolução microestrutural prevista por Souza Filho et al.



Fonte: Adaptado de (FILHO; DUTTA; JUNIOR; LU et al., 2020)

$$R_{hkl} = \frac{1}{V^2} \left[|F^2| p \left(\frac{1 + \cos^2(2\theta)}{\sin^2(\theta) \cos(\theta)} \right) \right] e^{-2M} \quad (41)$$

$$V_i = \frac{\frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_A^f}{R_A^f}}{\frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_A^f}{R_A^f} + \frac{1}{n} \sum_1^n \frac{I_M^f}{R_M^f}} \quad (42)$$

O fator R representa a intensidade teórica para o respectivo plano hkl. O fator de Lorentz é o termo entre parênteses da Equação 41, F é o fator referente à estrutura cristalina, p referente à multiplicidade dos planos cristalinos, V é o volume da célula unitária e e^{-2M} a exponencial que corresponde ao fator de temperatura. As variáveis I_A e I_M , da Equação 42, são as intensidades dos picos de austenita e martensita, respectivamente, medidas por meio do ajuste realizado via X'PertHighScore (JATCZAK, 1980).

4.9 DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD)

As varreduras de EBSD foram obtidas na direção paralela ao eixo de deformação, nas mesmas amostras utilizadas para a metalografia; foram previamente polidas eletroliticamente em solução 60t% H₃PO₄ e 40t% H₂SO₄ aplicando-se uma tensão de 40V for 30s

As análises de EBSD foram realizadas em parceria com o Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Estadual de Ponta Grossa (UEPG) utilizando um microscópio SEM-FEG Tescan Mira 3. Foi utilizado um passo de varredura de 0.4µm e uma voltagem de aceleração de elétrons de 15 kV.

4.10 MICRODUREZA VICKERS

As amostras de compressão e tração foram submetidas a medições de microdureza Vickers. Antes da quantificação, lixou-se o material e, em seguida, realizou-se polimento mecânico em um disco de 5 µm. Os ensaios foram conduzidos em um equipamento Stiefelmayer KL 2 com HV de 0,3, gerando 2,941 N de força. Nas amostras de tração, as medições foram realizadas de forma aleatória, enquanto que, nas amostras de compressão, os valores foram medidos na região central e nas extremidades da amostra (HAZRA;GAZDER; PERELOMA, 2009).

As medidas de dureza podem ser correlacionadas com a densidade de discordâncias através da relação de Taylor modificada. Em aços, a relação entre tensão de escoamento e dureza Vickers é de aproximadamente 3,5. Taylor (TAYLOR, 1934) sugere a seguinte relação para o aço IF (Equação 43):

$$\rho = \frac{1}{13,5} \left(\frac{H_V - H_{V0}}{M\alpha Gb} \right) \quad (43)$$

Com isso, pode-se estimar a densidade de discordâncias a partir das medições de dureza ou por meio das tensões obtidas nos ensaios de tração.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 PROPRIEDADES DO MATERIAL E COMPORTAMENTO DA CURVA TENSÃO-DEFORMAÇÃO

As Tabelas 5 e 6 apresentam as propriedades mecânicas do material obtidas via ensaios de tração e compressão para as temperaturas de -100 °C a 300 °C. Os resultados evidenciam o excelente comportamento do aço 316 LV para aplicações com baixa temperatura, pois houve ganho significativo de resistência e ductilidade com a diminuição da temperatura de ensaio. Na tração, o material apresentou um limite de resistência (σ_u) máximo de 1472 MPa e falhou a uma deformação real de 0,46 (ϵ_u) quando ensaiado a -100 °C.

Para o estado de compressão, avaliou-se até a deformação de 0,6 para todas as temperaturas, resultando no mesmo comportamento benéfico observado durante a tração para o limite de resistência. Diversos autores relacionaram essa resposta com a densidade de maclas existente, indicando que contornos de maclas podem melhorar a ductilidade e endurecer o material (CAO; WANG; CHEN; LIAO *et al.*, 2013; NIU; HAN, 2013).

De fato, a formação de maclas em escala nanométrica tem o efeito de redução do caminho livre médio para a movimentação de discordâncias e, por conseguinte, aumenta a resistência do material. Esse processo é similar ao mecanismo de endurecimento previsto pela equação de Hall-Petch. Por outro lado, o acréscimo de ductilidade é entendido pela capacidade de armazenamento de discordâncias ao passo que o volume de maclas aumenta.

Tabela 5 - Resultados dos ensaios de tração no material 316 LV, taxa de deformação de 10^{-3} s e temperatura de -100 a 300 °C

| AMOSTRA | σ_y (MPa) | σ_u (MPa) | ϵ_u | dureza (HV) |
|-----------------|------------------------------------|------------------------------------|--------------------------------|--------------------|
| -100 | 447 | 1472 | 0,46 | 406 |
| -50 | 360 | 1243 | 0,45 | 364 |
| AMBIENTE | 319 | 950 | 0,38 | 343 |
| 100 | 272 | 829 | 0,33 | 298 |
| 200 | 236 | 734 | 0,31 | 298 |
| 300 | 205 | 702 | 0,29 | 284 |
| TT | - | - | - | 218 |

Fonte: Do Autor, 2021

Tabela 6 - Resultados dos ensaios de compressão no material 316 LV, taxa de deformação de 10^{-3} s e temperatura de -100 a 300 °C

| AMOSTRA | σ_y (MPa) | σ_u (MPa) | ϵ_{total} | dureza (HV) |
|-----------------|------------------------------------|------------------------------------|--------------------------------------|--------------------|
| -100 | 420 | 1008 | 0,61 | 446 |
| -50 | 356 | 986 | 0,63 | 430 |
| AMBIENTE | 287 | 837 | 0,93 | 414 |
| 100 | 262 | 753 | 0,9 | 398 |
| 200 | 238 | 660 | 1 | 368 |
| 300 | 204 | 620 | 1 | 352 |
| TT | - | - | - | 218 |

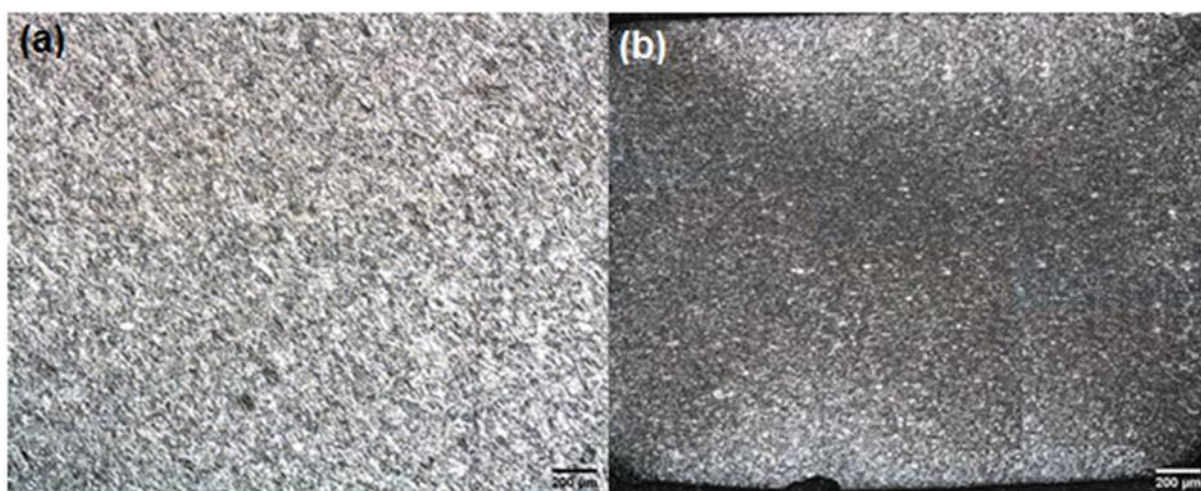
Fonte: Do Autor, 2021

A dureza do material é maior para o estado de compressão, apesar do limite de resistência ser menor. Isso ocorre porque o estado de tensão tem um papel importante durante a deformação do aço. Na tração, a deformação é homogênea em todo o material, apresentando, por consequência, um volume de maclação homogêneo por todo o corpo de prova.

Para compressão, observa-se o embarrilamento da amostra por causa do atrito existente entre a ferramenta de compressão e o material. Na Figura 24-b nota-se a concentração da deformação na região central da amostra enquanto que, na região próxima a de interface com a ferramenta, a deformação final é

muito menor e o valor de dureza medido se aproxima ao do material recozido. Portanto, a distribuição da deformação na compressão é heterogênea e a tensão medida no ensaio é resultado da média das distorções existentes entre as regiões de alta e baixa deformação. Isso justifica a discrepância entre os valores de tensão e dureza para essas amostras.

Figura 24 - Comparação metalográfica entre a amostra de tração (a) e compressão(b)

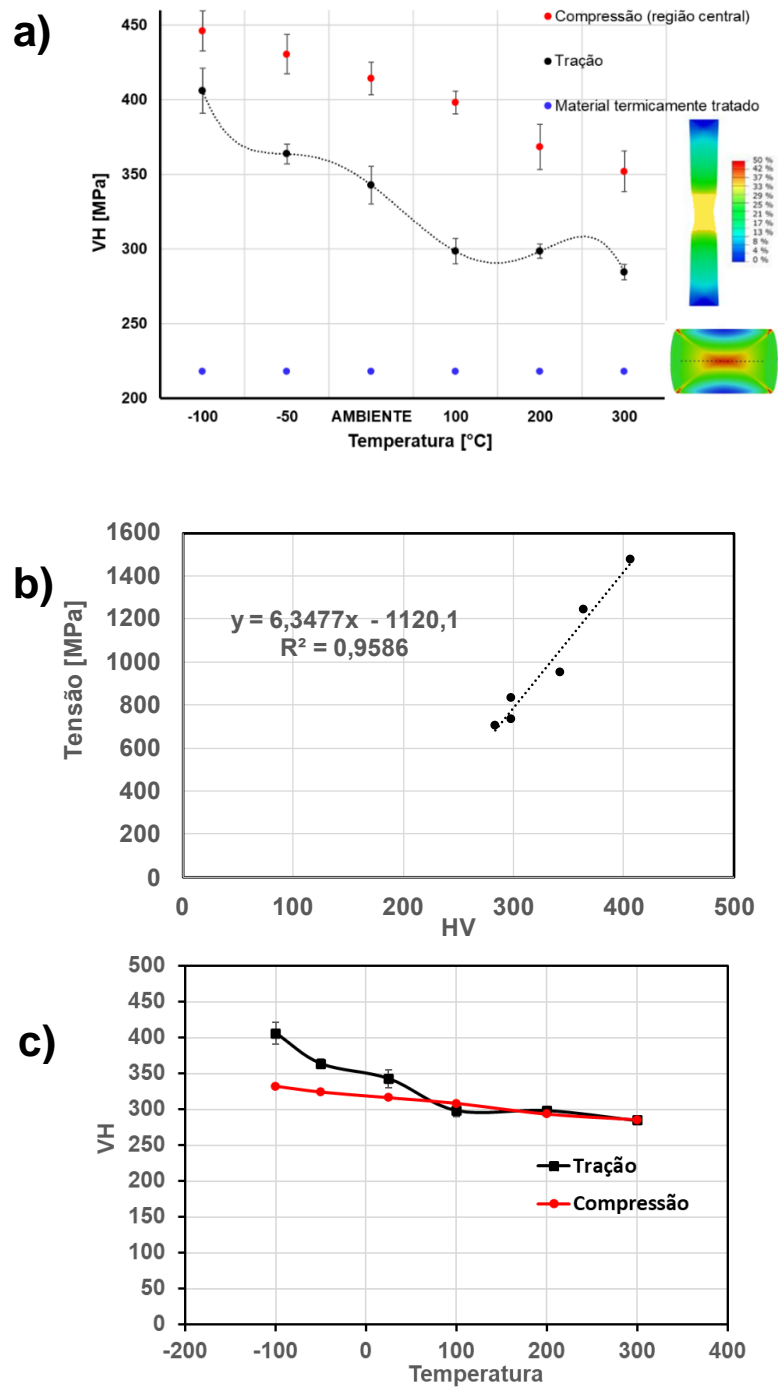


Fonte: Do Autor, 2022

A Figura 25-a compara os valores de dureza medidos ao longo das amostras de tração, no centro das amostras de compressão e na região próxima à ferramenta das amostras de compressão (região de atrito). A dureza das amostras de tração foi correlacionada com o limite de resistência na Figura 25-b e observa-se que a relação entre as duas medidas é linear. Fazendo a correlação entre dureza e tensão para as medidas de dureza em compressão, obtêm-se que o valor de tensão medido corresponde a uma proporção aproximada de 50% entre a região mais deformada e a menos deformada.

A Figura 25-c compara a medida de dureza e evidencia que na tração ocorreu um maior endurecimento médio abaixo de 100 °C em comparação à compressão e que, além disso, acima dessa temperatura o valor médio de dureza é igual para as duas condições de deformação.

Figura 25 - Medidas de microdureza Vickers das amostras de tração e compressão sujeitas a temperaturas de ensaio de -100, -50, 100, 200 e 300 °C a uma taxa de 10⁻³ s⁻¹. (a) Medidas obtidas na seção transversal ao eixo de sollicitação (b) correlação entre medida de dureza e limite de resistência na tração, (c) comparação entre valores de dureza médios na tração e na compressão.

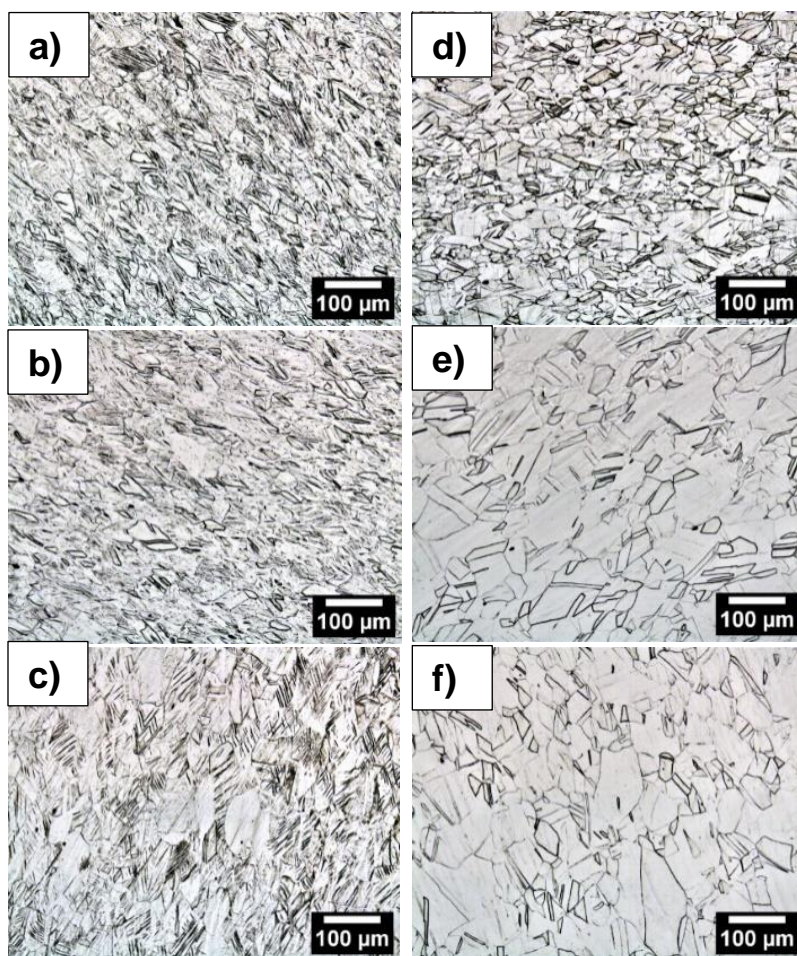


Fonte: Do Autor, 2022

5.2 EVOLUÇÃO DA MICROESTRUTURA

A Figura 26, abaixo, apresenta a microestrutura das amostras de tração após a falha do material em diferentes temperaturas. Observa-se que a quantidade de maclas de deformação aumenta com a diminuição de temperatura. Todavia, não há, aparentemente, alterações no volume de maclas de recozimento. A evolução da microestrutura com a temperatura pode ser explicada pela diminuição da energia de falha de empilhamento que ocorre com o resfriamento, pois ao diminuir-se a probabilidade de recombinar discordâncias parciais, aumentam-se as chances de produzir maclas por deformação.

Figura 26 - Evolução da micrografia com aumento de 200X para tração, taxa de deformação de 10^{-3}s^{-1} ; (a) -100 °C; (b) -50 °C; (c) ambiente °C; (d) 100 °C; (e) 200 °C; (f) 300 °C com escala de 100 μm (Do autor, 2021)



Fonte: Do Autor, 2022

Para o estado de compressão, a microestrutura observada por microscopia óptica não apresenta evolução clara como na tração, pois a não homogeneidade da deformação durante a compressão favorece o aparecimento de maclas primárias e secundárias em algumas direções prioritariamente. A metalografia indica que o fenômeno TWIP ocorreu abaixo de 100 °C para o aço estudado. A subdivisão do grão causada pela redução da temperatura de ensaio é a responsável por garantir o aprimoramento das propriedades mecânicas evidenciadas no tópico anterior. A ductilidade do material é aumentada por causa da capacidade de acumular discordâncias à medida que o volume de maclas aumenta. Já o aumento do limite de resistência à tração ocorre devido ao efeito Hall-Petch proporcionado pela subdivisão do grão. Na compressão a metalografia não foi capaz de diferenciar de forma clara as maclas de deformação e uma melhor identificação dessas regiões foi realizada pela análise de EBSD.

5.3 DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS (EBSD)

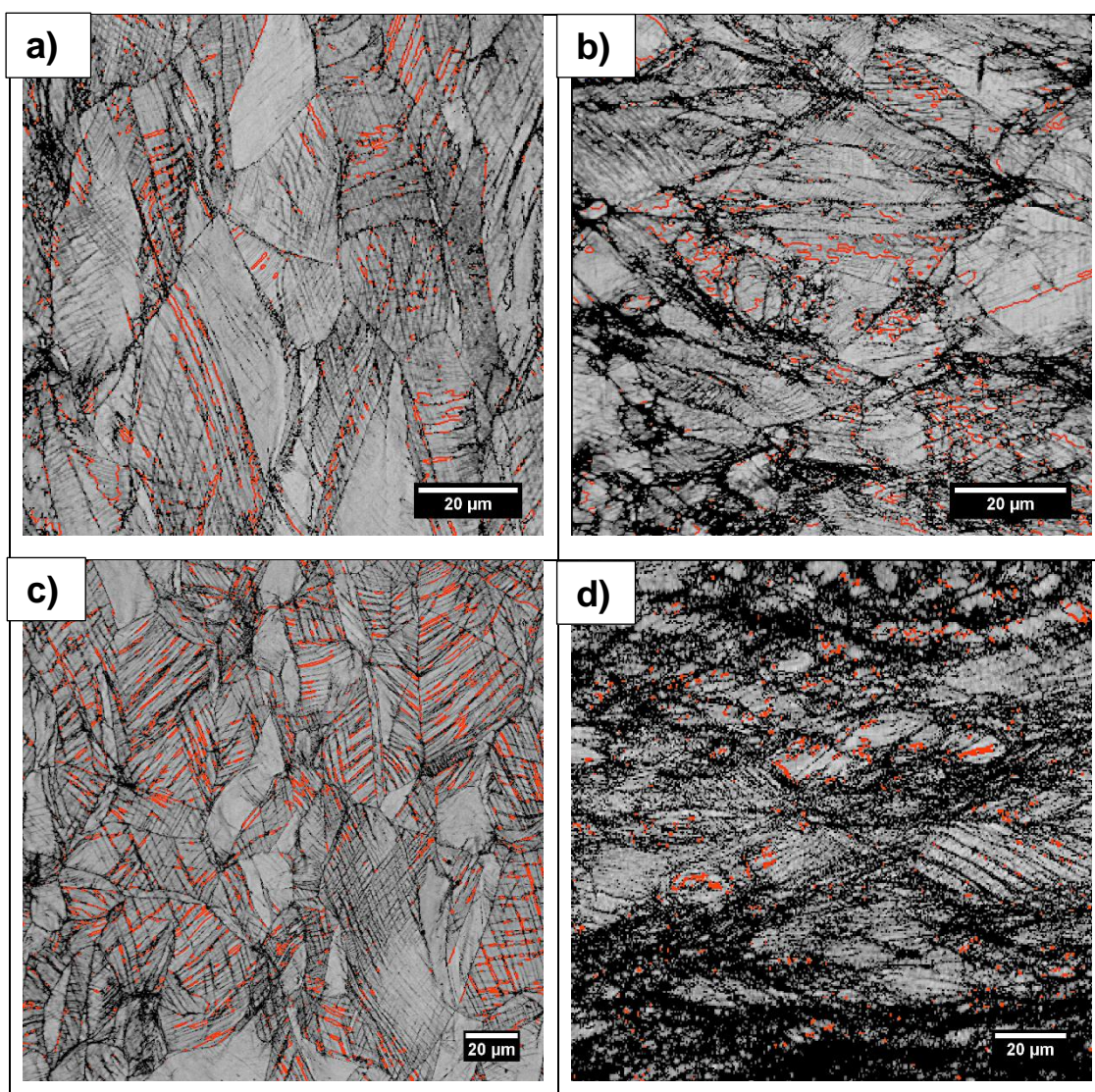
Na Figura 27 são apresentados os mapas de contraste de indexação obtidos por EBSD. A indexação automática de contornos de macla realizada teve dificuldade em identificar a maioria dos contornos, pois essas interfaces possuem largura da ordem de magnitude de 10 nm, menor que o passo de varredura de 0,4 µm (DE VINCENTIS; AVALOS; KLIAUGA; BROKMEIER *et al.*, 2017).

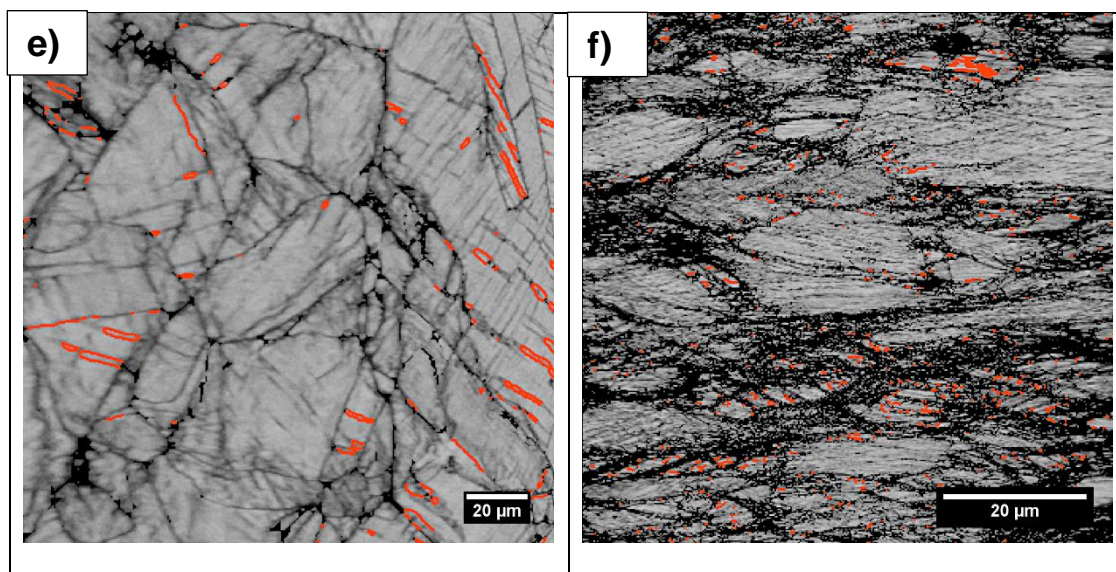
A indexação funciona de maneira satisfatória quando bandas de maclas (empilhamentos), que são mais espessas, se formam. As amostras de tração apresentaram maior número de interfaces indexadas do que as amostras de compressão. Para levantar a fração maclada foi feita uma medida de interceptos de linha, calculado o livre caminho médio Λ e a fração de maclas f seguindo a Equação 44 repetida abaixo:

$$f = \frac{2e}{\Lambda + 2e} \quad (44)$$

A Tabela 7 apresenta esses resultados. A estimativa de maclas na compressão está sob à formação de bandas de cisalhamento (regiões de concentração de deformação típicas desse modo de deformação) e apresentaram menor contraste, motivo pelo qual não foram contabilizadas.

Figura 27 - Imagens de contraste de banda para o AISI 316LV nas temperaturas de a) tração a -100°C / $25,6\text{mJ/m}^2$; b) compressão a -100°C / $25,6\text{mJ/m}^2$; c) tração a 50°C / $28,1\text{mJ/m}^2$; d) compressão a -50°C / $28,1\text{mJ/m}^2$; e) tração a 25°C (RT) / $31,9\text{mJ/m}^2$; f) compressão a 25°C (RT) / $31,9\text{mJ/m}^2$. As maclas indexadas via software Atex estão indicadas pelas linhas vermelhas.





Fonte: Do Autor, 2022

Tabela 7 Valores do caminho livre médio e da fração maclada máxima obtidos por meio de medições de MO e EBSD para todas as temperaturas ensaiadas; utilizou-se a Equação 44. Não foi possível estimar a fração maclada para o modo de compressão por meio do método experimental utilizado.

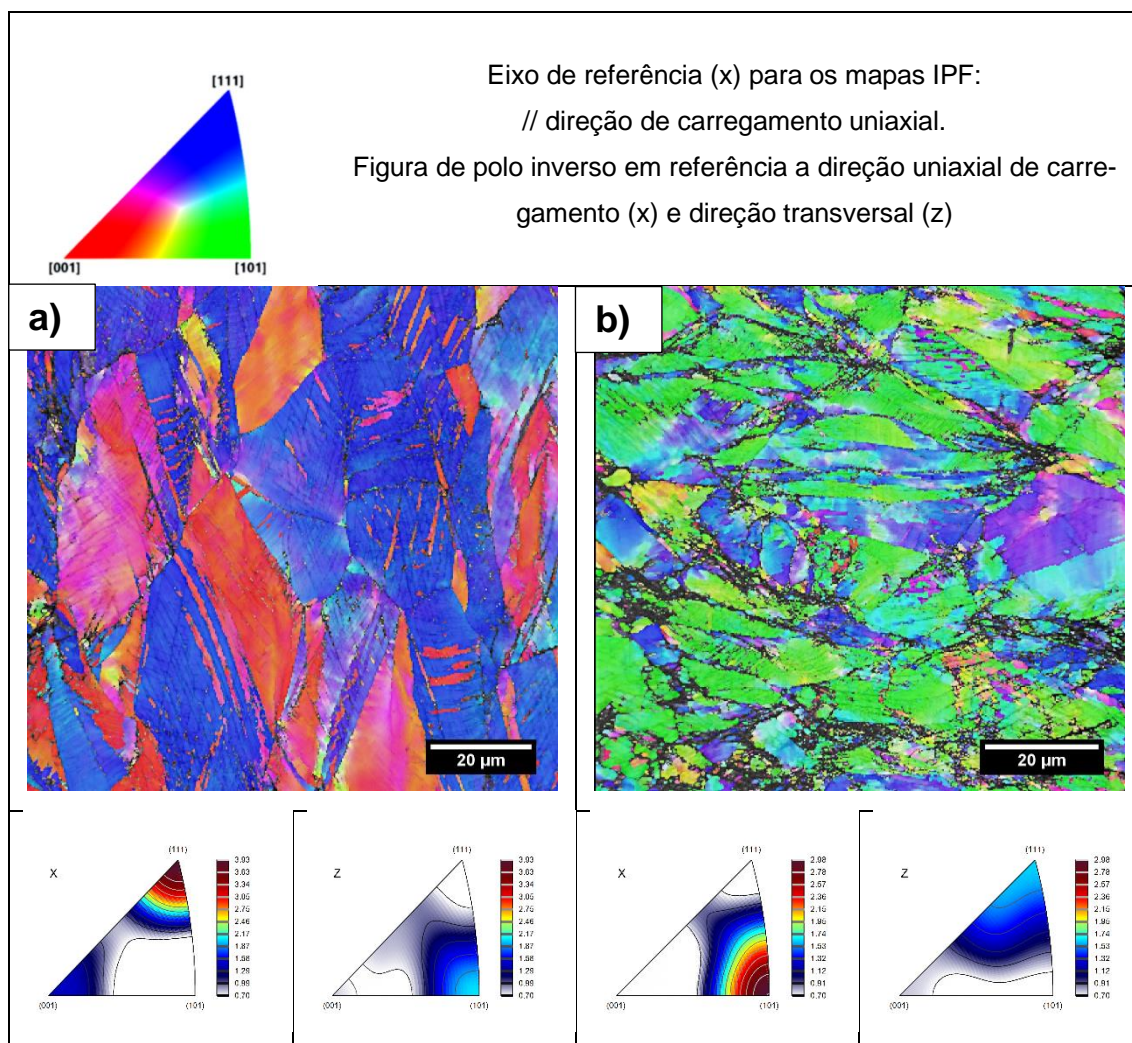
| Temperatura (°C) | Caminho livre médio (μm) | Fração maclada (tração) | Fração maclada (compressão) |
|------------------|--------------------------|-------------------------|-----------------------------|
| -100 | 1,6 | 55 | - |
| -50 | 4,7 | 30 | - |
| 25 | 9,2 | 18 | - |
| 100 | 13,9 | 12 | - |
| 200 | 20,2 | 9 | - |
| 300 | 26,4 | 7 | - |

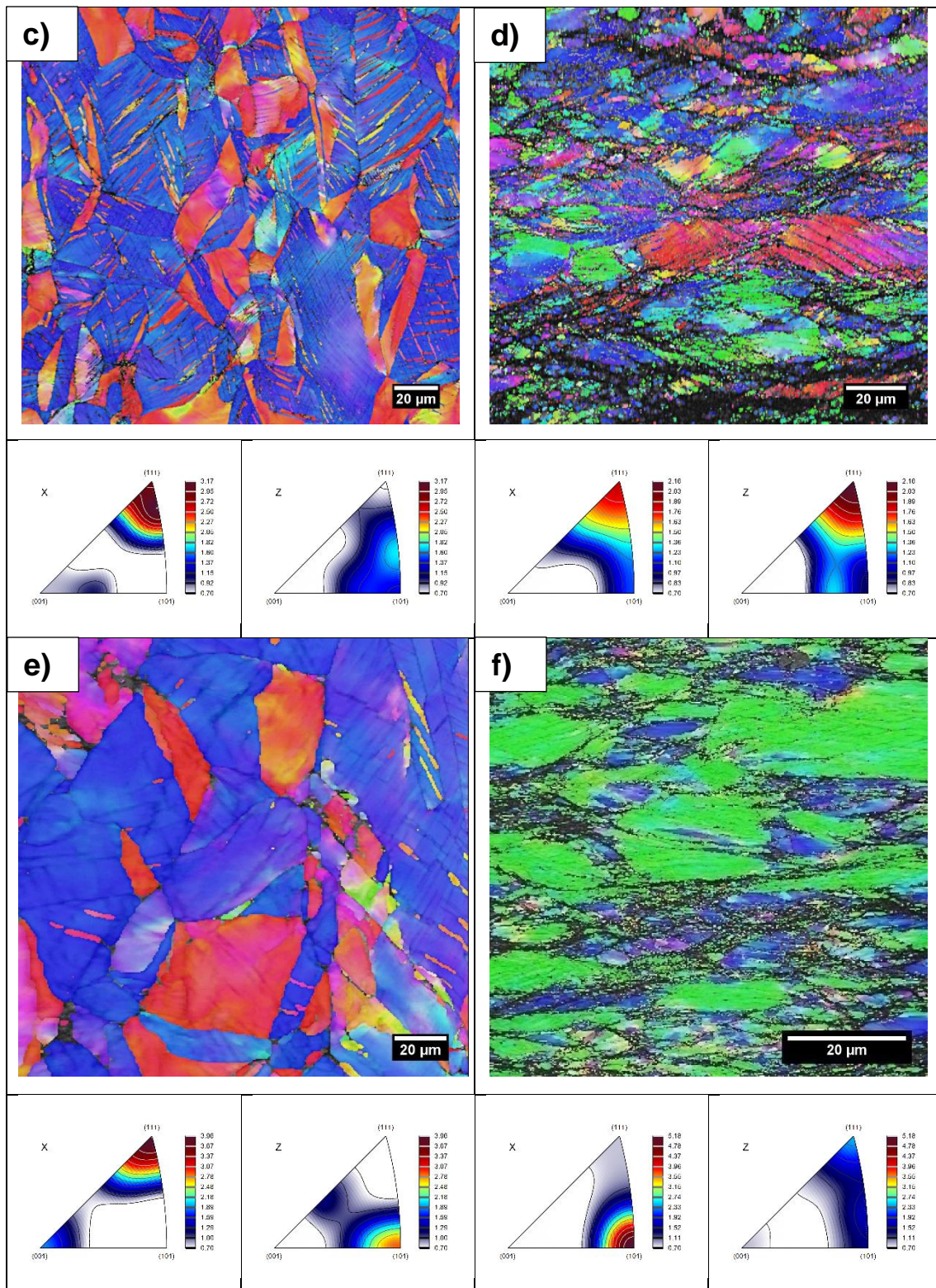
Fonte: Do Autor, 2020.

Realizou-se também a medida de orientação cristalográfica apresentada na Figura 28. Existe, em relação ao eixo de deformação, uma textura predominante na direção $[1\ 1\ 1]$ quando o material está sob tração e $[1\ 0\ \bar{1}]$ quando está sob compressão. Essas direções, ortogonais entre si, mostram que os polos dos planos $\{111\}$ estão orientados na direção de expansão dos grãos (ou seja, da maior deformação positiva), como mostram os mapeamentos de orientação

crystallográfica com relação ao eixo de deformação e as figuras de polo inverso com relação aos eixos de deformação (x) e transversal (z).

Figura 28 - Mapas IPF para o aço 316LV tendo como referência o eixo de deformação (x) normal de acordo com a direção transversal (z). a) tração a -100°C / $25,6\text{mJ/m}^2$; b) compressão a -100°C / $25,6\text{mJ/m}^2$; c) tração a -50°C / $28,1\text{mJ/m}^2$; d) compressão a -50°C / $28,1\text{mJ/m}^2$; e) tração a 25°C (RT) / $31,9\text{mJ/m}^2$; f) compressão a 25°C (RT) / $31,9\text{mJ/m}^2$





Fonte: Do Autor, 2022

A deformação pode ocorrer utilizando o sistema de escorregamento $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ ou o escorregamento das parciais associada ao sistema $\{111\}$ $\langle 1\bar{2}1 \rangle$. O

fator de Schmidt (m) determina a relação entre uma tensão externa aplicada a um sistema cristalino e a projeção dessa tensão sobre o sistema de escorregamento. Os fatores de Schmidt para a tensão normal paralela às direções $\langle 111 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$ estão apresentados na Tabela 8.

Se a maclação é favorecida, o fator é maior para o escorregamento de discordâncias parciais ($m_{\text{macla}} > m_{\text{esc}}$). O maior fator de Schmidt para maclação nas amostras de tração é 0,94 quando $x // \langle 111 \rangle$ ao passo que, para a condição de deslizamento, é de 0,28. Em compressão, a orientação principal é $x // \langle 110 \rangle$ e o fator de Schmidt para maclação é de 0,47 enquanto que, para a deformação por deslizamento de discordâncias, é de 0,41.

Tabela 8 Valores do fator de Schmidt calculados para os sistemas de escorregamento $\{111\} \langle 110 \rangle$ e $\{111\} \langle \bar{1}\bar{2}1 \rangle$

| Direção da força | Plano de escorregamento | | | Direção de escorregamento | | | Fator de Schmidt m_{esc} | Parcial 1 | | | Parcial 2 | | | Fator de Schmidt (m_{macla}) | |
|------------------|-------------------------|----|----|---------------------------|----|-----|-----------------------------------|-----------|-------|-------|-----------|-----|-------|---|-------|
| | (h | k | l) | [u | v | w] | | [u1 | v1 | w1] + | [u2 | v2 | w2] | m_1 | m_2 |
| 111 | 1 | -1 | -1 | 0 | -1 | 1 | -0.28 | 1 | -1 | 2 | -1 | -2 | 1 | -0.16 | 0.16 |
| | 1 | -1 | -1 | 1 | 0 | 1 | -0.28 | 1 | -1 | 2 | 2 | 1 | 1 | -0.156 | -0.31 |
| | 1 | -1 | -1 | 1 | 1 | 0 | 0 | 1 | 2 | -1 | 2 | 1 | 1 | -0.16 | -0.31 |
| | 1 | 1 | 1 | 0 | -1 | 1 | 0 | 1 | -2 | 1 | -1 | -1 | 2 | 0 | 0 |
| | 1 | 1 | 1 | -1 | 0 | 1 | 0 | -2 | 1 | 1 | -1 | 2 | -1 | 0 | 0 |
| | 1 | 1 | 1 | -1 | 1 | 0 | -0.28 | -1 | 2 | 1 | 1 | 1 | 2 | 0.47 | 0.94 |
| | -1 | -1 | 1 | 0 | 1 | 1 | -0.28 | -1 | 2 | 1 | 1 | 1 | 2 | -0.16 | -0.31 |
| | -1 | -1 | 1 | 1 | 0 | 1 | 0 | 2 | -1 | 1 | 1 | 1 | 2 | -0.16 | -0.31 |
| | -1 | -1 | 1 | -1 | 1 | 0 | -0.28 | -1 | 2 | 1 | -2 | 1 | -1 | -0.16 | 0.16 |
| | -1 | 1 | -1 | 0 | 1 | 1 | 0 | -1 | 1 | 2 | -2 | -1 | 1 | -0.16 | 0.16 |
| | -1 | 1 | -1 | -1 | 0 | 1 | -0.28 | -1 | 1 | 2 | -2 | -1 | 1 | -0.16 | 0.16 |
| -1 | 1 | -1 | 1 | 1 | 0 | 0 | 2 | 1 | -1 | 1 | 2 | 1 | -0.16 | -0.31 | |
| Direção da força | Plano de escorregamento | | | Direção de escorregamento | | | Fator de Schmidt m_{esc} | Parcial 1 | | | Parcial 2 | | | Fator de Schmidt (m_{macla}) | |
| (h | k | l) | [u | v | w] | [u1 | | v1 | w1] + | [u2 | v2 | w2] | m_1 | m_2 | |
| 110 | 1 | -1 | -1 | 0 | -1 | 1 | 0 | 1 | -1 | 2 | -1 | -2 | 1 | 0 | 0 |
| | 1 | -1 | -1 | 1 | 0 | 1 | 0 | 1 | -1 | 2 | 2 | 1 | 1 | 0 | 0 |
| | 1 | -1 | -1 | 1 | 1 | 0 | 0 | 1 | 2 | -1 | 2 | 1 | 1 | 0 | 0 |
| | 1 | 1 | 1 | 0 | -1 | 1 | -0.41 | 1 | -2 | 1 | -1 | -1 | 2 | -0.24 | -0.47 |
| | 1 | 1 | 1 | -1 | 0 | 1 | -0.41 | -2 | 1 | 1 | -1 | 2 | -1 | -0.24 | 0.24 |
| | 1 | 1 | 1 | -1 | 1 | 0 | 0 | -1 | 2 | 1 | 1 | 1 | 2 | 0.234 | 0.47 |
| | -1 | -1 | 1 | 0 | 1 | 1 | -0.41 | -1 | 2 | 1 | 1 | 1 | 2 | -0.24 | -0.47 |

| | | | | | | | | | | | | | | |
|----|----|----|----|---|---|-------|----|----|----|----|----|----|-------|-------|
| -1 | -1 | 1 | 1 | 0 | 1 | -0.41 | 2 | -1 | 1 | 1 | 1 | 2 | -0.24 | -0.47 |
| -1 | -1 | 1 | -1 | 1 | 0 | 0 | -1 | 2 | 1 | -2 | 1 | -1 | -0.24 | 0.24 |
| -1 | 1 | -1 | 0 | 1 | 1 | 0 | -1 | 1 | 2 | -2 | -1 | 1 | 0 | 0 |
| -1 | 1 | -1 | -1 | 0 | 1 | 0 | -1 | 1 | 2 | -2 | -1 | 1 | 0 | 0 |
| -1 | 1 | -1 | 1 | 1 | 0 | 0 | 2 | 1 | -1 | 1 | 2 | 1 | 0 | 0 |

Fonte: Do Autor, 2022.

Portanto, é o fator de Schmidt favorável sob tração que é o responsável pela maior tendência à formação de maclas quando comparado com o estado de compressão. Destaca-se que, embora a orientação seja favorável, a quantidade de grãos maclados diminui com o aumento da temperatura e a formação de bandas de cisalhamento passa a predominar. Assim, bandas de cisalhamento e, conseqüentemente, deformação por movimentação de discordâncias foram mais predominantes nas amostras sujeitas à compressão.

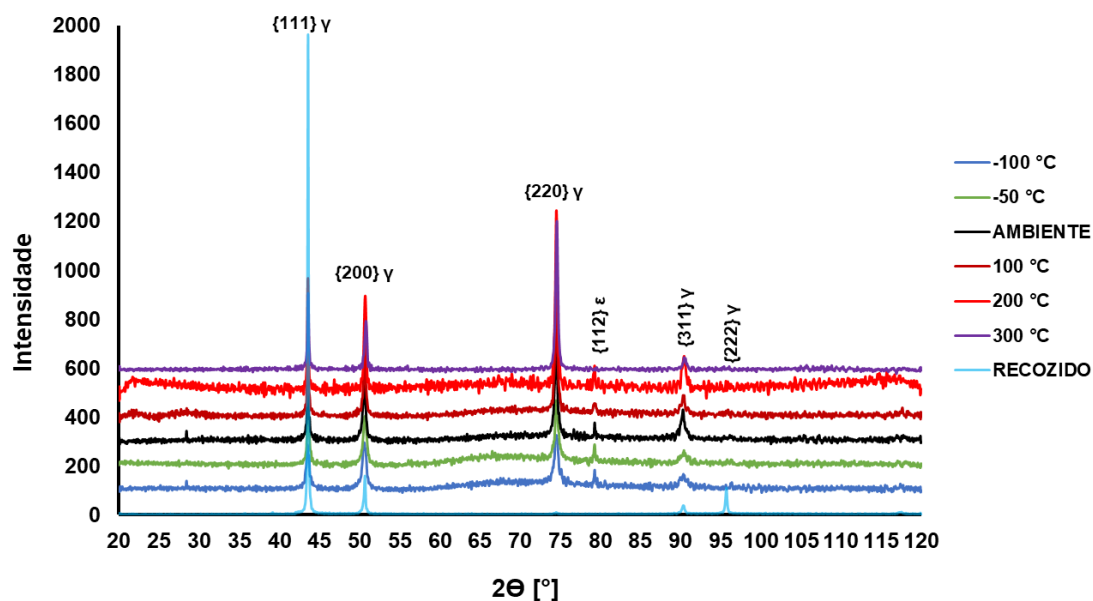
O fator de Schmidt tem diferentes intensidades para as componentes parciais e, portanto, velocidades. Segundo Byium, 2003 (BYUN, 2003) dependendo da direção de aplicação da força de cisalhamento a componente esquerda parcial pode ser positiva e a direita negativa, aumentando a distância entre elas. No entanto, quando a força aplicada tem direção contrária (compressão), a distância entre as parciais acaba diminuindo. Portanto, a mudança de direção da tensão axial (tração ou compressão) também afeta a abertura da falha de empilhamento. Essa seria uma outra justificativa para as diferentes tendências de desenvolvimento de maclas de deformação entre a tração e a compressão.

5.4 DIFRATOGRAMAS DE RAIOS X E ANÁLISE POR WILLIAMSON-HALL

Os difratogramas das Figuras 29 e 30 foram utilizados para validar, via análise por Williamson-Hall, os resultados obtidos pela equação de Taylor para a densidade de discordâncias. Nota-se um pico de martensita ϵ [112] para as amostras sujeitas à tração e compressão, indicando que a movimentação de discordâncias parciais também levou, aparentemente e em pequena escala, à formação de uma pequena fração volumétrica dessa fase. Na austenita, os picos com as reflexões de planos cristalográficos mais acentuados para a austenita são, {1 1 1}, {2 0 0}, {2 2 0}, {3 1 1}.

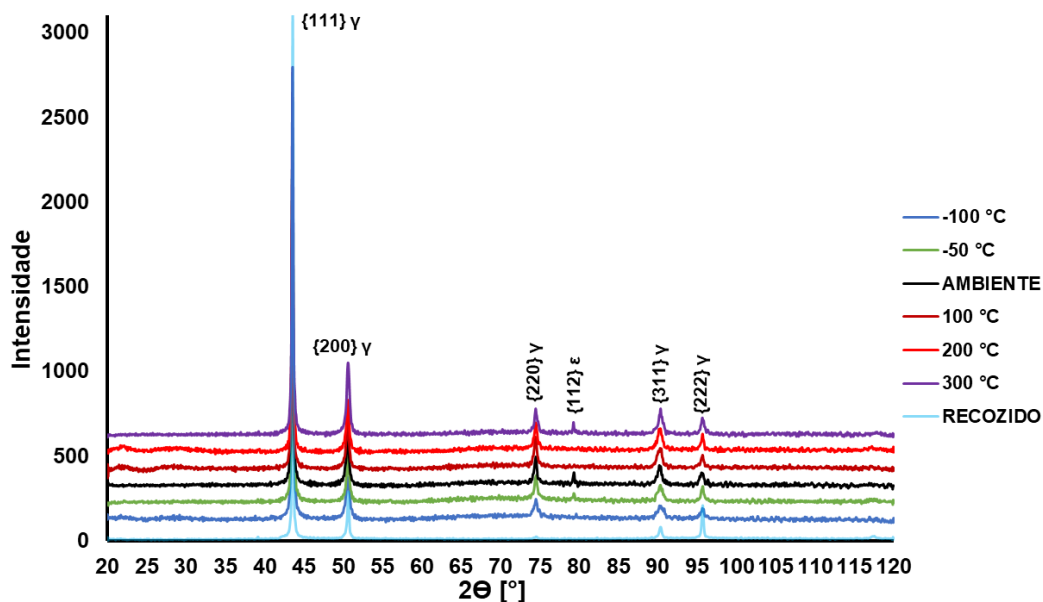
O pico do plano $\{2\ 2\ 2\}$ decresce em intensidade para as amostras de tração, no entanto, se manteve acentuado para todas as temperaturas analisadas durante a compressão. Isso é resultado da orientação cristalográfica, pois na tração há baixa densidade de planos $\{111\}$ na direção de análise das amostras (direção z observada nas figuras de polo inversas da Figura 28), enquanto que para o mesmo eixo de análise na compressão essa orientação é predominante. A partir da análise do material recozido observou-se que a mudança de direção durante a deformação é notória para o modo de tração, caracterizando o mecanismo de deformação nesse estado de tensão. Não há similaridade de alargamento dos picos (FWHM) entre a tração e compressão para a direção $[2\ 2\ 0]$.

Figura 29 - Difratogramas de raios x das amostras de tração para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}



Fonte: Do Autor, 2021.

Figura 30 - Difratogramas de raios -x das amostras de compressão para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1}



Fonte: Do Autor, 2021

A Figura 31 ilustra o tamanho do cristalito (a) e a densidade de discordâncias (b) obtidas por Williamson-Hall para os ensaios de tração. A densidade de discordâncias diminui com o aumento da temperatura, entretanto, a partir da temperatura ambiente, essa redução é menor, denotando a influência da energia de falha de empilhamento e do fenômeno de maclação sobre o volume de discordâncias no material. Para o cristalito, os valores alcançados indicam que há mais regiões com defeitos pontuais para as temperaturas menores, consolidando os resultados de volume de discordâncias e aumento de maclas nessa etapa (agindo de maneira semelhante aos contornos de grãos).

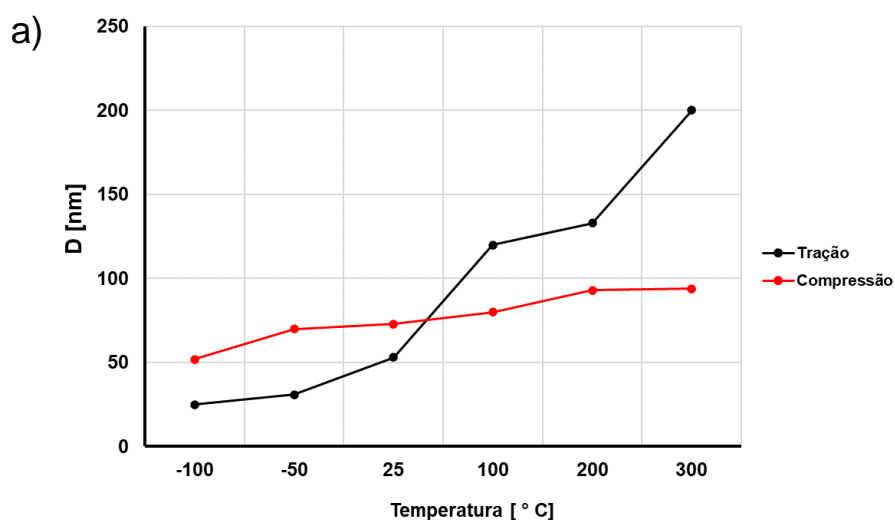
A Tabela 9, abaixo, indica os valores alcançados e utilizados para traçar o gráfico da Figura 31. Durante a compressão em baixas temperaturas (de -100 a 25 °C) nota-se um aumento expressivo no volume de discordâncias ao passo que para o modo de tração há um aumento menos acentuado. Isso demonstra que o mecanismo de encruamento é mais complexo durante o estado de compressão e, além disso, conforme mencionado anteriormente, nesse estado, há predominância do mecanismo de deformação por deslizamento de discordâncias.

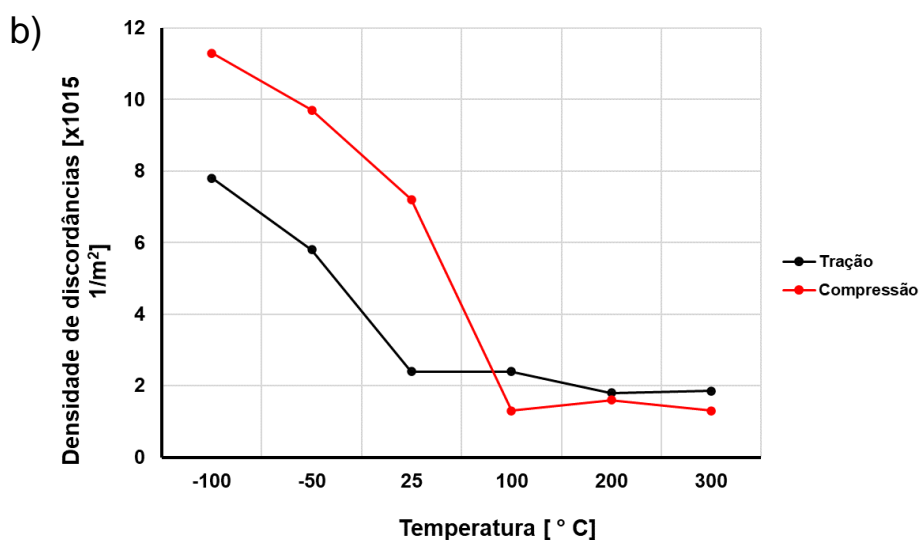
Tabela 9 - Valores da densidade de discordâncias e tamanho do cristalito obtidos via Williamson-Hall para as amostras de tração e compressão ensaiadas a uma taxa de 10^{-3} s e temperaturas de -100, -50, 25 (ambiente), 100, 200 e 300 °C.

| Temperatura [°C] | Densidade de discordâncias $\times 10^{15}$ [1/m ²] | Tamanho do cristalito [nm] | Densidade de discordâncias $\times 10^{15}$ [1/m ²] | Tamanho do cristalito [nm] |
|------------------|---|----------------------------|---|----------------------------|
| -100 | 7,8 | 25 | 11,3 | 52 |
| -50 | 5,8 | 31 | 9,7 | 70 |
| 25 | 2,4 | 53 | 7,2 | 73 |
| 100 | 2,4 | 120 | 1,3 | 80 |
| 200 | 1,8 | 133 | 1,6 | 93 |
| 300 | 1,85 | 200 | 1,3 | 94 |

Fonte: Do Autor, 2022

Figura 31 - Tamanho do cristalito (a) e densidade de discordâncias (b) obtidos por W-H para as amostras de tração e compressão nas temperaturas -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10^{-3} s⁻¹





Fonte: Do Autor, 2021.

Os gráficos da Figura 31 conseguem mostrar que para tração e compressão o volume de discordâncias aumenta com a diminuição da temperatura. Conforme visto anteriormente, durante a compressão, a deformação é heterogênea. Para exemplificar a diferença entre os resultados de tração e compressão, comparou-se as medições pontuais de DRX com os valores calculados de densidade de discordância obtidos via equação de Taylor (Equação 17 repetida abaixo).

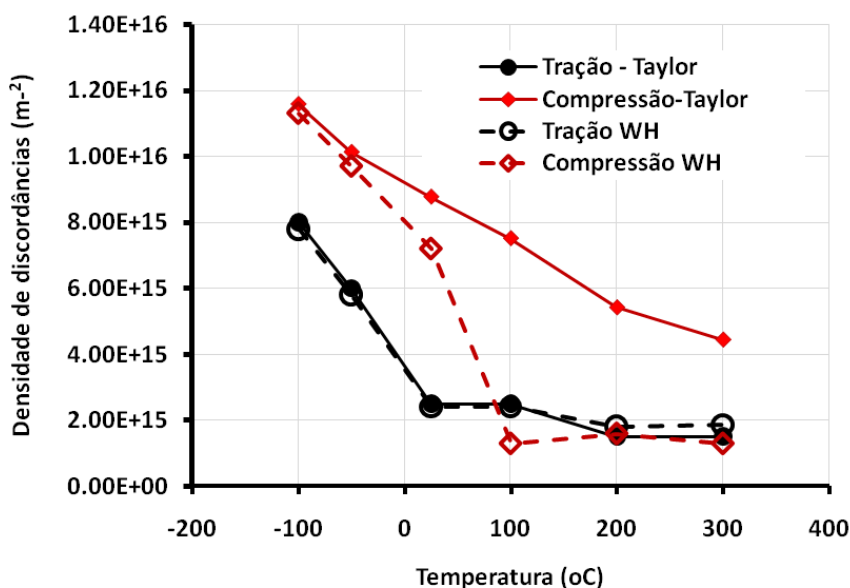
$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0 + \alpha M \mu b \sqrt{\rho} \quad (17)$$

Onde os parâmetros para o escorregamento têm os seguintes valores: $\alpha = 0,3$, $M = 3,6$, $\mu = 65 \text{ GPa}$, $b = 2,54 \times 10^{-10} \text{ m}$. Aqui, os valores de dureza das Tabelas 6 e 7 foram convertidos em tensão e, posteriormente, em densidade de discordâncias.

Em seguida, foram comparados com os valores da Tabela 10. Observa-se uma boa correlação entre os valores calculados e medidos para os ensaios de tração, mas para a compressão o volume de discordâncias medido é menor do que o calculado. Como discutido anteriormente, o valor de densidade de discordâncias obtido no ensaio de compressão sofre maior influência da área escolhida para a análise. A deformação total no ensaio de compressão foi maior

($\epsilon > 0,6$) do que na tração ($\epsilon \approx 0,3$), mas a deformação se concentra no centro da amostra, gerando uma maior variação da medida ao longo do corpo da amostra.

Figura 32 - Densidade de discordâncias calculada pela equação de Taylor com a média entre a região de alta e baixa deformação e a obtida pela metodologia de Williamson Hall e para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10^{-3} s



Fonte: Do Autor, 2022

5.5 CURVAS TENSÃO-DEFORMAÇÃO E KOCKS-MECKING

As curvas de tensão-deformação do material mostram uma alta taxa de encruamento para temperaturas mais baixas, fenômeno também associado à formação de maclas de deformação. Sabe-se que não há influência da maclação sobre o limite de escoamento do material, pois a maclação se inicia após esse ponto para todas as temperaturas.

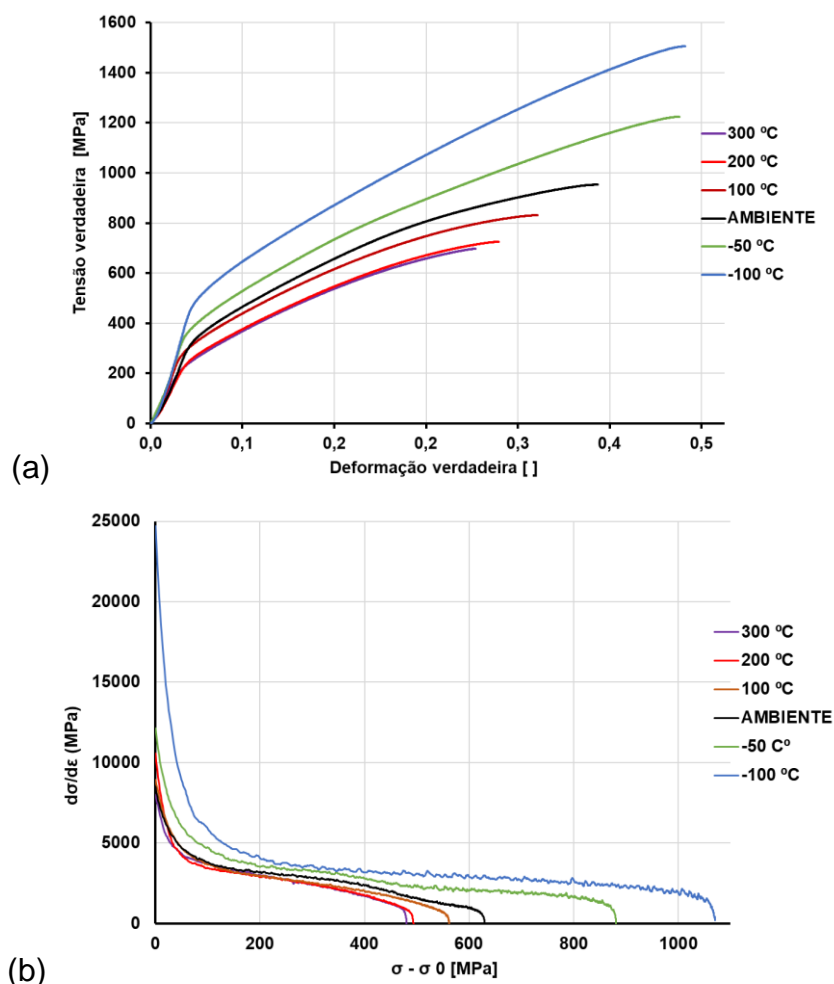
A Figura 33-a mostra as curvas tensão-deformação obtidas por meio do ensaio de tração para todas as temperaturas estudadas (-100 a 300 °C). Já a Figura 33-b apresenta a curva da taxa de encruamento incremento em função

do incremento de tensão. Nesta última, observa-se claramente dois regimes para a curva de $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (azul).

O inicial, até aproximadamente $\sigma - \sigma_0 \approx 200\text{ MPa}$, marcado pela transição do regime elástico para o plástico, sendo caracterizado pelo aumento do volume de discordâncias e, em seguida, o segundo regime, definido pela maclação mecânica primária e secundária. Em $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ (curva verde) observa-se três regimes, sendo eles: aumento da densidade de discordâncias, maclação primária e diminuição da maclação primária (predominância do mecanismo de deslizamento de discordâncias).

Percebe-se que, a partir da temperatura ambiente, as curvas não apresentam, certamente, o comportamento causado pela maclação primária e secundária em conjunto. A seguir, nota-se comportamento semelhante ao apresentado anteriormente para os gráficos de alta temperatura (200 e $300\text{ }^{\circ}\text{C}$); para essas situações, a taxa de encruamento é similar à de materiais que deformam apenas por escorregamento.

Figura 33 - Gráficos tensão-deformação (a) e da taxa de encruamento (b) das amostras de tração para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10^{-3} s.

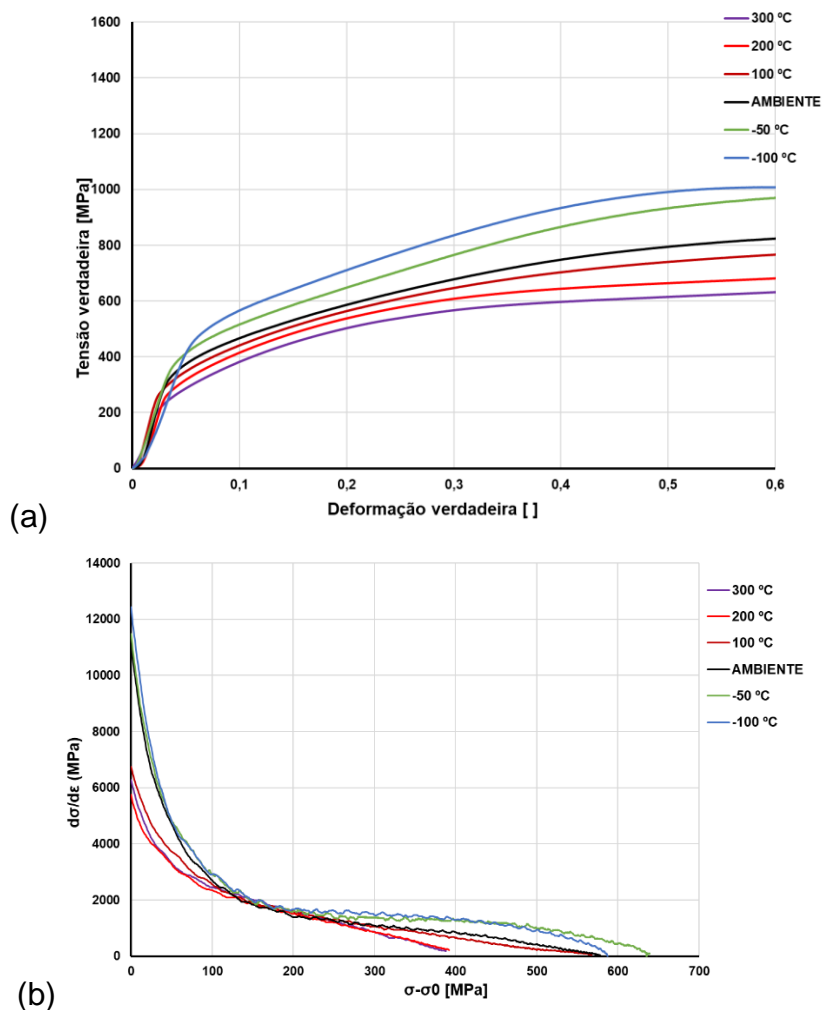


Fonte: Do Autor, 2021

Na Figura 34, apresenta-se as curvas de tensão-deformação (a) e da taxa de encruamento (b) durante a compressão para todas as temperaturas ensaiadas. Nota-se que, apesar de possuir tendência de limite de resistência equivalente ao da curva de tração com a diminuição de temperatura, não há similaridade de comportamento entre a tração e compressão para as taxas de encruamento (Figura 34-b), pois todas exibem duas regiões. A partir de $\sigma - \sigma_0 \approx 180$ MPa existe uma divergência de comportamento aos pares. As curvas de -100 e -50 °C têm as maiores taxas de encruamento (quase constantes); as de 100 °C e ambiente andam em conjunto, com uma inclinação maior; as de 200 e

300 °C apresentam as maiores inclinações, indicando que os mecanismos de maclação e escorregamento nestas condições também são reduzidos.

Figura 34 - Gráficos tensão-deformação (a) e da taxa de encruamento (b) das amostras de compressão para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10^{-3} s.

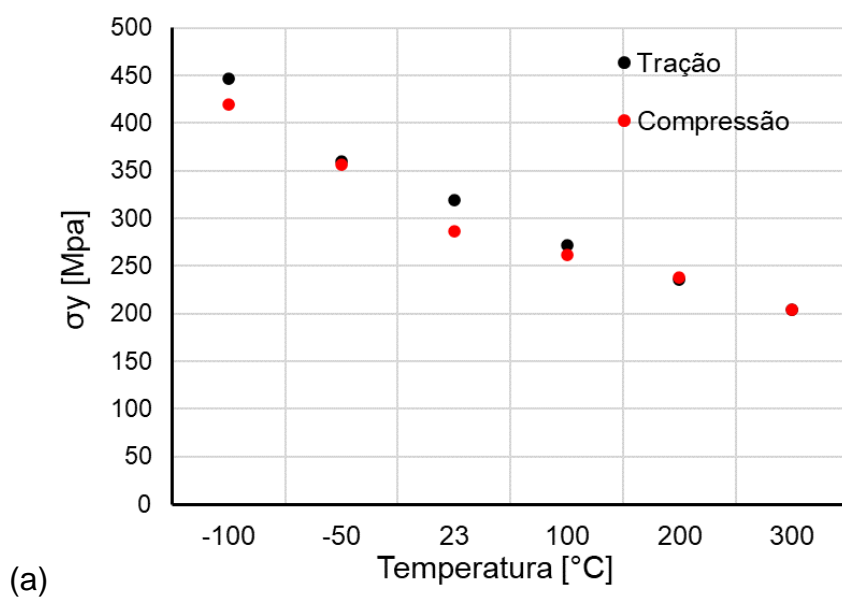


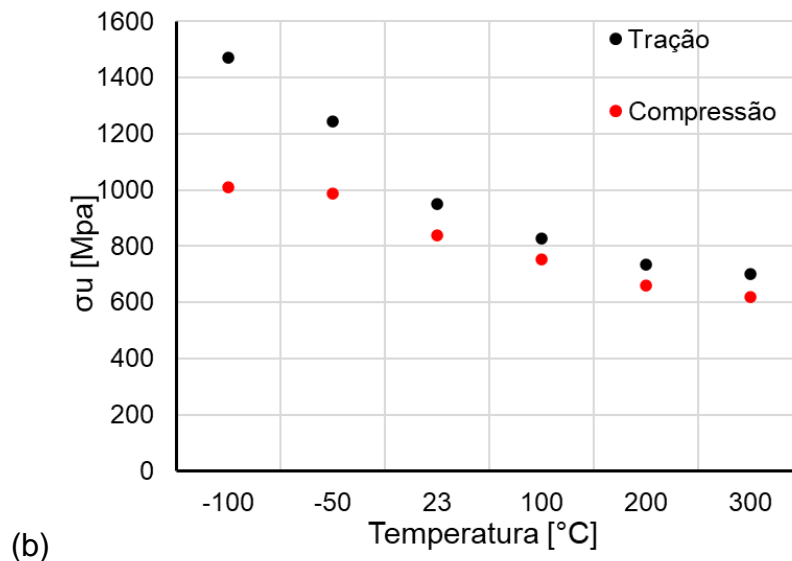
Fonte: Do Autor, 2021

Os gráficos presentes na Figura 35 mostram o comportamento do limite de escoamento (Figura 35-a) e do limite de resistência à tração (Figura 35-b) para o aço 316 LV nas temperaturas de -100 a 300 °C. Não há diferenças significativas de limite de escoamento entre os modos de deformação. Já o limite de resistência à tração do material sofre drástica redução com o aumento da temperatura de ensaio.

Isso ocorre por causa do efeito de maclação reduzido acima de 100°C. Utilizando as equações de Bellefon et al. (MERIC DE BELLEFON; VAN DUYSSEN; SRIDHARAN, 2017) e de Nava e Rivera-Diaz del Castillo (GALINDO-NAVA; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, 2017) temos que a transição de mecanismos de deformação ocorreu para uma EFE de 35 mJ/m². A Figura 35-b demonstra que abaixo de 100°C a diferença entre os valores de tensão máxima se intensifica, indicando que, como observado na análise microestrutural, o fenômeno de maclação é mais acentuado na tração do que na compressão.

Figura 35 - Gráficos do comportamento do (a) limite de escoamento e (b) limite de resistência à tração para as temperaturas de -100 a 300 °C e taxa de deformação de 10⁻³ s.





Fonte: Do Autor, 2022

5.6 APROXIMAÇÃO DE VOCE E JOHNSON-COOK

O fenômeno de maclação mecânica pode ser descrito por uma somatória de tensões, conforme a Equação 45, abaixo:

$$\sigma = \sigma_0(T, \dot{\epsilon}) + \sigma_{\text{escorregamento}}(T, \dot{\epsilon}) + \sigma_{\text{maclação}}(T, \dot{\epsilon}) \quad (45)$$

Cada contribuição pode ser resolvida separadamente. Primeiramente é preciso descrever o comportamento do limite de escoamento (σ_0). A Figura 35-a mostra que, para o aço com efeito TWIP, a tensão do limite de escoamento não sofre influência da maclação e do modo de deformação, mas varia com a temperatura. Uma forma de descrever essa variação é através da equação de Johnson-Cook. A Figura 36 mostra o ajuste dos valores de limite de escoamento com o termo de influência da temperatura seguindo a Equação 46.

$$\sigma_0(T) = 110 \left(\frac{T - T_{\text{ref}}}{T_m - T_{\text{ref}}} \right)^{-0,5} \quad (46)$$

Utilizou-se a temperatura de -196°C como temperatura de referência (T_{ref}) e 1400°C como temperatura de fusão (T_m).

A contribuição do escorregamento pode ser descrita pela equação de Voce, (Equação 47) cujos parâmetros σ_s e C são obtidos por meio das curvas de taxa de encruamento em função da tensão.

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_s(1 - e^{-C\varepsilon}) \quad (47)$$

A Tabela 11 mostra os parâmetros obtidos das curvas experimentais. Observa-se que há uma variação com a temperatura e que abaixo de 100 °C ocorre uma mudança de comportamento na taxa de encruamento. Para separar a contribuição do escorregamento, a variação destes parâmetros obtidos para as temperaturas de 100, 200 e 300 em função da temperatura foi extrapolada para as temperaturas em que a EFE é menor que 35 mJ/m², conforme a Tabela 10.

Tabela 10 - Parâmetros experimentais da equação de Voce sem extrapolação para as temperaturas ambiente, -50 e -100 °C.

| T (°C) | Tração | | | Compressão | | |
|-------------|-----------------------|------------------|-------|-----------------------|------------------|-------|
| | σ_{0-JC} (MPa) | σ_s (MPa) | C | σ_{0-JC} (MPa) | σ_s (MPa) | C |
| -100 | 341 | 2061 | -1,97 | 322 | 1032 | -2,13 |
| -50 | 324 | 1654 | -2 | 307 | 1020 | -3,43 |
| 25 | 299 | 1083 | -4,19 | 286 | 690 | -3,21 |
| 100 | 273 | 853 | -4,4 | 263 | 478 | -5,5 |
| 200 | 238 | 784 | -5,1 | 235 | 439 | -6,7 |
| 300 | 204 | 716 | -5,7 | 206 | 401 | -7,8 |

Fonte: Do Autor, 2022.

A Tabela 11, abaixo, resume os parâmetros da equação de encruamento correspondentes à contribuição apenas do escorregamento (com a extrapolação das curvas de 100, 200 e 300 °C para 25, -50 e -100 °C).

Tabela 11 - Parâmetros de ajuste da equação de Voce obtidos utilizando as constantes retiradas da metodologia Kocks-Mecking para as temperaturas de 100, 200 e 300 °C e extrapolação para as temperaturas ambiente, -50 e -100 °C.

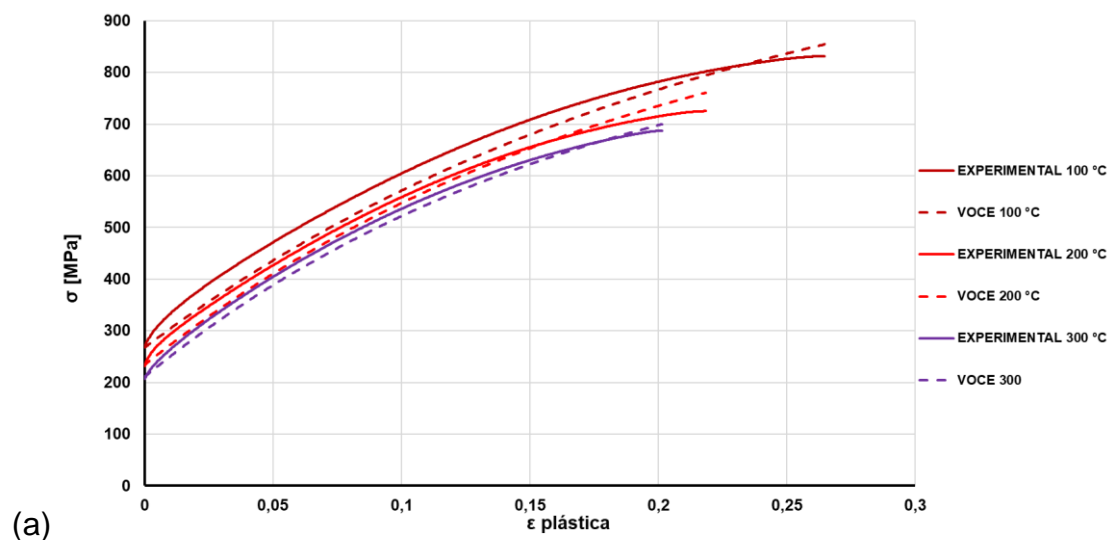
Todos os resultados a uma taxa de 10^{-3} s.

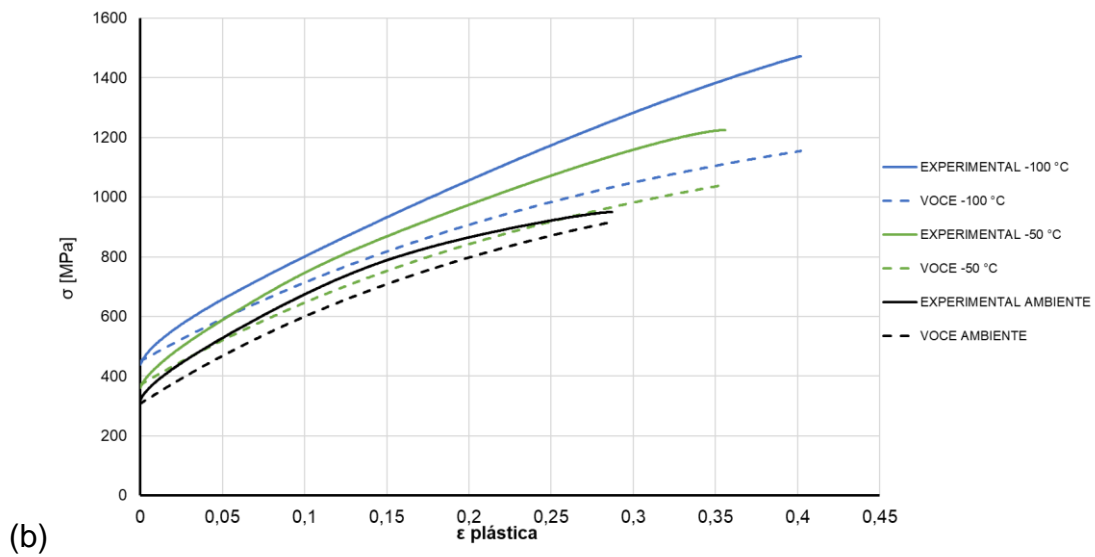
| T (°C) | Tração | | | Compressão | | |
|-------------|-----------------------|------------------|------|-----------------------|------------------|------|
| | σ_{0-JC} (MPa) | σ_s (MPa) | C | σ_{0-JC} (MPa) | σ_s (MPa) | C |
| -100 | 341 | 990 | -3,1 | 322 | 554 | -3,3 |
| -50 | 324 | 956 | -3,4 | 307 | 535 | -3,8 |
| 25 | 299 | 904 | -3,9 | 286 | 507 | -4,7 |
| 100 | 273 | 853 | -4,4 | 263 | 478 | -5,5 |
| 200 | 238 | 784 | -5,1 | 235 | 439 | -6,7 |
| 300 | 204 | 716 | -5,7 | 206 | 401 | -7,8 |

Fonte: Do Autor, 2022.

De acordo com o tópico 3.5, a equação de Voce se ajusta de forma satisfatória para as curvas de alta temperatura, pois o fenômeno de escorregamento é o principal mecanismo de deformação. As Figuras 36 e 37 evidenciam o resultado para os ensaios de tração e compressão, respectivamente. Nas figuras 36-a e 37-a estão os ajustes feitos para a faixa de temperatura de 100 a 300 °C enquanto que, nas Figuras 36-b e 37-b, estão os ajustes para a faixa de temperatura em que se observou a maclação mecânica.

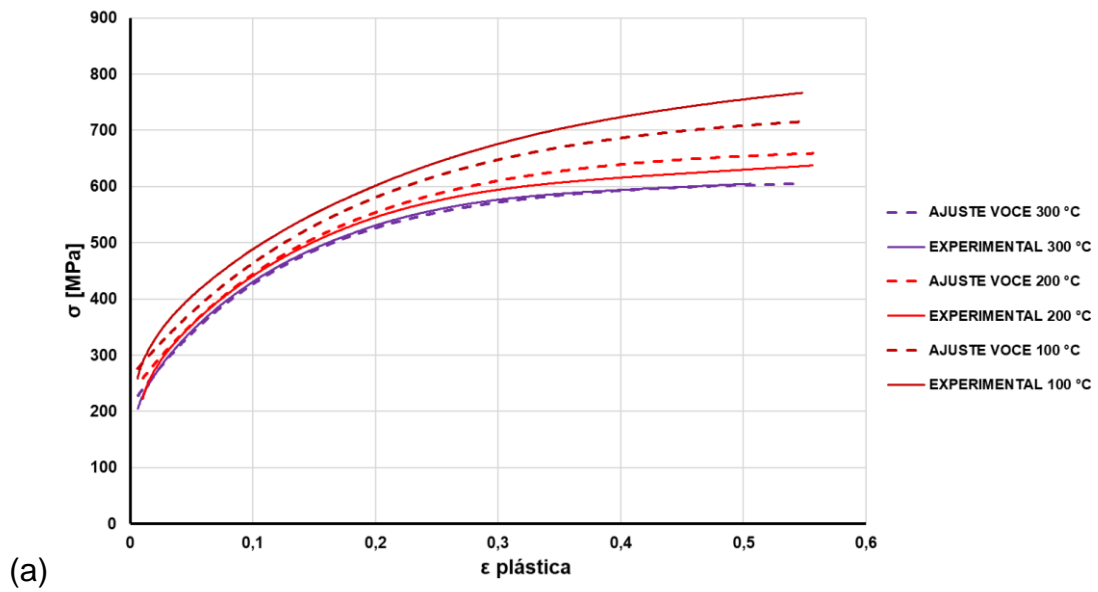
Figura 36 - Ajuste de Voce (tração) para as temperaturas de (a) 100, 200 e 300 °C e (b)-100, -50, e ambiente para a taxa de 10^{-3} s

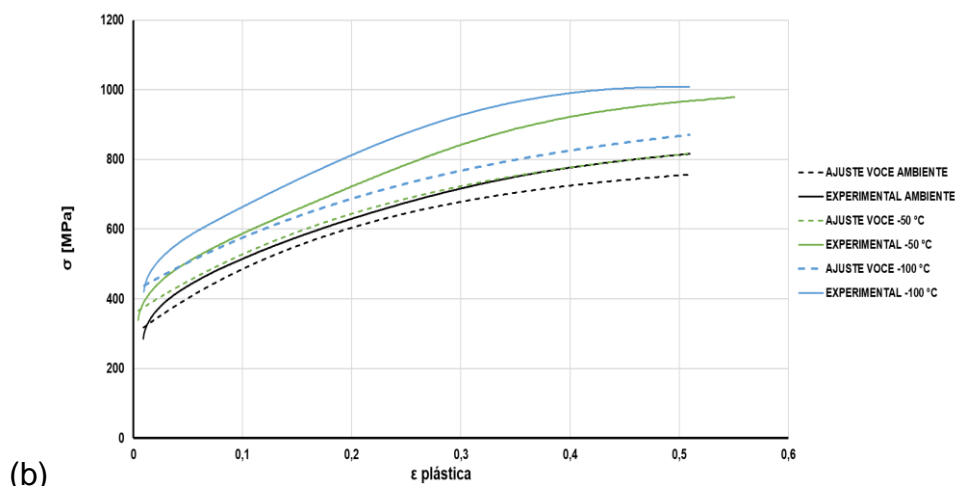




Fonte: Do Autor, 2021

Figura 37 - Ajuste de Voce (compressão) para as temperaturas de (a) 100, 200 e 300 °C e (b) -100, -50, e ambiente para a taxa de 10^{-3} s





A subtração ($\sigma_{\text{experimental}} - \sigma_{\text{voce}}$) foi realizada para auxiliar no cálculo da constante de Hall-Petch e da evolução da fração maclada com a deformação para todas as temperaturas ensaiadas. Para as curvas de compressão, a partir da análise microestrutural, compreende-se que a relação tensão-deformação engloba as heterogeneidades de distribuição da deformação e que a equação de Voce contém essa informação. A subtração das curvas representa, portanto, a contribuição da maclação no encruamento total da amostra. A fração maclada foi calculada a partir da relação de Hall-Petch, mas para isso foi necessário obter a influência da temperatura no termo $\sigma_{\text{maclação}}(T, \epsilon)$ correspondente a maclação mecânica.

5.7 MODELO MATEMÁTICO

O modelo matemático utilizado faz uso da relação de Hall-Petch para validar a região de encruamento devido ao efeito TWIP. Para isso, observações e medições metalográficas foram realizadas para alcançar o caminho livre médio (Λ) empregado no modelo. Cronologicamente, calcula-se a distância entre maclas (t) por meio da Equação 19 e, em seguida, a fração maclada (F). Posteriormente, adquire-se a constante de Hall-Petch (K_{hp}) para o ponto máximo de maclação. A mesma constante alcançada para o modo tração foi utilizada para modelar o estado de compressão, pois as medições metalográficas nesse último

estado de tensão foram inconclusivas.

5.7 1 Fração maclada

A fração maclada é um dos parâmetros mais importantes do efeito TWIP. Essa propriedade varia com a deformação, temperatura, taxa de deformação e composição do material. A sua estimativa pode ser realizada por meio das Equações 48 e 49 abaixo. Considera-se a espessura de maclas (e) igual a $1 \mu\text{m}$. O valor do caminho livre médio (λ) foi calculado por análise metalográfica considerando os contornos de grão e macla; já o tamanho de grão médio inicial conhecido (d) é de $25 \mu\text{m}$.

$$t = \frac{1}{\frac{1}{\lambda} - \frac{1}{d}} \quad (48)$$

$$F = \frac{2.e}{t + (2.e)} \quad (49)$$

A constante de Hall-Petch é o parâmetro utilizado para acrescentar o efeito de encruamento causado pela maclação mecânica. Essa transformação, conforme visto anteriormente, particiona os grãos do material e forma os contornos de macla, que agem como barreiras ao deslocamento de discordâncias; de forma análoga aos contornos de grão.

A Equação 50 e a curva experimental, por meio dos valores de $\sigma(\epsilon)$, foram usadas para calcular a constante de Hall-Petch para todos os pontos de deformação. A Tabela 12 apresenta as constantes obtidas experimentalmente para o ponto de maclação máxima (em que $\sigma - \sigma_{\text{v0ce}}$ é máximo). As mesmas constantes obtidas para tração foram utilizadas para o modelo de compressão.

$$K_{hp} = (\sigma - \sigma_{voce})_{m\acute{a}x} \cdot \sqrt{\Lambda} \quad (50)$$

Tabela 12 Resultado do caminho livre médio considerando os contornos de macla e grão como barreiras e constante de Hall-Petch para a faixa de temperatura de -100 °C a 300 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} sob tração

| Temperatura (°C) | e (μm) | Λ (μm) | K_{hp} (MPa um ^{1/2}) de Hall-Petch |
|------------------|--------|--------|--|
| -100 | 1 | 1,61 | 499 |
| -50 | 1 | 4,70 | 406 |
| 23 | 1 | 9,22 | 246 |
| 100 | 1 | 13,99 | 135 |
| 200 | 1 | - | - |
| 300 | 1 | - | - |

Fonte: Do Autor, 2022.

Tabela 13 Resultado do caminho livre médio considerando os contornos de macla e grão como barreiras e constante de Hall-Petch para a faixa de temperatura de -100 °C a 300 °C a uma taxa de deformação de 10^{-3} sob compressão

| Temperatura (°C) | e (μm) | Λ (μm) | K_{hp} (MPa um ^{1/2}) de Hall-Petch |
|------------------|--------|--------|--|
| -100 | 1 | 9,05 | 499 |
| -50 | 1 | 10,12 | 406 |
| 25 | 1 | 16,81 | 246 |
| 100 | 1 | 20,15 | 135 |
| 200 | 1 | - | - |
| 300 | 1 | - | - |

Fonte: Do Autor, 2022.

Os resultados apresentados nas Tabelas 12 e 13 foram comparados com os resultados alcançados por outros pesquisadores que estudam o efeito da temperatura e a sua relação com a equação de Hall Petch em aços AISI 316 L. Yanushkevich et al. (YANUSHKEVICH, Z.; DOBATKIN, S. V.; BELYAKOV, A.; KAIBYSHEV, R., 2017) calcularam a constante K_{hp} para diferentes

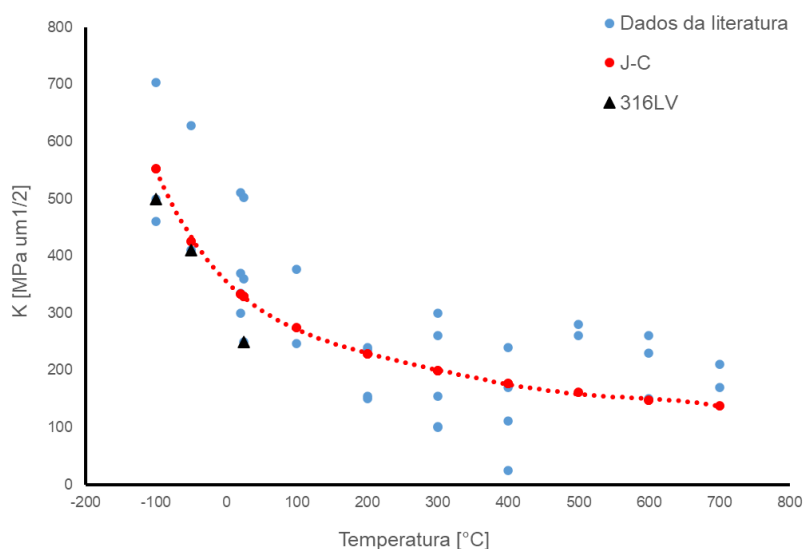
configurações microestruturais; com grãos recristalizados e grãos com estruturas de discordâncias internas aos grãos.

Assim, obtiveram valores entre 170 a 370 MPa.μm^{1/2} variando a temperatura de 600 °C a 25 °C, respectivamente. O comportamento da constante de Hall-Petch pode ser corrigido por um fator de temperatura baseado na equação de Johnson Cook. Observou-se que um fator de ajuste muito próximo ao utilizado anteriormente com o limite de escoamento pode ser aplicado seguindo a Equação 51 abaixo.

$$K_{hp}=92\left(\frac{T-T_{ref}}{T_m-T_{ref}}\right)^{-0,62} \quad (51)$$

Utilizou-se a temperatura de -196 °C como temperatura de referência (T_{ref}) e a de 1400 °C como temperatura de fusão (T_m).

Figura 38 - Variação da constante de Hall-Petch com a temperatura (-100, -50 e ambiente) para o ponto máximo de maclação (máximo de $\sigma-\sigma_{voce}$) e taxa de deformação de 10⁻³ s. Comparação dos valores obtidos com a literatura e ajustados por Johnson-Cook.



Fonte: Do Autor, 2022 e dados da literatura (GALINDO-NAVA; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, 2017; KASHYAP; TANGRI, 1995; YANUSHKEVICH, Z.; DOBATKIN, S.; BELYAKOV, A.; KAIBYSHEV, R., 2017).

Utilizando a mesma constante de Hall-Petch para os dois modos de deformação pôde-se utilizar a diferença incremental de tensão entre a curva tensão-deformação experimental e a de encruamento por escorregamento (obtida por Voce) para calcular a evolução da fração maclada, apresentada na Figura 39. A Tabela 14 mostra os parâmetros de Hall-Petch utilizados e a máxima fração de maclas obtida através da diferença de tensão de ensaio e da contribuição do escorregamento calculada pela equação de Voce.

Tabela 14 - Fração de maclas calculadas a partir das curvas experimentais e ajuste de Jonhson-Cook para a constante de Hall-Petch nas temperaturas de -100, -50 e 25 °C a uma taxa de 10^{-3} s.

| Temperatura (°C) | $\sigma_{o\ hp}$ | $K_{\ hp}$ | F_{maclas} (Tração) | F_{maclas} (Compressão) |
|-----------------------------|------------------|------------|--|--|
| -100 | 220 | 552 | 0,62 | 0,35 |
| -50 | 233 | 410 | 0,50 | 0,36 |
| 23 | 226 | 274 | 0,2 | 0,26 |

Fonte: Do Autor, 2022.

A fração maclada aumenta com a diferença de tensão de encruamento, portanto, observa-se um aumento da fração de maclas com a diminuição da temperatura para os dois tipos de sollicitação mecânica. A comparação permite visualizar ainda que a tração e a compressão apresentam diferentes comportamentos de maclação:

- 1) Na tração, a maclação se inicia logo após o escoamento, enquanto que na compressão o início da maclação é desviado para deformações maiores com o aumento da temperatura.
- 2) A maclação apresenta dois estágios: um inicial, de maclação primária e um final, de maclação secundária. Esses dois estágios aparecem com curvaturas diferentes no gráfico de fração maclada versus deformação. Os dois estágios são mais evidentes nas curvas de compressão.

Uma análise da fração transformada normalizada $F(\epsilon)$ em função da deformação pode ser feita utilizando a linearização de uma função de nucleação e crescimento cinético conforme abaixo.

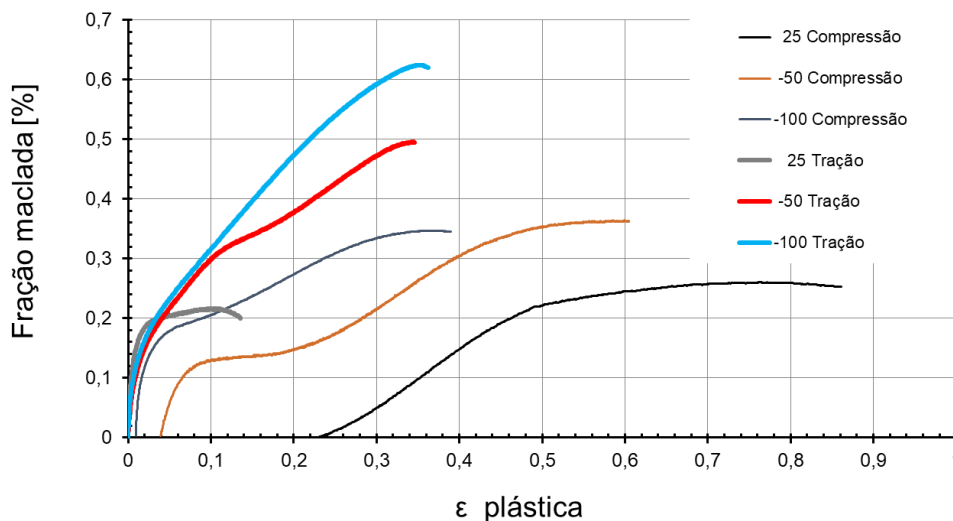
$$f_t(\epsilon) = (1 - e^{-(k\epsilon^n)}) \quad (52)$$

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1 - f_t}\right)\right) = n \ln \epsilon + \ln k \quad (53)$$

As Equações 52 e 53 auxiliam na obtenção do expoente de encruamento (m). Nela, k e n são constantes que expressam a atividade e o grau de recuperação das discordâncias, respectivamente. Essa abordagem permite avaliar qual é o melhor expoente para caracterizar os dois estágios de maclação.

A Figura 39 mostra a análise da fração transformada em função da deformação para os ensaios de tração e de compressão. A existência de mais de uma inclinação, ou seja, mais de um expoente n para a transformação, indica que há mais de um mecanismo de nucleação para as maclas. El Danaf (1999) (EL-DANAF; KALIDINDI; DOHERTY, 1999) observou que as maclas de deformação tem início em arranjos de discordâncias que estão próximos aos contornos de grão. Após uma deformação normalizada pelo módulo de cisalhamento $((\sigma - \sigma_0)/G)$ da ordem de 0,003 indicando que uma certa densidade inicial de discordâncias é necessária para a nucleação de maclas. Um segundo estágio de maclação, que corresponde a intersecção das maclas primárias com as maclas secundárias precisa de um maior acúmulo de tensão, apresentando uma deformação normalizada $\sigma - \sigma_0/G$ da ordem de 0,015. A Figura 41 mostra a contribuição desses dois mecanismos para as amostras deformadas entre -100 °C e 25 °C.

Figura 39 - Evolução da fração maclada com a deformação para as amostras de tração e compressão em temperaturas de -100, -50 e ambiente a uma taxa de 10^{-3} s.

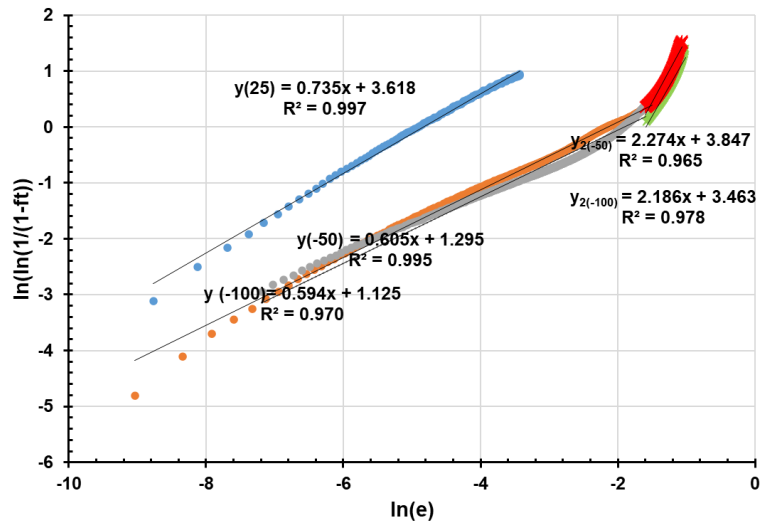


Fonte: Do Autor, 2022.

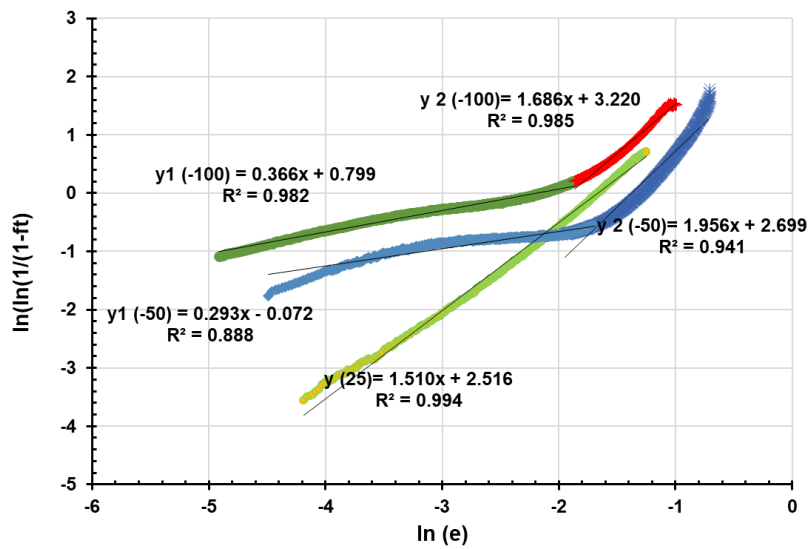
Na tração, predomina a maclação primária, que tem como local de nucleação os contornos de grão ao passo que, na compressão, a maclação secundária é mais extensa. Em temperatura ambiente, apenas um dos mecanismos é atuante. A transição entre a maclação primária e secundária ocorreu após uma deformação plástica de 0,2.

A Figura 40 mostra como as curvas de maclação primária e secundária foram alcançadas calculando-se dois expoentes por meio da linearização da fração maclada obtida pela subtração de Voce, considerando o tamanho de grão inicial igual a $25 \mu\text{m}$ e utilizando as constantes de Hall-Petch ajustadas pela equação de Johnson-Cook.

Figura 40 - Análise da fração transformada em função da deformação plástica para as temperaturas de -100, -50 e 25 °C aplicando a Equação 24. a) tração, b) compressão.



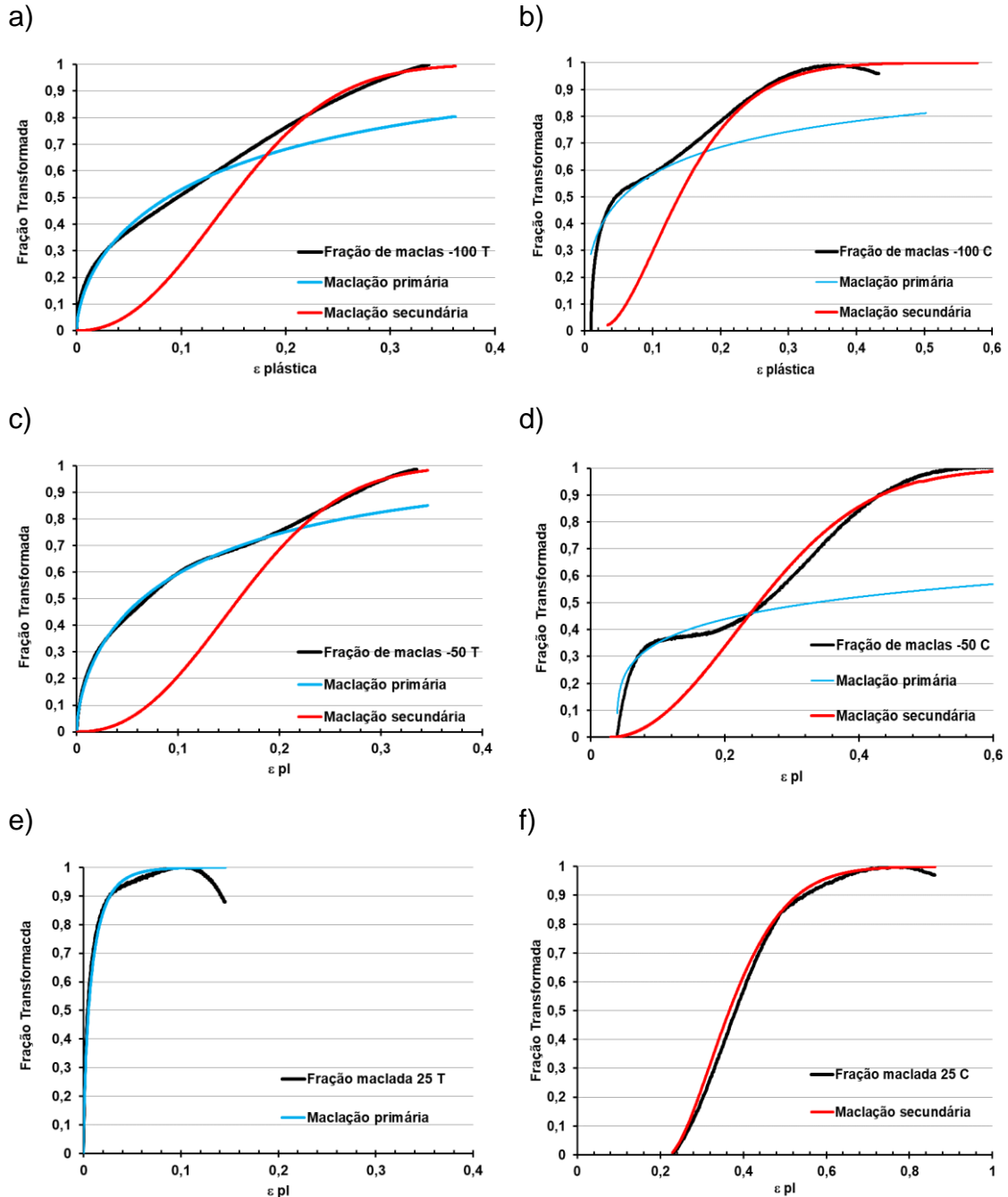
a)



b)

Fonte: Do Autor, 2022

Figura 41 - Análise da fração maclada em função da deformação plástica mostrando as contribuições da maclação primária e secundária nas amostras de tração (a,c,e) e compressão (b,d,f) para as temperaturas de $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ (a,b) , $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ (c,d) e $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ (e,f).



Fonte: Do Autor, 2022.

5.7 2 Abordagem de hall-petch para tração e compressão

Uma formulação matemática mais completa foge do escopo desse trabalho e , portanto, será utilizada a proposta de Boazis e Olson e Cohen (BOUAZIZ, 2012; OLSON; COHEN, 1975), Equação 54, que considera a transformação como sendo da forma:

$$F(\varepsilon) = F_{\max} [1 - e^{-m(\varepsilon - \varepsilon_0)}] \quad (54)$$

A Tabela 15 mostra os parâmetros do equacionamento para a maclação seguindo a Equação 54.

Tabela 15 - Parâmetros de equacionamento para a maclação mecânica seguindo a equação de nucleação proposta por Olson e Cohen (OLSON; COHEN, 1975) para as temperaturas de -100, -50, 25 e 100 oC sob tração e compressão.

| Estado de tensão | Temperatura | m | ε_0 | F_{\max} |
|-------------------|-------------|----|-----------------|------------|
| TRAÇÃO | -100 | 9 | 0 | 0,62 |
| | -50 | 9 | 0 | 0,50 |
| | 25 | 80 | 0 | 0,21 |
| | 100 | 90 | 0 | 0,15 |
| COMPRESSÃO | -100 | 9 | 0,009 | 0,35 |
| | -50 | 8 | 0,04 | 0,36 |
| | 25 | 7 | 0,23 | 0,26 |
| | 100 | 7 | | 0,19 |

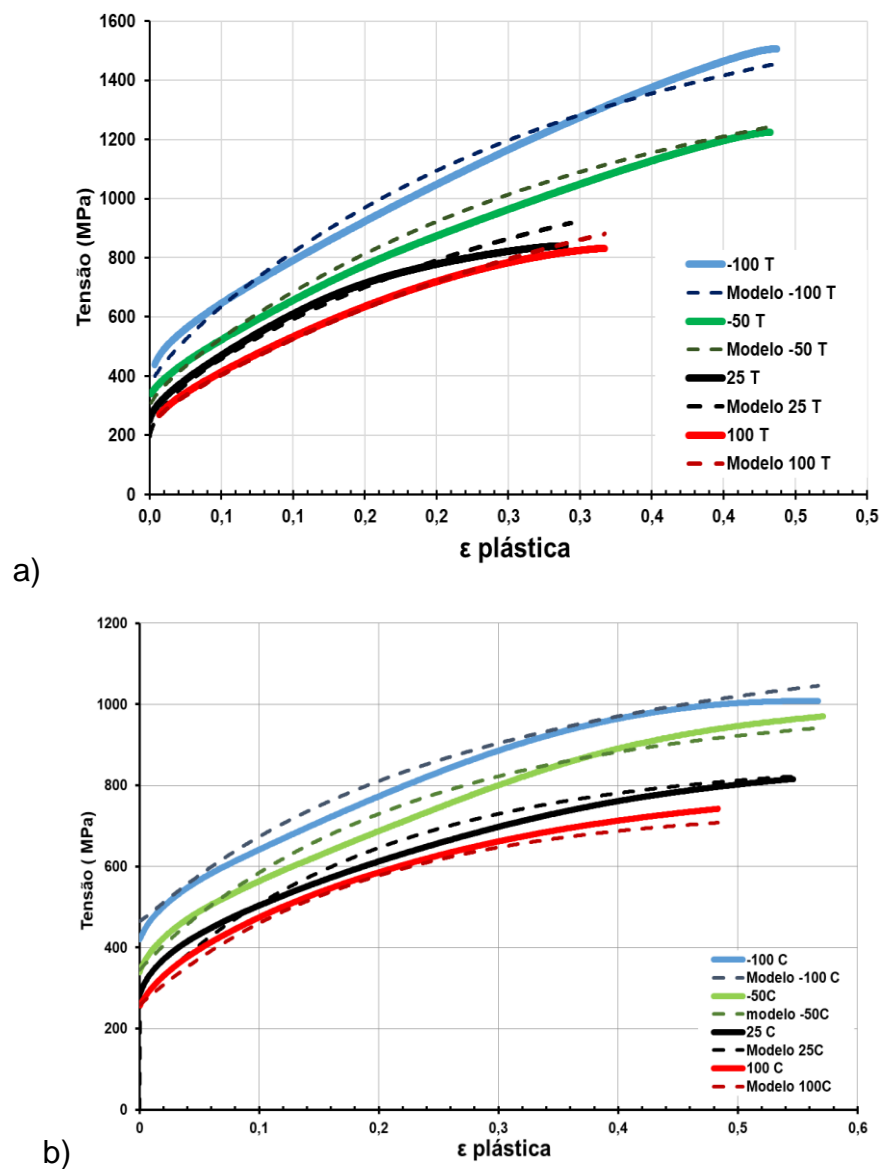
Fonte: Do Autor, 2022.

A Equação 55 apresenta o modelo geral proposto para prever o comportamento do material 316 LV sob tração e compressão. Conforme mencionado, apesar do modelo de nucleação apresentado não ser a forma ideal de expressar o fenômeno, as curvas da Figura 42 mostram que o modelo é, de certa forma, satisfatório para descrever o comportamento do material. Uma formulação matemática mais complexa teria que abranger a maclação primária

e secundária de forma individual, as variações de composição do material, as alterações do tamanho de grão inicial e efeitos da taxa de deformação.

$$\sigma = \sigma_o + \sigma_s(1 - \exp(-C\varepsilon)) + \frac{K_{hp}}{\sqrt{\Lambda}} \quad (55)$$

Figura 42 - Comparação entre os resultados experimentais e o modelo proposto para o estado de tração (a) e compressão (b) nas temperaturas de -100, -50, ambiente e 100 °C a uma taxa de 10^{-3} s.



Fonte: Do Autor, 2022.

6. CONCLUSÕES

A maclação mecânica pode ser descrita matematicamente como a soma-tória das contribuições de encruamento devido ao escorregamento de discordâncias e o efeito de Hall- Petch dinâmico, ou seja, a contribuição da maclação na redução do livre caminho médio ao escorregamento. Há mais influência da maclação sob o estado de tração do que sob o estado de compressão. Outros parâmetros importantes, a temperatura de ensaio; a taxa de deformação; o estado de tensão e o tamanho de grão inicial são fatores determinantes para o fenômeno TWIP.

O principal efeito da temperatura está associado ao resultado desse parâmetro sobre a energia de falha de empilhamento. A transição de mecanismo de escorregamento para maclação foi observada para EFE 35 mJ/m^2 . Determinou-se uma relação de Hall-Petch em função da temperatura para o aço 316 LV. Além disso, as curvas de Kocks-Mecking fornecem informações sobre os mecanismos de deformação predominantes em determinada faixa de deformação. A análise por Kocks-Mecking deixa claro que pode existir, a depender das condições de deformação, maclação primária, secundária ou encruamento por escorregamento de discordâncias. A partir da análise da taxa de encruamento calculou-se a contribuição dessas componentes de deformação.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar o mecanismo de maclação mecânica analisando as frações macladas do primeiro e segundo estágio de forma individual;
- Incluir o efeito da taxa de deformação mecânica sobre o modelo matemático;
- Incluir o efeito do tamanho de grão inicial e da composição do material sobre a maclação mecânica;
- Analisar o efeito de maclação mecânica sob cisalhamento.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ALJAEV, G. A. S. Soprotivlenie Materialov Plasticheskomu Deformirovaniyu. **Mashinostroenie, Leningrad, Russland**, p. 368, 1978.
2. ALLAIN, S.; CHATEAU, J. P.; BOUAZIZ, O. A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel. **Materials Science and Engineering: A**, 387-389, p. 143-147, 2004/12/15/ 2004.
3. ARMSTRONG, R. W. The influence of polycrystal grain size on several mechanical properties of materials. **Metallurgical and Materials Transactions B**, 1, n. 5, p. 1169-1176, 1970/05/01 1970.
4. ASGARI, S.; EL-DANAF, E.; KALIDINDI, S. R.; DOHERTY, R. D. Strain hardening regimes and microstructural evolution during large strain compression of low stacking fault energy fcc alloys that form deformation twins. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 28, n. 9, p. 1781-1795, 1997/09/01 1997.
5. BAI, Y.; WIERZBICKI, T. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. **International Journal of Plasticity**, 24, n. 6, p. 1071-1096, 2008/06/01/ 2008.
6. BEHJATI, P.; NAJAFIZADEH, A.; DASTJERDI, H.; MAHDAVI, R. Ultrasonic Characterization of Strain Hardening Behavior in AISI 316L Austenitic Stainless Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 42, p. 543-547, 03/01 2011.
7. BHANDARKAR, D.; ZACKAY, V. F.; PARKER, E. R. Stability and mechanical properties of some metastable austenitic steels. **Metallurgical Transactions**, 3, n. 10, p. 2619-2631, 1972/10/01 1972.
8. BINTU, A.; VINCZE, G.; PICU, C. R.; LOPES, A. B. *et al.* Strain hardening rate sensitivity and strain rate sensitivity in TWIP steels. **Materials Science and Engineering: A**, 629, p. 54-59, 2015/04/01/ 2015.
9. BOLMARO, R. E.; AVALOS, M. C.; DE VINCENTIS, N. S.; KLIAUGA, A. M. *et al.* Assessing the Power of Electron Back Scattering Diffraction Characterization of Deformed F-138 Steel from the View Point of Crystal Diffraction. **Practical Metallography**, 51, n. 9, p. 634-655, 2014.
10. BORJA, R. I. J2 Plasticity. *In*: BORJA, R. I. (Ed.). **Plasticity: Modeling & Computation**. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2013. p. 31-58.
11. BOUAZIZ, O. Strain-hardening of twinning-induced plasticity steels. **Scripta Materialia**, 66, n. 12, p. 982-985, 2012/06/01/ 2012.

12. BOUAZIZ, O.; ALLAIN, S.; SCOTT, C. P.; CUGY, P. *et al.* High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, 15, n. 4, p. 141-168, 2011/08/01/ 2011.
13. BOUAZIZ, O.; GUELTON, N. Modelling of TWIP effect on work-hardening. **Materials Science and Engineering: A**, 319-321, p. 246-249, 2001/12/01/ 2001.
14. BOUAZIZ, O.; ZUROB, H.; CHEHAB, B.; EMBURY, J. D. *et al.* Effect of chemical composition on work hardening of Fe—Mn—C TWIP steels. **Materials Science & Technology**, 27, n. 3, p. 707-709, 2011. Article.
15. BROFMAN, P. J.; ANSELL, G. S. On the Effect of Carbon on the Stacking Fault Energy of Austenitic Stainless Steels. **Metallurgical Transactions A**, 9, n. 6, p. 879-880, 1978/06/01 1978.
16. BYUN, T. S. On the stress dependence of partial dislocation separation and deformation microstructure in austenitic stainless steels. **Acta Materialia**, 51, n. 11, p. 3063-3071, 2003/06/27/ 2003.
17. CALLISTER JR., W. D. **CIÊNCIA e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 8 rev ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. 817 p. 978-85-216-2124-9.
18. CAO, Y.; WANG, Y.; CHEN, Z.; LIAO, X. *et al.* De-twinning via secondary twinning in face-centered cubic alloys. **Materials Science and Engineering: A**, 578, p. 110–114, 08/01 2013.
19. CHRISTIAN, J. W.; MAHAJAN, S. Deformation twinning. **Progress in Materials Science**, 39, n. 1, p. 1-157, 1995/01/01/ 1995.
20. CURTZE, S.; KUOKKALA, V. T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate. **Acta Materialia**, 58, n. 15, p. 5129-5141, 2010/09/01/ 2010.
21. DA FONSECA FILHO, H. D.; DE CARVALHO LOPES, G. A. Avanços em caracterização de amostras sólidas cristalinas através de Difractometria de Raios-X. **Estação Científica (UNIFAP); v. 3, n. 1 (2013)**, 2014.
22. DAS, A. Revisiting Stacking Fault Energy of Steels. **Metallurgical & Materials Transactions. Part A**, 47, n. 2, p. 748-768, 2016a. Article.
23. DAS, A. Revisiting Stacking Fault Energy of Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 47, n. 2, p. 748-768, 2016/02/01 2016b.
24. DE COOMAN, B.; ESTRIN, Y.; KIM, S. K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. **Acta Materialia**, 142, 06/01 2017.

25. DE VINCENTIS, N.; AVALOS, M. C.; KLIAUGA, A.; BROKMEIER, H.-G. *et al.* Strain Path Dependence of Anisotropic Microstructure Evolution on Low Stacking Fault Energy F138 Steel. **Materials Science and Engineering: A**, 698, 05/01 2017.
26. DIETER, G. E. **Metalurgia mecânica**. Guanabara Dois, 1981.
27. EL-DANAF, E.; KALIDINDI, S.; DOHERTY, R. Influence of grain size and stacking-fault energy on deformation twinning in fcc metals. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 30, p. 1223-1233, 1999.
28. FILHO, I. R. S.; DUTTA, A.; JUNIOR, D. R. A.; LU, W. *et al.* The impact of grain-scale strain localization on strain hardening of a high-Mn steel: real-time tracking of the transition from the α' transformation to twinning. **Acta Materialia**, 197, p. 123-136, 2020.
29. FROMMEYER, G.; BR; UUML; X, U. *et al.* Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High Energy Absorption Purposes. **ISIJ International**, 43, n. 3, p. 438-446, 2003.
30. GALINDO-NAVA, E. I.; RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO, P. E. J. Understanding martensite and twin formation in austenitic steels: A model describing TRIP and TWIP effects. **Acta Materialia**, 128, p. 120-134, 2017/04/15/ 2017.
31. HAZRA, S. S.; GAZDER, A. A.; PERELOMA, E. V. Stored energy of a severely deformed interstitial free steel. **Materials Science and Engineering: A**, 524, n. 1, p. 158-167, 2009/10/25/ 2009.
32. HULL, D. B., D.J. **Introduction to Dislocations**. 5 ed. University of Liverpool, UK: Elsevier Ltd, 2011 2011.
33. HWANG, J.-K. Effect of Stress States on Twinning Behavior in Twinning-Induced Plasticity Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 28, n. 8, p. 4811-4825, 2019/08/01 2019.
34. JATCZAK, C. F. Retained Austenite and Its Measurement by X-Ray Diffraction, 1980, SAE International, DOI: <https://doi.org/10.4271/800426>.
Disponível em: <https://doi.org/10.4271/800426>.
35. JINLONG, L.; TONGXIANG, L.; CHEN, W. Surface enriched molybdenum enhancing the corrosion resistance of 316L stainless steel. **Materials Letters**, 171, p. 38-41, 2016/05/15/ 2016.
36. JOHNSON, G. R.; COOK, W. H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. **Engineering Fracture Mechanics**, 21, n. 1, p. 31-48, 1985/01/01/ 1985.

37. KASHYAP, B. P.; TANGRI, K. On the Hall-Petch relationship and substructural evolution in type 316L stainless steel. **Acta Metallurgica et Materialia**, 43, n. 11, p. 3971-3981, 1995/11/01/ 1995.
38. KIM, H.; LEE, J.; BARLAT, F.; KIM, D. *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**, 97, 09/15 2015.
39. KLIAUGA, A. M.; SORDI, V. L.; DE VINCENTIS, N. S.; BOLMARO, R. E. *et al.* Severe Plastic Deformation by Equal Channel Angular Pressing and Rolling: The Influence of the Deformation Path on Strain Distribution. **Advanced Engineering Materials**, 20, n. 4, p. 1700055, 2018/04/01 2018.
<https://doi.org/10.1002/adem.201700055>.
40. KLUEH, R. L.; MAZIASZ, P. J.; LEE, E. H. Manganese as an austenite stabilizer in Fe-Cr-Mn-C steels. **Materials Science and Engineering: A**, 102, n. 1, p. 115-124, 1988/06/01/ 1988.
41. KOCKS, U. F. Laws for Work-Hardening and Low-Temperature Creep. **Journal of Engineering Materials and Technology**, 98, n. 1, p. 76-85, 1976.
42. KUBIN, L. P.; ESTRIN, Y. Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin-Le Châtelier effect. **Acta Metallurgica et Materialia**, 38, n. 5, p. 697-708, 1990/05/01/ 1990.
43. LI, X.; CHENG, C.; LE, Q.; ZHOU, X. *et al.* Ex-situ EBSD analysis of yield asymmetry, texture and twinning development in Mg-5Li-3Al-2Zn alloy during tensile and compressive deformation. **Journal of Alloys and Compounds**, 805, 07/01 2019.
44. LIU, F.; DAN, W. J.; ZHANG, W. G. The Effects of Stress State on the Strain Hardening Behaviors of TWIP Steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, 26, n. 6, p. 2721-2728, 2017/06/01 2017.
45. LIU, L.; HE, B.; HUANG, M. The Role of Transformation-Induced Plasticity in the Development of Advanced High Strength Steels. **Advanced Engineering Materials**, 20, n. 6, p. 1701083, 2018/06/01 2018.
<https://doi.org/10.1002/adem.201701083>.
46. LIVINGSTON, R. L. The structure and properties of materials. Volume 1, Structure (Moffat, William G.; Pearsall, George W.; Wulff, John). **Journal of Chemical Education**, 42, n. 10, p. A832, 1965/10/01 1965.
47. MAHAJAN, S.; CHIN, G. Y. Formation of deformation twins in f.c.c. crystals. **Acta Metallurgica**, 21, n. 10, p. 1353-1363, 1973/10/01/ 1973.

48. MATSUOKA, Y.; IWASAKI, T.; NAKADA, N.; TSUCHIYAMA, T. *et al.* Effect of Grain Size on Thermal and Mechanical Stability of Austenite in Metastable Austenitic Stainless Steel. **ISIJ International**, 53, n. 7, p. 1224-1230, 2013.
49. MECKING, H.; KOCKS, U. F. Kinetics of flow and strain-hardening. **Acta Metallurgica**, 29, n. 11, p. 1865-1875, 1981/11/01/ 1981.
50. MERIC DE BELLEFON, G.; VAN DUYSSEN, J. C.; SRIDHARAN, K. Composition-dependence of stacking fault energy in austenitic stainless steels through linear regression with random intercepts. **Journal of Nuclear Materials**, 492, 05/01 2017.
51. MEYERS, M. A.; VÖHRINGER, O.; LUBARDA, V. A. The onset of twinning in metals: a constitutive description. **Acta Materialia**, 49, n. 19, p. 4025-4039, 2001/11/14/ 2001.
52. NIU, R.; HAN, K. Strain hardening and softening in nanotwinned Cu. **Scripta Materialia**, 68, n. 12, p. 960-963, 2013.
53. OJIMA, M.; ADACHI, Y.; TOMOTA, Y.; KATADA, Y. *et al.* Weak Beam TEM Study on Stacking Fault Energy of High Nitrogen Steels. **steel research international**, 80, n. 7, p. 477-481, 2009/07/01 2009.
<https://doi.org/10.2374/SRI09SP038>.
54. OLSON, G. B.; COHEN, M. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. **Metallurgical Transactions A**, 6, n. 4, p. 791, 1975/04/01 1975.
55. OLSON, G. B.; COHEN, M. A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC → HCP transformation. **Metallurgical Transactions A**, 7, n. 12, p. 1897-1904, 1976/12/01 1976.
56. PAREDES, M.; GROLLEAU, V.; WIERZBICKI, T. On ductile fracture of 316L stainless steels at room and cryogenic temperature level: An engineering approach to determine material parameters. **Materialia**, 10, p. 100624, 2020/05/01/ 2020.
57. PICKERING, F. B. **Physical Metallurgy and the Design of Steels**. Applied Science Publishers, 1978. 9780853347521.
58. PONTINI, A. E.; HERMIDA, J. D. X-Ray diffraction measurement of the stacking fault energy reduction induced by hydrogen in an AISI 304 steel. **Scripta Materialia**, 37, n. 11, p. 1831-1837, 1997/12/01/ 1997.
59. QI-XUN, D.; XIAO-NONG, W. A.-D. C.; XIN-MIN, L. Stacking fault energy of cryogenic austenitic steels. **Chinese Physics**, 11, n. 6, p. 596-600, 2002/05/14 2002.

60. RATH, B.; IMAM, A.; PANDE, C.; PHYS, M. *et al.* Nucleation and growth of twin interfaces in fcc metals and alloys. **Mater. Phys. Mech.**, 1, 01/01 2000.
61. REMY, L. Kinetics of f.c.c. deformation twinning and its relationship to stress-strain behaviour. **Acta Metallurgica**, 26, n. 3, p. 443-451, 1978/03/01/ 1978.
62. RÉMY, L. The interaction between slip and twinning systems and the influence of twinning on the mechanical behavior of fcc metals and alloys. **Metallurgical Transactions A**, 12, n. 3, p. 387-408, 1981/03/01 1981.
63. RÉMY, L.; PINEAU, A.; THOMAS, B. Temperature dependence of stacking fault energy in close-packed metals and alloys. **Materials Science and Engineering**, 36, p. 47-63, 1978.
64. RHODES, C. G.; THOMPSON, A. W. The composition dependence of stacking fault energy in austenitic stainless steels. **Metallurgical Transactions A**, 8, n. 12, p. 1901-1906, 1977/12/01 1977.
65. SAINATH, G.; CHOUDHARY, B. K.; CHRISTOPHER, J.; ISAAC SAMUEL, E. *et al.* Applicability of Voce equation for tensile flow and work hardening behaviour of P92 ferritic steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, 132-133, p. 1-9, 2015/08/01/ 2015.
66. SCHRAMM, R. E.; REED, R. P. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. **Metallurgical Transactions A**, 6, n. 7, p. 1345, 1975/07/01 1975.
67. SELVARAJOU, B.; JOSHI, S. P.; BENZERGA, A. A. Three dimensional simulations of texture and triaxiality effects on the plasticity of magnesium alloys. **Acta Materialia**, 127, p. 54-72, 2017/04/01/ 2017.
68. SHEN, Y.; LI, X.; SUN, X.; WANG, Y. D. *et al.* Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel. 2012-08-30 2012.
69. SHTERNER, V.; MOLOTNIKOV, A.; TIMOKHINA, I.; ESTRIN, Y. *et al.* A constitutive model of the deformation behaviour of twinning induced plasticity (TWIP) steel at different temperatures. **Materials Science and Engineering: A**, 613, p. 224–231, 09/01 2014.
70. SOMEKAWA, H.; MUKAI, T. Hall–Petch relation for deformation twinning in solid solution magnesium alloys. **Materials Science and Engineering: A**, 561, p. 378-385, 2013/01/20/ 2013.
71. STICHEL, W. ASM speciality handbook: Stainless steels. Hrsg. von J. R. Davis, 577 S., ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1994, £ 136.00 (ASM Member £ 102.00) ISBN 0-87170-503-6. In Europa zu beziehen durch: American Technical Publishers Ltd, 27–29 Knowl Piece, Wilbury Way, Hitchin,

- Herts, SG4 OSX, England. **Materials and Corrosion**, 46, n. 8, p. 499-499, 1995/08/01 1995. <https://doi.org/10.1002/maco.19950460815>.
72. TAKAKI, S.; MASUMURA, T.; TSUCHIYAMA, T. Proposal of Simplified Modified Williamson-Hall Equation. **ISIJ International**, 58, n. 12, p. 2354-2356, 2018.
73. TANG, L.; WANG, L.; WANG, M.; LIU, H. *et al.* Synergistic deformation pathways in a TWIP steel at cryogenic temperatures: In situ neutron diffraction. **Acta Materialia**, 200, p. 943-958, 2020/11/01/ 2020.
74. TAYLOR, G. I. The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I.—Theoretical. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character**, 145, n. 855, p. 362-387, 1934/07/02 1934.
75. TSUCHIDA, N.; TOMOTA, Y.; MORIYA, H.; UMEZAWA, O. *et al.* Application of the Kocks–Mecking model to tensile deformation of an austenitic 25Cr–19Ni steel. **Acta Materialia**, 49, n. 15, p. 3029-3038, 2001/09/03/ 2001.
76. UEJI, R.; TSUCHIDA, N.; TERADA, D.; TSUJI, N. *et al.* Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure. **Scripta Materialia**, 59, n. 9, p. 963-966, 2008/11/01/ 2008.
77. UNGÁR, T.; DRAGOMIR, I.; RÉVÉSZ, Á.; BORBÉLY, A. The contrast factors of dislocations in cubic crystals: the dislocation model of strain anisotropy in practice. **Journal of Applied Crystallography**, 32, n. 5, p. 992-1002, 1999/10/01 1999. <https://doi.org/10.1107/S0021889899009334>.
78. VENABLES, J. A. The electron microscopy of deformation twinning. **Journal of Physics and Chemistry of Solids**, 25, n. 7, p. 685-692, 1964/07/01/ 1964.
79. VOCE, E. A practical strain hardening function. **Metallurgia** 51, p. 219e226, 1955.
80. WEI, Y.; LI, Y.; ZHU, L.; LIU, Y. *et al.* Evading the strength–ductility trade-off dilemma in steel through gradient hierarchical nanotwins. **Nature Communications**, 5, n. 1, p. 3580, 2014/04/01 2014.
81. WU, E.; KISI, E. H.; GRAY, E. M. A. Modelling Dislocation-Induced Anisotropic Line Broadening in Rietveld Refinements Using a Voigt Function. II. Application to Neutron Powder Diffraction Data. **Journal of Applied Crystallography**, 31, n. 3, p. 363-368, 1998.
82. XUE, L. Damage accumulation and fracture initiation in uncracked ductile solids subject to triaxial loading. **International Journal of Solids and Structures**, 44, n. 16, p. 5163-5181, 2007/08/01/ 2007.

83. YAMAKOV, V.; WOLF, D.; PHILLPOT, S. R.; MUKHERJEE, A. K. *et al.* Dislocation processes in the deformation of nanocrystalline aluminium by molecular-dynamics simulation. **Nature Materials**, 1, n. 1, p. 45-49, 2002/09/01 2002.
84. YANG, H. K.; ZHANG, Z. J.; TIAN, Y. Z.; ZHANG, Z. F. Negative to positive transition of strain rate sensitivity in Fe-22Mn-0.6C-x(Al) twinning-induced plasticity steels. **Materials Science and Engineering: A**, 690, p. 146-157, 2017/04/06/ 2017.
85. YANUSHKEVICH, Z.; DOBATKIN, S.; BELYAKOV, A.; KAIBYSHEV, R. Hall-Petch relationship for austenitic stainless steels processed by large strain warm rolling. **Acta Materialia**, 136, 06/01 2017.
86. YANUSHKEVICH, Z.; DOBATKIN, S. V.; BELYAKOV, A.; KAIBYSHEV, R. Hall-Petch Relationship for Austenitic Stainless Steels Processed by Large Strain Warm Rolling. **Acta Materialia**, 136, p. 39-48, 2017/09/01/ 2017.
87. YONEZAWA, T.; SUZUKI, K.; OOKI, S.; HASHIMOTO, A. 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**, 44, n. 13, p. 5884-5896, 2013/12/01 2013.
88. ZHAO, Y. H.; ZHU, Y. T.; LIAO, X. Z.; HORITA, Z. *et al.* Tailoring stacking fault energy for high ductility and high strength in ultrafine grained Cu and its alloy. **Applied Physics Letters**, 89, n. 12, p. 3, Sep 2006. Article.
89. ZHOU, P.; LIANG, Z. Y.; LIU, R. D.; HUANG, M. X. Evolution of dislocations and twins in a strong and ductile nanotwinned steel. **Acta Materialia**, p. 96-107, 2016.
90. ZHU, Y. T.; NARAYAN, J.; HIRTH, J. P.; MAHAJAN, S. *et al.* Formation of single and multiple deformation twins in nanocrystalline fcc metals. **Acta Materialia**, 57, n. 13, p. 3763-3770, 2009/08/01/ 2009.