

Universidade Federal Fluminense

Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica

Dissertação de Mestrado

PATRICK DE PAULA COELHO

**CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL E
MODELAMENTO DO COMPORTAMENTO
MECÂNICO DE UMA CHAPA DE AÇO TRIP 780**

ORIENTADOR: Prof. Rafael Oliveira Santos, D.Sc.

**UNIVERSIDADE
FEDERAL
FLUMINENSE**

Volta Redonda, RJ, Brasil

2025

PATRICK DE PAULA COELHO

CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL E MODELAMENTO DO COMPORTAMENTO
MECÂNICO DE UMA CHAPA DE AÇO TRIP 780

Dissertação de Mestrado submetido
ao Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica da Universidade
Federal Fluminense como requisito parcial
para obtenção do título de Mestre em
Engenharia Metalúrgica. Área de
concentração: Modelamento e Simulação
de Processos e Fenômenos.

ORIENTADOR:

Prof. Rafael Oliveira Santos, D.Sc.
Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, RJ, Brasil.

Volta Redonda, RJ, Brasil

2025

Ficha catalográfica automática - SDC/BEM
Gerada com informações fornecidas pelo autor

C672c Coelho, Patrick de Paula
CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL E MODELAMENTO DO COMPORTAMENTO
MECÂNICO DE UMA CHAPA DE AÇO TRIP 780 / Patrick de Paula
Coelho. - 2025.
118 f.: il.

Orientador: Rafael Oliveira Santos.
Dissertação (mestrado)-Universidade Federal Fluminense,
Escola de Engenharia Industrial e Metalúrgica de Volta
Redonda, Volta Redonda, 2025.

1. Aço de alta resistência. 2. Microestrutura. 3.
Modelagem computacional. 4. Simulação numérica. 5.
Produção intelectual. I. Santos, Rafael Oliveira,
orientador. II. Universidade Federal Fluminense. Escola de
Engenharia Industrial e Metalúrgica de Volta Redonda. III.
Título.

CDD - XXX

PATRICK DE PAULA COELHO

CARACTERIZAÇÃO EXPERIMENTAL E MODELAMENTO DO COMPORTAMENTO
MECÂNICO DE UMA CHAPA DE AÇO TRIP 780

Dissertação de Mestrado submetido
ao Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica da Universidade
Federal Fluminense como requisito parcial
para obtenção do título de Mestre em
Engenharia Metalúrgica. Área de
concentração: Modelamento e Simulação
de Processos e Fenômenos.

Aprovado em 03 de Fevereiro de 2025.

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Rafael Oliveira Santos, D.Sc. (Orientador)
UFF - Universidade Federal Fluminense – PPGEM

Profa. Fabiane Roberta Freitas da Silva, Dra.
UFF - Universidade Federal Fluminense – VMT

Prof. Luciano Pessanha Moreira, D.Sc.
UFF - Universidade Federal Fluminense – PPGEM

Prof. Saulo Brinco Diniz, D.C.
CEFET/RJ - Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca

Volta Redonda, RJ, Brasil
2025

RESUMO

A crescente demanda por veículos mais eficientes e seguros tem impulsionado a adoção de aços avançados de alta resistência (AHSS) na indústria automobilística. Esses materiais se destacam por sua excepcional relação entre resistência e ductilidade, permitindo a fabricação de componentes mais finos sem comprometer sua funcionalidade durante aplicação. Nesse cenário, os aços assistidos pelo efeito de transformação induzida por plasticidade (TRIP), emergem como uma solução promissora para a produção de peças mais leves, contribuindo assim para a redução das emissões de gases de efeito estufa e promovendo a sustentabilidade no setor. Contudo, a complexidade dessas características apresenta desafios significativos na previsão do comportamento mecânico destes aços durante processos de estampagem. Nesse contexto, foi realizado no presente trabalho o modelamento do comportamento mecânico a partir da caracterização experimental de uma chapa de aço TRIP 780, considerando diferentes modos de deformação entre tração uniaxial e deformação plana, comportamento elasto-plástico e anisotropia. Técnicas como difração de raios-X (DRX), microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram empregadas para constatação da ocorrência do efeito TRIP e caracterização da microestrutura. A microestrutura da chapa de aço é composta por microconstituintes como ferrita, martensita/austenita retida e bainita. A fração volumétrica e o tamanho de grão de ferrita foram estimados. O efeito TRIP e o mecanismo de dano e nucleação de microvazios usualmente observado em aços avançados de alta resistência foram constatados. Para o modelamento do comportamento mecânico foi adotado o modelo de fratura dúctil do programa Abaqus/CAE, que possibilitou prever numericamente o comportamento mecânico de uma chapa de aço TRIP 780 com nível de precisão aceitável. A metodologia aplicada para obtenção do lado esquerdo da curva limite de conformação (CLC) de forma alternativa se mostrou promissora haja visto concordância entre os resultados simulados e resultados experimentais de artigo de referência.

Palavras-chave: Aço de alta resistência, Microestrutura, Modelagem computacional, Simulação numérica.

ABSTRACT

The growing demand for more efficient and safer vehicles has driven the adoption of advanced high-strength steels (AHSS) in the automotive industry. These materials stand out for their exceptional ratio between strength and ductility, allowing thinner components to be manufactured without compromising their functionality during application. In this scenario, steels assisted by the plasticity-induced transformation effect (TRIP) have emerged as a promising solution for the production of lighter parts, thus contributing to the reduction of greenhouse gas emissions and promoting sustainability in the sector. However, the complexity of these characteristics presents significant challenges in predicting the mechanical behavior of these steels during stamping processes. In this context, this paper models the mechanical behaviour based on the experimental characterization of a TRIP 780 steel sheet, considering different deformation modes between uniaxial traction and plane strain, elasto-plastic behaviour and anisotropy. Techniques such as X-ray diffraction (XRD), optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) were used to verify the occurrence of the TRIP effect and to characterize the microstructure. The microstructure of the steel sheet is made up of microconstituents such as ferrite, martensite/retained austenite and bainite. The volume fraction and grain size of ferrite were estimated. The TRIP effect and the mechanism of damage and nucleation of micro voids usually observed in advanced high-strength steels were verified. The ductile fracture model from the Abaqus/CAE program was used to model the mechanical behavior, which made it possible to numerically predict the mechanical behavior of a TRIP 780 steel sheet with an acceptable level of accuracy. The methodology applied to obtain the left-hand side of the forming limit curve (FLC) in an alternative way proved to be promising, given the agreement between the simulated results and experimental results from reference article.

Keywords: High-strength steel, Microstructure, Computer modeling, Numerical simulation.

AGRADECIMENTOS

Expresso minha profunda gratidão a Deus, fonte inesgotável de sabedoria e força, por guiar meus passos ao longo desta jornada acadêmica. Sua orientação constante foi a luz que iluminou meu caminho, me proporcionando inspiração e perseverança.

À minha família, especialmente a meus pais, minha irmã e a minha namorada dedico uma gratidão imensurável. Seu amor incondicional e apoio incansável foram alicerces fundamentais durante toda essa jornada. Suas palavras de incentivo e encorajamento foram o combustível que impulsionou meu comprometimento e determinação.

Agradeço a CAPES pela concessão da bolsa de MESTRADO e aos docentes do PPGEM EEIMVR/UFF que contribuíram de maneira significativa para o meu crescimento acadêmico.

Ao meu estimado orientador, Prof. D.Sc. Rafael Oliveira Santos, expresso minha sincera apreciação pela orientação, paciência e sabedoria, que foram fundamentais para o desenvolvimento desta dissertação. Seu comprometimento em fornecer *insights* valiosos, orientação acadêmica e apoio constante foram cruciais para o alcance dos objetivos propostos.

A Profa. Dra. Fabiane Roberta Freitas da Silva por todo suporte prestado durante a etapa de caracterização microestrutural e pela disponibilização Laboratório de Microscopia e Preparação de Amostras. Ao Prof. D.Sc. Luciano Pessanha Moreira pelo compartilhamento de conhecimento sobre a área de concentração de Simulação de Processos e Fenômenos e pela disponibilização do material de estudo. Ao Prof. D.C. Gláucio Soares da Fonseca pela cessão de material para preparação metalográfica. Ao Prof. D.C. Marcos Flávio de Campos pelo auxílio durante a condução das análises de amostras por difração de raios – X. Ao Prof. D.C. Jefferson Fabrício Cardoso Lins pela disponibilização do Laboratório de Caracterização Microestrutural. Ao CEFET/RJ Campus Angra dos Reis por disponibilizar o Laboratório de Ensaio Mecânicos para a realização dos ensaios de tração com correlação de imagem digital e o Laboratório de Caracterização de Materiais para realização da análise de amostras por meio do microscópio eletrônico de varredura. Em especial, agradeço ao Eng. Rogério Albergaria de Azevedo Junior, a Profa. Enga. Bruna Abib dos Santos e ao Prof. D.C. Saulo Brinco Diniz pelo auxílio prestado durante as visitas ao campus. Ao SENAI Barra Mansa, em especial ao Prof. Renato Afonso Neves e Prof. Heraldo Gana Fontes pela disponibilização auxílio no uso da guilhotina para preparação dos corpos de prova.

LISTA DE FLUXOGRAMAS

Fluxograma 1 — Procedimento experimental adotado no presente trabalho.....	59
Fluxograma 2 — Procedimento para calibração do modelamento do comportamento mecânico do material	69

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 — Comparação entre deformação total e resistência à tração para aços atuais e emergentes.....	26
Gráfico 2 — Comportamento da energia livre de Gibbs em função da temperatura para a austenita e martensita.....	27
Gráfico 3 — Mecanismos de nucleação da martensita.....	28
Gráfico 4 — Curva típica de tensão-deformação de engenharia.....	36
Gráfico 5 — Curva típica de tensão-deformação verdadeira	36
Gráfico 6 — Curvas tensão-deformação de engenharia de uma chapa de aço TRIP 780	39
Gráfico 7 — Análise quantitativa do dano à microestrutura de diferentes aços	40
Gráfico 8 — Efeito TRIP durante a execução de um ensaio de tração uniaxial	41
Gráfico 9 — Curva limite de conformação que contempla diferentes modos de deformação ..	42
Gráfico 10 — Curvas limite de conformação dos aços TRIP 780 e DP 780	43
Gráfico 11 — Tensão de escoamento x deformação plástica verdadeira para descrição do comportamento plástico do material	46
Gráfico 12 — Curva ajustada com base em dados de $\bar{\epsilon}_p^D$ e η	55
Gráfico 13 — Curva tensão-deformação com degradação progressiva	56
Gráfico 14 — Diferentes definições de evolução do dano em função do deslocamento plástico	57
Gráfico 15 — Resultados para a chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida e em níveis de deformação plástica equivalente de 3,8%, 7,5%, 12%, 17% e 21%.....	87
Gráfico 16 — Fração volumétrica de austenita retida em função da deformação plástica equivalente.....	88
Gráfico 17 — Fração volumétrica de ferrita-martensita em função da deformação plástica equivalente.....	89
Gráfico 18 — Curva tensão-deformação de engenharia da chapa de aço TRIP 780	90
Gráfico 19 — Curva tensão-deformação verdadeira da chapa de aço TRIP 780.....	90
Gráfico 20 — Ajuste da curva tensão-deformação verdadeira através da equação de encruamento de Swift	91
Gráfico 21 — Coeficientes de Lankford em função do ângulo em relação à direção de laminação da chapa de aço TRIP 780	92
Gráfico 22 — Ajuste não-linear baseado em dados experimentais de $\bar{\epsilon}_p^D$ e η	94
Gráfico 23 — Comparativo entre a curva tensão-deformação verdadeira experimental e prevista em simulação com variação da G_f	95
Gráfico 24 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO A – tração uniaxial	96
Gráfico 25 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO B – duplo entalhe	96
Gráfico 26 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO C – deformação plana	97
Gráfico 27 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO A – tração uniaxial orientado a 0° DL	98

Gráfico 28 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO A – tração uniaxial orientado a 45° DL	98
Gráfico 29 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO A – tração uniaxial orientado a 90° DL	99
Gráfico 30 — Comportamento da deformação plástica equivalente para os elementos crítico e afastado	100
Gráfico 31 — Comportamento do fator de triaxialidade de tensão e deformação plástica equivalente no local do dano	105
Gráfico 32 — Identificação das deformações principais ε_1 e ε_2 para o corpo de prova TIPO A – tração uniaxial.....	106
Gráfico 33 — Identificação das deformações principais ε_1 e ε_2 para o corpo de prova TIPO B – duplo entalhe	107
Gráfico 34 — Identificação das deformações principais ε_1 e ε_2 para o corpo de prova TIPO C – deformação plana.....	107
Gráfico 35 — Lado esquerdo da CLC.....	109

LISTA DE MICROGRAFIAS

Micrografia 1 — Microestrutura multifásica de uma chapa de aço TRIP 780.....	29
Micrografia 2 — Seção transversal da chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 1000x.....	78
Micrografia 3 — Seção longitudinal da chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 1000x.....	79
Micrografia 4 — Chapa de aço TRIP 780 como recebida. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x	80
Micrografia 5 — Chapa de aço TRIP 780 com $\varepsilon_p=3,8$. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x	81
Micrografia 6 — Chapa de aço TRIP 780 com $\varepsilon_p=17$. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x	81
Micrografia 7 — Chapa de aço TRIP 780 após fratura. Ataque químico com Metabissulfito de Sódio II. Aumento de 2000x	82
Micrografia 8 — Chapa de aço TRIP 780 após fratura. Ataque químico com Nital 2%. Aumento de 1000x	83
Micrografia 9 — Chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida indicando a presença de microvazios. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x	84
Micrografia 10 — Nucleação de microvazios na região próxima à fratura. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x	85
Micrografia 11 — Coalescência de microvazios na região próxima à fratura. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x	85

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 — Aplicação de chapas de aço TRIP 780 em regiões cruciais da carroceria de um veículo	22
Figura 2 — Rota de processamento do aço TRIP após o processo de laminação a frio	30
Figura 3 — Rota de processamento do aço TRIP após o processo de laminação a quente	30
Figura 4 — Processo de fratura dúctil com coalescência de microvazios.....	33
Figura 5 — Mecanismos de dano usualmente observados em uma chapa de aço avançado de alta resistência.....	34
Figura 6 — Dimensões iniciais do corpo de prova de tração uniaxial	34
Figura 7 — Geometria dos corpos de prova para aplicação do método alternativo.....	43
Figura 8 — Condição de tensão plana, tensões na direção da espessura desprezível	45
Figura 9 — Representação gráfica da superfície de escoamento de von Mises no campo de tensões principais.....	48
Figura 10 — Intersecção da superfície de escoamento com o plano desviador	48
Figura 11 — Carregamento de tração uniaxial.....	49
Figura 12 — Corpo de prova plano com entalhe	54
Figura 13 — Geometria do corpo de prova TIPO A – tração uniaxial	60
Figura 14 — Configuração de montagem da máquina de ensaio universal para ensaio de tração uniaxial com correlação de imagem digital.....	61
Figura 15 — Orientações dos corpos de prova de tração uniaxial em relação a direção de laminação da chapa.....	62
Figura 16 — Geometria do corpo de prova: a) TIPO B – duplo entalhe e b) TIPO C – deformação plana.....	64
Figura 17 — Região de corte do corpo de prova para análise por DRX.....	65
Figura 18 — Regiões de análise do corpo de prova como recebido	67
Figura 19 — Geometria e malha usada na simulação do corpo de prova TIPO A - tração uniaxial	71
Figura 20 — Geometria e malha usada na simulação do corpo de prova TIPO B - duplo entalhe	71
Figura 21 — Geometria e malha usada na simulação do corpo de prova TIPO C - deformação plana	71
Figura 22 — Condições de contorno aplicadas em 1/4 da geometria do corpo de prova TIPO A – tração uniaxial.....	72
Figura 23 — Triaxialidade de tensão para o elemento crítico considerando a simulação do comportamento elasto-plástico	73
Figura 24 — Deformação plástica equivalente para o elemento crítico considerando a simulação do comportamento elasto-plástico	73
Figura 25 — Locais de coleta de dados de ε_1 e ε_2	75
Figura 26 — Elementos selecionados para validação do procedimento de remoção de elementos	100
Figura 27 — Comparativo dos resultados experimentais e simulados de ε_1	101
Figura 28 — Comparativo dos resultados experimentais e simulados de ε_2	101
Figura 29 — Deformação plástica equivalente resultante na iminência da fratura.....	102

Figura 30 — Deformação plástica equivalente resultante após fratura.....	102
Figura 31 — Região e aspecto da fratura do corpo de prova TIPO A – tração uniaxial.....	103
Figura 32 — Região e aspecto da fratura do corpo de prova TIPO B – duplo entalhe	104
Figura 33 — Região e aspecto da fratura do corpo de prova TIPO C – deformação plana ...	104

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 — Resultados dos ensaios de tração uniaxiais conduzidos para os aços TRIP 780 e DP 780 em diferentes orientações em relação a direção de laminação	39
Tabela 2 — Propriedades mecânicas do aço TRIP 780 obtidas a partir do ensaio de tração de diferentes trabalhos científicos	41
Tabela 3 — Composição química (%p) da chapa de aço TRIP 780	58
Tabela 4 — Quantidade de corpos de prova submetidos ao ensaio de tração uniaxial	62
Tabela 5 — Parâmetros previstos utilizando um difratômetro com tubo de Cr e radiação $K\alpha$	66
Tabela 6 — Sistema de unidades adotado nas simulações numéricas utilizando o programa Abaqus/CAE	69
Tabela 7 — Velocidades de ensaio calculadas para os diferentes modelos de corpo de prova	72
Tabela 8 — Tamanho de grão de ferrita em diferentes estágios	80
Tabela 9 — V_γ e $V_{\alpha/\alpha'}$ de acordo com diferentes estágios	88
Tabela 10 — Propriedades mecânicas da chapa de aço TRIP 780 na direção de laminação ...	91
Tabela 11 — Parâmetros da equação de encruamento de Swift.....	92
Tabela 12 — Comportamento anisotrópico da chapa de aço TRIP 780	92
Tabela 13 — Parâmetros anisotrópicos e relação de tensão de escoamento anisotrópica em diferentes direções determinados através da equação de Hill	93
Tabela 14 — Deformações principais e deformação plástica equivalente no local do dano ...	93
Tabela 15 — Triaxialidade de tensão – simulação do comportamento elasto-plástico.....	94
Tabela 16 — Parâmetros da equação de ajuste não-linear	94
Tabela 17 — Deformações principais obtidas por meio do tratamento de dados provenientes das simulações computacionais	108

LISTA DE ABREVIACES

AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AUST. SS	<i>Austenitic Stainless Steels</i>
CFB	<i>Carbide Free Bainitic</i>
CP	<i>Complex Phase</i>
CNC	<i>Computer Numerical Control</i>
CAE	<i>Computer-Aided Engineering</i>
CLC	Curva Limite de Conformaco
DLC	Diagrama Limite de Conformaco
DRX	Difraco de Raios-X
DIC	<i>Digital Image Correlation</i>
DP	<i>Dual Phase</i>
EBSD	<i>Electron Backscatter Diffraction</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
L-IP	<i>Lightweight Steels with Induced Plasticity</i>
MS	<i>Martensitic Steels</i>
MEV	Microscopia Eletrnica de Varredura
MO	Microscopia ptica
MMC	<i>Modified Mohr-Coulomb</i>
NSC	<i>Nippon Steel Corporation</i>
SI	Sistema Internacional
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
TWIP	<i>Twinning Induced Plasticity</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	Alumínio
$\underline{R}$	Anisotropia normal
ΔR	Anisotropia planar
Sb	Antimônio
A_0	Área inicial
γ	Austenita
B	Bainita
BM	Banda de Martensita/Austenita Retida
B	Boro
Ca	Cálcio
C	Carbono
Co	Cobalto
Cu	Cobre
R^2	Coefficiente de determinação
n	Coefficiente de encruamento
R ou R_α	Coefficiente de Lankford
ν	Coefficiente de Poisson
K	Coefficiente de resistência
L	Comprimento característico
L_0	Comprimento útil inicial
Cr	Cromo
e	Deformação de engenharia
e_W	Deformação na direção da largura
e_L	Deformação na direção do comprimento
ε_p	Deformação plástica da curva tensão-deformação verdadeira
$\bar{\varepsilon}_p$	Deformação plástica equivalente
$\bar{\varepsilon}_p^f$	Deformação plástica equivalente na fratura
$\bar{\varepsilon}_p^D$	Deformação plástica equivalente no local do dano
ε_u^p	Deformação plástica uniforme
e_t	Deformação total na curva tensão-deformação de engenharia
e_u	Deformação uniforme na curva tensão-deformação de engenharia
ε	Deformação verdadeira na curva tensão-deformação verdadeira
σ_f	Deformação verdadeira na fratura
$D_{m\acute{a}x}$	Degradação máxima
$\bar{u}_p$	Deslocamento plástico equivalente
$\bar{u}_p^f$	Deslocamento plástico na fratura
s	Desvio padrão
$\Delta G_{Ms}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	Diferença de energia livre necessária para transformação da austenita em martensita espontaneamente na temperatura de início da martensita
$\Delta G_T^{\gamma \rightarrow \alpha'}$	Diferença de energia livre necessária para transformação da austenita em martensita a uma dada temperatura
DL	Direção de laminação
DN	Direção normal
DT	Direção transversal
G_f	Energia de fratura
S	Enxofre

t_0	Espessura inicial
Sn	Estanho
n	Expoente de encruamento
e	Exponencial
2θ	Faixa de varredura
F ou α	Ferrita
α/α'	Ferrita-martensita
F	Força
U	Força motriz mecânica
P	Fósforo
V_γ	Fração volumétrica de austenita
V_α	Fração volumétrica de ferrita
$V_{\alpha/\alpha'}$	Fração volumétrica de ferrita-martensita
GPa	Gigapascal
°	Graus
°C	Graus Celsius
H	Hidrogênio
I	Inclusão
ICG	Índice de Conformação Global
hkl	Índices de Miller
95% IC	Intervalo de confiança de 95 %
W_0	Largura inicial
S_y	Limite de escoamento na curva tensão-deformação de engenharia
σ_y	Limite de escoamento na curva tensão-deformação verdadeira
S_u	Limite de resistência à tração curva tensão-deformação de engenharia
$\ln$	Logaritmo neperiano
ε_1	Maior deformação
$\varepsilon_{1_i}^{Exp}$	Maior deformação experimental no ponto i
$\varepsilon_{1_i}^{Sim}$	Maior deformação simulada no ponto i
Mn	Manganês
M ou α'	Martensita
M/AR	Martensita/Austenita Retida
$\overline{\varepsilon}_1^{Exp}$	Média dos valores de maior deformação experimentais
MPa	Megapascal
ε_2	Menor deformação
μm	Micrometro
MV	Microvazio
mA	Miliampère
mJ	Milijoule
mm	Milímetro
min	Minuto
E	Módulo de Young
Mo	Molibdênio
t	Multiplicador de intervalo de confiança de 95%
N	Newton
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
n_c	Número de campos utilizados
O_{xyz}	Ortotropia

O	Oxigênio
%p	Percentual em peso
%	Por cento
%PR	Precisão relativa
ε_0	Pré-deformação
kg	Quilo
kN	Quilonewton
kV	Quilovolt
K_α	Radiação alfa
RMSE	Raiz do erro quadrático médio
R_{ij}	Relação de tensão de escoamento anisotrópica
rpm	Rotações por minuto
s	Segundo
Si	Silício
O ₁₂₃	Sistema de coordenadas da tensão principal
Na	Sódio
T_G	Tamanho de grão de ferrita
$\dot{\varepsilon}_p$	Taxa de deslocamento plástico
T	Temperatura
M_S	Temperatura de início de transformação martensítica
T_0	Temperatura final para transformação
M_S^σ	Temperatura no limite de escoamento
M_d	Temperatura que determina o fim do efeito TRIP
S	Tensão de engenharia
σ'	Tensão desviadora
$\bar{\sigma}$	Tensão equivalente
σ_m	Tensão hidrostática
σ	Tensão verdadeira
$\dot{\varepsilon}_p$	Tensor de taxa de deformação
$\dot{\varepsilon}_p'$	Tensor de taxa de deformações desviadoras
σ	Tensor de tensões de Cauchy
I	Tensor identidade
Ti	Titânio
tonne	Tonelada
Tr	Transposta
η	Triaxialidade de tensão
u.a.	Unidade de área
V	Vanádio
ΔL	Variação do comprimento
D	Variável de dano geral
w_D	Variável de estado

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	21
2 OBJETIVOS	24
2.1 Objetivo geral.....	24
2.2 Objetivos específicos	24
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
3.1 Aços Avançados de Alta Resistência	25
<i>3.1.1 Aços avançados de alta resistência assistidos pelo efeito TRIP</i>	<i>26</i>
3.2 Quantificação da fração volumétrica de austenita por difração de raios-X	31
3.3 Fratura e microvazios.....	32
3.4 Comportamento mecânico do aço TRIP 780.....	34
3.5 Modelamento do comportamento mecânico.....	44
<i>3.5.1 Comportamento elástico</i>	<i>44</i>
<i>3.5.2 Comportamento plástico</i>	<i>45</i>
<i>3.5.3 Dano dúctil.....</i>	<i>52</i>
4 MATERIAIS E MÉTODOS	58
4.1 Material.....	58
4.2 Procedimento experimental	58
<i>4.2.1 Ensaio de tração uniaxial</i>	<i>59</i>
<i>4.2.2 Ensaio de tração com duplo entalhe</i>	<i>63</i>
<i>4.2.3 Difração de raios-X.....</i>	<i>65</i>
<i>4.2.4 Caracterização microestrutural.....</i>	<i>66</i>
<i>4.2.5 Modelamento do comportamento mecânico</i>	<i>68</i>
<i>4.2.6 Curva limite de conformação.....</i>	<i>74</i>
5 RESULTADOS	77
5.1 Microestrutura	77
<i>5.1.1 Tamanho de grão de ferrita</i>	<i>79</i>
<i>5.1.2 Microvazios</i>	<i>83</i>
<i>5.1.3 Fração volumétrica de austenita retida e o efeito TRIP</i>	<i>86</i>
5.2 Propriedades mecânicas e modelamento	89
<i>5.2.1 Propriedades mecânicas</i>	<i>89</i>
<i>5.2.2 Calibração do comportamento elasto-plástico anisotrópico.....</i>	<i>91</i>

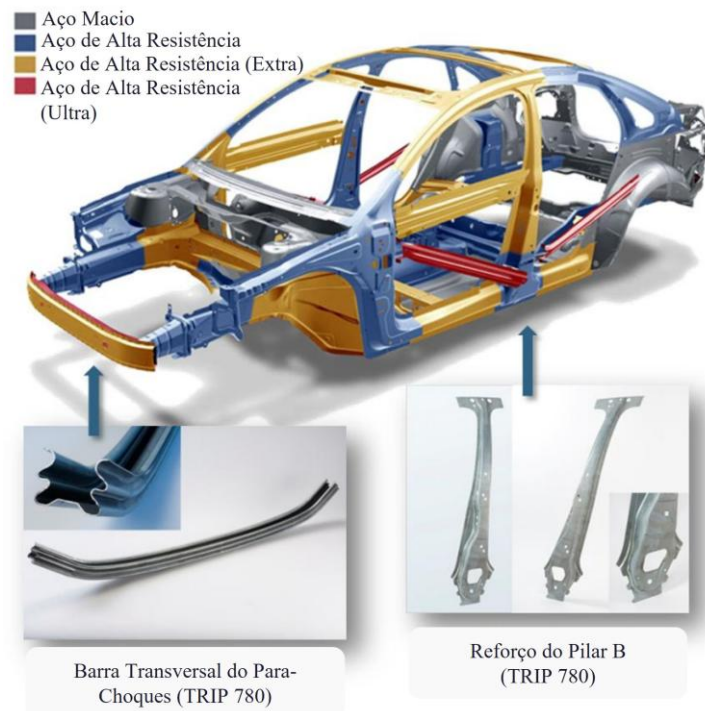
5.2.3 Calibração do dano dúctil	93
5.2.4 Validação dos modelos.....	95
5.2.5 Comportamento mecânico	104
6 CONCLUSÕES.....	110
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	112
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	113

1 INTRODUÇÃO

Desde 1920 o aço tem sido priorizado pelo setor automobilístico. Quando comparado a outros materiais utilizados na fabricação de veículos, o percentual em peso de aço utilizado cresceu de cerca de 50% no início de 1980 para cerca de 60 % em 2010, considerando veículos leves norte-americanos. Em 2021, cerca de 65% do peso médio de um veículo era atribuído a aços (Hu e Feng, 2021). Neste contexto, o emprego de aços avançados de alta resistência, do inglês *Advanced High Strength Steels* (AHSS) tornou-se uma das estratégias do setor automobilístico para atender a demanda por veículos mais leves, energeticamente mais eficientes e seguros. Quando comparados aos aços convencionais, os aços avançados de alta resistência apresentam melhor relação entre resistência e ductilidade, permitindo assim a fabricação de peças com espessuras mais finas sem comprometer a funcionalidade dos componentes durante aplicação (Santos, 2020). Desta forma, veículos mais leves podem ser produzidos, diminuindo o consumo de combustível e a geração de gases de efeito estufa. Segundo Brandie *et al.* (2018), o uso de aços avançados de alta resistência podem reduzir o peso estrutural de um veículo em até 25%, além de reduzir as emissões totais de CO₂ em até 15%, considerando todo o ciclo de vida do material. O desempenho superior dos aços avançados de alta resistência se dá em virtude de microestruturas multifásicas e mecanismos de mudança do arranjo microestrutural ativados durante a conformação. Devido a microestrutura multifásica, estes aços se comportam como um material compósito, se beneficiando tanto da ductilidade de fases mais macias, como a ferrita, quanto da resistência presente em fases mais duras, como a martensita (Matlock e Speer, 2009). Atualmente, os aços avançados de alta resistência são classificados em três gerações. Os aços assistidos pelo efeito de transformação induzida por plasticidade (TRIP) pertencem à primeira geração de aços avançados de alta resistência (Hu e Feng, 2021). O efeito

TRIP foi observado pela primeira vez em 1924 durante um teste de torção de alta temperatura em ferro γ . Já a primeira tentativa bem-sucedida de aplicar o efeito TRIP a aços avançados de alta resistência comerciais foi na década de 1990, pela *Nippon Steel Corporation* (NSC), que desenvolveu um aço multifásico por recozimento intercrítico e retenção bainítica (Liu *et al.*, 2018). A transformação induzida por plasticidade é um mecanismo de mudança do arranjo microestrutural permite que os aços sejam capazes de apresentar uma boa relação entre ductilidade-resistência a partir de uma solicitação mecânica (Gupta, 2015; Liu *et al.*, 2018). O equilíbrio entre ductilidade-resistência é um dos atrativos para o setor automobilístico, onde os projetos de componentes mecânicos podem passar por processos de fabricação como estampagem, corte e soldagem. Esses processos de fabricação submetem o material à diferentes estados de tensões, taxas de deformação e aportes térmicos, os quais influenciam tanto na qualidade da peça acabada quanto no desempenho do material durante aplicação. A Figura 1 mostra a aplicação de chapas de aço TRIP 780 em regiões cruciais da carroceria de um veículo.

Figura 1 — Aplicação de chapas de aço TRIP 780 em regiões cruciais da carroceria de um veículo



Fonte: Christodoulou, 2017.

Com base nas características abordadas, torna-se relevante prever o comportamento mecânico de chapas de aço TRIP com foco na otimização de processos industriais. Uma descrição precisa do comportamento mecânico deste aço sob diferentes condições permite um melhor aproveitamento de suas propriedades mecânicas, auxiliando o processo de *design* de

peças ao possibilitar o desenvolvimento de componentes cada vez mais precisos. Neste sentido, o modelamento computacional se destaca como uma alternativa eficaz para prever com precisão o comportamento mecânico de chapas de aço conforme a aplicação, viabilizando adicionalmente a redução de custos e complexidade laboratorial.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

Realizar a caracterização experimental e o modelamento do comportamento mecânico de uma chapa de aço TRIP 780 abrangendo aspectos microestruturais, o efeito TRIP, propriedades elasto-plásticas, anisotrópicas e mecanismo de fratura dúctil, com objetivo de validar um modelo numérico capaz de prever o desempenho do material sob diferentes modos de deformação.

2.2 Objetivos específicos

- I. Caracterização microestrutural da chapa de aço TRIP 780 – identificar microconstituintes, estimar a fração volumétrica de ferrita, calcular o tamanho de grão de ferrita e observar a ocorrência de microvazios.
- II. Propriedades mecânicas – estimar as principais propriedades mecânicas da chapa de aço TRIP 780 com base em resultados experimentais dos ensaios de tração uniaxiais.
- III. Efeito TRIP – observar a ocorrência do efeito TRIP no interior da chapa de aço.
- IV. Modelamento do comportamento mecânico – calibrar um modelo disponível no programa Abaqus/CAE contemplando o comportamento elasto-plástico anisotrópico e dano dúctil de uma chapa de aço TRIP 780.
- V. Lado esquerdo da CLC - aplicar metodologia alternativa para a obtenção do lado esquerdo da CLC e comparar os resultados obtidos com resultados experimentais obtidos pelo método convencional em artigo de referência considerando uma chapa de aço TRIP 780.

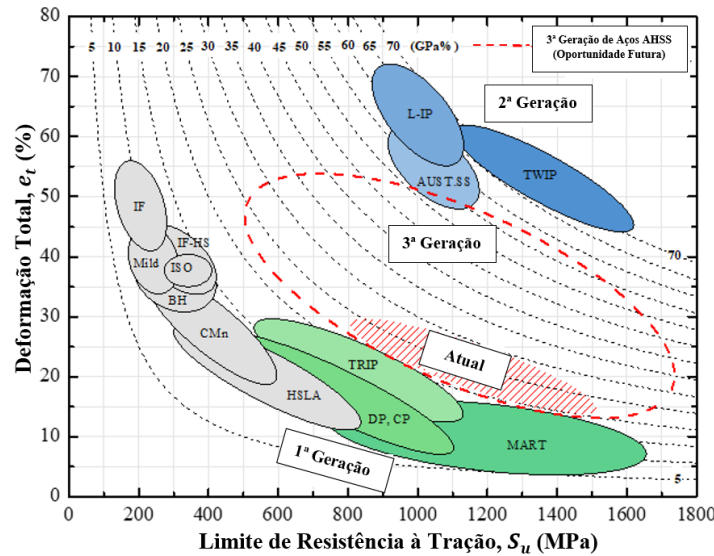
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Avançados de Alta Resistência

Sustentabilidade, eficiência, segurança e aplicabilidade são exemplos de variáveis indispensáveis durante o processo de desenvolvimento de novos aços. Segundo Fonstein (2013), o desenvolvimento de aços avançados de alta resistência visava inicialmente a redução do peso de veículos e o aumento da eficiência do combustível. No entanto, a redução da quantidade de material utilizado deveria ser feita sem que houvesse comprometimento das peças fabricadas em aço durante suas aplicações. Deste modo, alcançar o equilíbrio entre resistência mecânica e ductilidade se tornou indispensável para estes aços, que são tema de pesquisas científicas até os dias atuais. Os aços avançados de alta resistência são classificados por gerações. A primeira geração inclui os aços DP – *Dual Phase*, TRIP – *Transformation Induced Plasticity*, CP – *Complex Phase* e MS – *Martensitic Steels*. A primeira geração de aços avançados de alta resistência apresenta excelente relação resistência-ductilidade em comparação aos aços convencionais e já está bem estabelecida no mercado. A segunda geração é composta pelos aços (TWIP – *Twinning Induced Plasticity*, L-IP – *Lightweight Steels with Induced Plasticity* e AUST. SS – *Austenitic Stainless Steels*) (Matlock e Speer, 2009). Quando comparado aos aços avançados de alta resistência de primeira geração, apresenta índice de conformabilidade global muito superior, acima de 50 GPa%, conforme mostrado no Gráfico 1. Um dos fatores limitantes desta geração é o custo elevado de produção, resultado da utilização de um teor elevado de manganês e da necessidade de um sistema complexo de fabricação (Santos, 2020). Portanto, iniciou-se a busca por alternativas com custos menores sem que houvesse perda das características vantajosas já obtidas. Em princípio, qualquer aço que

possuísse resistência e alongamento entre a primeira e a segunda geração, além de custos de produção mais baixos, poderiam pertencer a 3ª geração de aços avançados de alta resistência (Matlock e Speer, 2009; Sugimoto *et al.*, 2017).

Gráfico 1 — Comparação entre deformação total e resistência à tração para aços atuais e emergentes

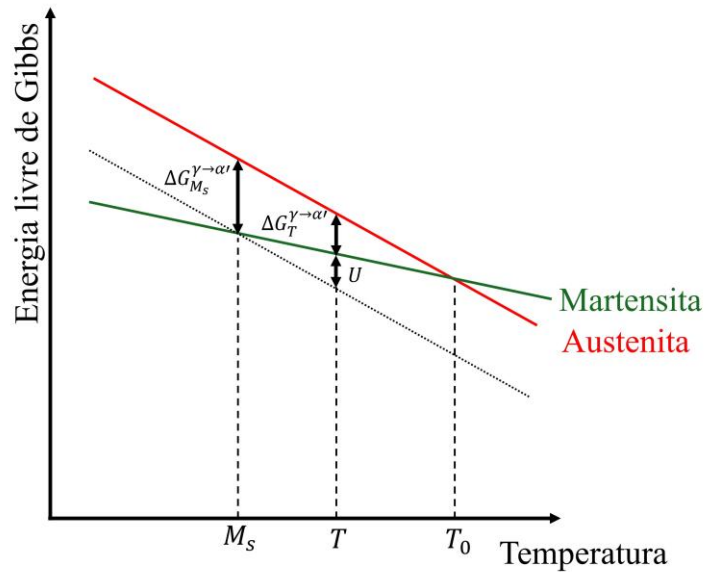


Fonte: Adaptado de Santos e Moreira, 2024.

3.1.1 Aços avançados de alta resistência assistidos pelo efeito TRIP

A transformação de fase induzida por plasticidade, também conhecida por efeito TRIP, é um fenômeno que ocorre a nível microestrutural no interior de um aço multifásico que contém austenita retida, com a possibilidade desta se transformar em martensita com auxílio de uma força motriz mecânica (U). No Gráfico 2 é mostrado o comportamento da energia livre de Gibbs em função da temperatura para a austenita e martensita. $\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ é a diferença de energia livre necessária para transformação da austenita em martensita espontaneamente na temperatura de início de transformação martensítica, M_s . Com o aumento da temperatura, a austenita apresenta tendência à estabilidade, que pode ser observada pela redução da diferença de energia livre de Gibbs, representada por $\Delta G_T^{\gamma \rightarrow \alpha'}$, para uma dada temperatura $T > M_s$. Portanto, para que haja transformação neste instante, é requerida uma U , que somada a $\Delta G_T^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ compensa a redução de energia livre observada previamente. A U necessária para que a transformação seja possível tende a aumentar até que a temperatura final para transformação, T_0 , seja alcançada. Acima de T_0 , a transformação deixa de ocorrer pois a austenita se torna o microconstituente mais estável (Gupta, 2015).

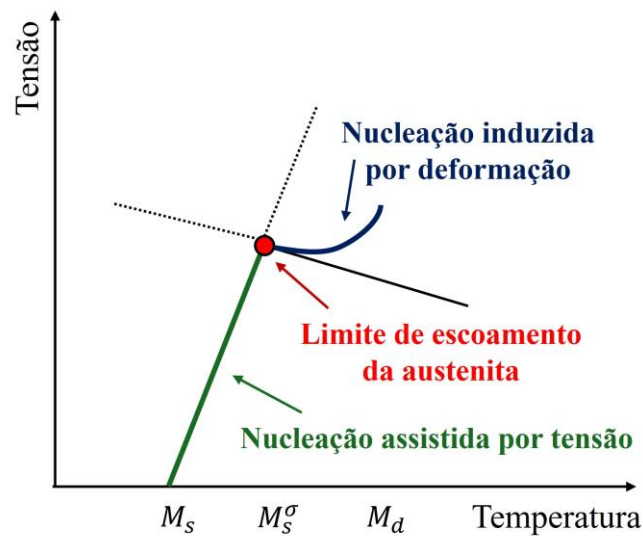
Gráfico 2 — Comportamento da energia livre de Gibbs em função da temperatura para a austenita e martensita



Fonte: Gupta, 2015.

De acordo com Gupta (2015) e Castanheira *et al.* (2019), dois mecanismos de nucleação da martensita podem ocorrer no interior dos aços TRIP. Conforme mostrado no Gráfico 3, o primeiro mecanismo que ocorre é o de nucleação assistida por tensão em subestruturas de deformação e configurações de discordâncias, que é dominante no regime de baixa temperatura, com início a partir da temperatura de início de transformação martensítica (M_s). Este mecanismo prevalece até que a temperatura no limite de escoamento (M_s^{σ}) seja alcançada, em torno de 30 a 40 °C. O segundo mecanismo é o de nucleação induzida por deformação, esta última necessária para dar continuidade na transformação a temperaturas mais elevadas ($T > M_s$). Neste caso, a nucleação pode ocorrer em novos sítios formados pelas interações entre as discordâncias, como por exemplo, falhas de empilhamento. A nucleação ocorre até a temperatura M_d , que define o fim da transformação induzida por plasticidade. O efeito TRIP neste instante é inibido pois a austenita apresenta maior estabilidade frente a martensita.

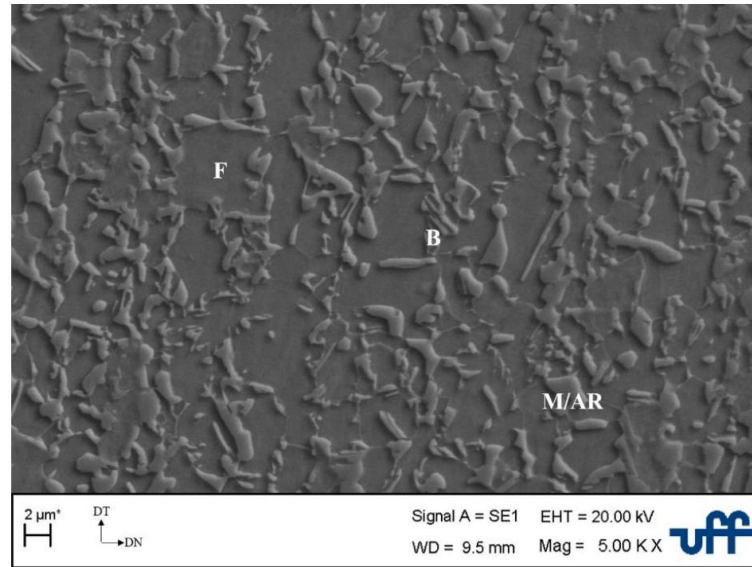
Gráfico 3 — Mecanismos de nucleação da martensita



Fonte: Gupta, 2015.

O efeito TRIP está presente nos aços multifásicos de primeira geração, nos inoxidáveis austeníticos de segunda geração, assim como nos recentes aços avançados de alta resistência de terceira geração. Os aços avançados de alta resistência de primeira geração assistidos pelo efeito TRIP são comumente chamados de “aços TRIP”, embora outras classes de aços avançados de alta resistência também se beneficiem deste mecanismo metalúrgico. Os aços TRIP apresentam uma microestrutura predominantemente ferrítica, composta por ilhas dispersas de austenita retida, bainita e podendo ainda haver a presença de martensita. O percentual de volume correspondente de cada uma das fases compreende as seguintes faixas: ferrita (50 a 55 %), austenita retida (7 a 15 %), bainita (30 a 35 %) e martensita (1 a 5 %) (Soleimani *et al.*, 2020). A Micrografia 1 obtida pela técnica de MEV por Castanheira *et al.* (2019) mostra a microestrutura de uma chapa de aço TRIP 780 cuja amostra foi submetida à técnica convencional de preparação metalográfica e atacada quimicamente com a solução LePera (metabissulfito de sódio 1% + picral 4%, com proporção 1:1). Nela, foi observada a presença de ferrita, bainita e martensita/austenita retida, conforme indicado também por Soleimani *et al.* (2020).

Micrografia 1 — Microestrutura multifásica de uma chapa de aço TRIP 780

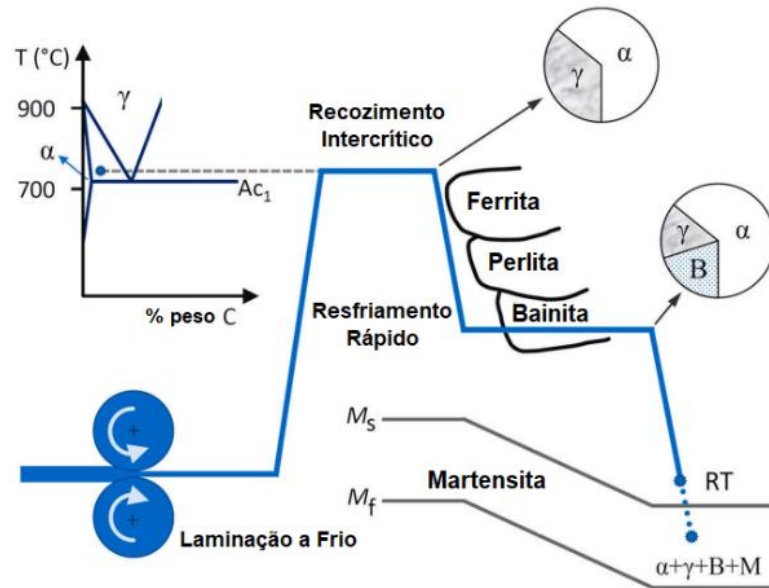


F – ferrita, B – bainita, M /AR – martensita/austenita retida, DT – direção transversal e DN – direção normal

Fonte: Castanheira *et al.*, 2019.

Atualmente, as rotas de processamento empregadas para obtenção da microestrutura do aço TRIP são: por meio do processo de laminação à frio e do processo de laminação à quente. Nas Figuras 2 e 3, as referidas rotas de processamento são detalhadas. Na primeira rota, quando a chapa de aço é obtida após o processo de laminação à frio, esta precisa ser aquecida até atingir a temperatura de recozimento intercrítico. Após o tempo de encharque, a chapa apresenta uma microestrutura bifásica, composta por ferrita e austenita. Em sequência, a chapa é submetida a um resfriamento rápido e controlado até a faixa de temperatura na qual ocorre a formação de bainita, com parte da austenita se transformando em bainita e parte permanecendo retida até a temperatura ambiente (Soleimani *et al.*, 2020). Na segunda rota, durante o processo de laminação a quente, o material é submetido a uma faixa de temperatura onde a fase austenítica é predominante. A partir desta temperatura, o aço é resfriado lentamente, com surgimento de uma porção de ferrita pró-eutetóide. O bobinamento do material é feito em uma faixa de temperatura favorável a formação de bainita, com parte da austenita se transformando em bainita e parte permanecendo retida até a temperatura ambiente (Bleck, 2002).

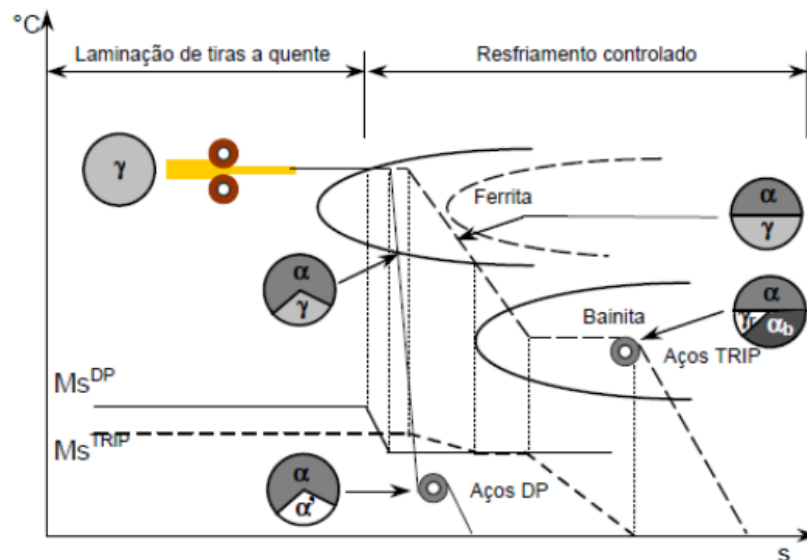
Figura 2 — Rota de processamento do aço TRIP após o processo de laminação a frio



α – ferrita, γ – austenita, B – bainita, M – martensita, M_s - temperatura de início de transformação martensítica, M_f - temperatura de fim de transformação martensítica e AC_1 – temperatura crítica

Fonte: Soleimani *et al.*, 2020.

Figura 3 — Rota de processamento do aço TRIP após o processo de laminação a quente



α – ferrita, γ – austenita, α' – martensita, γ_r – austenita retida, α_b – bainita, Ms^{DP} - temperatura de início de transformação martensítica para o aço DP e Ms^{TRIP} - temperatura de início de transformação martensítica para o aço TRIP

Fonte: Bleck, 2002.

Independente da rota de produção, o aço TRIP está suscetível a fatores que podem influenciar em seu desempenho como a composição química, parâmetros de processo e parâmetros da aplicação. Os elementos químicos *C* e *Mn* são estabilizadores da austenita. Porém, estes são limitados a 0,3% e 2%, respectivamente, para que não seja prejudicada a transformação bainítica, a soldabilidade devido ao excesso de *C* e para que não haja segregação devido ao excesso de *Mn* (Sugimoto *et al.*, 1992; Verlinden *et al.*, 2007; Liu *et al.*, 2018). A adição de *Si* e *Al* impedem a precipitação de carbonetos. Por outro lado, comprometem a capacidade de revestimento e desestabiliza a austenita, aumentando a temperatura M_s . Assim, esses elementos são limitados a uma faixa entre 1 e 2% para os aços TRIP (Liu *et al.*, 2018). O *P* favorece na quantidade de austenita retida formada. *Ti*, *Nb*, *V* e *Cu* tem a capacidade de auxiliar no equilíbrio resistência-ductilidade. O controle dos parâmetros de processo como temperatura, tempo, velocidade, dentre outros são essenciais para que a microestrutura multifásica possa ser obtida pelas vias de processamento existentes. Em termos de aplicação, a temperatura é um exemplo de parâmetro que deve ser observado, pois seu aumento tende a inibir a ocorrência do efeito TRIP devido a maior estabilidade da austenita frente a martensita, prejudicando o equilíbrio entre resistência e ductilidade (Gupta 2015; Soleimani *et al.*, 2020).

3.2 Quantificação da fração volumétrica de austenita por difração de raios-X

O efeito TRIP pode ser resumido como a possibilidade de transformação dos grãos de austenita retida em martensita ao deformar plasticamente uma chapa de aço. Porém, a característica destes microconstituintes em termos de propriedades mecânicas é diferente. Ao passo que a austenita (γ) favorece a ductilidade, facilitando a conformação mecânica, a martensita (α') aumenta a resistência mecânica, gerando impacto positivo no aspecto de segurança do material durante aplicação (Soleimani *et al.*, 2020). Desta forma, para que o equilíbrio seja alcançado de acordo com o tipo de aplicação, a quantificação desses microconstituintes antes, durante e após a chapa sofrer solicitação mecânica se torna relevante.

Para a quantificação de γ , a difração de raios-X (DRX) tem sido empregada por diversos pesquisadores. De Meyer (1999) quantificou a fração volumétrica de austenita (V_γ) de um aço TRIP *CMnAlSi* por meio da técnica de DRX e utilizou diferentes equações presentes na literatura (Miller, 1964; Cullity, 1978; ASTM, 1984; Deshayes, 1995). Além de obter sucesso na quantificação, ao comparar os resultados, sugeriu que a variação entre estes era pequena, em torno de 2%.

Castanheira *et al.* (2019) quantificou a V_γ de amostras de uma chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida. Para isso, fez uso de um difratômetro com radiação de cobalto (Co) K_α e encontrou uma V_γ igual a 7,9 %.

Guzmán e Monsalve (2022) empregaram um difratômetro com radiação de cobre (Cu) K_α , com objetivo de quantificar a V_γ em amostras como recebidas do aço TRIP 780. Os autores obtiveram uma V_γ de 8% para uma amostra com área de 20 mm x 20 mm e espessura de 0,5 mm.

A norma ASTM E975 (ASTM, 2022) estabelece as diretrizes para a determinação da V_γ em aços com orientação cristalográfica quase aleatória e propõe o uso da Equação (1):

$$V_\gamma = \frac{\left(\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}}\right)}{\left(\frac{1}{p} \sum_{i=1}^p \frac{I_{\alpha i}}{R_{\alpha i}}\right) + \left(\frac{1}{q} \sum_{j=1}^q \frac{I_{\gamma j}}{R_{\gamma j}}\right)} \quad (1)$$

onde V_γ é a fração volumétrica de austenita, q é o número total de picos de austenita, p é o número total de picos de ferrita, $I_{\gamma j}$ e $I_{\alpha i}$ são as intensidades integradas dos picos de austenita na posição j e de ferrita na posição i , respectivamente, $R_{\gamma j}$ e $R_{\alpha i}$ são os fatores de espalhamento da austenita na posição j e ferrita na posição i , respectivamente. A fração volumétrica de ferrita (V_α) pode ser obtida em complemento por meio da Equação (2):

$$V_\alpha + V_\gamma = 1 \quad (2)$$

onde V_α é a fração volumétrica de ferrita e V_γ é a fração volumétrica de austenita.

No entanto, quando o aço apresenta martensita, a V_α passa a ser convencionada como fração volumétrica de ferrita-martensita ($V_{\alpha/\alpha'}$) devido a coincidência entre os padrões de difração já observados para estes dois microconstituintes. Além disso, por não apresentar uma fase única e bem definida, a quantificação da fração volumétrica de bainita pela técnica de DRX não é indicada, sendo este um fator limitante da técnica (Medina *et al.*, 2016; Castanheira *et al.*, 2019; Zhang *et al.*, 2019).

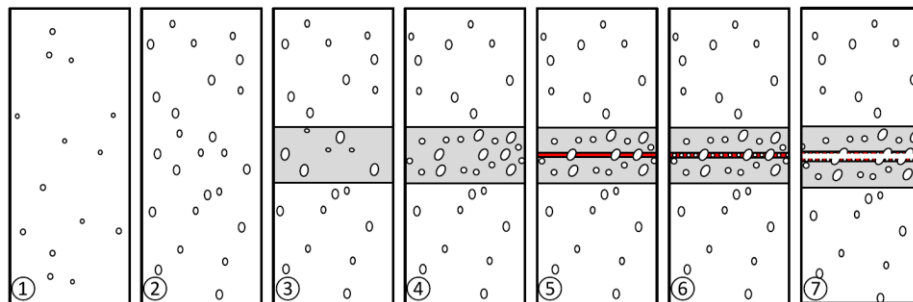
3.3 Fratura e microvazios

Fratura é a separação ou fragmentação de um corpo sólido em duas ou mais partes quando este é submetido à ação de uma tensão. Em materiais metálicos, a fratura pode ser classificada como frágil ou dúctil. A fratura frágil, por característica, apresenta pouca ou nenhuma deformação plástica antes da ruptura, ocorrendo geralmente devido à propagação

rápida de trincas e podendo ser favorecida por baixas temperaturas e alta taxa de carregamento. Já a fratura dúctil é caracterizada pela ocorrência de deformação plástica apreciável antes e durante a propagação da trinca. Quando ocorre a fratura do tipo frágil, a superfície do material apresenta características de clivagens ou padrões de granulação intergranular, diferente do que ocorre quando a fratura é do tipo dúctil, que apresenta por característica uma morfologia rugosa e pequenas cavidades arredondadas (Dieter, 1981).

Em aços TRIP verifica-se usualmente a ocorrência de fratura dúctil. O processo físico da fratura dúctil possui relação direta com a formação de trincas no interior do aço devido à nucleação, crescimento e coalescência de microvazios (Dieter, 1981). Os microvazios são pequenas cavidades no interior de um material, podendo ser pré-existentes e que são capazes de afetar propriedades mecânicas do material, como resistência, dureza etc (Mohr e Marcadet, 2015). A Figura 4 mostra o processo de fratura dúctil, que é iniciado a partir da pré-existência e do surgimento de novos microvazios, evolução e coalescência entre microvazios próximos. Isso ocorre até o ponto em que o dano se torna irreversível, resultando na fratura dúctil.

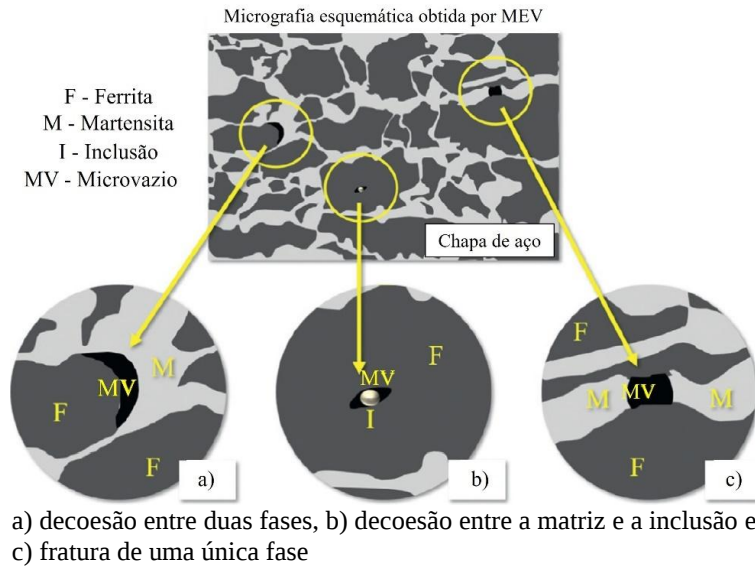
Figura 4 — Processo de fratura dúctil com coalescência de microvazios



Fonte: Mohr e Marcadet, 2015.

A nucleação de microvazios em chapas de aços avançados de alta resistência usualmente está associada com a decoesão entre duas ou mais fases, com a decoesão entre a matriz e inclusões ou pela fratura de uma única fase de dureza elevada, como a martensita (Santos *et al.*, 2019; Liu *et al.*, 2022; Santos e Moreira, 2024). Na Figura 5 são apresentados os referidos mecanismos de dano usualmente observados em aços avançados de alta resistência.

Figura 5 — Mecanismos de dano usualmente observados em uma chapa de aço avançado de alta resistência

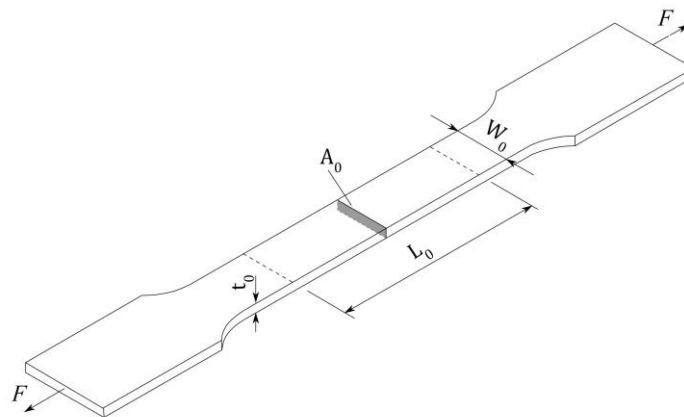


Fonte: Santos e Moreira, 2024.

3.4 Comportamento mecânico do aço TRIP 780

O ensaio de tração uniaxial é o ensaio mecânico mais utilizado para avaliar o comportamento mecânico de chapas metálicas e obter propriedades mecânicas importantes por meio das curvas tensão-deformação, tais como, módulo de Young, coeficiente de Poisson, limite de escoamento, limite de resistência à tração, propriedades anisotrópicas, entre outras. A Figura 6 mostra um exemplo de corpo de prova utilizado no ensaio de tração uniaxial.

Figura 6 — Dimensões iniciais do corpo de prova de tração uniaxial



L_0 - comprimento útil inicial, W_0 - largura inicial e t_0 - espessura inicial

Fonte: O autor.

Segundo Hosford e Caddell (2007), a tensão de engenharia é obtida dividindo a força de reação registrada pela célula de carga, pela área de seção transversal inicial, A_0 , conforme mostrado na Equação (3). A deformação de engenharia é o alongamento do comprimento útil do corpo de prova dividido pelo comprimento útil inicial, conforme mostrado na Equação (4):

$$S = \frac{F}{A_0} \quad (3)$$

$$e = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (4)$$

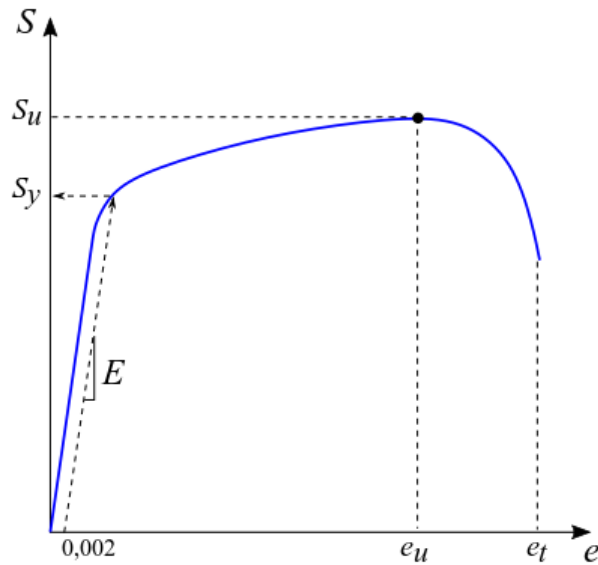
A curva tensão-deformação verdadeira considera a variação instantânea da área de seção transversal do corpo de prova. A Equação (5) e a Equação (6) mostram que tanto a tensão verdadeira (σ) quanto a deformação verdadeira (ε) podem ser definidas a partir dos valores de tensão e deformação de engenharia. Estas são válidas apenas na região de deformação uniforme, assumindo uma distribuição homogênea da deformação ao longo do comprimento útil do corpo de prova (Hosford e Caddell, 2007).

$$\sigma = S(e + 1) \quad (5)$$

$$\varepsilon = \ln(e + 1) \quad (6)$$

O Gráfico 4 mostra uma curva típica de tensão-deformação de engenharia e o Gráfico 5 mostra uma curva típica de tensão-deformação verdadeira.

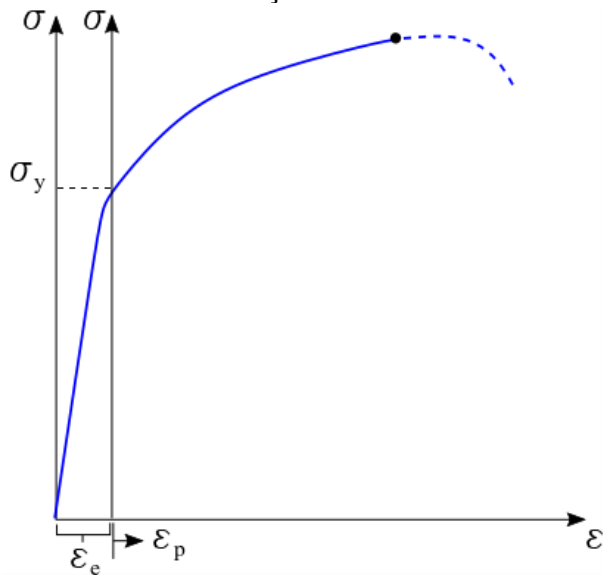
Gráfico 4 — Curva típica de tensão-deformação de engenharia



S_u – limite de resistência à tração, S_y – limite de escoamento, E – módulo de Young, e_u – deformação uniforme, e_t – deformação total, S – tensão de engenharia e e – deformação de engenharia

Fonte: O autor.

Gráfico 5 — Curva típica de tensão-deformação verdadeira



σ – tensão verdadeira, ϵ – deformação verdadeira, σ_y – limite de escoamento, ϵ_e – deformação elástica e ϵ_p – deformação plástica

Fonte: O autor.

O material submetido ao ensaio de tração uniaxial pode ou não apresentar patamar de escoamento definido. Quando o patamar está presente, é necessário identificar o maior e o

menor valor de tensão dentro do patamar. Em seguida, calcula-se a média destes valores para determinar o limite de escoamento do material. Do contrário, quando o material não apresenta patamar de escoamento definido, utiliza-se o método da reta paralela. Este método consiste em traçar uma reta com o mesmo coeficiente angular da região elástica da curva tensão-deformação de engenharia, porém, deslocada 0,002 (0,2%) no eixo da deformação. O ponto de interseção entre a curva tensão-deformação e a reta paralela representa o limite de escoamento. Na prática, o limite de escoamento representa um nível de esforço aplicado no material que após ser removido, produz uma deformação residual de 0,002. O limite de resistência à tração por sua vez é o valor da tensão de engenharia referente ao valor da máxima força de reação registrada pela célula de carga. A deformação uniforme é a deformação correspondente ao valor do limite de resistência à tração e a deformação total é a deformação de engenharia registrada até a ruptura do corpo de prova. No regime elástico, a diferença entre as curvas de engenharia e verdadeira é desprezível. Em termos práticos, a diferença entre as curvas é significativa a partir do limite de escoamento do material. Logo, σ_y pode ser considerado equivalente a S_y (Santos, 2020).

O módulo de Young (ou módulo de elasticidade) e o coeficiente de Poisson são propriedades que representam o comportamento elástico do material. Para a maioria dos metais, a relação tensão-deformação no regime elástico pode ser considerada como linear, onde o módulo de elasticidade é interpretado matematicamente como o coeficiente angular da reta. A Equação (7) mostra que o módulo de Young pode ser obtido a partir da equação conhecida como “lei de Hooke” para o caso unidimensional. Já o coeficiente de Poisson relaciona a deformação na direção da largura (e_W) com a deformação na direção do comprimento (e_L), ou seja, apresenta um valor percentual da deformação na largura que é produzida ao se provocar uma deformação no comprimento, conforme Equação (8). Tanto o módulo de Young quanto o coeficiente de Poisson são obtidos a partir de um ajuste linear para os resultados do comportamento elástico (Santos, 2020).

$$E = \frac{S}{e} \Big|_{elástico} \quad (7)$$

$$\nu = -\frac{e_W}{e_L} \Big|_{elástico} \quad (8)$$

O coeficiente de Lankford é uma relação obtida no domínio plástico que relaciona a deformação plástica verdadeira da largura com a deformação plástica verdadeira na espessura

da chapa (Hosford e Caddell, 2007). O coeficiente de Lankford pode ser definido conforme representado na Equação (9):

$$R_{\alpha} = \frac{\varepsilon_W}{\varepsilon_t} = - \frac{\varepsilon_W}{(\varepsilon_W + \varepsilon_L)} \quad (9)$$

O subscrito α indica a orientação em relação a direção de laminação da chapa para o qual o valor- R é definido. Comumente, três orientações são usadas: direção de laminação (R_0), diagonal (R_{45}) e transversal (R_{90}). As Equações (10) e (11) definem os parâmetros conhecidos como anisotropia planar (ΔR) e anisotropia normal ($\underline{R}$), respectivamente. Ambos parâmetros dependem dos valores de R_0 , R_{45} e R_{90} (Hosford e Caddell, 2007).

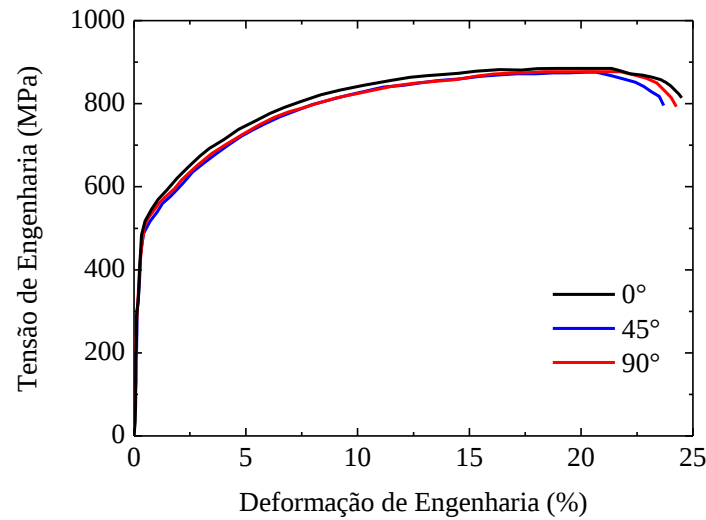
$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - 2R_{45}}{2} \quad (10)$$

$$\underline{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (11)$$

Se os valores do coeficiente de Lankford para as três orientações forem diferentes, a chapa irá apresentar uma anisotropia planar. O valor de ΔR pode ser positivo ou negativo, no entanto, para os aços, geralmente é positivo. O fenômeno conhecido como orelhamento (*earring*) no processo de estampagem profunda está relacionado a anisotropia planar. Se $\Delta R > 0$, então haverá orelhas a 0° e 90° , e se $\Delta R < 0$, as orelhas serão formadas a 45° . Quanto mais próximo os valores de r_0 , r_{45} e r_{90} , menor será a amplitude das orelhas. O orelhamento é algo indesejado pois necessita ser cortado e gera sucata. Se $\underline{R} > 1$, indica maior resistência ao afinamento da chapa. No caso da estampagem profunda, valores altos de $\underline{R}$ permitem produzir peças mais profundas e reduz a chance do defeito de enrugamento (Meyers e Chawla, 2009).

Wei *et al.* (2022) avaliaram o comportamento anisotrópico de uma chapa laminada a frio de aço TRIP 780 com 1,3 mm de espessura. Os autores produziram corpos de prova de pequena escala em formato de osso de cachorro orientados a 0° , 45° e 90° em relação a direção de laminação da chapa, contendo seção útil de 10 mm x 10 mm e área de ombro de 30 mm de largura por 35 mm de comprimento. Com a finalidade de preservar as características iniciais da chapa optaram pelo processo de usinagem por eletroerosão a fio. O Gráfico 6 mostra o resultado da curva tensão deformação de engenharia para as três direções analisadas.

Gráfico 6 — Curvas tensão-deformação de engenharia de uma chapa de aço TRIP 780



Fonte: Wei *et al.*, 2022.

Caetano *et al.* (2018) compararam a estampabilidade de uma chapa de aço TRIP 780 com uma chapa de aço DP 780. A partir do ensaio de tração, os autores obtiveram os coeficientes de anisotropia normal e anisotropia planar para ambos os materiais, conforme apresentado na Tabela 1. A chapa de aço TRIP 780 apresentou melhor estampabilidade por apresentar valor de anisotropia planar mais próximo de zero, o que indica um comportamento menos anisotrópico no plano. Além disso, um maior valor do coeficiente de anisotropia normal foi atingido, o que indica maior resistência ao afinamento da espessura da chapa.

Tabela 1 — Resultados dos ensaios de tração uniaxiais conduzidos para os aços TRIP 780 e DP 780 em diferentes orientações em relação a direção de laminação

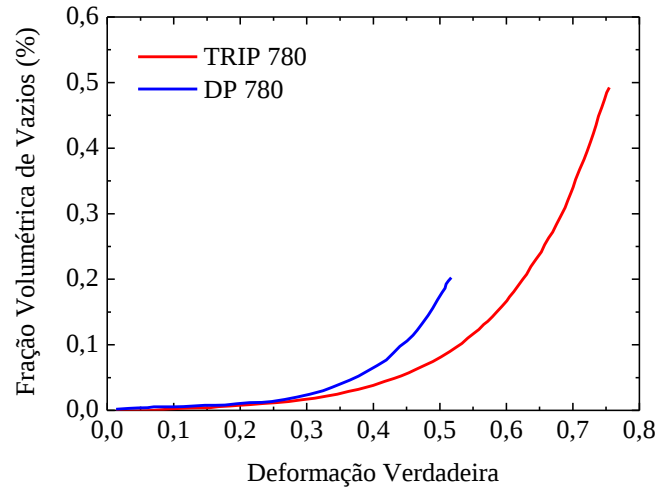
Aço	Coeficiente de anisotropia normal ($\bar{R}$)	Coeficiente de anisotropia planar (ΔR)
TRIP 780	0,948	0,185
DP 780	0,730	0,298

Fonte: Caetano *et al.*, 2018.

Para que processos possam ser melhorados, estudos comparativos entre dois ou mais materiais são de grande utilidade para identificação das melhores oportunidades de otimização. Samei *et al.* (2020) ao conduzir uma análise quantitativa do dano à microestrutura de diferentes aços durante o processo de deformação plástica observou que o aço TRIP 780 foi capaz de

acomodar aproximadamente duas vezes mais dano antes da ocorrência de fratura dúctil quando comparado ao aço DP 780, conforme mostrado no Gráfico 7.

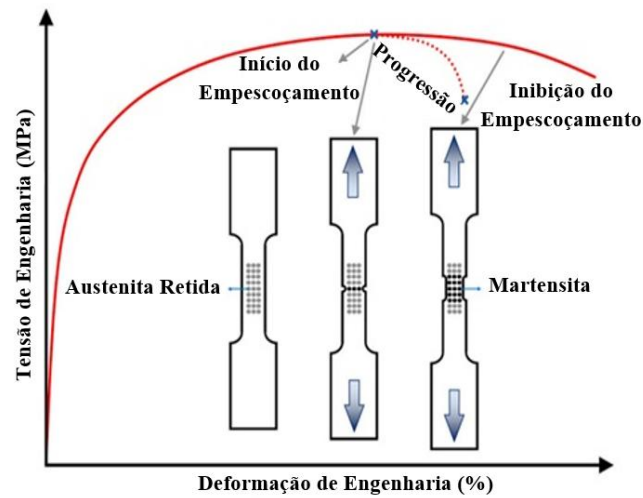
Gráfico 7 — Análise quantitativa do dano à microestrutura de diferentes aços



Fonte: Samei *et al.*, 2020.

No Gráfico 8 é mostrada a progressão do efeito TRIP, com inibição do estiramento do corpo de prova conforme a austenita retida é transformada em martensita, microconstituente que por característica apresenta resistência mecânica superior.

Gráfico 8 — Efeito TRIP durante a execução de um ensaio de tração uniaxial



Fonte: Soleimani *et al.*, 2020.

A Tabela 2 apresenta os valores de algumas propriedades mecânicas do aço TRIP 780 obtidas a partir do ensaio de tração uniaxial, a saber, de limite de escoamento (S_y), limite de resistência à tração (S_u), deformação uniforme (e_u), deformação total (e_t), expoente de encruamento (n) e coeficientes de anisotropia em diferentes orientações em relação à direção de laminação (R_0 , R_{45} e R_{90}) para diferentes trabalhos da literatura.

Tabela 2 — Propriedades mecânicas do aço TRIP 780 obtidas a partir do ensaio de tração de diferentes trabalhos científicos

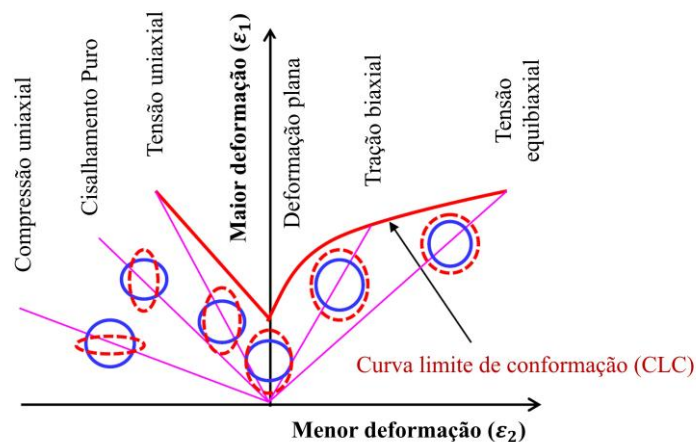
S_y (MPa)	S_u (MPa)	e_u (%)	e_t (%)	n	R_0	R_{45}	R_{90}	Referências
516	876	19,8	24,3	0,214	1,06	1,05	1,20	Wei <i>et al.</i> (2022)
-	-	-	-	0,204	0,89	0,82	1,01	Mohr <i>et al.</i> (2010)
567	840	-	24,7	0,234	-	-	-	Castanheira <i>et al.</i> (2019)
504	780	29,5	35,5	0,249	0,918	0,856	1,163	Caetano <i>et al.</i> (2018)
652	854	-	20	-	-	-	-	Medina <i>et al.</i> (2016)

Fonte: O autor.

A conformabilidade de chapas metálicas pode ser avaliada a partir da criação do diagrama limite de conformação (DLC). Segundo Paul (2021), este diagrama determina os

níveis de deformação críticos que limitam a conformabilidade de chapas metálicas e contempla diferentes modos de deformação. Desta forma, é possível estabelecer um limite entre uma área segura para conformação, com risco de afinamento desprezível e uma área insegura para conformação, com tendência de instabilidade. O limite entre estas áreas é representado por uma linha desenhada a partir dos valores de deformação medidos durante o ensaio de corpos de prova de limite. Esta linha é conhecida como curva limite de conformação (CLC), definida como um critério de limitação de falha importante para alcance do sucesso nas operações de estampagem na indústria automotiva (Schwindt *et al.*, 2015). No DLC, abaixo da CLC, têm-se a referida área segura para conformação. Acima, a área insegura para conformação. Normalmente, a CLC completa requer ensaios mecânicos com equipamentos específicos e que demandam uma grande carga de trabalho laboratorial, tais como, ensaio Nakazima ou Marciniack. A norma ISO 12004-2 (ISO, 2021) estabelece as diretrizes para obtenção da CLC para chapas e tiras metálicas. O Gráfico 9 mostra uma CLC que contempla diferentes modos de deformação.

Gráfico 9 — Curva limite de conformação que contempla diferentes modos de deformação

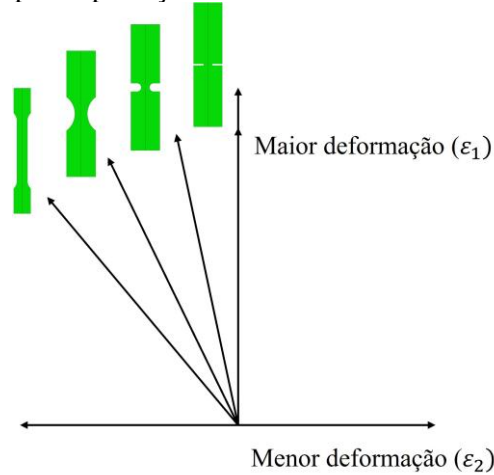


Fonte: Paul, 2021.

Alternativamente, o lado esquerdo da CLC que compreende os modos de deformação entre tração uniaxial e deformação plana, podem ser obtidos por meio de ensaio de tração empregando diferentes corpos de provas com duplo entalhe. Schwindt *et al.* (2015) avaliaram a conformabilidade de uma chapa de aço DP 780 com 1,1 mm de espessura, usando um corpo de prova de tração e mais três corpos de prova com duplo entalhe. Os entalhes dos corpos de prova foram confeccionados com raios de 25 mm, 5 mm e 1 mm, sendo o menor raio para a

condição de deformação plana. A Figura 7 apresenta a geometria dos corpos de prova usados para o levantamento de forma alternativa do lado esquerdo da CLC.

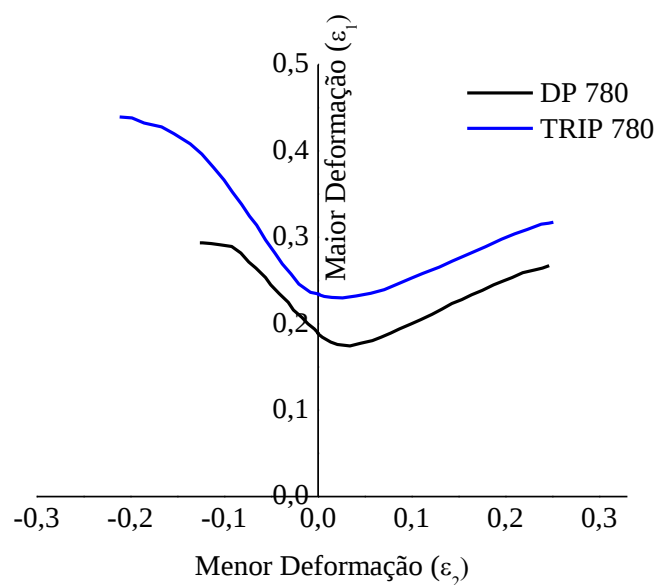
Figura 7 — Geometria dos corpos de prova para aplicação do método alternativo



Fonte: Adaptado de Schwindt *et al.*, 2015.

Caetano *et al.* (2018) compararam a conformabilidade dos aços avançados de alta resistência de primeira geração, a saber, DP 780 e TRIP 780, cujas curvas foram confeccionadas a partir da técnica Nakazima à estrição. Embora ambos possuam o mesmo nível de resistência a tração, é possível verificar no Gráfico 10 que o aço com efeito TRIP apresentou desempenho superior na capacidade de deformação.

Gráfico 10 — Curvas limite de conformação dos aços TRIP 780 e DP 780



Fonte: Caetano *et al.*, 2018.

3.5 Modelamento do comportamento mecânico

3.5.1 Comportamento elástico

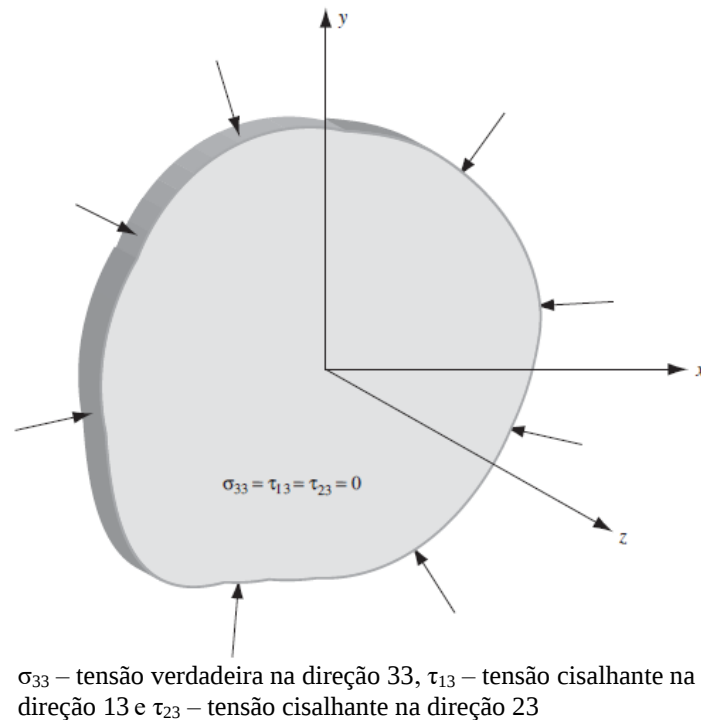
As propriedades elásticas do material podem ser definidas completamente pelo módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson (Abaqus, 2009). Para a hipótese de material linear elástico isotrópico, o comportamento elástico do material pode ser descrito pela Equação (12), a qual é conhecida como equação generalizada de Hooke. O caso mais simples de elasticidade linear é para hipótese de material isotrópico. Isso significa que o módulo de elasticidade e o coeficiente do Poisson são independentes da orientação. Assim, E_{11} , E_{22} e E_{33} são idênticos a E (Módulo de Young) (Helwany, 2007).

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{12} \\ \tau_{13} \\ \tau_{23} \end{Bmatrix} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} 1-\nu & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1-\nu & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1-\nu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1-2\nu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1-2\nu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1-2\nu \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{12} \\ \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{23} \end{Bmatrix} \quad (12)$$

A condição de tensão plana pode ser aplicada em alguns casos para simplificar a análise em chapas finas. Na condição de tensão plana, as tensões na direção da espessura são assumidas como desprezíveis, isto é, $\sigma_{33} = \tau_{13} = \tau_{23} = 0$, conforme mostrado na Figura 8. Dessa forma, a Equação (12) é simplificada, gerando a Equação (13):

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \tau_{12} \end{Bmatrix} = \frac{E}{1-\nu^2} \begin{bmatrix} 1 & \nu & 0 \\ \nu & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 1-\nu \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{12} \end{Bmatrix} \quad (13)$$

Figura 8 — Condição de tensão plana, tensões na direção da espessura desprezível



Fonte: Helwany, 2007.

Para a condição de tração uniaxial a Equação (13) é reduzida às Equações (14) e (15), ou seja, considerando $\sigma_{22} = \sigma_{33} = \tau_{12} = \tau_{13} = \tau_{23} = 0$, e $\sigma_{11} \neq 0$, tem se:

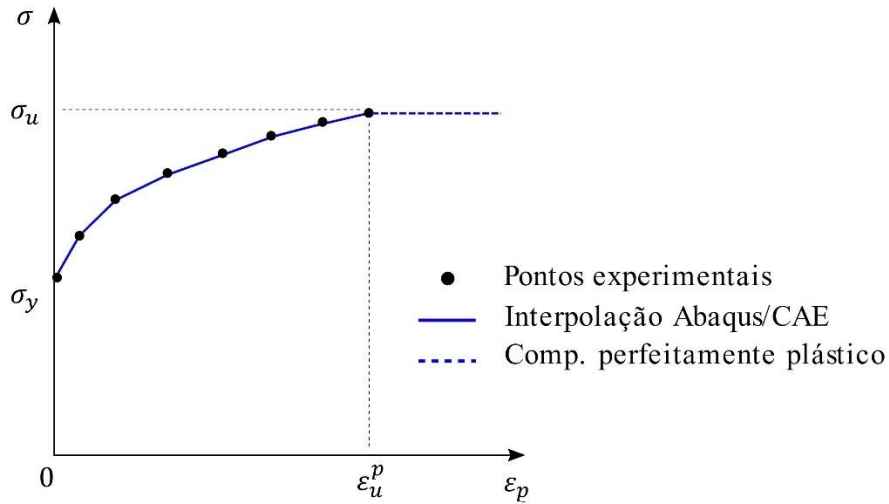
$$\sigma_{11} = E \varepsilon_{11} \quad (14)$$

$$\nu = -\frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{11}} \quad (15)$$

3.5.2 Comportamento plástico

A plasticidade isotrópica de materiais metálicos pode ser descrita pela superfície de escoamento de von Mises. O encruamento isotrópico se traduz na mudança de tamanho da superfície de escoamento uniformemente em todas as direções de tal forma que a tensão de escoamento aumenta (ou diminui) em todas as direções, em função da ocorrência da deformação plástica. A tensão de escoamento pode ser fornecida ao modelo como uma função tabulada da deformação plástica verdadeira. O comportamento plástico do material descrito pela interpolação dos valores tabulados é apresentado no Gráfico 11. Para valores de deformação plástica superiores aos especificados na tabela, o material assume um comportamento perfeitamente plástico, ou seja, sem encruamento (Abaqus, 2009).

Gráfico 11 — Tensão de escoamento x deformação plástica verdadeira para descrição do comportamento plástico do material



σ – tensão verdadeira, σ_y – limite de escoamento, σ_u – limite de resistência à tração, ε_u^p – deformação plástica uniforme e ε_p – deformação plástica

Fonte: Abaqus, 2009.

Os pontos experimentais apresentados no Gráfico 11, são os pontos experimentais do ensaio de tração uniaxial compreendidos entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração, ou seja, dentro do regime de deformação plástica uniforme. Na simulação, os resultados experimentais de tração uniaxial que alimentam o modelo representam os valores de tensão equivalente ($\bar{\sigma}$) e deformação plástica equivalente ($\bar{\varepsilon}_p$). A tensão equivalente e a deformação plástica equivalente conseguem traduzir a complexidade dos tensores de tensão e deformação plástica para um valor escalar, independentemente do estado de tensão e deformação ou da ordem de grandeza dos tensores. Sendo assim, possível comparar um estado tensão ou deformação com outro. Segundo Hosford e Caddell (2007), o critério de von Mises, a tensão equivalente e a deformação plástica equivalente são calculadas pelas Equações (16), (17) e (18):

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\left(\frac{3}{2} \sigma' : \sigma'\right)} \quad (16)$$

$$\bar{\varepsilon}_p = \int_0^t \dot{\bar{\varepsilon}}_p dt \quad (17)$$

com,

$$\dot{\varepsilon}_p = \sqrt{\left(\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_p : \dot{\varepsilon}_p\right)} \approx \sqrt{\left(\frac{2}{3} \dot{\varepsilon} : \dot{\varepsilon}\right)} \quad (18)$$

Para determinar $\bar{\sigma}$ é preciso calcular o tensor de tensões desviadoras (σ') e a tensão hidrostática (σ_m), ambos obtidos a partir do tensor de tensões de Cauchy (σ), mostrado na Equação (19):

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix} \quad (19)$$

A tensão hidrostática ou tensão média, é dada pela Equação (20) onde $Tr(\sigma)$ é o traço do tensor de tensões, ou seja, a soma das componentes da diagonal principal. A tensão hidrostática está associada a alteração de volume.

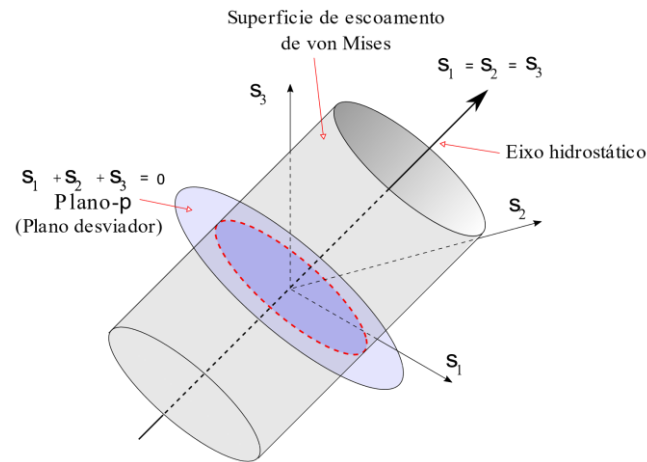
$$\sigma_m = \frac{Tr(\sigma)}{3} = \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) \quad (20)$$

O tensor de tensões desviadoras é obtido a partir da subtração da parcela hidrostática no tensor de tensões, conforme mostrado na Equação (21) onde I é tensor identidade. As tensões desviadoras estão relacionadas a alteração de formato.

$$\sigma' = \sigma - \sigma_m I \quad (21)$$

A Equação (16) é escrita em função do tensor de tensões desviadoras, pois o escoamento plástico a um nível microscópico é um processo de cisalhamento e é assumido que a tensão hidrostática não possui influência uma vez que não há alteração de volume devido a condição de incompressibilidade da plasticidade (Dunne e Petrinic, 2005). Graficamente a superfície de escoamento de von Mises pode ser representada como um cilindro no campo de tensões principais conforme mostrado na Figura 9. A superfície de escoamento cilíndrica é orientada segundo um eixo hidrostático, onde $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$. O plano- π ou plano desviador é um plano perpendicular ao eixo hidrostático. As tensões desviadoras são desenvolvidas no plano- π , conforme mostrado na Figura 10, onde a intersecção do plano- π com a superfície de escoamento de von Mises é representada por uma circunferência. Observe que para a superfície de escoamento de von Mises, mesmo com diferentes valores de tensão hidrostática (planos paralelos ao plano- π em diferentes níveis), a superfície de escoamento permanece a mesma.

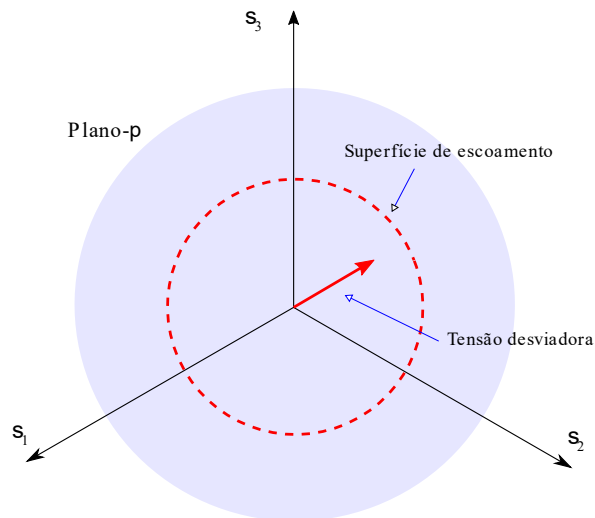
Figura 9 — Representação gráfica da superfície de escoamento de von Mises no campo de tensões principais



S_1 – direção 1, S_2 – direção 2 e S_3 – direção 3

Fonte: Bortolan Neto, 2009.

Figura 10 — Intersecção da superfície de escoamento com o plano desviador

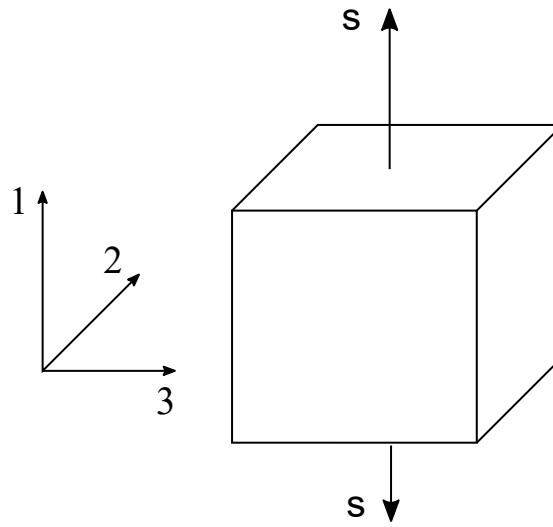


S_1 – direção 1, S_2 – direção 2 e S_3 – direção 3

Fonte: Bortolan Neto, 2009.

Considerando o caso de tração uniaxial, mostrado na Figura 11, onde $\sigma_{11} = \sigma$, $\sigma_{22} = \sigma_{33} = 0$, e todas as componentes de tensão cisalhantes também são iguais a zero, tem-se a Equação (22):

Figura 11 — Carregamento de tração uniaxial



S - carregamento

Fonte: Dunne e Petrinic, 2005.

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}, \quad \sigma_m = \frac{1}{3} \sigma, \quad \sigma' = \begin{bmatrix} \frac{2}{3}\sigma & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{1}{3}\sigma & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{3}\sigma \end{bmatrix} \quad (22)$$

Resolvendo a Equação (16) para tração uniaxial, tem-se que a tensão equivalente é igual a tensão em tração uniaxial, conforme mostrado na Equação (23).

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\left(\frac{3}{2} \sigma' : \sigma'\right)} = \sqrt{\left(\frac{3}{2} \frac{2}{3} \sigma^2\right)} = \sigma \quad (23)$$

Para o caso da deformação plástica equivalente, assume-se a condição de incompressibilidade, conforme mostrado na Equação (24):

$$\dot{\epsilon}_{11} + \dot{\epsilon}_{22} + \dot{\epsilon}_{33} = 0 \quad (24)$$

Devido a simetria, $\dot{\epsilon}_{11} = \dot{\epsilon}_p$ e $\dot{\epsilon}_{22} = \dot{\epsilon}_{33}$. Assim, a partir da Equação (24), $\dot{\epsilon}_{22} = \dot{\epsilon}_{33} = -\frac{1}{2}\dot{\epsilon}_{11} = -\frac{1}{2}\dot{\epsilon}_p$. Além disso, devido a Equação (24), o tensor de taxa de deformações desviadoras é igual ao tensor de taxa de deformação ($\dot{\epsilon}'_p = \dot{\epsilon}_p$), uma vez que o $Tr(\dot{\epsilon}_p) = 0$. Dessa forma, obtém-se a Equação (25):

$$\dot{\varepsilon}_p = \begin{bmatrix} \dot{\varepsilon}_p & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{1}{2}\dot{\varepsilon}_p & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{2}\dot{\varepsilon}_p \end{bmatrix} \quad (25)$$

Resolvendo a Equação (18) para a condição de tração uniaxial, tem-se que a taxa de deformação plástica equivalente é igual a taxa de deformação plástica de tração uniaxial, conforme mostrado pela Equação (26).

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_p = \sqrt{\left(\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_p \cdot \dot{\varepsilon}_p\right)} = \sqrt{\left(\frac{2}{3} \frac{3}{2} \dot{\varepsilon}_p^2\right)} = \dot{\varepsilon}_p \quad (26)$$

Assim, obtém-se a Equação (27):

$$\bar{\varepsilon}_p = \int_0^t \dot{\varepsilon}_p dt = \varepsilon_p \quad (27)$$

A Equação (28), de encruamento (endurecimento por trabalho plástico) isotrópico de Swift em relação a direção de laminação, consegue descrever um processo de pré-deformação, como por exemplo, um passe de laminação de encruamento, introduzindo um termo de pré-deformação ε_0 (Santos, 2020).

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n \quad (28)$$

onde, K representa um coeficiente de resistência e n um coeficiente de encruamento.

Como os valores de tensão e deformação plásticas obtidas a partir da região de deformação uniforme do ensaio de tração são iguais a tensão equivalente e a deformação plástica equivalente, a equação de encruamento de Swift pode ser rescrita conforme mostrado na Equação (29):

$$\bar{\sigma} = K(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}_p)^n \quad (29)$$

Para descrever o comportamento plástico anisotrópico de materiais, Colby (2013) destacou a possibilidade de modelar materiais com maior precisão e previsão de fratura dúctil através do emprego do critério de resistência de Hill para materiais anisotrópicos.

Fu *et al.* (2022) usaram a equação de encruamento de Swift juntamente com o critério de escoamento ortotrópico de Hill, o que auxiliou na predição com acurácia da ocorrência de fratura dúctil em chapas de aço.

Banabic *et al.* (2000), fizeram uma revisão dos critérios de escoamento anisotrópicos para os metais. Segundo os autores, a escolha do critério, além de outras razões, vai depender

das limitações experimentais. A principal questão relacionada aos procedimentos experimentais reside no fato de que o levantamento da tensão de escoamento biaxial requer um aparato especial, geralmente é adotado um ensaio de tração biaxial ou um ensaio de expansão hidráulica.

O critério de escoamento quadrático de Hill é amplamente usado em programas comerciais, pois o modelo oferece uma simples aproximação do comportamento anisotrópico de chapas metálicas sem a determinação experimental da tensão de escoamento biaxial simétrica. Zhiyung e Xianghuai (2009) usaram Hill para avaliar o comportamento anisotrópico de uma chapa metálica em um modelo de dano. Chapas metálicas podem exibir uma forte anisotropia plástica em decorrência do processo de laminação a frio. A Equação (30) descreve o critério de escoamento de Hill:

$$\bar{\sigma} = \sqrt{F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{31}^2 + 2N\sigma_{13}^2} \quad (30)$$

onde, F , G , H , L , M e N são parâmetros anisotrópicos de Hill, os quais podem ser expressos em termos dos coeficientes de Lankford, conforme representado nas Equações (31), (32), (33) e (34):

$$F = \frac{R_0}{R_{90}(R_0 + 1)} \quad (31)$$

$$G = \frac{1}{R_0 + 1} \quad (32)$$

$$H = \frac{R_0}{R_0 + 1} \quad (33)$$

$$N = \frac{(R_0 + R_{90})(1 + 2R_{45})}{2R_{90}(R_0 + 1)} \quad (34)$$

Os coeficientes de R_0 , R_{45} e R_{90} são medidas de anisotropia plástica do material aferidas experimentalmente através do ensaio de tração uniaxial para diferentes orientações em relação a direção de laminação da chapa, 0° , 45° e 90° , respectivamente. Frequentemente os valores dos parâmetros L e M são considerados iguais a N (Zhiyung e Xianghuai, 2009).

O critério de escoamento quadrático de Hill está disponível no programa Abaqus/CAE, e os parâmetros dos materiais são definidos de acordo com as Equações (35), (36), (37), (38), (39) e (40).

$$F = \frac{1}{2} \left(-\frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} \right) \quad (35)$$

$$G = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{11}^2} - \frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} \right) \quad (36)$$

$$H = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} \right) \quad (37)$$

$$L = \frac{3}{2R_{23}^2} \quad (38)$$

$$M = \frac{3}{2R_{13}^2} \quad (39)$$

$$N = \frac{3}{2R_{12}^2} \quad (40)$$

onde, R_{ij} é relação de tensão de escoamento anisotrópica.

Segundo Bagherzadeh *et al.* (2015), adotando $R_{11} = 1$, R_{ij} obtém-se as Equações (41), (42) e (43):

$$R_{22} = \sqrt{\frac{R_{90}(R_0 + 1)}{R_0(R_{90} + 1)}} \quad (41)$$

$$R_{33} = \sqrt{\frac{R_{90}(R_0 + 1)}{(R_0 + R_{90})}} \quad (42)$$

$$R_{12} = \sqrt{\frac{3R_{90}(R_0 + 1)}{(2R_{45} + 1)(R_0 + R_{90})}} \quad (43)$$

É conveniente assumir $R_{13} = R_{23} = 1$ (Bagherzadeh *et al.*, 2015). Dessa forma, a partir do resultado experimental de tração uniaxial para diferentes direções, torna-se possível calibrar o modelo de Hill para simular o comportamento anisotrópico de chapas de aço.

3.5.3 Dano dúctil

O programa Abaqus/CAE é capaz de prever o início da falha, o modelamento do dano progressivo e a falha de materiais dúcteis. De forma geral, para o modelamento do dano dúctil são necessárias três especificações: (1) Resposta do comportamento elasto-plástico sem dano; (2) Critério de início do dano; (3) A evolução do dano e a escolha da remoção de elemento (Abaqus, 2009).

O critério de início de dano dúctil no Abaqus/CAE é um modelo fenomenológico para a previsão do início do dano devido a nucleação, crescimento e coalescência de vazios. O modelo assume que a deformação plástica equivalente no local do dano ($\bar{\epsilon}_p^D$), é uma função do

fator de triaxialidade de tensão (η) e da taxa de deformação plástica equivalente ($\dot{\bar{\epsilon}}_p$). O critério para início do dano é atingido quando a condição da Equação (44) é satisfeita (Abaqus, 2009).

$$w_D = \int \frac{1}{\bar{\epsilon}_p^D(\eta, \dot{\bar{\epsilon}}_p)} d\bar{\epsilon}_p = 1 \quad (44)$$

onde, w_D é uma variável de estado que aumenta monotonicamente com a deformação plástica. Para cada incremento durante a análise, w_D é computado conforme mostrado na Equação (45):

$$\Delta w_D = \frac{\Delta \bar{\epsilon}_p}{\bar{\epsilon}_p^D(\eta, \dot{\bar{\epsilon}}_p)} \geq 0 \quad (45)$$

A forma de alimentar o programa Abaqus/CAE para o início do dano dúctil é introduzindo uma tabela com os valores de taxa de deformação plástica equivalente, fator de triaxialidade de tensão e deformação plástica equivalente no local do dano (Abaqus, 2009). A taxa de deformação plástica equivalente que deve ser inserida no programa é àquela observada durante os ensaios experimentais. Os valores de fator de triaxialidade de tensão podem ser obtidos por meio de simulação prévia considerando apenas o comportamento elasto-plástico anisotrópico. Matematicamente, a triaxialidade de tensão é dada pela Equação (46) (Bai, 2008):

$$\eta = \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} \quad (46)$$

Por exemplo, para o modelo de deformação de tração uniaxial, considerando a tensão equivalente de von Mises, o fator de triaxialidade é igual a 1/3, conforme mostrado na Equação (47):

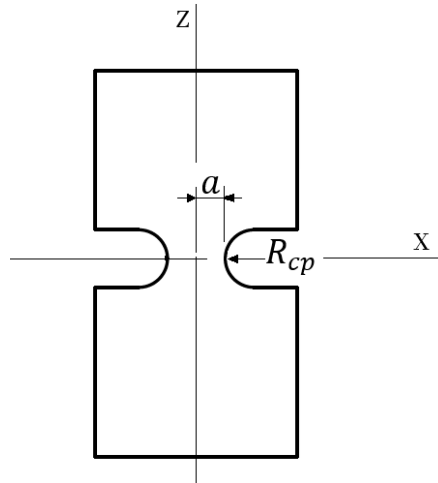
$$\eta = \frac{\frac{1}{3}(\sigma + 0 + 0)}{\sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma - 0)^2 + (0 - 0)^2 + (0 - \sigma)^2]}} = \frac{\sigma}{3} \cdot \frac{1}{\sigma} = \frac{1}{3} \quad (47)$$

É possível estimar também o fator de triaxialidade de tensão inicial (condição sem deformação) para amostras com duplo entalhe fabricadas a partir de chapas. A Equação (48) mostra a solução apresentada por Bai (2008) para calcular o fator de triaxialidade de tensão para amostras de chapas com entalhe segundo a condição de tensão plana.

$$\eta = \frac{1 + 2A}{3\sqrt{A^2 + A + 1}}, \quad \text{com:} \quad A = \ln\left(1 + \frac{a}{2R_{cp}}\right) \quad (48)$$

onde a e R_{cp} são dimensões do corpo de prova conforme mostrado na Figura 12 para corpo de prova plano com entalhe.

Figura 12 — Corpo de prova plano com entalhe



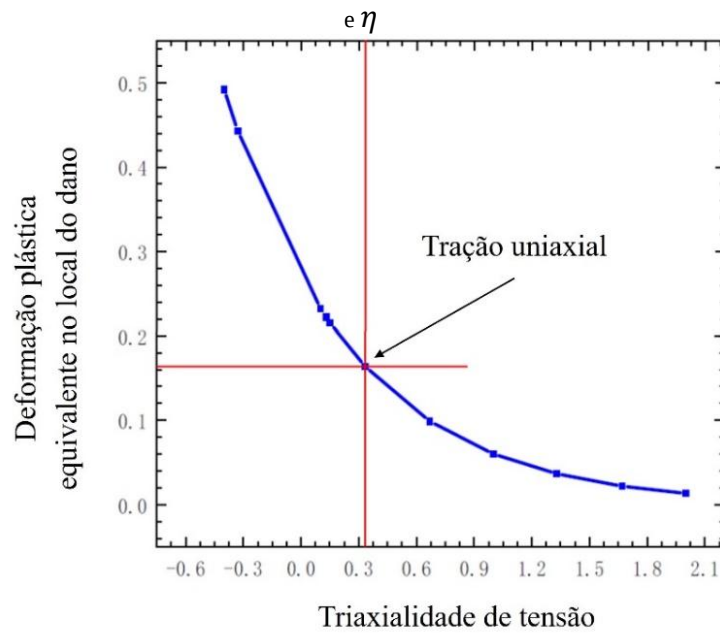
Fonte: Bai, 2008.

A deformação plástica equivalente no local do dano pode ser calculada através da Equação (49) (Reis *et al.*, 2017; Gonoring *et al.*, 2019), assumindo a coincidência do sistema de coordenadas da tensão principal (O_{123}) e ortotropia (O_{xyz}).

$$\bar{\varepsilon}_p = \sqrt{\frac{(F + H)\varepsilon_1^2 + (G + H)\varepsilon_2^2 + 2H\varepsilon_1\varepsilon_2}{FG + GH + HF}} \quad (49)$$

O Gráfico 12 mostra como exemplo uma curva ajustada baseada em pares de pontos de deformação plástica equivalente no local do dano e fator de triaxialidade de tensão. O ajuste não-linear foi feito através da Equação (50) (Bu *et al.*, 2023):

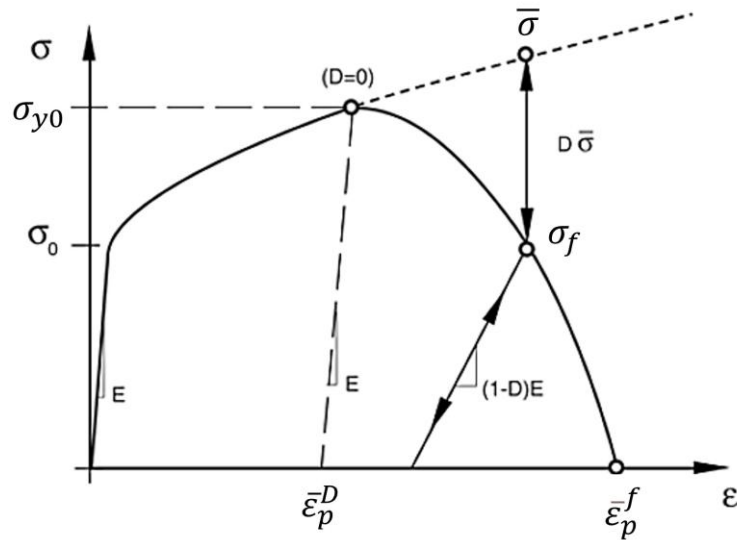
$$\bar{\varepsilon}_p^D = A \cdot \exp(-B \cdot \eta) \quad (50)$$

Gráfico 12 — Curva ajustada com base em dados de $\bar{\varepsilon}_p^D$ 

Fonte: Bu *et al.*, 2023.

O Gráfico 13 mostra o comportamento de tensão-deformação característico da degradação do material. No contexto de um material elasto-plástico com encruamento isotrópico, o dano se manifesta de duas formas: pelo amolecimento da tensão de escoamento e degradação da elasticidade (Abaqus, 2009). A curva contínua no Gráfico 13 representa a resposta de tensão-deformação danificada, enquanto a curva tracejada é a resposta sem dano.

Gráfico 13 — Curva tensão-deformação com degradação progressiva



Fonte: Abaqus, 2009.

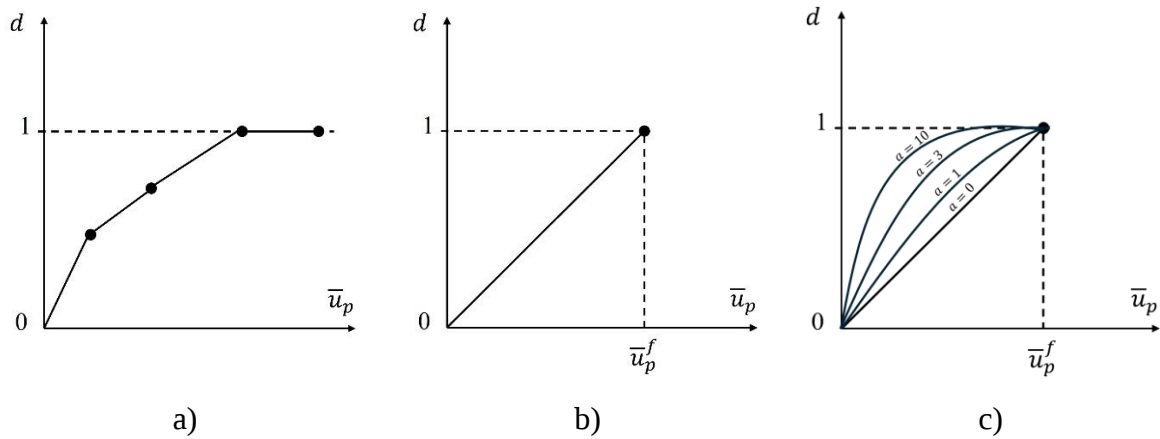
No Gráfico 13, σ_{y0} é a tensão de escoamento, $\bar{\varepsilon}_p^D$ é a deformação plástica equivalente no local do dano e $\bar{\varepsilon}_p^f$ é a deformação plástica na fratura, isto é, quando a variável de dano geral atinge o valor $D = 1$. O valor da deformação plástica equivalente na fratura, $\bar{\varepsilon}_p^f$, depende do comprimento característico do elemento e não pode ser utilizado como parâmetro material para a especificação da lei de evolução do dano. Em vez disso, a lei de evolução do dano é especificada em termos de deslocamento plástico equivalente ($\bar{u}_p$) ou em termos de dissipação de energia de fratura (G_f). A implementação num modelo de elementos finitos requer a definição de um comprimento característico, L , associado a um ponto de integração. A energia de fratura é então dada pela Equação (51) (Abaqus, 2009).

$$G_f = \int_{\bar{\varepsilon}_p^D}^{\bar{\varepsilon}_p^f} L \sigma_y d\bar{\varepsilon}_p = \int_0^{\bar{u}_p^f} \sigma_y d\bar{u}_p \quad (51)$$

A Equação (51) introduz a definição do deslocamento plástico equivalente, $\bar{u}_p$, como o trabalho de fratura conjugado à tensão de escoamento após o início do dano (trabalho por unidade de área da fratura). Antes do início do dano, $\dot{\bar{u}}_p = 0$; após o início do dano, $\dot{\bar{u}}_p = L \dot{\bar{\varepsilon}}_p$. A definição do comprimento característico depende da geometria e da formulação do elemento. A evolução da variável dano com o deslocamento plástico relativo pode ser especificada de forma tabular, linear ou exponencial, conforme mostrado no Gráfico 14. A falha instantânea ocorrerá se o deslocamento plástico na fratura ($\bar{u}_p^f$) for especificado como zero (Abaqus, 2009).

Os valores $\bar{u}_p^f$ ou G_f podem ser obtidos a partir da análise dos resultados experimentais de ensaio de tração uniaxial referente os dados após o início da estricção localizada.

Gráfico 14 — Diferentes definições de evolução do dano em função do deslocamento plástico: a) tabular, b) linear e c) exponencial



Fonte: Abaqus, 2009.

Fisicamente, a degradação máxima ($D_{m\acute{a}x}$) pode ser entendida como a quantidade de dano que o material pode admitir antes de fraturar, considerando um comportamento mecânico sem dano prévio como referência. Portanto, a $D_{m\acute{a}x}$ pode ser calculada através da Equação (52), que depende da tensão verdadeira na fratura (σ_f) e da tensão equivalente ($\bar{\sigma}$) (Abaqus, 2009).

$$D_{m\acute{a}x} = 1 - \left(\frac{\sigma_f}{\bar{\sigma}} \right) \quad (52)$$

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

O material usado neste trabalho foi o aço avançado de alta resistência TRIP 780 recebido na forma de chapa laminada a frio, com espessura nominal de 1,6 mm e galvanizada. A composição química de referência do TRIP 780 fornecida pelo fabricante é mostrada na Tabela 3.

Tabela 3 — Composição química (%p) da chapa de aço TRIP 780

<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Al</i>	<i>Cr</i>	<i>B</i>
0,22	0,27	1,89	0,02	0,002	1,54	0,18	0,0003
<i>Ti</i>	<i>Mo</i>	<i>Nb</i>	<i>Sn</i>	<i>Ca</i>	<i>Ni</i>	<i>V</i>	<i>Sb</i>
0,004	0,005	0,018	0,003	0,0005	0,009	0,003	0,003

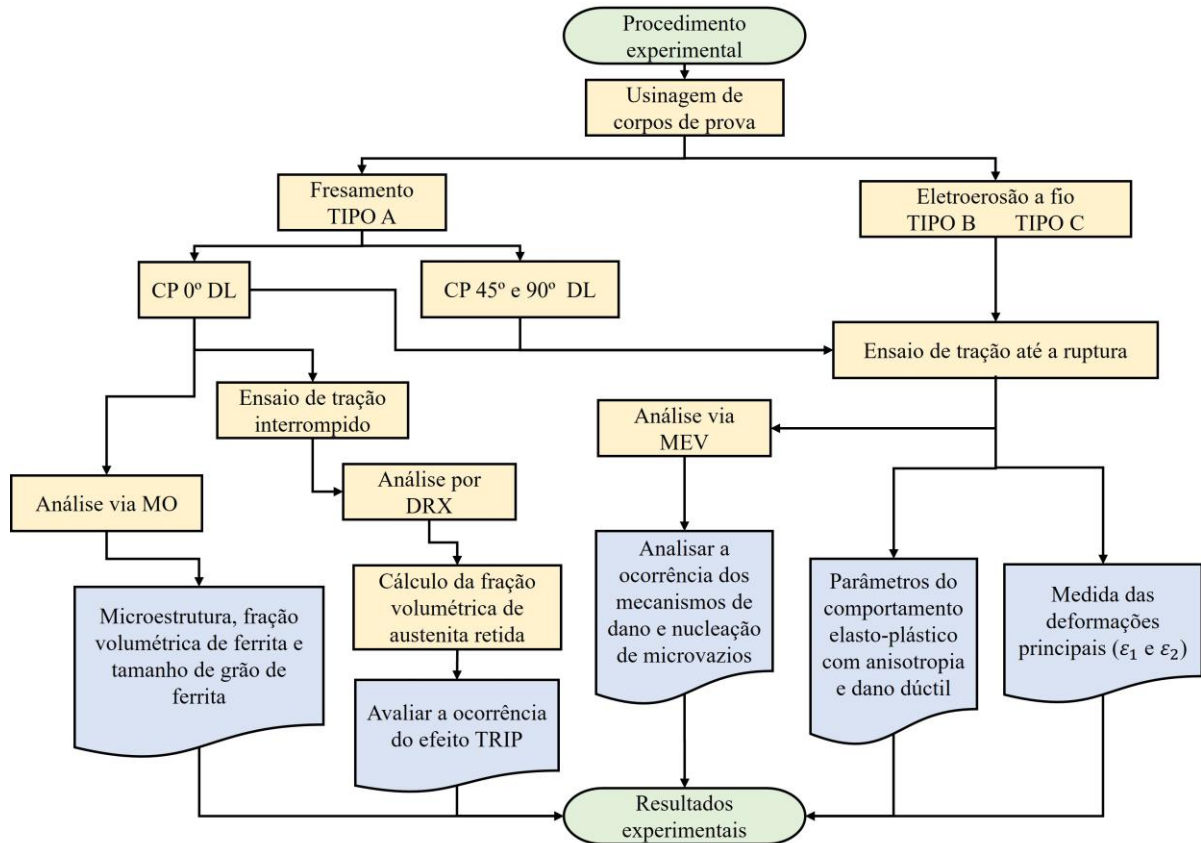
Fonte: ArcelorMittal Vega *apud* Castanheira *et al.*, 2019.

4.2 Procedimento experimental

O Fluxograma 1 apresenta o procedimento experimental adotado neste trabalho. Inicialmente, foi realizada a usinagem dos corpos de prova para realização dos ensaios de tração uniaxiais. A caracterização da microestrutura do material foi realizada na condição da chapa como recebida com emprego das técnicas de microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), contemplando: a identificação de microconstituintes, a estimativa da fração volumétrica de ferrita, o cálculo do tamanho de grão de ferrita e a análise da ocorrência dos mecanismos de dano e nucleação de microvazios usualmente observados em aços avançados de alta resistência. Todos os corpos de prova foram ensaiados em tração. No caso do ensaio de tração uniaxial, além do ensaio até a ruptura, foram conduzidos também ensaios interrompidos em determinados valores de deformação plástica equivalente para avaliar

ocorrência do efeito TRIP por meio da técnica de difração de raios-X (DRX). Os resultados obtidos nos ensaios de tração serviram para obter os parâmetros que descrevem o comportamento mecânico da chapa de aço TRIP 780. Os parâmetros do comportamento elasto-plástico com anisotropia e dano dúctil foram utilizados para calibrar os modelos de elementos finitos no programa Abaqus/CAE. As medidas das deformações principais (ε_1 e ε_2) foram utilizadas para obter o lado esquerdo da CLC.

Fluxograma 1 — Procedimento experimental adotado no presente trabalho



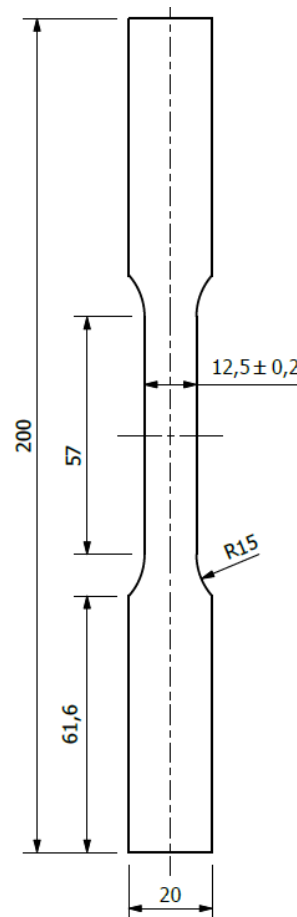
Fonte: O autor.

4.2.1 Ensaio de tração uniaxial

A partir da chapa de aço TRIP 780 com 1,6 mm de espessura, foram cortadas tiras com aproximadamente 25 mm x 200 mm, por meio de uma guilhotina disponível no Laboratório de Mecânica do Senai Barra Mansa. As tiras foram produzidas a partir de três direções distintas, a saber, 0°, 45° e 90° em relação a direção de laminação (DL) da chapa. Em seguida, as tiras foram usinadas pelo processo de fresamento utilizando um centro de usinagem CNC ROMI D800, presente no Laboratório de Ensaios Mecânicos da EEIMVR/UFF. Com a finalidade de evitar a transformação de fase pelo efeito TRIP durante a usinagem, foi adotado um avanço lento de 10

mm/min, rotação de 700 rpm e refrigeração por fluido refrigerante em abundância. As rebarbas da usinagem foram removidas utilizando uma lima. A geometria do corpo de prova confeccionado (denominado TIPO A – tração uniaxial) é mostrada na Figura 13.

Figura 13 — Geometria do corpo de prova TIPO A – tração uniaxial



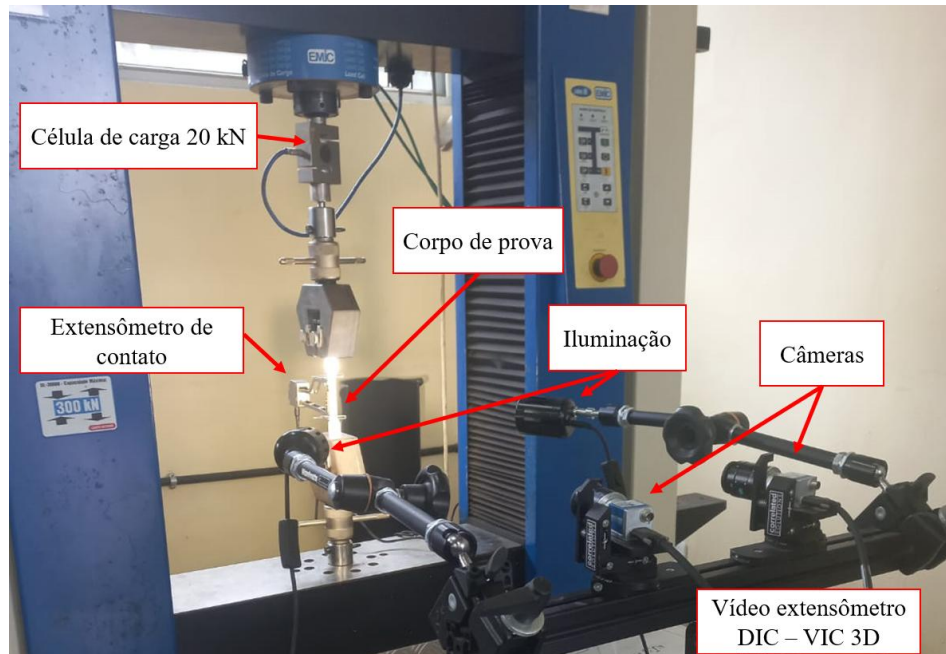
Fonte: O autor.

Nota: dimensões em mm.

O ensaio de tração uniaxial foi usado tanto para a determinação dos parâmetros que descrevem o comportamento mecânico do material, quanto para a análise da evolução da transformação de fase em função da deformação. A curva tensão-deformação de engenharia pode ser obtida a partir das medidas de força e alongamento aplicadas à um corpo de prova de tração uniaxial. Neste trabalho foram usados corpos de prova com dimensões estabelecidas pela norma ASTM E8 (ASTM, 2022). O ensaio de tração uniaxial foi realizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos do CEFET/RJ Campus Angra dos Reis empregando uma máquina universal de ensaios modelo EMIC DL30000, equipada com uma célula de carga de 20 kN. A medição do alongamento foi feita a partir de um sistema de correlação de imagem digital (DIC) modelo

VIC-3D da fabricante *Correlation Solutions*. A Figura 14 mostra a configuração de montagem da máquina de ensaio universal para a realização do ensaio de tração uniaxial com correlação de imagem digital.

Figura 14 — Configuração de montagem da máquina de ensaio universal para ensaio de tração uniaxial com correlação de imagem digital



Fonte: O autor.

Para a detecção e cálculo do campo de deformação utilizando o sistema de correlação de imagem digital foi necessário preparar a superfície das amostras previamente, pois o sistema DIC VIC-3D requer uma superfície com um padrão estocástico com contraste bem definido. Nesse sentido, foi realizada uma pintura de um fundo branco com tinta spray na cor branco fosco. Após uma secagem rápida, tempo de cura de aproximadamente 5 a 10 minutos a depender da temperatura ambiente, uma tinta spray de cor preto fosco foi aspergida cuidadosamente sobre o fundo branco com a finalidade de criar padrões aleatórios. O tempo de secagem da tinta preta foi em torno de 2 minutos. Os ensaios foram realizados logo após o processo de pintura das amostras, não excedendo 20 minutos. Após a cura completa da tinta, a tinta perde sua elasticidade, craquela e se destaca da superfície do corpo de prova durante a deformação. A qualidade do padrão pintado na superfície do corpo de prova é avaliada no programa do DIC antes de dar início ao ensaio.

A partir da Tabela 4 é possível observar que foram ensaiados 19 corpos de prova de tração uniaxial e a Figura 15 mostra as diferentes orientações em relação à direção de laminação (DL) adotadas para a confecção dos corpos de prova. Para os corpos de prova produzidos a

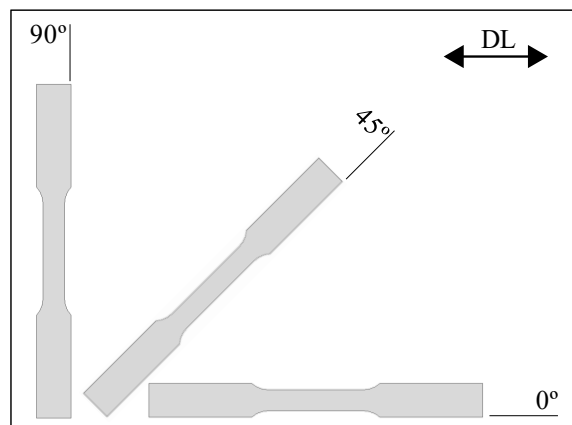
partir das orientações de 45° e 90° em relação a direção de laminação, foram feitos três ensaios até a fratura. Para as amostras produzidas a partir da direção de laminação, foram separados 3 corpos de prova para ensaio de tração até a fratura e mais 10 corpos de prova para ensaios de tração interrompidos. Foram selecionados cinco níveis de deformação, a saber, 3,8%, 7,5%, 12%, 17%, 21%. Os valores dos níveis de deformação foram definidos de modo a possibilitar a avaliação do efeito TRIP progressivamente, não sendo obrigatória a escolha de valores específicos. Para os ensaios de tração uniaxial foi adotada uma velocidade da travessa de 3 mm/min, que corresponde a uma taxa de deformação nominal de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

Tabela 4 — Quantidade de corpos de prova submetidos ao ensaio de tração uniaxial

Orientação	0° DL						45° DL	90° DL
Deformação	3,8%	7,5%	12%	17%	21%	Fratura	Fratura	Fratura
Quantidade	2	2	2	2	2	3	3	3
Parada (mm)	1,986	3,784	5,644	7,568	9,559	-	-	-

Fonte: O autor.

Figura 15 — Orientações dos corpos de prova de tração uniaxial em relação a direção de laminação da chapa



DL – direção de laminação

Fonte: O autor.

Para determinar o ponto de parada de cada nível de deformação mostrado na Tabela 4, foi adotado o seguinte procedimento: (1) a partir do resultado do ensaio de tração até a ruptura, foi realizada uma simulação do ensaio de tração com as propriedades elasto-plásticas; (2) considerando que no critério de escoamento de von Mises, a deformação plástica equivalente ($\bar{\epsilon}_p$) é igual a deformação plástica da curva tensão-deformação verdadeira do ensaio de tração uniaxial (ϵ_p), o alongamento foi medido no comprimento útil de base 50 mm e comparou com

o resultado de deformação plástica equivalente visada; (3) no ensaio experimental, foi posicionado um extensômetro de contato juntamente com o vídeo extensômetro (ver Figura 14). O valor registrado pelo extensômetro de contato foi usado para interromper o ensaio de tração no alongamento referente a deformação desejada.

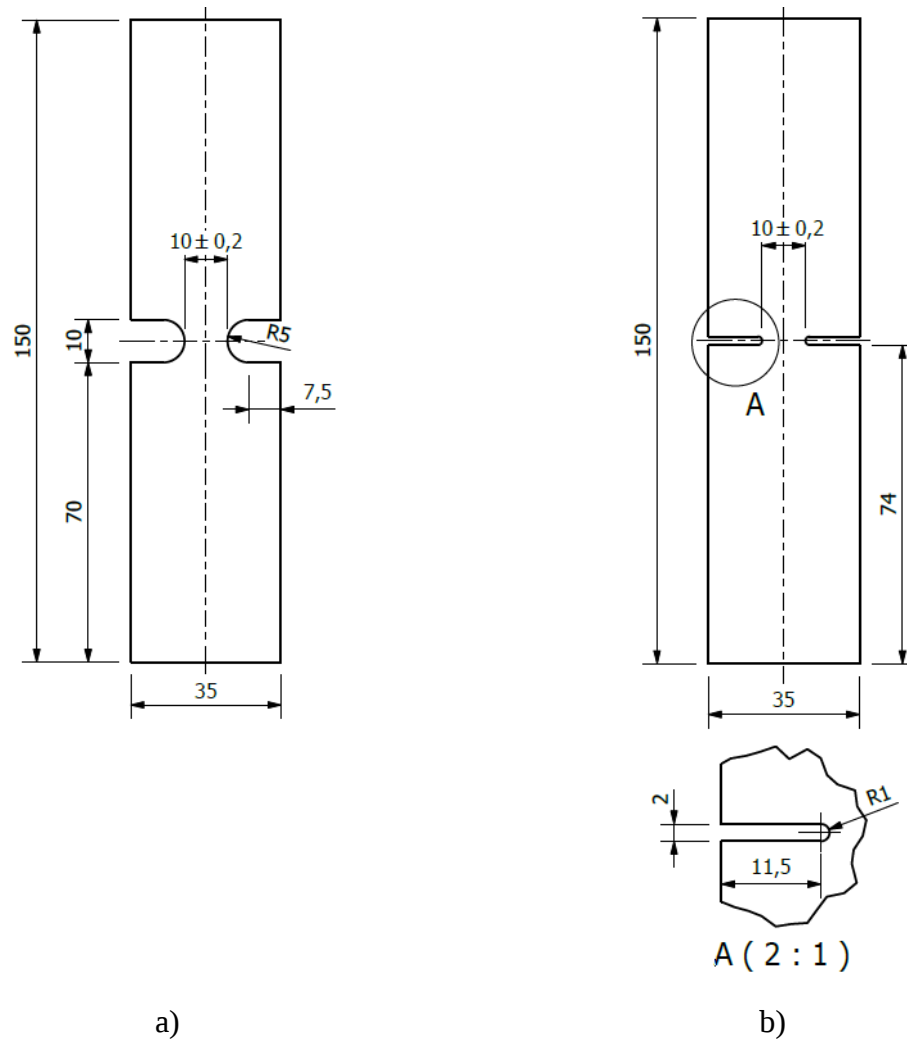
A partir do ensaio de tração uniaxial foi possível estimar propriedades mecânicas importantes para o entendimento do comportamento do material, como por exemplo, o módulo de Young (E), coeficiente de Poisson (ν), limite de escoamento (S_y), limite de resistência à tração (S_u), deformação uniforme (e_u) e deformação total (e_t). Como não foi observado patamar de escoamento durante o ensaio de tração uniaxial, foi usada a metodologia da reta paralela (*offset method*) para determinar o valor do limite de escoamento.

Os coeficientes de Lankford (*valor-R*) foram estimados por meio da Equação (9) com utilização de dados experimentais de deformação verdadeira na direção da largura e espessura, considerando as três orientações mostradas na Figura 15. Os valores de anisotropia planar (ΔR) e anisotropia normal ($\underline{R}$) foram calculados a partir das Equações (10) e (11).

4.2.2 Ensaio de tração com duplo entalhe

A partir de uma chapa de aço TRIP 780 com 1,6 mm de espessura, foram cortadas tiras orientadas a 0° em relação à direção de laminação com aproximadamente 25 mm x 200 mm, utilizando uma guilhotina. Em seguida, as tiras passaram pelo processo de usinagem por eletroerosão à fio para a confecção dos corpos de prova denominados TIPO B - duplo entalhe e TIPO C - deformação plana, conforme mostrado na Figura 16.

Figura 16 — Geometria do corpo de prova: a) TIPO B – duplo entalhe e b) TIPO C – deformação plana



Fonte: O autor.

Nota: dimensões em mm.

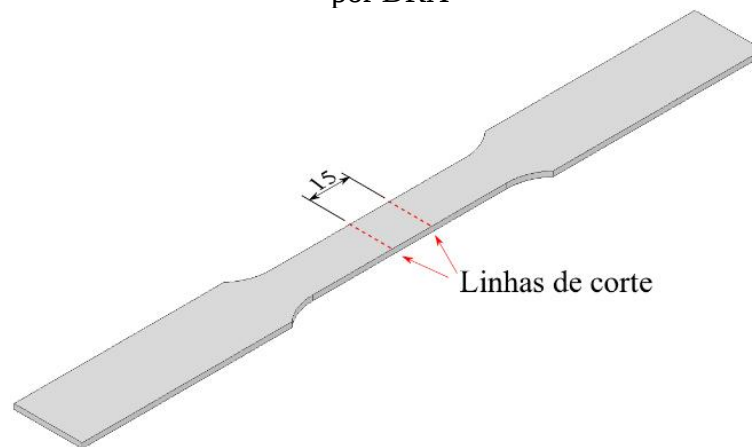
Os corpos de prova com duplo entalhe foram ensaiados em tração para obter os valores das deformações principais ε_1 e ε_2 , as quais foram usadas para obter resultados importantes deste trabalho, como a deformação plástica equivalente e pontos da CLC. O ensaio de tração foi realizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos do CEFET/RJ Campus Angra dos Reis com emprego de uma máquina universal de ensaios EMIC DL30000 equipada com uma célula de carga de 20 kN. A medida de deformação verdadeira foi feita a partir do sistema de correlação de imagem digital (DIC) VIC-3D, da fabricante *Correlation Solutions*. Para que os resultados das diferentes geometrias de corpo de prova mantivessem a taxa de deformação nominal, $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, as velocidades dos ensaios foram ajustadas para cada comprimento útil (L_0).

Portanto, no ensaio do corpo de prova TIPO B foi aplicada uma velocidade de 0,594 mm/min e no ensaio do corpo de prova TIPO C foi aplicada uma velocidade de 0,114 mm/min.

4.2.3 Difração de raios-X

Com o objetivo de avaliar a ocorrência do efeito TRIP, parte das amostras TIPO A – tração uniaxial, orientadas a 0° em relação a direção de laminação, foram submetidas ao ensaio de tração uniaxial interrompido. Após os ensaios, foram realizadas marcações de 15 mm no centro de cada amostra, conforme desenho esquemático da Figura 17, para execução de cortes de precisão e análise posterior por difração de raios-X (DRX). Para fazer o corte das amostras, foi utilizada a máquina de corte de precisão modelo Isomet 1000, da fabricante Buehler. Após o corte, as amostras foram submetidas ao procedimento de decapagem química com ácido clorídrico 18% para remoção do revestimento galvânico, que resultou em uma espessura final de 1,55 mm. A decapagem foi necessária para evitar interferência na identificação dos picos de fases de interesse através da técnica de DRX.

Figura 17 — Região de corte do corpo de prova para análise por DRX



Fonte: O autor.
Nota: dimensão em mm.

A análise por DRX seguiu as diretrizes estabelecidas pela norma ASTM E975 (ASTM, 2022). Foi usado o difratômetro modelo LabX XRD 6000, da fabricante Shimadzu, disponível no Laboratório de Caracterização Microestrutural da EEIMVR/UFF. Para esta análise foram adotados os seguintes parâmetros: tubo de cromo de radiação $K\alpha$; voltagem de 35 kV; corrente de 30 mA; faixa de varredura (2 θ) entre 60° e 160°; e velocidade de varredura de 2°/minuto. Os dados obtidos foram registrados pelo programa Powder Cell 2.4 e exportados para o programa OriginLab. Os dados foram tratados para obter as curvas de intensidade em função do ângulo de difração para cada amostra submetida à análise por DRX. Nestas curvas,

os picos de austenita (γ) e ferrita/martensita (α/α') foram localizados com base em padrões já observados. A Tabela 5 mostra, de acordo com a faixa de varredura (2θ), qual é o microconstituente e seu respectivo índice de Miller (hkl).

Tabela 5 — Parâmetros previstos utilizando um difratômetro com tubo de Cr e radiação $K\alpha$.

Microconstituente	hkl	2θ
α	110	68,82
α	200	106,12
α	211	156,4
γ	111	66,88
γ	200	79,04
γ	220	128,3

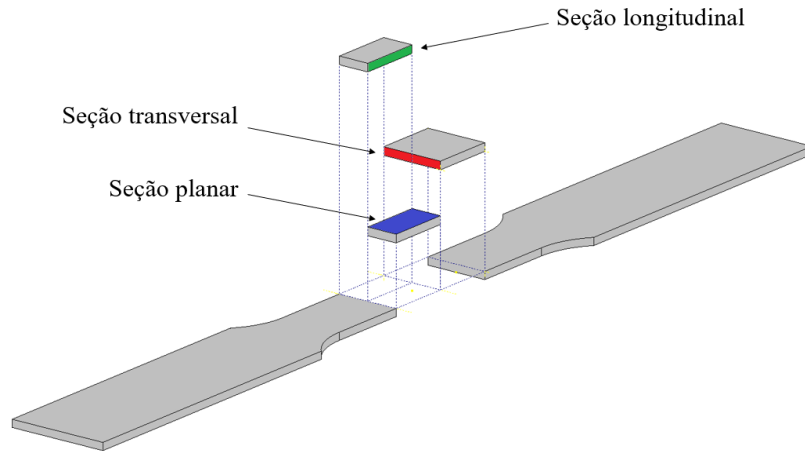
Fonte: O autor.

A semelhança entre os padrões de difração dos grãos de ferrita (α) e martensita (α') impede a distinção por DRX. Desta forma, no presente trabalho, os picos foram denominados como picos de ferrita-martensita (α/α'). A integração dos picos foi realizada por meio do programa OriginLab, utilizando a equação de Lorentz para obtenção das intensidades integradas dos picos necessárias para a determinação da fração volumétrica de γ e α/α' através das Equações (1) e (2).

4.2.4 Caracterização microestrutural

A caracterização da microestrutura da chapa na condição como recebida foi conduzida com objetivo de identificação dos microconstituintes da estrutura multifásica da chapa de aço TRIP 780. Para isso, amostras do material com dimensões de 10 mm x 12,5 mm x 1,6 mm foram seccionadas na máquina de corte de precisão modelo Isomet 1000, da fabricante Buehler disponível no Laboratório de Caracterização Microestrutural da EEIMVR/UFF. Estas foram embutidas utilizando resina acrílica de cura à frio e as regiões de análise foram as seções transversal, longitudinal e planar, conforme indicado na Figura 18.

Figura 18 — Regiões de análise do corpo de prova como recebido



Fonte: O autor.

A etapa de preparação metalográfica foi conduzida no Laboratório de Microscopia e Preparação de Amostras da EEIMVR/UFF Volta Redonda. O processo de lixamento das amostras foi feito utilizando uma lixadeira metalográfica, modelo KNUTH – ROTOR 2, da fabricante Struers, empregando as seguintes granulometrias de lixa 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1500 e 2000. O processo de polimento foi realizado utilizando a politriz metalográfica modelo PL 02 ED, da fabricante Teclago, com uso de suspensão de alumina de 1 μm e água destilada como lubrificante. Todas as amostras foram atacadas quimicamente com a solução Metabissulfito de Sódio II (20 g de $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ + 100 ml de H_2O destilada) durante 13 segundos, com a finalidade de revelar a microestrutura.

Para realizar a caracterização microestrutural foi empregado o microscópio óptico modelo BX51M, da fabricante Olympus, do Laboratório de Microscopia, Análise e Pesquisa da EEIMVR/UFF e o microscópio eletrônico de varredura do Laboratório de Caracterização de Materiais do CEFET/RJ Campus Angra dos Reis, modelo TM4000Plus II, da fabricante Hitachi, equipado com filamento de tungstênio e operando no modo de elétrons retroespalhados, com tensão de aceleração do feixe de 15kV.

As micrografias obtidas através de MO foram tratadas e utilizadas para: representação da microestrutura da chapa de aço e estimar a fração volumétrica de ferrita presente nas amostras por meio do recurso *threshold* (presente no programa Image J).

As micrografias obtidas através de MEV foram tratadas e utilizadas para avaliar os mecanismos de dano e nucleação de microvazios da chapa de aço TRIP 780 e estimar o tamanho de grão de ferrita seguindo as diretrizes da norma ASTM E112 (ASTM, 2024).

Para calcular o tamanho de grão de ferrita (T_G) foram utilizadas amostras da seção longitudinal em diferentes estágios (como recebida, níveis intermediários de ε_p e fratura), com seleção de 5 campos em cada e aumento de 2000x para quantificação. A escolha dos estágios foi arbitrária, com intuito de verificar se existia ou não tendência de alongamento dos grãos. Os campos foram carregados no programa Image J e a escala definida no programa teve como referencial a escala fornecida pelo microscópio óptico. O T_G foi estimado pelo método de Heyn, através do procedimento de interceptação linear. O intervalo de confiança de 95 % (95%IC) pôde ser calculado através da Equação (53):

$$95\%IC = \frac{t \cdot s}{\sqrt{n_c}} \quad (53)$$

onde t é o multiplicador de intervalo de confiança de 95% (valor tabelado), s é o desvio padrão e n_c é o número de campos utilizados.

A precisão relativa (%PR) foi calculada através da Equação (54). Em geral, valores de %PR iguais ou menores que 10% indicam precisão aceitável do T_G calculado.

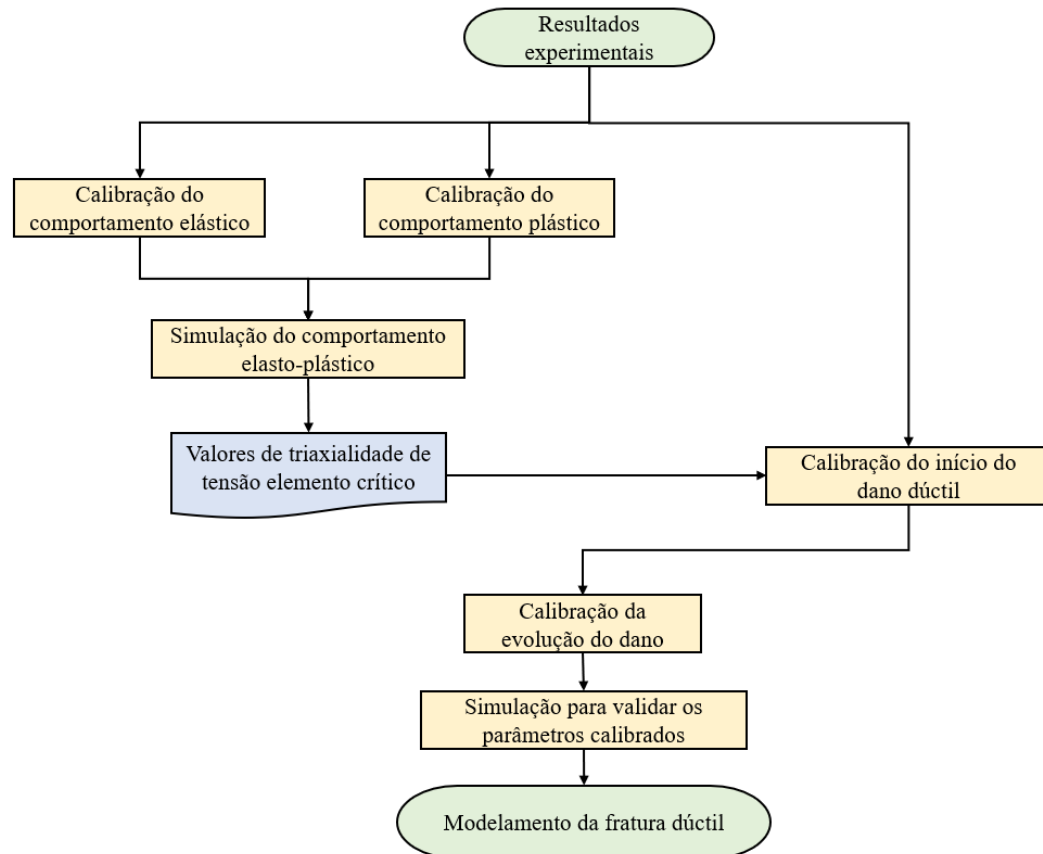
$$\%PR = \frac{95\%IC}{T_G} \cdot 100 \quad (54)$$

4.2.5 Modelamento do comportamento mecânico

Para modelar o comportamento mecânico da chapa de aço TRIP 780, foi adotada uma metodologia híbrida, experimental-numérica. O Fluxograma 2 mostra as etapas da metodologia para a calibração da fratura dúctil seguidas nesse trabalho. A partir dos resultados obtidos experimentalmente, foi calibrado o comportamento elasto-plástico do material. Com a calibração inicial, foram realizadas simulações de ensaio de tração para as diferentes geometrias de corpos de prova mostrados nas Figura 13 e Figura 16. A partir da simulação elasto-plástica, foram obtidos os valores de triaxialidade de tensão em função da deformação plástica equivalente para o elemento crítico. O valor da triaxialidade de tensão simulado juntamente com o valor da deformação plástica equivalente na fratura obtida experimentalmente, foram utilizados para calibrar o início do dano dúctil. Em seguida, foi calibrada a evolução do dano,

assim como o valor da degradação máxima. Para finalizar, o conjunto de parâmetros calibrados para o comportamento do material foi validado a partir da comparação da simulação dos ensaios de tração para diferentes geometrias com os resultados obtidos experimentalmente.

Fluxograma 2 — Procedimento para calibração do modelamento do comportamento mecânico do material



Fonte: O autor.

O programa Abaqus/CAE não estabelece as unidades associadas às grandezas físicas envolvidas na simulação numérica, cabe ao utilizador definir o sistema de unidades de forma coerente e conveniente com a magnitude de cada grandeza física. Nesse sentido, foi adotado um sistema de unidades alternativo ao SI (Sistema Internacional), conforme mostrado na Tabela 6.

Tabela 6 — Sistema de unidades adotado nas simulações numéricas utilizando o programa Abaqus/CAE

Comp.	Força	Massa	Tempo	Pressão	Energia	Densidade	Vel.
mm	N	T=10 ³ kg	s	MPa = N/mm ²	mJ	tonne/mm ³	mm/s

Fonte: O autor.

Para descrever o comportamento elástico, os valores de E e ν foram estimados a partir do tratamento de dados experimentais obtidos a partir da técnica de vídeo extensômetro por

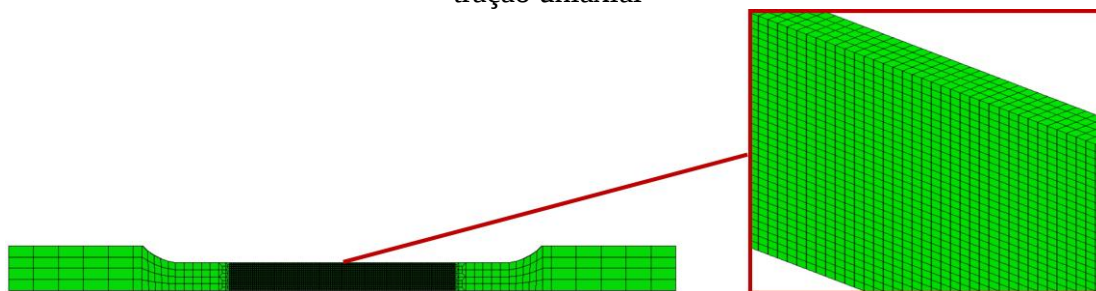
correlação de imagem digital e introduzidos na seção de propriedades elásticas do programa de Abaqus/CAE.

Para descrever o comportamento plástico foram inseridos no programa Abaqus/CAE em formato de tabela os valores descrevem a curva ajustada por meio da equação de Swift. Os coeficientes de Lankford foram utilizados para o cálculo dos parâmetros anisotrópicos da equação de Hill a partir das Equações (31), (32), (33) e (34) e para calcular os valores das relações de tensão de escoamento anisotrópica em diferentes direções a partir das Equações (41), (42) e (43). Os valores das relações de tensão de escoamento anisotrópica em diferentes direções foram inseridos no programa Abaqus/CAE em formato de tabela.

As Figuras 19, 20 e 21 mostram as geometrias e o tipo de malha usado para simular os três modos de deformação adotados nesse trabalho, a saber, tração uniaxial, deformação plana e um modo intermediário entre os dois, identificado neste trabalho como “duplo entalhe”.

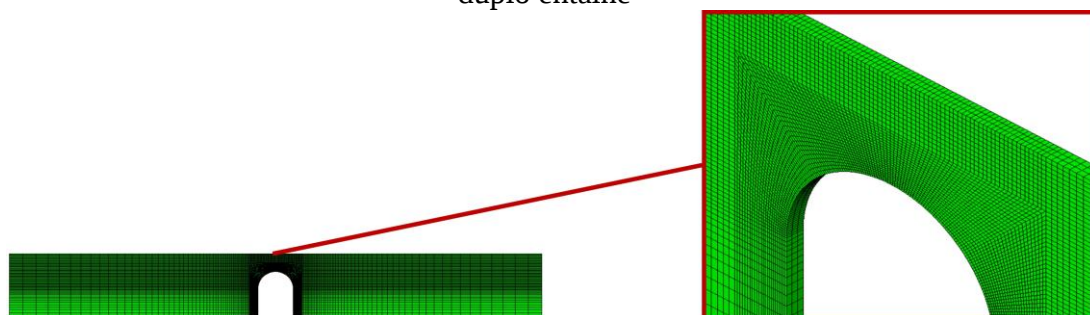
As simulações do comportamento elasto-plástico anisotrópico foram realizadas no Abaqus/Explicit utilizando elementos do tipo C3D8R (hexaedro de oito nós com integração reduzida e controle de rugosidade – conforme nomenclatura do programa Abaqus/CAE). Para o corpo de prova TIPO A - tração uniaxial foram usados 33952 elementos, para o TIPO B - duplo entalhe 35124 e para o TIPO C - deformação plana 24600 elementos. A variação na quantidade dos elementos entre os modelos está relacionada com o método de refinamento utilizado e dimensões das regiões de interesse. Devido a geometria dos corpos de prova e da aplicação da carga, foi possível aplicar uma simplificação da geometria por simetria, sendo representado apenas 1/4 do corpo de prova. As simetrias foram aplicadas nos planos XY e XZ. Essa estratégia permitiu reduzir 75% do número de elementos em comparação ao modelo com a geometria do corpo de prova completo, reduzindo assim o custo computacional da simulação. Para ambos os corpos de prova, o tamanho do elemento da malha na região de interesse foi de 0,2 mm.

Figura 19 — Geometria e malha usada na simulação do corpo de prova TIPO A - tração uniaxial



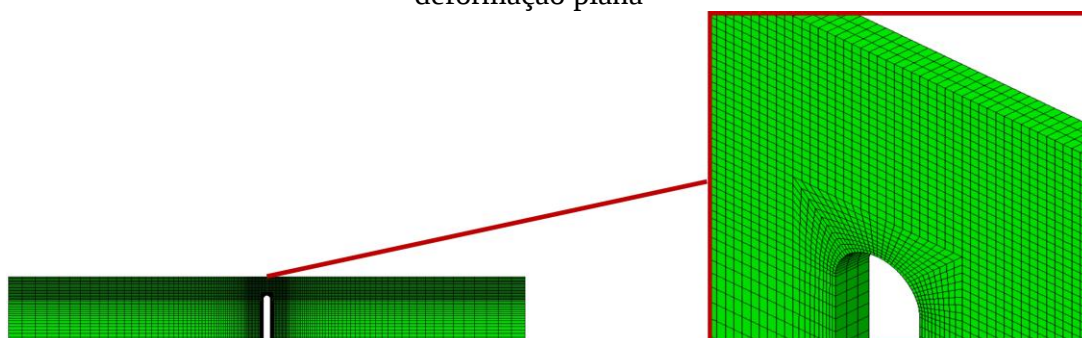
Fonte: O autor.

Figura 20 — Geometria e malha usada na simulação do corpo de prova TIPO B - duplo entalhe



Fonte: O autor.

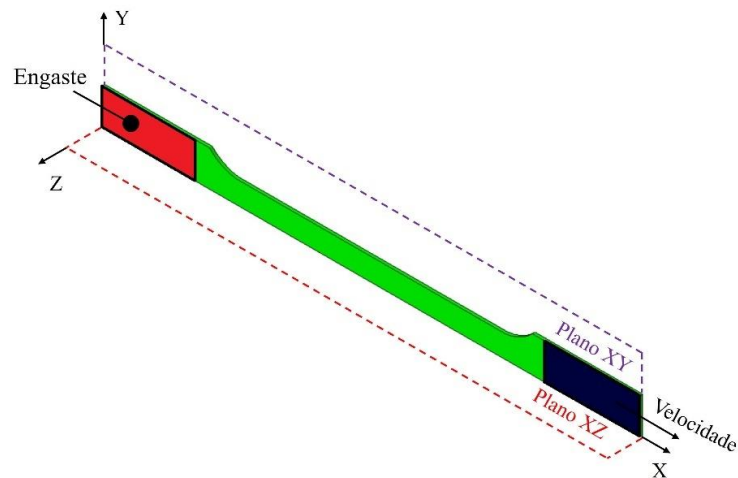
Figura 21 — Geometria e malha usada na simulação do corpo de prova TIPO C - deformação plana



Fonte: O autor.

Para ambas geometrias dos corpos de prova, a face referente à região de aperto da garra da máquina de ensaio universal foi fixada por engaste, enquanto na outra foi aplicada uma velocidade prescrita, conforme mostrado na Figura 22.

Figura 22 — Condições de contorno aplicadas em 1/4 da geometria do corpo de prova TIPO A – tração uniaxial



Fonte: O autor.

A velocidade de ensaio foi selecionada de acordo com a Tabela 7, que mostra os valores calculados de velocidade de ensaio para cada modelo de corpo de prova.

Tabela 7 — Velocidades de ensaio calculadas para os diferentes modelos de corpo de prova

Modelo	Velocidade de Ensaio
TIPO A – tração uniaxial	3 mm/min
TIPO B - duplo entalhe	0,594 mm/min
TIPO C - deformação plana	0,114 mm/min

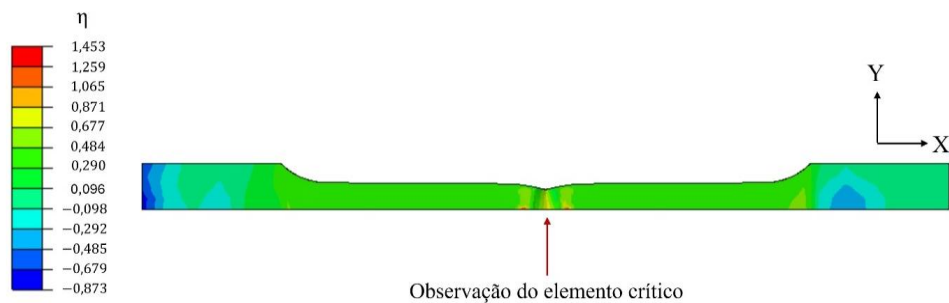
Fonte: O autor.

O objetivo da etapa de simulação elasto-plástica foi determinar numericamente um valor estimado do fator de triaxialidade de tensão em função da deformação plástica equivalente. A partir da Equação (48) foi possível estimar um fator de triaxialidade de tensão inicial da ordem de 0,5 para o corpo de prova TIPO B – duplo entalhe, enquanto que para o corpo de prova TIPO C – deformação plana foi estimado um valor da ordem de 0,6. Essa equação proporciona uma estimativa confiável que auxilia na determinação das dimensões dos corpos de prova. No entanto, o fator de triaxialidade de tensão varia com a evolução da deformação. No caso do ensaio de tração, até o limite de resistência a tração (deformação uniforme), o fator de triaxialidade de tensão permanece 1/3 pois a condição de tração uniaxial é mantida neste intervalo. A partir da estricção, o estado de tensões deixa de ser uniaxial e o fator de triaxialidade de tensão começa a aumentar. Para os corpos de prova com entalhe, o fator começa a mudar desde o início da deformação. A tensão não é uma grandeza que é medida experimentalmente como o deslocamento. Deste modo, obter o fator de triaxialidade de tensão

experimentalmente ou por meio de cálculos analíticos não é uma tarefa trivial, sendo requerida a simulação por elementos finitos. A partir da simulação do comportamento elasto-plástico, foi observado o valor do fator de triaxialidade de tensão (η) em função da deformação plástica equivalente ($\bar{\epsilon}_p$).

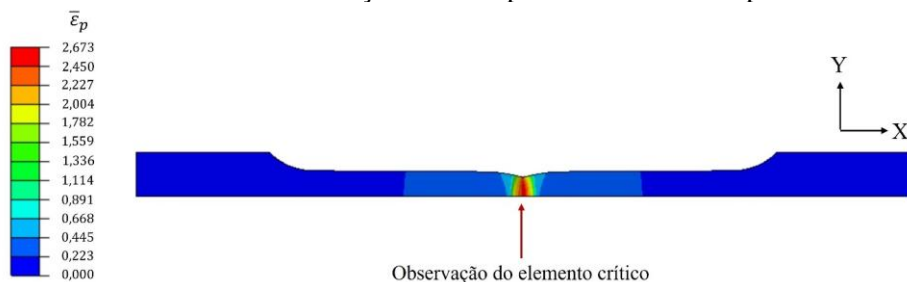
As Figuras 23 e 24 mostram exemplos para a simulação do ensaio de tração. Primeiro foi executada a simulação até um determinado nível de deformação. Nessa etapa do trabalho o material não apresenta os parâmetros que permite simular o dano, no entanto, para tração uniaxial já ocorre a instabilidade plástica. Para as três geometrias de corpos de prova, foi selecionado um ponto do elemento crítico no interior do corpo de prova, aquela como maior deformação plástica equivalente. Os valores de fator de triaxialidade de tensão obtidos por simulação de elementos finitos foram plotados em função da deformação plástica equivalente (simulada e experimental).

Figura 23 — Triaxialidade de tensão para o elemento crítico considerando a simulação do comportamento elasto-plástico



Fonte: O autor.

Figura 24 — Deformação plástica equivalente para o elemento crítico considerando a simulação do comportamento elasto-plástico



Fonte: O autor.

Para descrever o início dano dúctil, nesse trabalho, a taxa de deformação usada foi mantida constante para as diferentes geometrias de corpo de prova, então esse valor da tabela inserida no programa Abaqus/CAE ficou constante. A deformação plástica equivalente no local

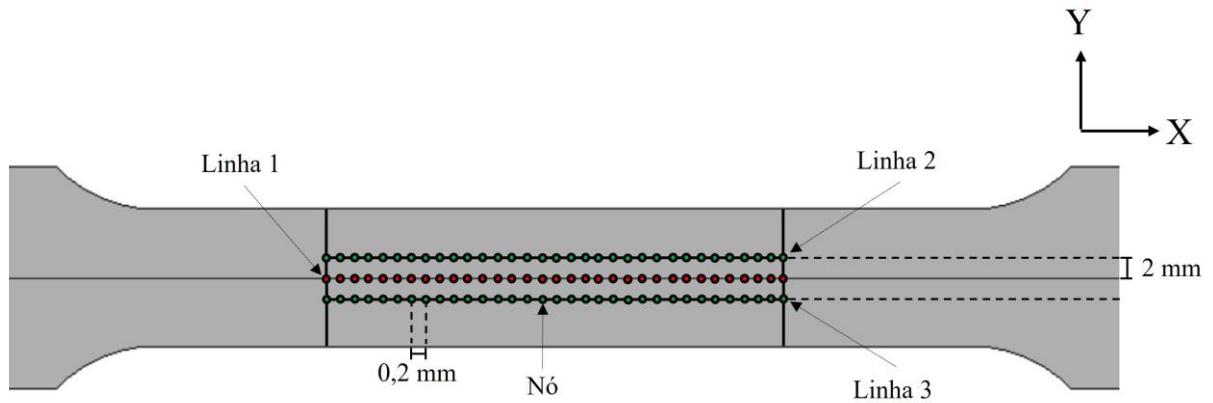
do dano para cada geometria foi obtida através da Equação (49), utilizando resultados de ε_1 e ε_2 fornecidos pelo DIC e parâmetros anisotrópicos de Hill. Uma vez calculados os valores de deformação plástica equivalente no local do dano dúctil para cada modelo, recorreu-se aos dados tabulados de deformação plástica equivalente e triaxialidade de tensão armazenados após a simulação do comportamento elasto-plástico, com o objetivo de identificar, para cada modelo, os valores de triaxialidade de tensão correspondentes a cada valor de deformação plástica equivalente calculada. Portanto, em posse de três pares de pontos de deformação plástica equivalente/triaxialidade de tensão, foi utilizada a Equação (50) para ajuste não-linear. Os valores de deformação plástica equivalente e triaxialidade de tensão que descreveram a curva ajustada foram introduzidos no Abaqus/CAE em formato de tabela para alimentação dos modelos.

Para a descrever a evolução do dano, determinou-se a energia de fratura (G_f) através de um procedimento numérico de tentativa e erro. Foram realizadas diversas simulações com valores distintos de G_f , e comparados aos valores experimentais da curva tensão deformação verdadeira. A degradação máxima ($D_{máx}$) foi calculada de acordo com a Equação (52). Para determiná-la, foram observados, na curva experimental, os valores de tensão verdadeira e deformação verdadeira no instante de fratura do corpo de prova. Em seguida, para uma mesma deformação verdadeira, foi identificada na curva projetada através da equação de encruamento de Swift a tensão verdadeira correspondente. A G_f e a $D_{máx}$ foram inseridas em campo dedicado no programa Abaqus/CAE para alimentação dos modelos.

4.2.6 Curva limite de conformação

Na norma ISO 12004-2 (ISO, 2021) constam as orientações para determinação da CLC de chapas e tiras metálicas. Após a simulação dos modelos com comportamento elasto-plástico anisotrópico e dano dúctil no Abaqus/CAE, foram selecionados nós consecutivos na direção de laminação, com espaçamento de 0,2 mm dentro da seção útil de cada modelo para obtenção dos dados de ε_1 e ε_2 . A Figura 25 detalha os locais de coleta de dados de ε_1 e ε_2 .

Figura 25 — Locais de coleta de dados de ε_1 e ε_2 .



Fonte: O autor.

Os dados extraídos nas linhas indicadas foram de ε_1 e ε_2 em função das seções verticais deformadas. Por meio do programa OriginLab, as curvas baseadas nessas informações foram geradas. A segunda derivada da curva de ε_1 em função das seções verticais deformadas foi obtida utilizando o mesmo programa, seguido de identificação do ponto máximo dos lados esquerdo e direito da curva. Uma linha vertical tracejada foi posicionada em cima do ponto máximo à esquerda e à direita da curva descrita pela segunda derivada, de modo que fosse possível identificar os pontos localizados entre essas linhas. De acordo com a norma ISO 12004-2 (ISO, 2021), estes pontos devem ser desconsiderados para obtenção dos valores de ε_1 e ε_2 que irão determinar a CLC. As mesmas linhas verticais tracejadas e posicionadas sobre os pontos máximos serviram como referencial para obtenção dos pontos de interesse da curva ε_2 - seção vertical deformada. Do lado esquerdo das curvas, à esquerda da linha posicionada sobre o ponto máximo, e do lado direito das curvas, à direita da linha posicionada no ponto máximo, foram selecionados pontos. A quantidade de pontos selecionados para realização do ajuste não-linear variou de acordo com o tamanho da janela de ajuste calculada considerando cada modelo de corpo de prova. Com estes pontos, o ajuste não-linear foi realizado por meio da Equação (55), os parâmetros A, B e C definidos e os valores de ε_1 e ε_2 identificados para cada modelo de corpo de prova.

$$A + BX + CX^2 = 0 \quad (55)$$

Para efeito de cálculo dos valores médios de ε_1 e ε_2 , os valores obtidos através da Linha 2 foram repetidos e atribuídos à Linha 3. Isso foi possível pois as geometrias criadas no Abaqus/CAE foram simplificadas por simetria. Desta forma, a orientação da norma ISO 12004-2 (ISO, 2021) para obtenção de dados referentes à três linhas foi atendida.

O método de interpolação foi aplicado para a CLC obtida através de dados extraídos das simulações computacionais e dados experimentais de trabalho de referência, de modo que fosse possível realizar a comparação dos resultados. A raiz do erro quadrático médio (*RMSE*) foi calculada através da Equação (56):

$$RMSE = \left(\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (\varepsilon_{1i}^{Sim} - \varepsilon_{1i}^{Exp})^2 \right)^{1/2} \quad (56)$$

onde n é a quantidade de dados, ε_{1i}^{Sim} e ε_{1i}^{Exp} são os valores de maior deformação simulada e experimental para no ponto i , respectivamente.

O coeficiente de determinação (R^2) foi determinado por meio da Equação (57):

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^n (\varepsilon_{1i}^{Sim} - \varepsilon_{1i}^{Exp})^2}{\sum_{i=1}^n (\varepsilon_{1i}^{Exp} - \bar{\varepsilon}_1^{Exp})^2} \quad (57)$$

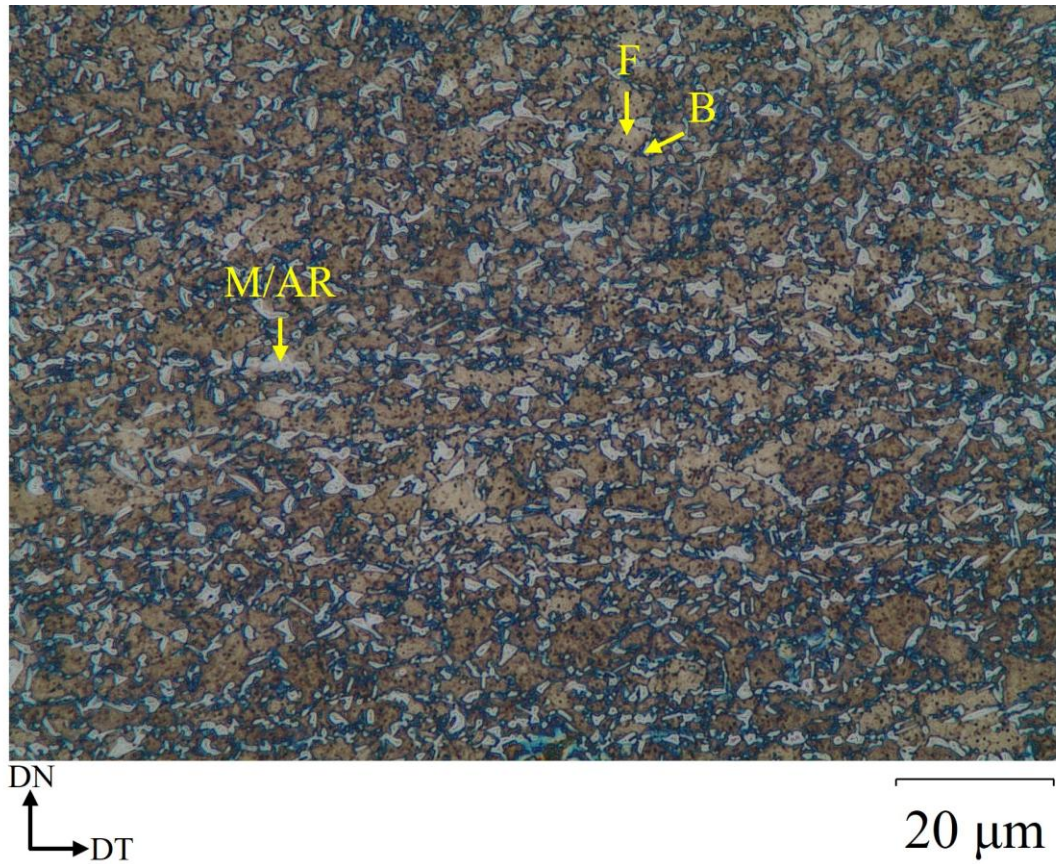
onde n é a quantidade de dados, ε_{1i}^{Sim} e ε_{1i}^{Exp} são os valores de maior deformação simulada e experimental para o ponto i , respectivamente e $\bar{\varepsilon}_1^{Exp}$ é a média dos valores de maior deformação experimentais.

5 RESULTADOS

5.1 Microestrutura

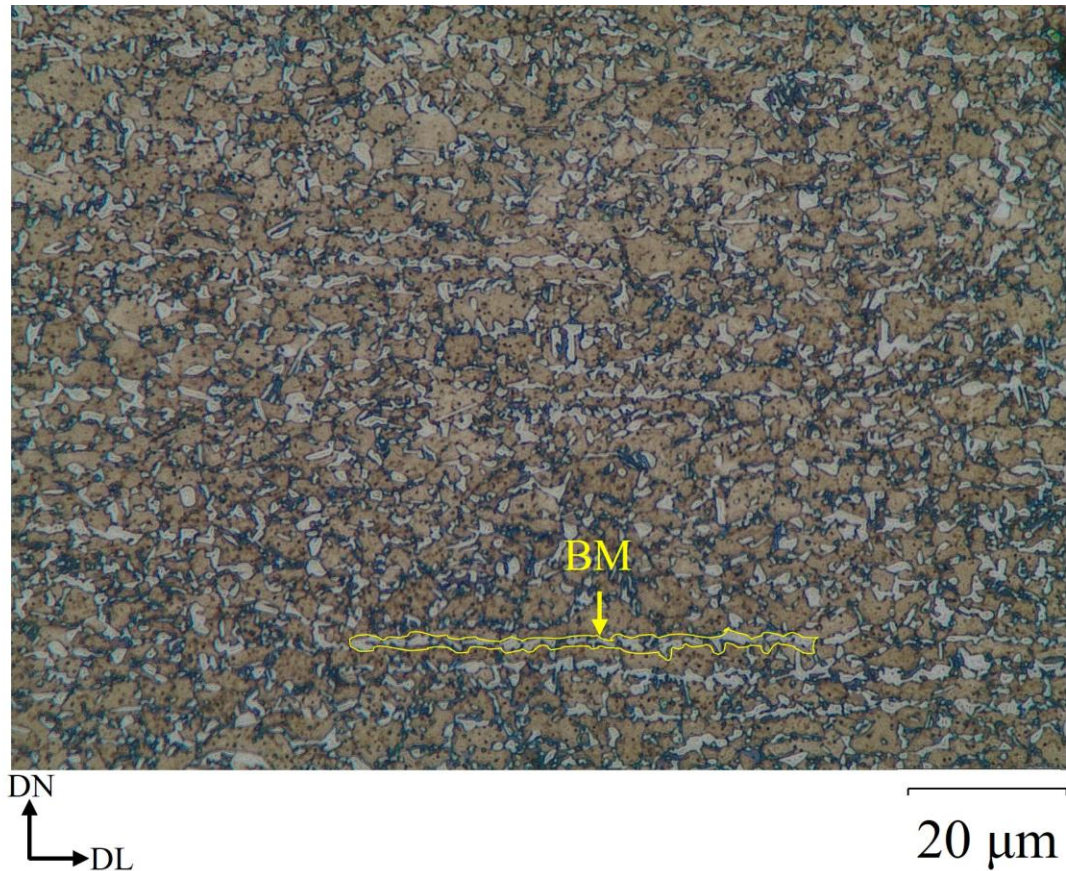
A microestrutura da chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida é apresentada na Micrografia 2. Nela foi possível observar uma matriz ferrítica (marrom) e ilhas de martensita/austenita retida (branco). Devido à inexistência de diferenças topográficas, não foi possível diferenciar a martensita da austenita retida. Nos contornos das ilhas, grãos na cor marrom escuro indicam a presença de bainita. Os microconstituintes identificados estão de acordo com Castanheira *et al.* (2019) e Soleimani *et al.* (2020) para aços TRIP. A coloração destes microconstituintes condiz com os resultados de Cavalcanti *et al.* (2011) após ataque químico utilizando o reagente Metabissulfito de sódio II. Com base na metodologia proposta, a fração volumétrica de ferrita observada na chapa de aço foi de $52,5 \pm 0,5 \%$ e está de acordo com a faixa de valores estimada para este microconstituente em aços TRIP, entre 50 e 55 % (Kuziak *et al.*, 2008; Soleimani *et al.*, 2020). Na Micrografia 3 foi possível identificar a presença de bandas de martensita/austenita retida (BM) em direção paralela à direção de laminação (DL). A presença destas bandas também foi observada por Rèche *et al.* (2013), Ramazani *et al.* (2015) e Castanheira *et al.* (2019). Ramazani *et al.* (2015) observaram um melhor desempenho do aço TRIP em termos de conformabilidade quando as bandas estão presentes, pois a menor dispersão das ilhas de martensita/austenita retida favoreceu a deformação dos grãos de ferrita, que são mais dúcteis. Porém, mostraram também que a resistência mecânica de chapas de aço TRIP que contém estas bandas tende a ser inferior.

Micrografia 2 — Seção transversal da chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 1000x



F – ferrita, B – bainita, M/AR – martensita/austenita retida, DN – direção normal e DT – direção transversal
Fonte: O autor.

Micrografia 3 — Seção longitudinal da chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 1000x



BM – banda de martensita/austenita retida, DN – direção normal e DL – direção de laminação

Fonte: O autor.

5.1.1 Tamanho de grão de ferrita

O T_G baseado em micrografias da seção longitudinal e considerando diferentes estágios segue representado na Tabela 8. A micrografia da chapa de aço na condição como recebida (ver Micrografia 2) indicou qualitativamente um grau elevado de refinamento dos grãos. Em concordância, o T_G estimado neste estágio foi de 2,47 μm . Os valores calculados de T_G para os estágios subsequentes indicaram uma tendência de alongamento progressivo dos grãos de ferrita, resultado que pode ser atribuído ao carregamento dos corpos de prova durante ensaio de tração uniaxial.

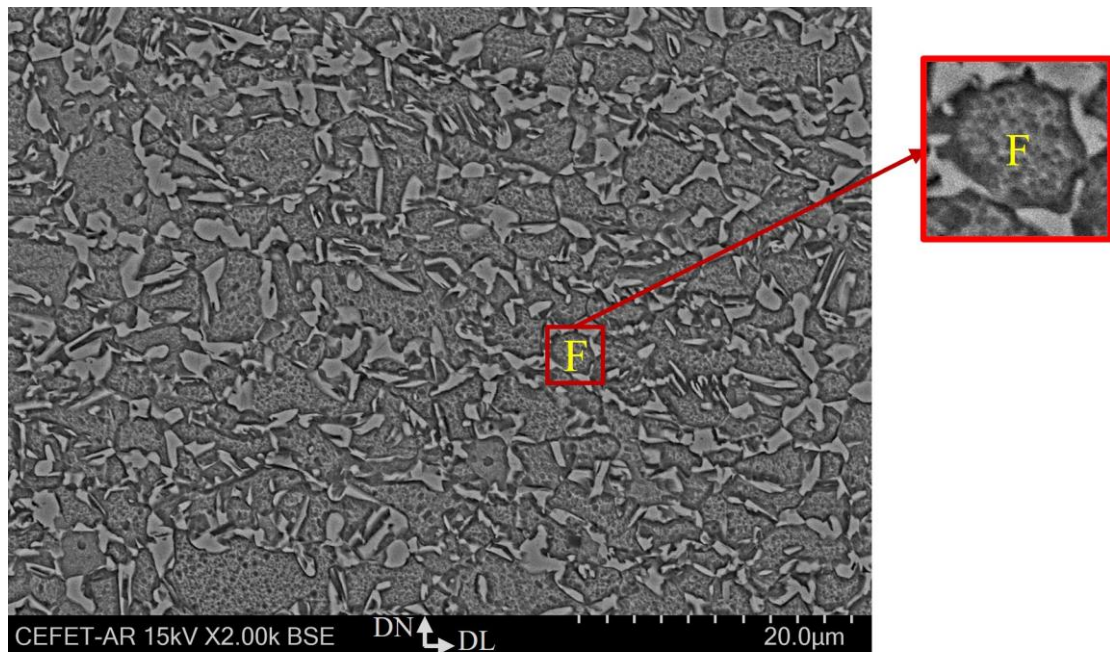
Tabela 8 — Tamanho de grão de ferrita em diferentes estágios

Estágio	T_G (μm)	95%IC	%PR
Como Recebida	2,47	0,18	7,28
$\varepsilon_{\bar{p}} = 3,8\%$	2,54	0,25	9,84
$\varepsilon_{\bar{p}} = 17\%$	2,92	0,20	6,85
Fratura	3,15	0,18	5,71

Fonte: O autor.

As Micrografias 4, 5, 6 e 7 obtidas pelo MEV revelam a tendência de alongamento progressivo dos grãos de ferrita e alinhamento dos grãos, com grande parte destes paralelos à direção de solicitação mecânica, coincidente com a DL da chapa. Este comportamento também foi observado por Celloto *et al.* (2018).

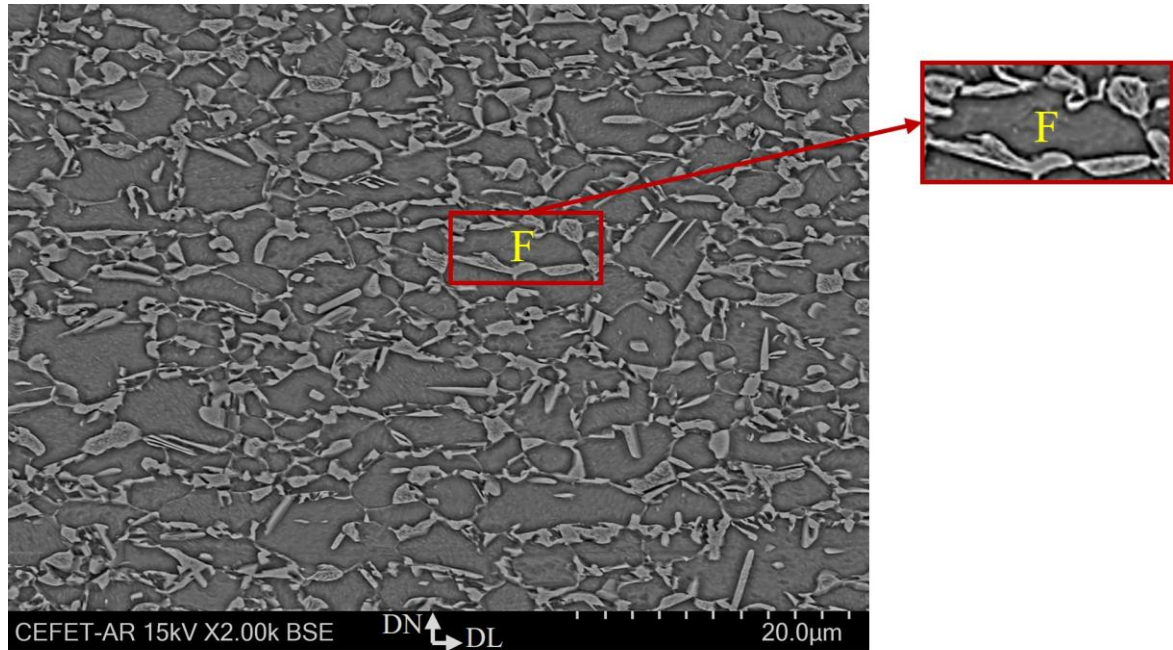
Micrografia 4 — Chapa de aço TRIP 780 como recebida. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x



F – ferrita, DN – direção normal e DL – direção de laminação

Fonte: O autor.

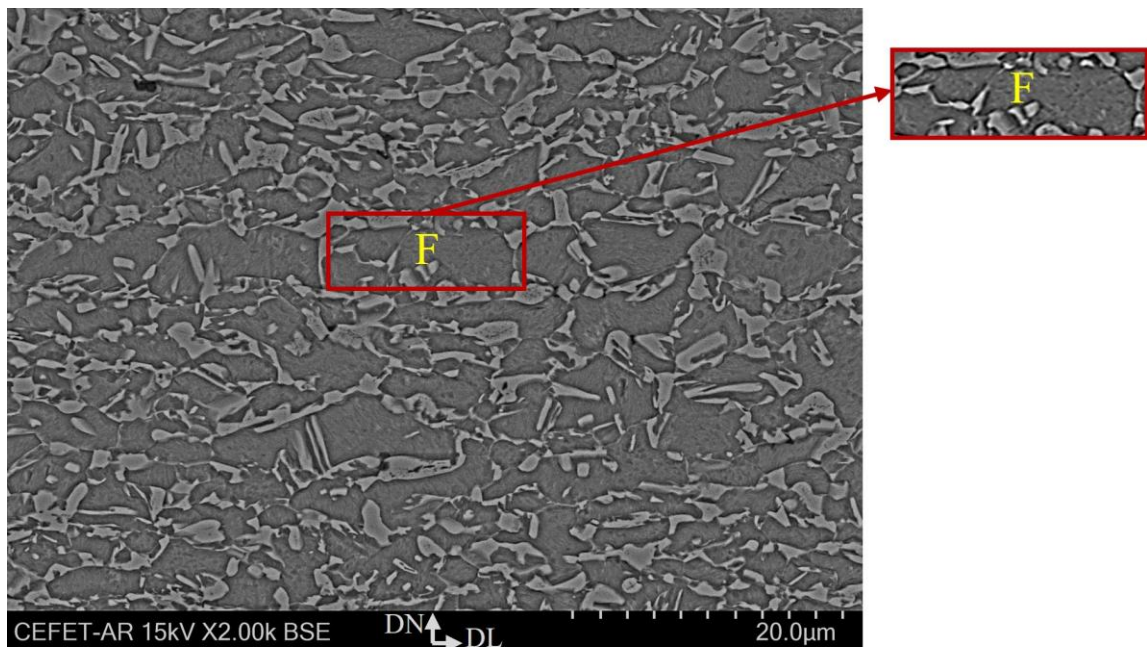
Micrografia 5 — Chapa de aço TRIP 780 com $\bar{\epsilon}_p=3,8$. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x



F – ferrita, DN – direção normal e DL – direção de laminação

Fonte: O autor.

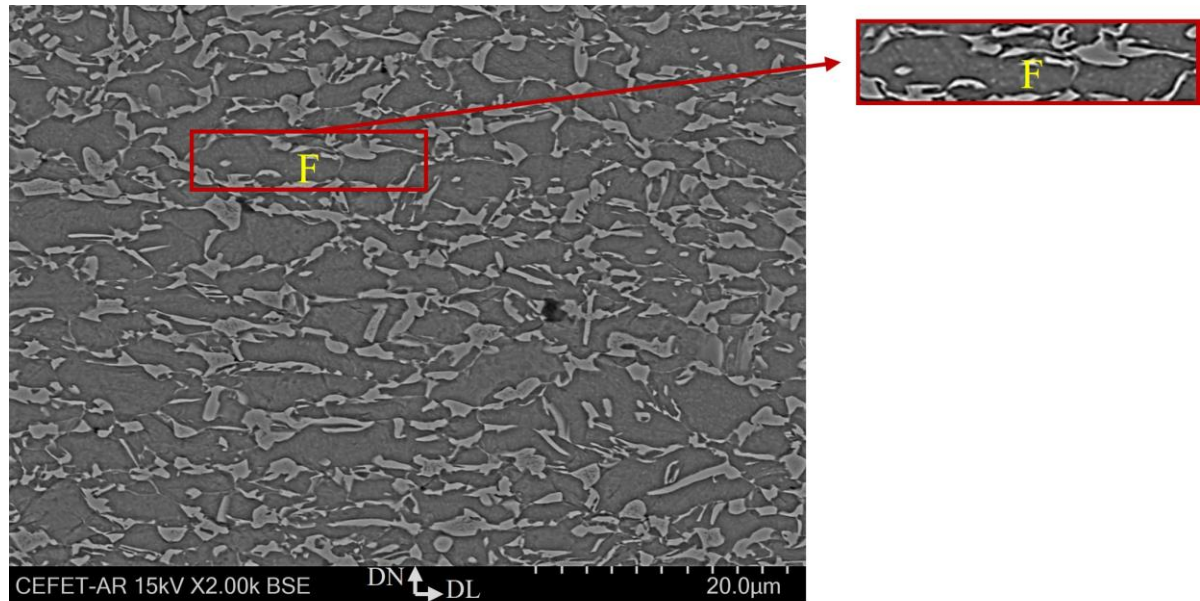
Micrografia 6 — Chapa de aço TRIP 780 com $\bar{\epsilon}_p=17$. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x



F – ferrita, DN – direção normal e DL – direção de laminação

Fonte: O autor.

Micrografia 7 — Chapa de aço TRIP 780 após fratura. Ataque químico com Metabissulfito de Sódio II. Aumento de 2000x



F – ferrita, DN – direção normal e DL – direção de laminação

Fonte: O autor.

A amostra que representou o estágio de fratura foi novamente polida e atacada quimicamente, desta vez com o reagente Nital 2%, durante 5 segundos. A Micrografia 8, obtida após o novo ataque químico, não indicou quantidade expressiva de contornos na matriz ferrítica (em cor branca) que pudessem impactar significativamente o procedimento de interceptação linear, bem como os resultados de T_G , utilizando micrografias oriundas de amostras atacadas quimicamente com o reagente Metabissulfito de sódio II.

Micrografia 8 — Chapa de aço TRIP 780 após fratura. Ataque químico com Nital 2%. Aumento de 1000x

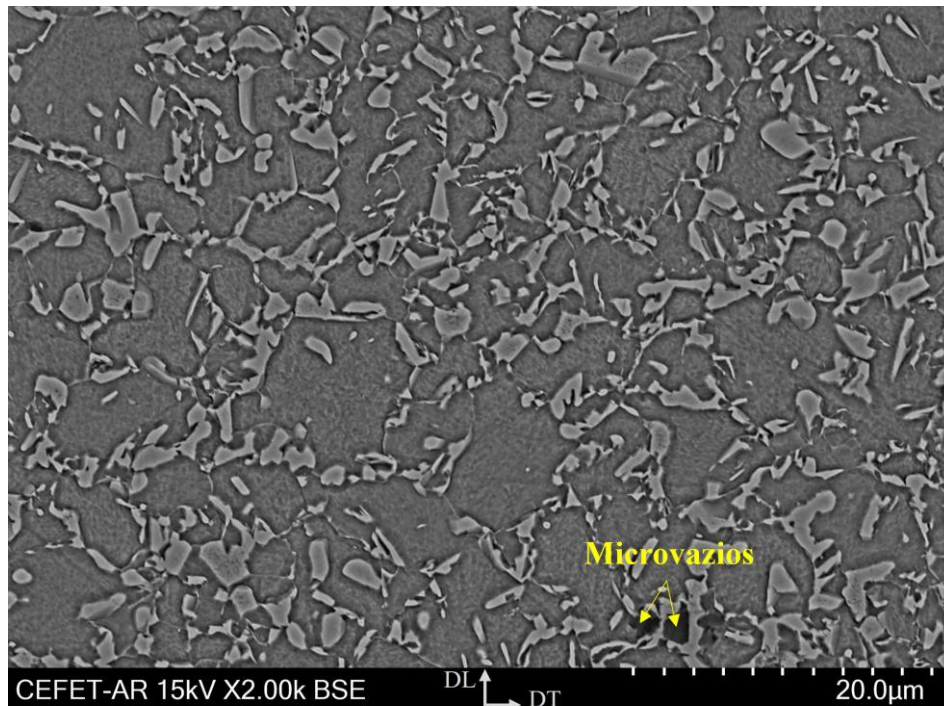


DN – direção normal e DL – direção de laminação
Fonte: O autor.

5.1.2 Microvazios

A Micrografia 9 obtida por meio da técnica de MEV mostra a chapa na condição como recebida, onde é possível observar a existência de microvazios, indicativo de sítios de inclusões, que foram removidas durante a etapa de preparação metalográfica.

Micrografia 9 — Chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida indicando a presença de microvazios. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x

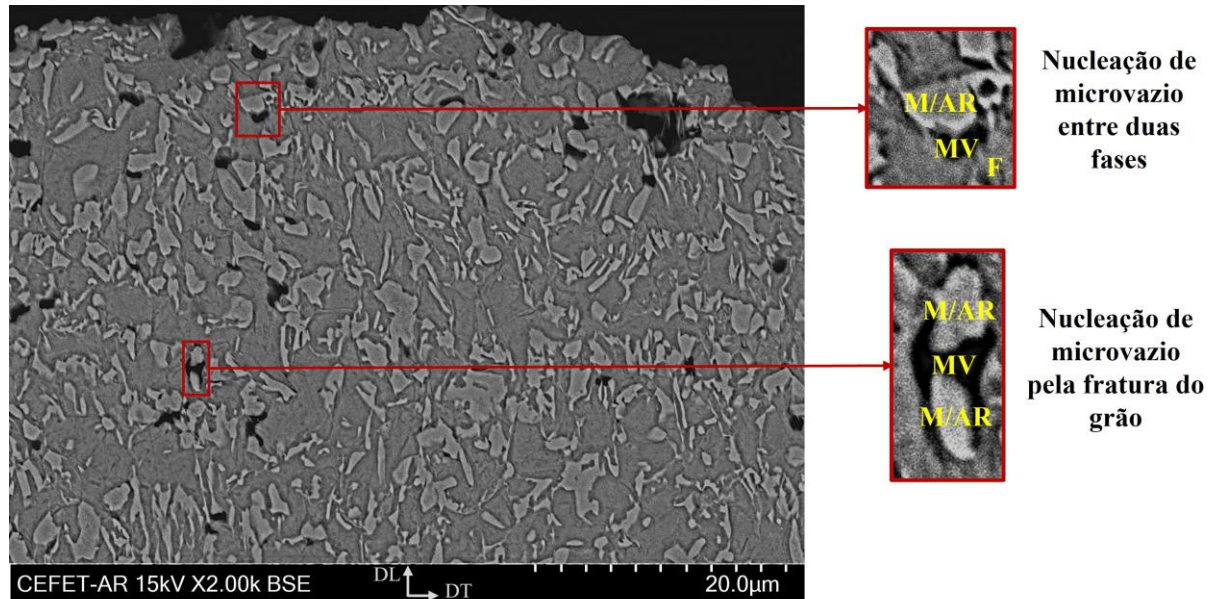


DL – direção de laminação e DT – direção transversal

Fonte: O autor.

As Micrografias 10 e 11 mostram a região próxima à fratura do corpo de prova, região central, obtida através da técnica de MEV. Nestas se pode observar com clareza os mecanismos de dano usualmente observados em aços avançados de alta resistência por (Santos *et al.*, 2019; Liu *et al.*, 2022; Santos e Moreira, 2024), com características de formação de microvazios por nucleação entre duas fases distintas (F e M/AR), por fratura de grãos de M/AR, bem como a coalescência de microvazios.

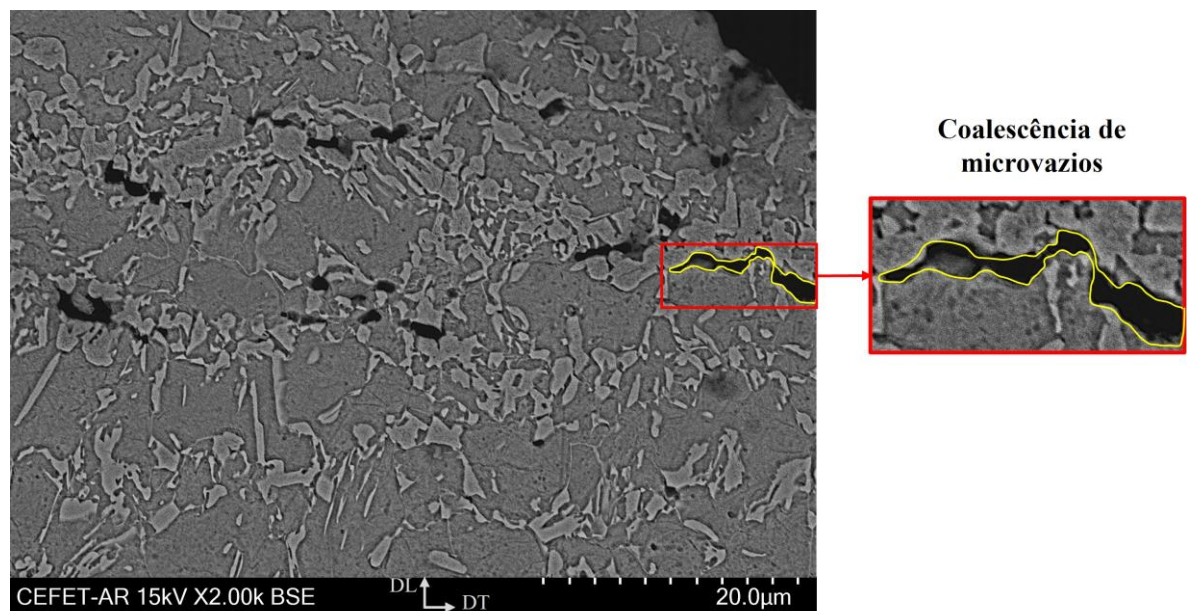
Micrografia 10 — Nucleação de microvazios na região próxima à fratura. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x



M/AR – martensita/austenita retida, MV – microvazio, F – ferrita, DL – direção de laminação e DT – direção transversal

Fonte: O autor.

Micrografia 11 — Coalescência de microvazios na região próxima à fratura. Ataque químico com Metabissulfito de sódio II. Aumento de 2000x



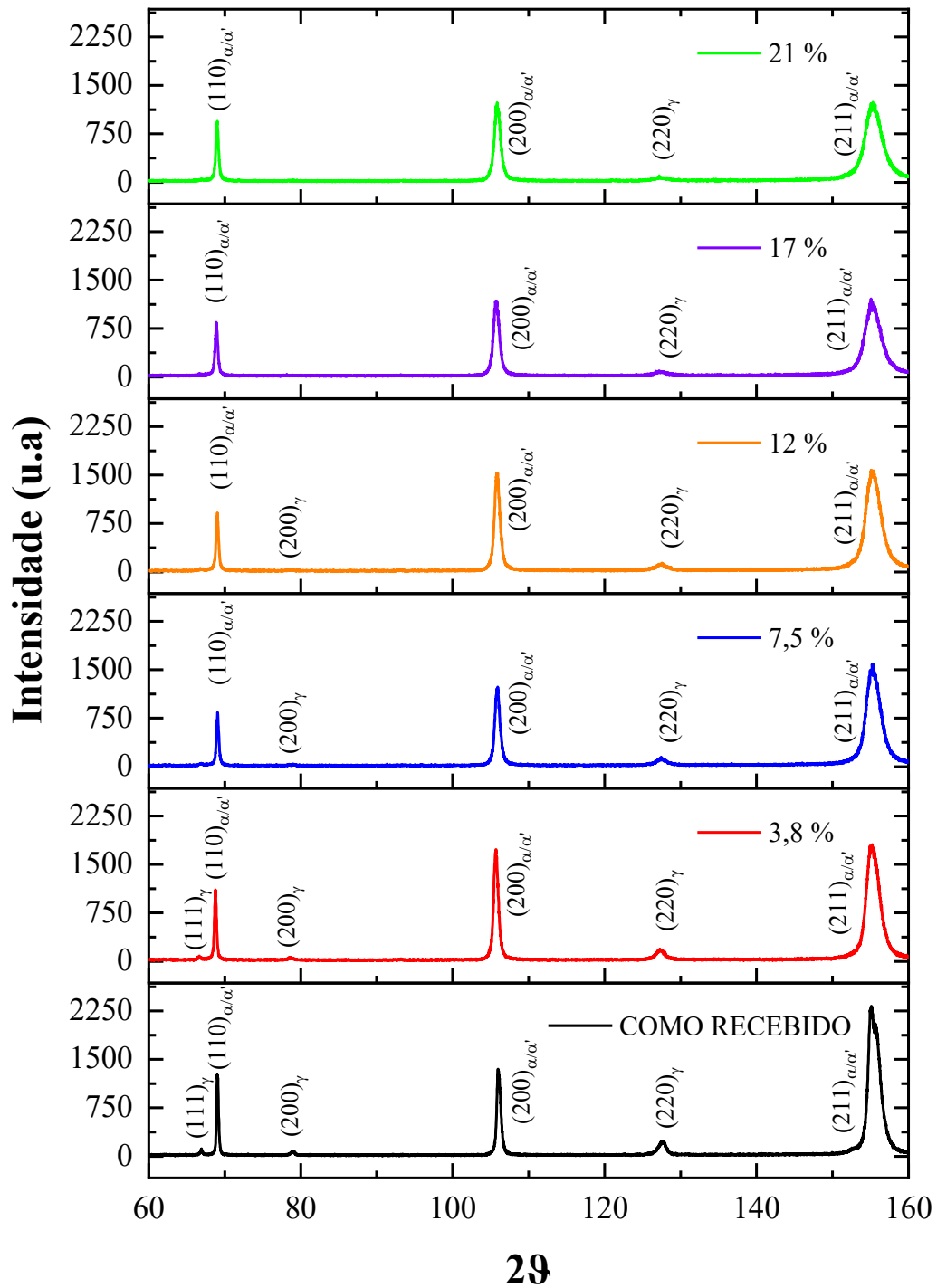
DL – direção de laminação e DT – direção transversal

Fonte: O autor.

5.1.3 Fração volumétrica de austenita retida e o efeito TRIP

O Gráfico 15 mostra os resultados obtidos pela técnica de DRX em termos de intensidade e 2θ para cada corpo de prova ensaiado em seu respectivo nível de deformação plástica equivalente. Nele é possível observar a presença dos picos de α/α' e γ nos ângulos previstos, com variação de intensidade. Devido a principal característica do efeito TRIP, era esperado que ao menos parte da austenita retida presente no material transformasse em martensita após sofrer deformação plástica. Em concordância, o decréscimo da intensidade dos picos $(111)\gamma$, $(200)\gamma$ e $(220)\gamma$ foi visível conforme se prosseguiu com o aumento da deformação plástica equivalente em cada corpo de prova, o que confirma a ocorrência do efeito TRIP no interior da chapa de aço. A fração volumétrica de austenita (V_γ) retida estimada da amostra como recebida foi de 9,91 %, resultado próximo ao obtido por Castanheira *et al.* (2019) e Gúzman e Monsalve (2022) ao aplicar a técnica utilizando aços TRIP.

Gráfico 15 — Resultados para a chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida e em níveis de deformação plástica equivalente de 3,8%, 7,5%, 12%, 17% e 21%



$(111)_\gamma$, $(200)_\gamma$ e $(220)_\gamma$ – picos de austenita retida e $(110)_{\alpha/\alpha'}$, $(200)_{\alpha/\alpha'}$ e $(211)_{\alpha/\alpha'}$ – picos de ferrita-martensita

Fonte: O autor.

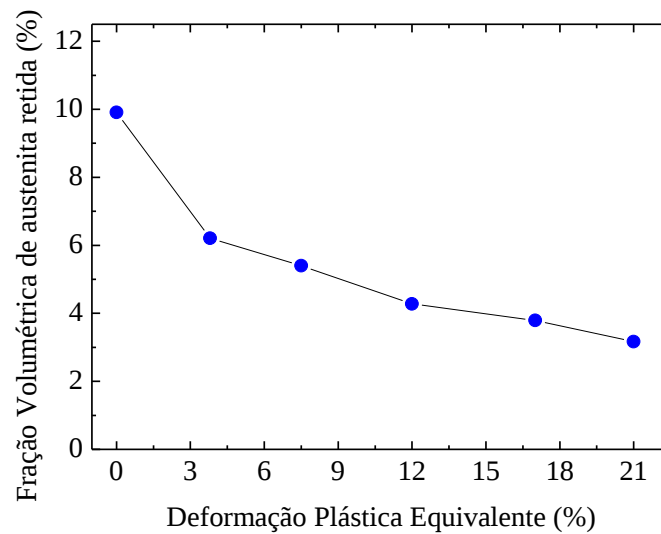
A Tabela 9 mostra a V_γ e $V_{\alpha/\alpha'}$ de acordo com os diferentes estágios. O Gráfico 16 mostra o decréscimo da V_γ em função da deformação plástica equivalente e o Gráfico 17 mostra o aumento da $V_{\alpha/\alpha'}$ em função da deformação plástica equivalente.

Tabela 9 — V_γ e $V_{\alpha/\alpha'}$ de acordo com diferentes estágios

Estágio	V_γ	$V_{\alpha/\alpha'}$
Como recebida	9,91%	90,09%
$\varepsilon_p = 3,8\%$	6,21%	93,79%
$\varepsilon_p = 7,5\%$	5,40%	94,60%
$\varepsilon_p = 12\%$	4,28%	95,72%
$\varepsilon_p = 17\%$	3,79%	96,21%
$\varepsilon_p = 21\%$	3,17%	96,83%

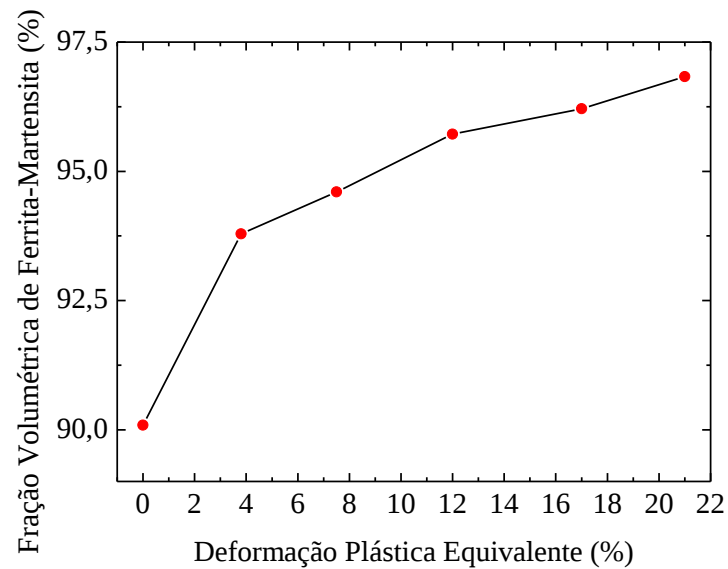
Fonte: O autor.

Gráfico 16 — Fração volumétrica de austenita retida em função da deformação plástica equivalente



Fonte: O autor.

Gráfico 17 — Fração volumétrica de ferrita-martensita em função da deformação plástica equivalente



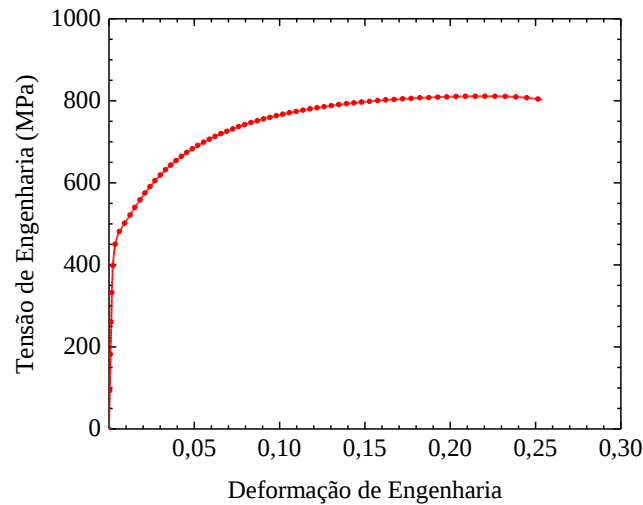
Fonte: O autor.

5.2 Propriedades mecânicas e modelamento

5.2.1 Propriedades mecânicas

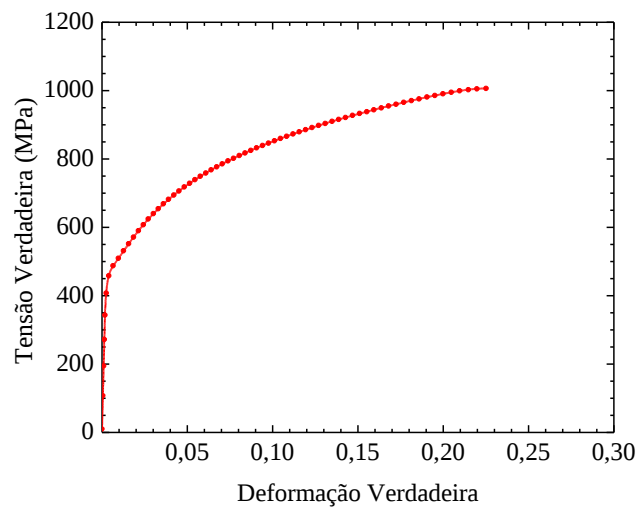
As propriedades mecânicas da chapa de aço TRIP 780 na direção de laminação foram estimadas através do ensaio de tração uniaxial, com a aplicação de uma velocidade constante de 3 mm/min. As curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira resultantes seguem representadas nos Gráficos 18 e 19.

Gráfico 18 — Curva tensão-deformação de engenharia da chapa de aço TRIP 780



Fonte: O autor.

Gráfico 19 — Curva tensão-deformação verdadeira da chapa de aço TRIP 780



Fonte: O autor.

As curvas não apresentaram patamar de escoamento definido, sendo necessário aplicar o método *offset*. A chapa de aço apresentou um limite de resistência à tração de 811 MPa, atendendo assim o valor mínimo de 780 MPa de especificação. Uma relação equilibrada entre resistência mecânica e ductilidade pôde ser observada, reflexo de uma microestrutura bastante refinada, com presença de elementos de liga como *Mn*, *Nb*, um baixo teor de *C* e devido a ocorrência do efeito TRIP. A Tabela 10 apresenta os valores de propriedades mecânicas, tal como módulo de Young (*E*), coeficiente de Poisson (ν), limite de escoamento (S_y), limite de

resistência (S_u), deformação uniforme (e_u), deformação total (e_t) e índice de conformação global (ICG).

Tabela 10 — Propriedades mecânicas da chapa de aço TRIP 780 na direção de laminação

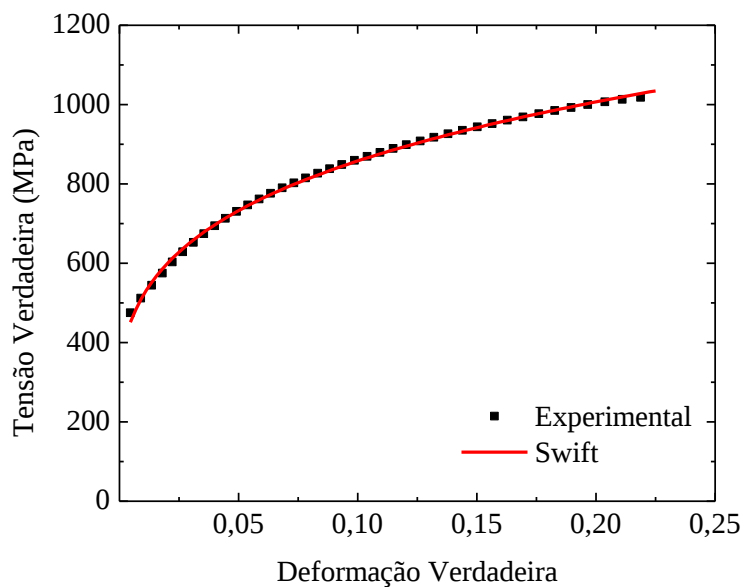
E [GPa]	ν	S_y [MPa]	S_u [MPa]	e_u [%]	e_t [%]	ICG [GPa%]
179	0,35	473	811	22	25	20

Fonte: O autor.

5.2.2 Calibração do comportamento elasto-plástico anisotrópico

Para descrever o comportamento elástico do material foram adotados os valores de módulo de Young e coeficiente de Poisson apresentados na Tabela 10. O comportamento plástico da chapa de aço TRIP 780 foi descrito através da equação de encruamento de Swift. Esta equação pode ser utilizada para descrever o escoamento plástico inicial ou um processo de deformação anterior. O Gráfico 20 mostra o ajuste da equação de Swift, onde foi possível alcançar acurácia satisfatória, com um valor de R^2 igual a 0,9987. Na Tabela 11 são mostrados os valores dos parâmetros obtidos através da equação de Swift para a chapa de aço TRIP 780. A curva de encruamento foi projetada até um nível de deformação de 70 % e introduzida no programa Abaqus/CAE em formato de tabela.

Gráfico 20 — Ajuste da curva tensão-deformação verdadeira através da equação de encruamento de Swift



Fonte: O autor.

Tabela 11 — Parâmetros da equação de encruamento de Swift

Equação	K [MPa]	ε_0	n	R^2
Swift	$1464,3 \pm 1,4$	$0,0020 \pm 0,0001$	$0,2342 \pm 0,0005$	0,9987

Fonte: O autor.

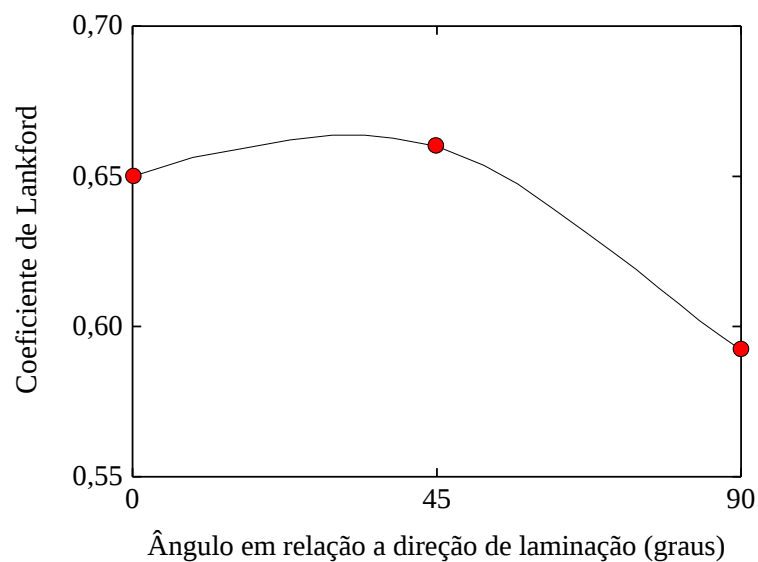
A Tabela 12 mostra os valores dos parâmetros que descrevem o comportamento anisotrópico da chapa de aço TRIP 780. Os valores do coeficiente de Lankford a 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação foram calculados e seguem representados no Gráfico 21. Destes coeficientes (R_0 , R_{45} , R_{90}), os valores de anisotropia normal ($\underline{R}$) e planar (ΔR) foram estimados.

Tabela 12 — Comportamento anisotrópico da chapa de aço TRIP 780

Coeficientes de Lankford			Anisotropia Normal	Anisotropia Planar
R_0	R_{45}	R_{90}	$\underline{R}$	ΔR
0,654	0,660	0,592	0,642	-0,037

Fonte: O autor.

Gráfico 21 — Coeficientes de Lankford em função do ângulo em relação à direção de laminação da chapa de aço TRIP 780



Fonte: O autor.

A Tabela 13 mostra os valores calculados dos parâmetros anisotrópicos e das relações de tensão de escoamento anisotrópica para diferentes direções utilizando a equação de Hill e coeficientes de Lankford previamente obtidos.

Tabela 13 — Parâmetros anisotrópicos e relação de tensão de escoamento anisotrópica em diferentes direções determinados através da equação de Hill

Parâmetros anisotrópicos da equação de Hill					
F	G	H	L	M	N
0,668	0,605	0,395	1,476	1,476	1,476
Relação de tensão de escoamento anisotrópica em diferentes direções - Hill					
R_{11}	R_{22}	R_{33}	R_{12}	R_{13}	R_{23}
1	0,970	0,886	1,008	1	1

Fonte: O autor.

Ainda nesta etapa, a simulação do comportamento elasto-plástico anisotrópico foi conduzida para cada modelo e os dados de deformação plástica equivalente e triaxialidade de tensão foram armazenados.

5.2.3 Calibração do dano dúctil

A Tabela 14 mostra os valores das deformações principais obtidas experimentalmente e os valores de deformação plástica equivalente no local do dano calculadas por meio da Equação 49. Na Tabela 15, são mostrados os valores de triaxialidade de tensão observados após simulação do comportamento elasto-plástico dos modelos.

Tabela 14 — Deformações principais e deformação plástica equivalente no local do dano

Deformações principais no local do dano					
TIPO A – tração uniaxial		TIPO B – duplo entalhe		TIPO C – deformação plana	
ε_1	ε_2	ε_1	ε_2	ε_1	ε_2
0,210	-0,076	0,155	-0,021	0,089	-0,002
Deformação plástica equivalente no local do dano					
$\bar{\varepsilon}_p^D$		$\bar{\varepsilon}_p^D$		$\bar{\varepsilon}_p^D$	
0,210		0,161		0,096	

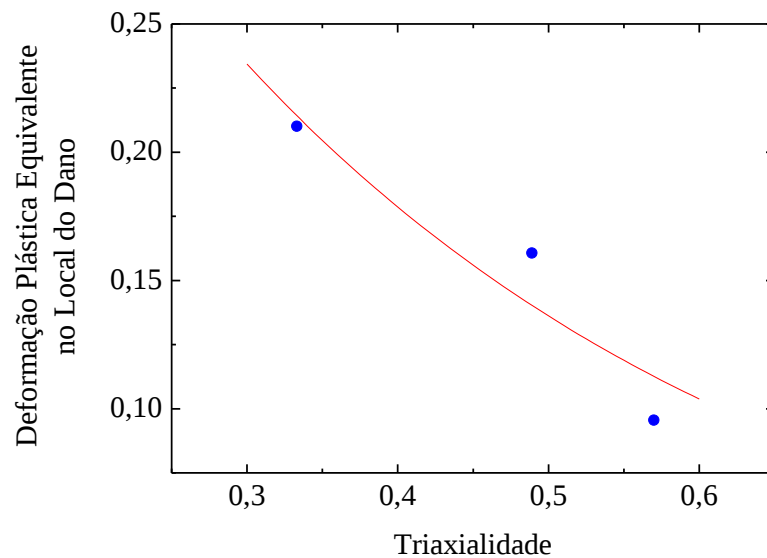
Fonte: O autor.

Tabela 15 — Triaxialidade de tensão – simulação do comportamento elasto-plástico

Triaxialidade de tensão		
TIPO A – tração uniaxial	TIPO B – duplo entalhe	TIPO C – deformação plana
0,333	0,489	0,570

Fonte: O autor.

Com os valores de deformação plástica equivalente no local do dano e triaxialidade de tensão foi possível realizar o ajuste não-linear dos pontos, conforme mostrado no Gráfico 22.

Gráfico 22 — Ajuste não-linear baseado em dados experimentais de $\bar{\epsilon}_p^D$ e η 

Fonte: O autor.

Na Tabela 16 estão representados os valores dos parâmetros da equação de ajuste não-linear, bem como o valor do coeficiente de determinação (R^2).

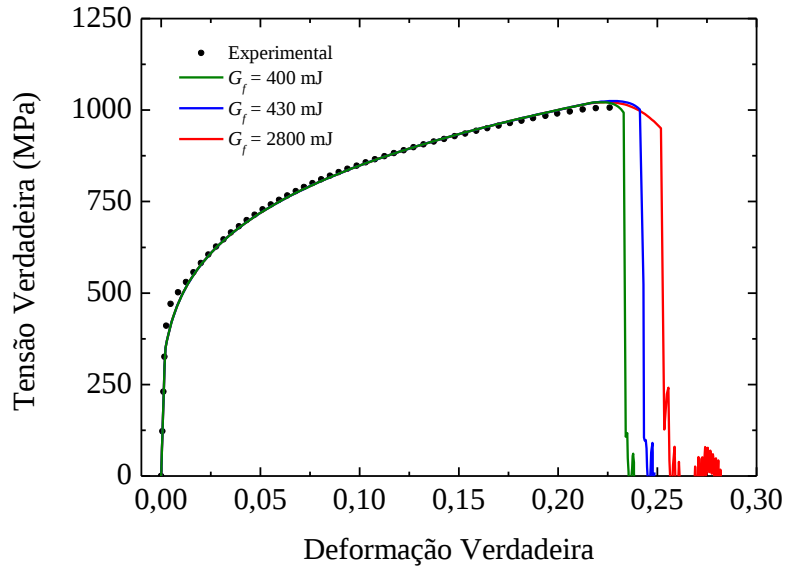
Tabela 16 — Parâmetros da equação de ajuste não-linear

A	B	R^2
$0,529 \pm 0,223$	$2,714 \pm 1,000$	0,889

Fonte: O autor.

Após sucessivas simulações, verificou-se que a energia de fratura (G_f) que melhor se ajustou aos resultados experimentais era da ordem de 400 mJ, conforme mostrado no Gráfico 23.

Gráfico 23 — Comparativo entre a curva tensão-deformação verdadeira experimental e prevista em simulação com variação da G_f



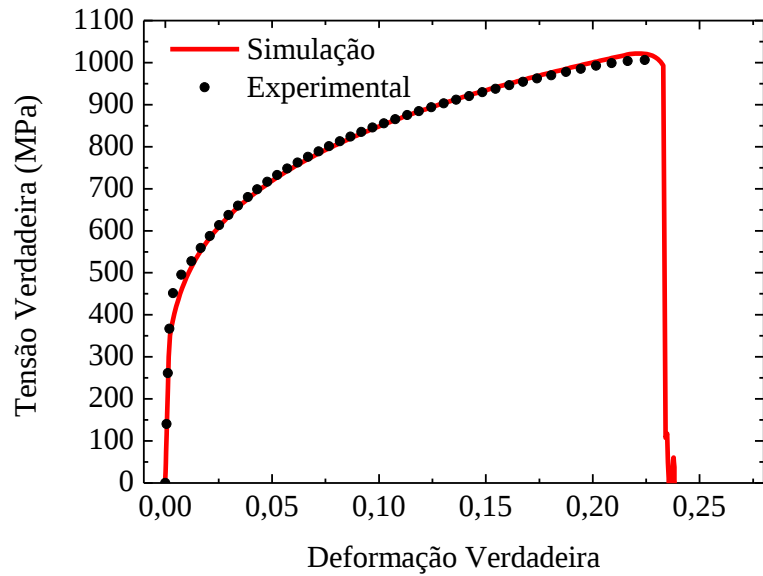
Fonte: O autor.

A degradação máxima ($D_{máx}$) calculada por meio da Equação (52) resultou em um valor igual a 0,0849.

5.2.4 Validação dos modelos

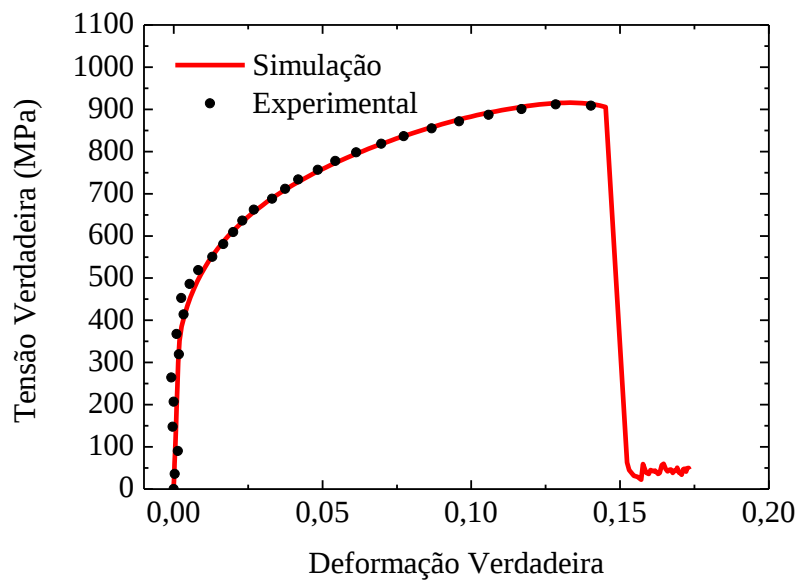
Com os modelos calibrados no programa Abaqus/CAE, as simulações foram executadas. Os dados tabulados de tensão verdadeira e deformação verdadeira foram extraídos, considerando a mesma região de análise adotada no sistema de correlação de imagem digital (DIC) VIC – 3D durante ensaio experimental. Portanto, os dados da simulação foram comparados com os dados experimentais e os Gráficos 24, 25 e 26 evidenciam a sobreposição das curvas obtidas por meio da simulação em relação às curvas experimentais, indicando ajuste com precisão aceitável para os três tipos de corpos de prova.

Gráfico 24 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO A – tração uniaxial



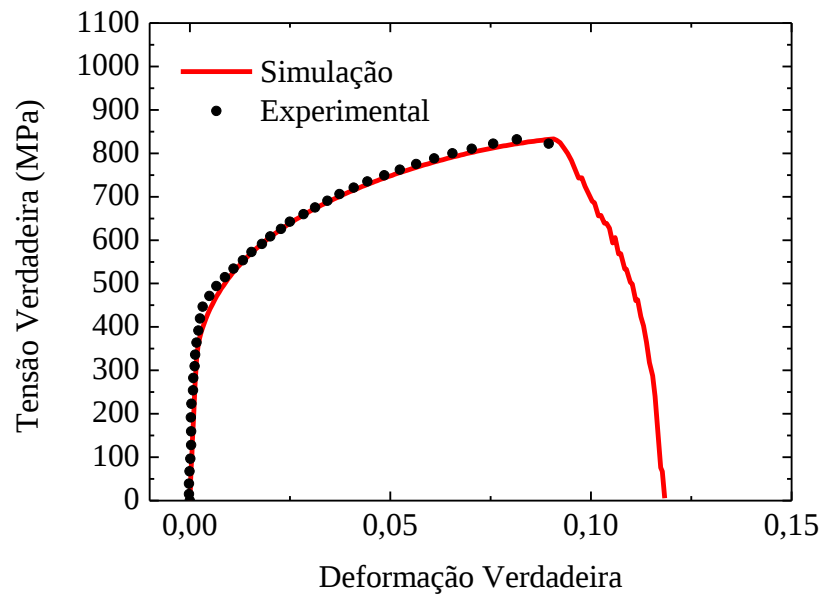
Fonte: O autor.

Gráfico 25 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO B – duplo entalhe



Fonte: O autor.

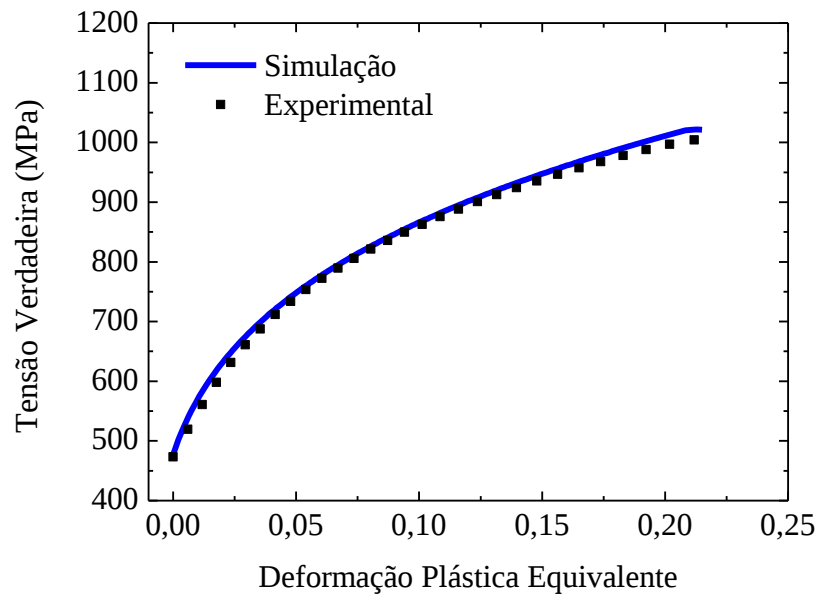
Gráfico 26 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO C – deformação plana



Fonte: O autor.

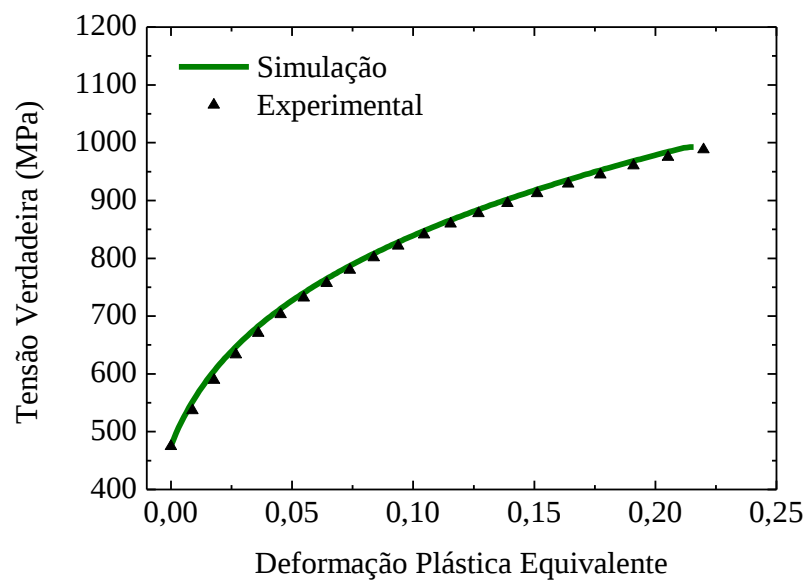
Para verificar a efetividade do comportamento anisotrópico adicionado aos modelos no programa Abaqus/CAE, a região de deformação plástica uniforme dos corpos de prova TIPO A – tração uniaxial orientados a 0°, 45° e 90° em relação à direção de laminação da chapa de aço TRIP 780 foi analisada. Deste modo, os Gráficos 27, 28 e 29 mostram mais uma vez a sobreposição das curvas, indicando ajuste com precisão aceitável para os três tipos de corpos de prova.

Gráfico 27 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO A – tração uniaxial orientado a 0° DL



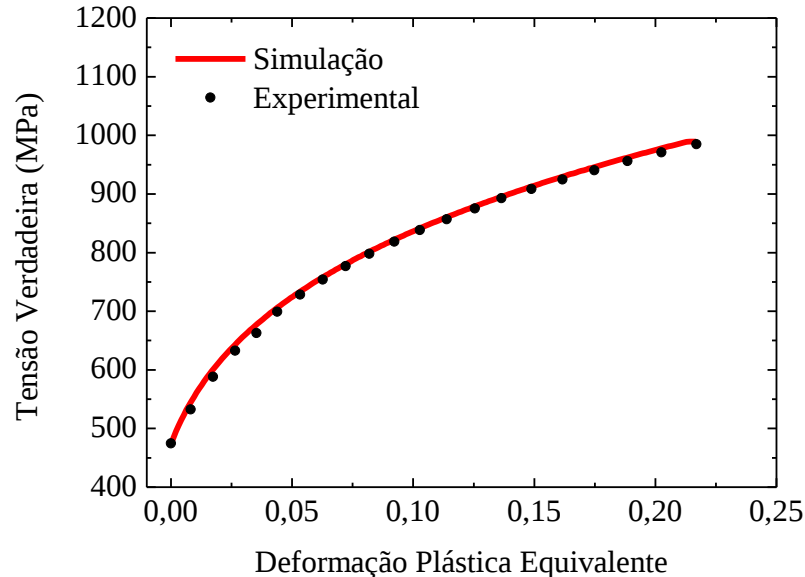
Fonte: O autor.

Gráfico 28 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO A – tração uniaxial orientado a 45° DL



Fonte: O autor.

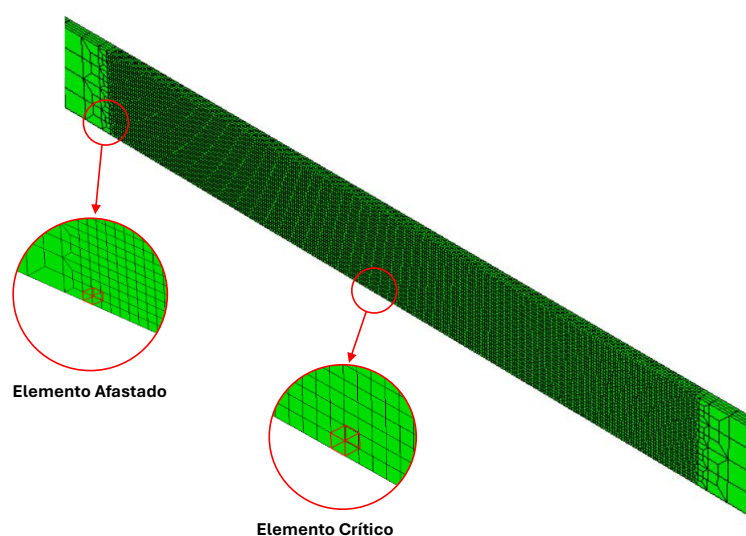
Gráfico 29 — Comparativo entre as curvas tensão-deformação verdadeira simulada e experimental para o corpo de prova TIPO A – tração uniaxial orientado a 90° DL



Fonte: O autor.

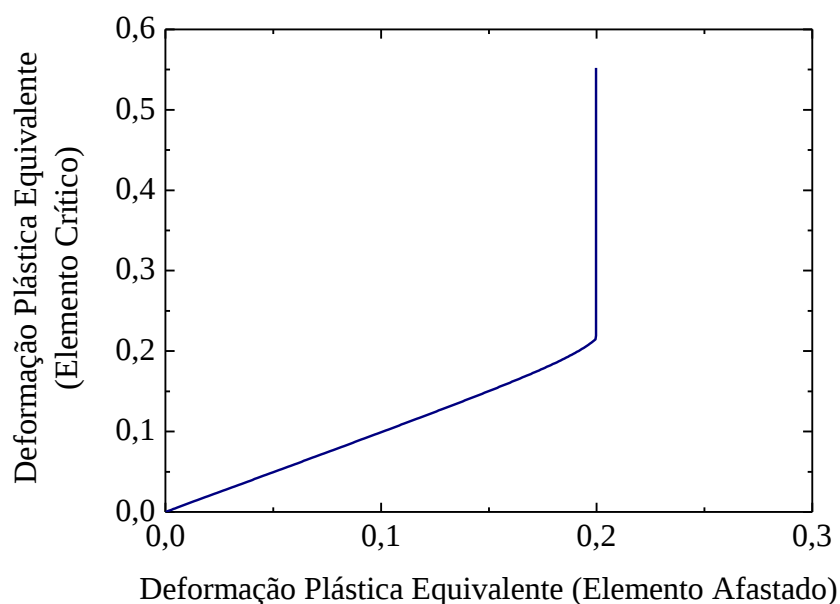
Para validação do procedimento de remoção de elementos, foi analisado o comportamento da deformação plástica equivalente. Para isso, foram selecionados 2 elementos da malha do corpo de prova modelo TIPO A – tração uniaxial. Na Figura 26 é exibida a região de interesse do referido modelo, em representação de 1/4 da sua geometria completa. O primeiro elemento, denominado elemento crítico, fica localizado no centro do corpo de prova, região de ocorrência de deformação plástica localizada após o alcance do limite de resistência do material. Já o segundo elemento, denominado elemento afastado, também fica na região central do corpo de prova, entretanto, em uma das extremidades do comprimento útil do corpo de prova, local em que não ocorre deformação plástica localizada. Conforme mostrado no Gráfico 30, até o limite de resistência da chapa de aço TRIP 780, a deformação ocorreu de maneira uniforme nos dois elementos durante o ensaio de tração uniaxial. No entanto, após atingir o limite de resistência, o crescimento vertical da curva revela a ocorrência da deformação plástica localizada no elemento crítico, ao passo que para o elemento afastado, ocorre a estabilização da deformação, o que explica o crescimento constante da curva até o momento de fratura do corpo de prova até a deformação plástica equivalente de 0,552.

Figura 26 — Elementos selecionados para validação do procedimento de remoção de elementos



Fonte: O autor.

Gráfico 30 — Comportamento da deformação plástica equivalente para os elementos crítico e afastado

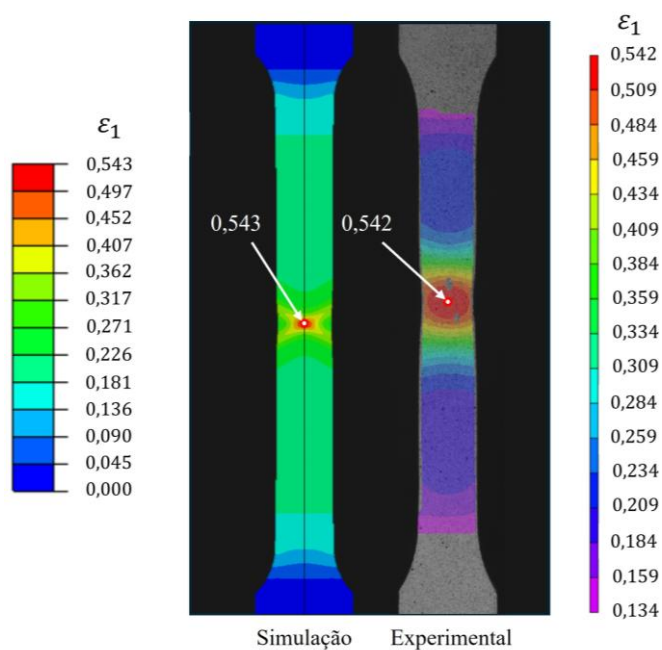


Fonte: O autor.

Os valores das deformações principais ε_1 e ε_2 na iminência da fratura obtidas por meio da simulação e experimentalmente também foram comparadas. Nas Figuras 27 e 28 é possível observar, na região de ocorrência do dano indicada pelas setas, proximidade entre os valores

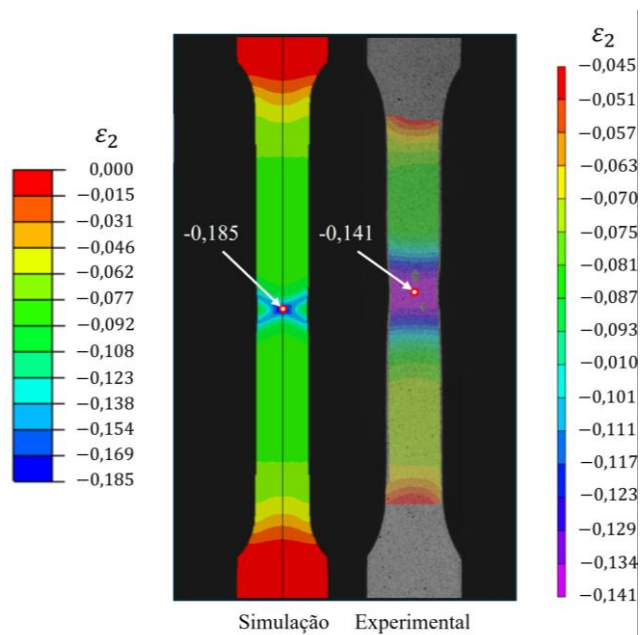
obtidos. Os valores de ε_1 obtidos através da simulação e experimentalmente foram 0,543 e 0,542, respectivamente. Os valores de ε_2 obtidos por meio da simulação e experimentalmente foram -0,185 e -0,141, respectivamente.

Figura 27 — Comparativo dos resultados experimentais e simulados de ε_1



Fonte: O autor.

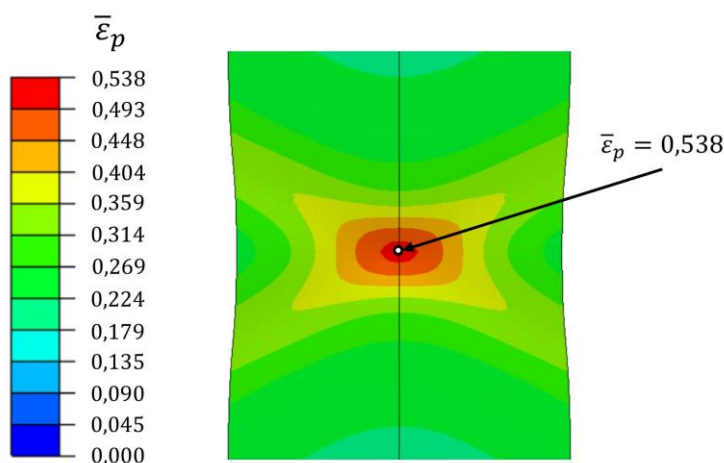
Figura 28 — Comparativo dos resultados experimentais e simulados de ε_2



Fonte: O autor.

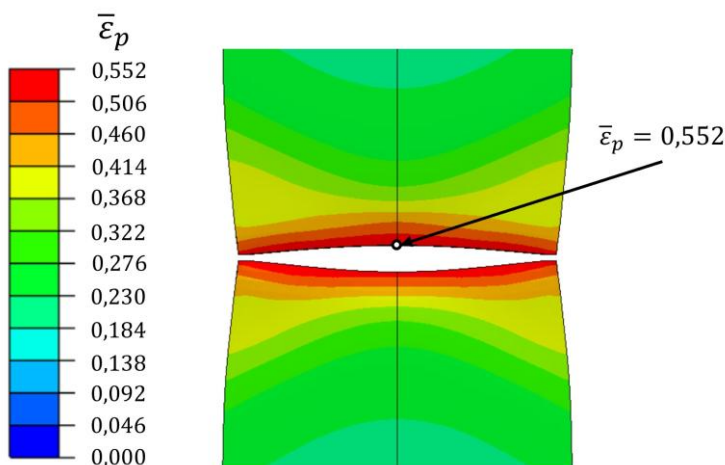
Ao calcular a deformação plástica equivalente na iminência da fratura do corpo de prova TIPO A – tração uniaxial com os dados de ε_1 e ε_2 experimentais e empregando a Equação (49), o resultado encontrado foi igual a 0,547. Nas Figuras 29 e 30 foram indicados os valores de deformação plástica equivalente ($\bar{\varepsilon}_p$) resultantes na região de dano, considerando dois instantes: iminência da fratura e após fratura. A proximidade entre os valores obtidos por meio da simulação, a saber, 0,538 na iminência da fratura e 0,552 após fratura, e o valor calculado com base em dados experimentais indica assertividade no emprego da metodologia para representação do comportamento mecânico de uma chapa de aço TRIP 780 através de modelamento computacional.

Figura 29 — Deformação plástica equivalente resultante na iminência da fratura



Fonte: O autor.

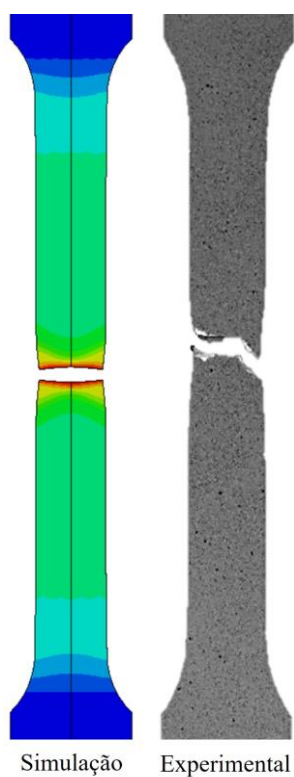
Figura 30 — Deformação plástica equivalente resultante após fratura



Fonte: O autor.

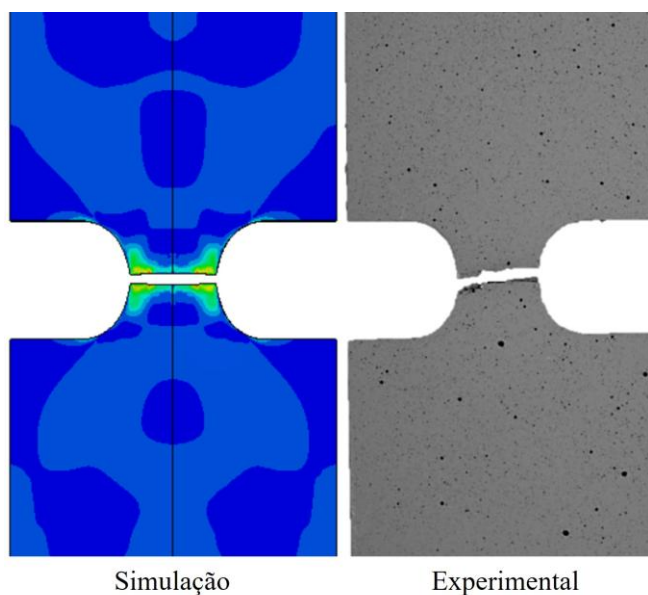
Através das Figuras 31, 32 e 33 foi possível observar a ocorrência da fratura na região central dos corpos de prova após realização do ensaio de tração uniaxial, tanto nas simulações computacionais quanto nos ensaios experimentais. A presença de ângulo na fratura pode ser atribuída à combinação entre tensões normais e cisalhantes durante o ensaio de tração uniaxial e à deformação plástica, que é capaz de alterar a trajetória da fratura. Como os modelos deste trabalho não expressam o modo de deformação cisalhante, as imagens das simulações não evidenciaram a ocorrência de fratura em ângulo.

Figura 31 — Região e aspecto da fratura do corpo de prova TIPO A – tração uniaxial



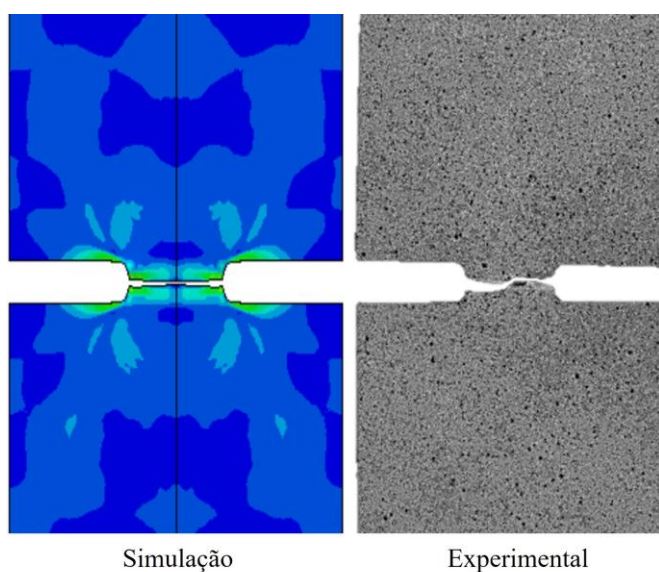
Fonte: O autor.

Figura 32 — Região e aspecto da fratura do corpo de prova TIPO B – duplo entalhe



Fonte: O autor.

Figura 33 — Região e aspecto da fratura do corpo de prova TIPO C – deformação plana



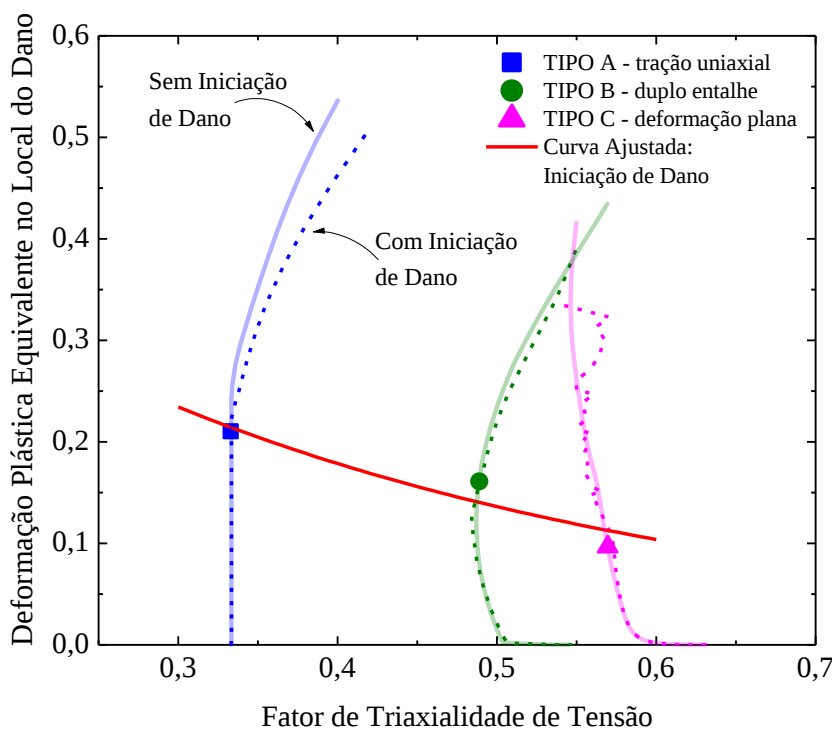
Fonte: O autor.

5.2.5 Comportamento mecânico

Através da simulação computacional foi possível avaliar o comportamento do fator triaxialidade de tensão no local de ocorrência do dano dúctil, informação de difícil extração por métodos convencionais de ensaios mecânicos. O Gráfico 31 mostra, para cada modelo de

corpo de prova concebido, como a triaxialidade se comporta em função da deformação plástica equivalente no local do dano.

Gráfico 31 — Comportamento do fator de triaxialidade de tensão e deformação plástica equivalente no local do dano

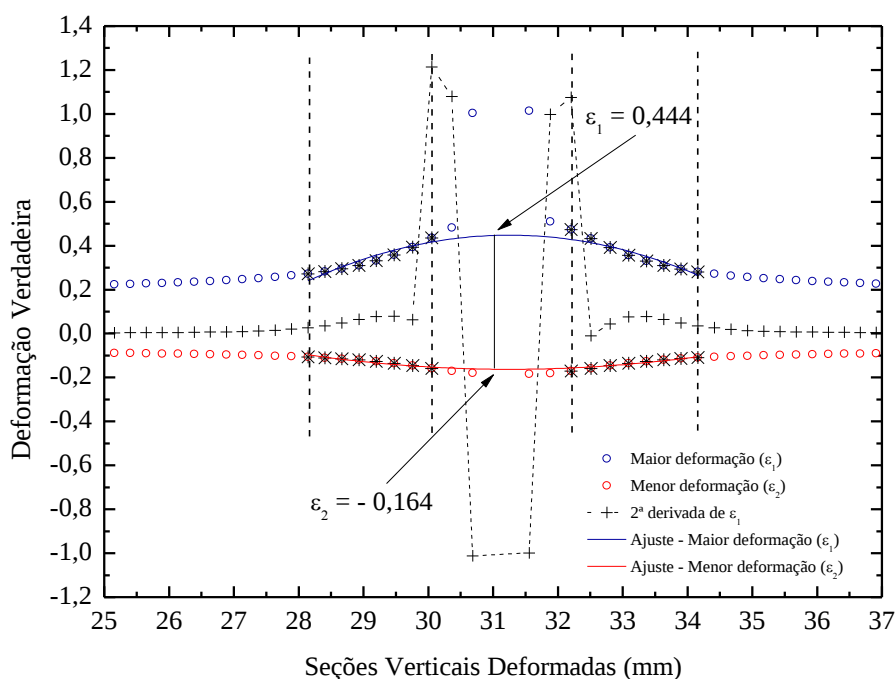


Fonte: O autor.

Os pontos em destaque e a curva em vermelho representam, respectivamente, os pares de pontos de triaxialidade de tensão e deformação plástica equivalente e a curva de ajuste destes pontos (ver Gráfico 22). As curvas contínuas revelam os resultados para cada modelo considerando apenas o comportamento elasto-plástico. Já as curvas tracejadas revelam os resultados para cada modelo calibrado, ou seja, com ocorrência de dano dúctil. Diferentemente do caso de tração uniaxial (corpo de prova TIPO A) que apresenta deformação uniforme até o início do dano, as outras duas geometrias já iniciam o ensaio com uma variação no modo de deformação ao longo de toda a largura na região de interesse. Por exemplo, no caso de deformação plana (corpo de prova TIPO C), a região com a condição de deformação plana está bem no centro da amostra. Perto da região do entalhe, o modo de deformação é diferente. Porém, o dano começa a ocorrer primeiro nas regiões dos entalhes, dificultando a análise do dano no centro da amostra. Assim, os valores estimados de deformação equivalente no local do dano são conservadores, uma vez que existe esta limitação experimental para determinar com precisão o processo de início do dano.

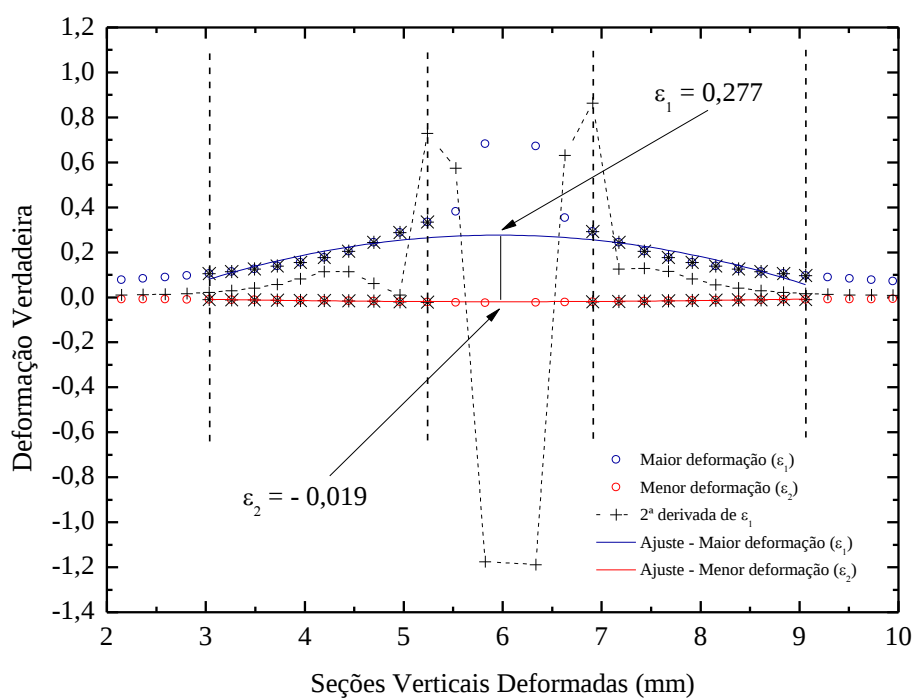
Com os modelos calibrados, foram extraídas as informações necessárias para o cálculo dos valores de maior deformação (ε_1) e menor deformação (ε_2) conforme orientações da norma ISO 12004-2 (ISO, 2021). Nos Gráficos 32, 33 e 34 são mostrados exemplos de resultados obtidos após tratamento dos dados provenientes da Linha 1 (simulação computacional).

Gráfico 32 — Identificação das deformações principais ε_1 e ε_2 para o corpo de prova TIPO A – tração uniaxial



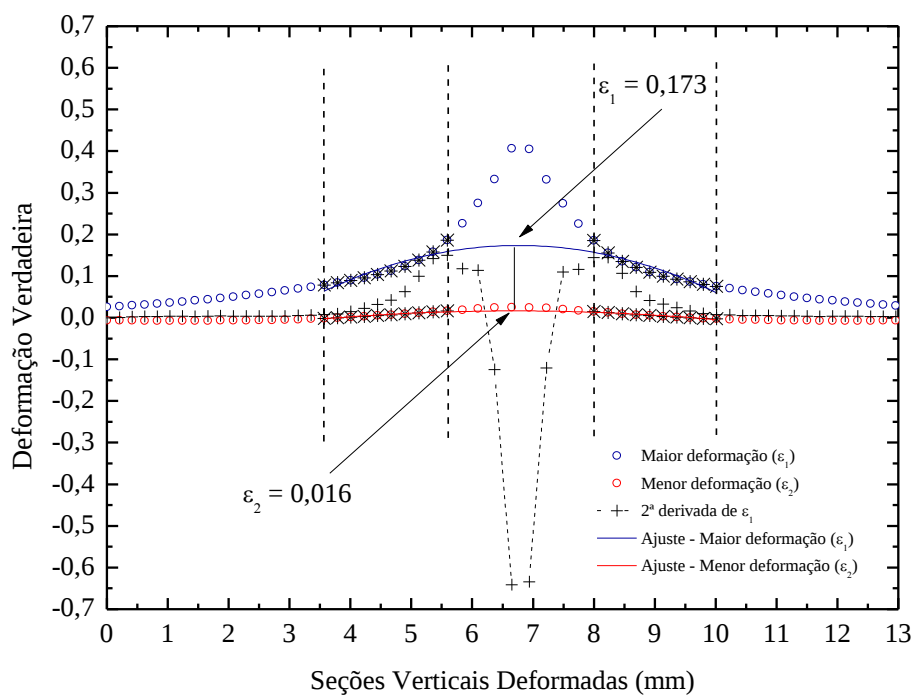
Fonte: O autor.

Gráfico 33 — Identificação das deformações principais ε_1 e ε_2 para o corpo de prova TIPO B – duplo entalhe



Fonte: O autor.

Gráfico 34 — Identificação das deformações principais ε_1 e ε_2 para o corpo de prova TIPO C – deformação plana



Fonte: O autor.

O mesmo procedimento foi adotado para a Linha 2. Já a Linha 3 apresentou os mesmos resultados do anterior devido à convenção de simetria adotada. Na Tabela 17 são apresentados o valor médio e o desvio padrão das deformações principais considerando cada linha e modelo de corpo de prova.

Tabela 17 — Deformações principais obtidas por meio do tratamento de dados provenientes das simulações computacionais

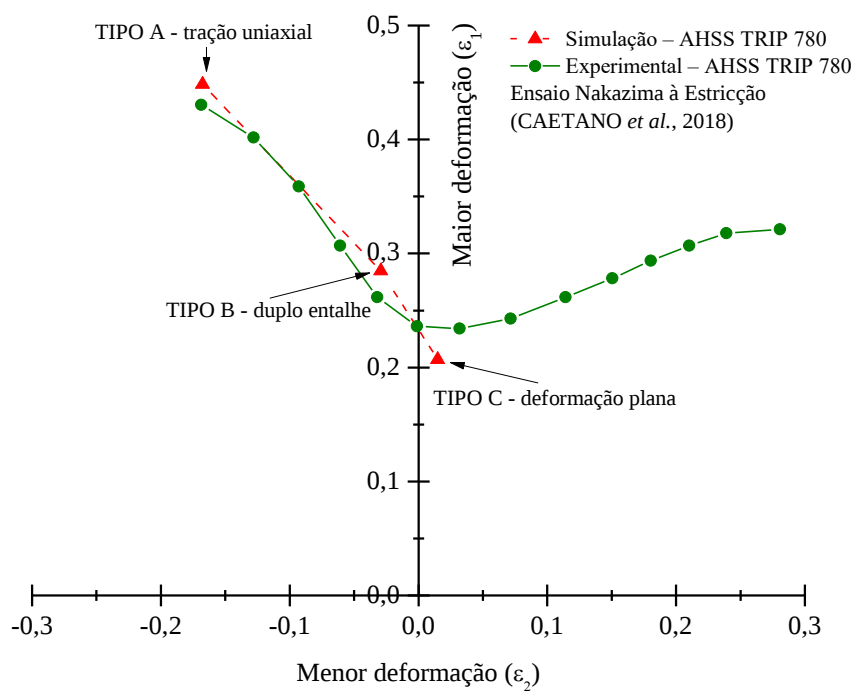
Corpo de Prova	Deformação Principal	Linha 1	Linha 2	Linha 3	Média	Desvio Padrão
TIPO A - tração uniaxial	ε_1	0,444	0,450	0,450	0,448	0,004
	ε_2	-0,164	-0,169	-0,169	-0,167	0,003
TIPO B - duplo entalhe	ε_1	0,277	0,289	0,289	0,285	0,007
	ε_2	-0,019	-0,034	-0,034	-0,029	0,009
TIPO C - deformação plana	ε_1	0,174	0,223	0,223	0,207	0,029
	ε_2	0,016	0,014	0,014	0,015	0,001

Fonte: O autor.

O lado esquerdo da curva limite de conformação (CLC) com base nos dados das simulações dos modelos calibrados para a chapa de aço TRIP 780 é apresentado no Gráfico 35. Neste, é possível observar proximidade com o lado esquerdo da CLC obtida através do ensaio Nakazima à estrição por Caetano *et al.* (2018) para uma chapa de aço TRIP 780. O valor estimado para a raiz do erro quadrático médio (*RMSE*) foi igual a 0,013. O coeficiente de determinação (R^2) estimado foi igual a 0,959. Estes valores reforçam a assertividade no método empregado para calibração dos modelos com precisão aceitável. Entretanto, foi observada diferença discreta entre as condições analisadas, podendo ser resultado dos seguintes fatores: (1) durante o ensaio Nakazima à estrição, existe atrito entre o corpo de prova e o punção metálico. Nos modelos simulados, o atrito não é considerado pois em tração uniaxial não existe contato entre peças metálicas e a seção útil do corpo de prova; (2) os valores de ε_1 e ε_2 medidos pelo sistema de correlação de imagem digital (DIC) no ensaio dos corpos de prova TIPO B – duplo entalhe e TIPO C – deformação plana e que foram inseridos nas simulações são conservadores, devido à dificuldade de medição da seção útil desses modelos de corpo de prova (geração de um gradiente de deformação da região do entalhe ao centro do corpo de prova); (3) a espessura da chapa de aço TRIP 780 deste trabalho apresenta 0,1 mm a mais de espessura quando comparada à chapa de aço TRIP 780 do artigo de referência. Ademais, a composição química e os parâmetros de processo adotados para fabricação não foram relatados por Caetano *et al.* (2018). Portanto, variações que podem impactar diretamente

no desempenho da chapa de aço em termos de propriedades mecânicas não podem ser desconsideradas.

Gráfico 35 — Lado esquerdo da CLC



Fonte: O autor.

6 CONCLUSÕES

Nesta dissertação foi realizada a caracterização experimental e o modelamento do comportamento mecânico de uma chapa de aço TRIP 780, abrangendo aspectos microestruturais, o efeito TRIP, propriedades elasto-plásticas, anisotrópicas e mecanismo de fratura dúctil. A partir dos métodos e técnicas empregadas, foi possível chegar às seguintes conclusões:

1. A chapa de aço TRIP 780 apresentou uma microestrutura multifásica, composta por uma matriz ferrítica, ilhas de martensita/austenita retida e bainita conforme observado também por outros pesquisadores.
2. A fração volumétrica de ferrita encontrada na chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida foi de 52,5 % e se encontra dentro da faixa de valores de 50 a 55 % indicada por outros pesquisadores considerando este tipo de aço.
3. O tamanho do grão de ferrita encontrado na chapa de aço TRIP 780 na condição como recebida e baseando-se em micrografias da seção longitudinal foi de 2,47 μm e condiz com a microestrutura bastante refinada que foi observada. Após a fratura, o tamanho de grão de ferrita identificado foi de 3,15 μm , o que indica uma tendência de alongamento. Os valores de %PR indicaram precisão aceitável dos valores de T_G calculados.
4. Os mecanismos de dano e nucleação de microvazios usualmente observados em aços avançados de alta resistência como nucleação entre duas fases distintas, por fratura de grãos

e coalescência de microvazios foram constatados ao analisar micrografias da seção planar obtidas próximo à região de fratura do corpo de prova.

5. A análise por DRX possibilitou constatar a ocorrência do efeito TRIP, podendo este fato ser observado pela diminuição da V_V conforme se aumentou o nível de $\bar{\varepsilon}_p$.
6. Os valores das principais propriedades mecânicas da chapa de aço TRIP 780 são: $S_y = 473 \text{ MPa}$, $S_u = 811 \text{ MPa}$, $e_u = 22 \%$, $e_t = 25 \%$ e $ICG = 20 \text{ GPa}\%$, $E = 179 \text{ GPa}$ e $\nu = 0,35$. A condição de S_u mínima de 780 MPa definido pelo fabricante foi atendida. Os resultados experimentais de tensão e deformação evidenciaram a boa relação entre resistência-ductilidade dos aços TRIP. Os valores de E e ν são conservadores devido a um desvio experimental reduzido. A chapa de aço TRIP 780 apresentou $\underline{R} = 0,642$ e $\Delta R = -0,037$. Com base nestes resultados, foi calibrado um modelo que contemplou o comportamento elasto-plástico com anisotropia e dano dúctil através do programa Abaqus/CAE, possibilitando prever o comportamento mecânico da chapa de aço em termos de $\bar{\varepsilon}_p$, η , ε_1 e ε_2 com nível de precisão aceitável, conforme observado através: dos coeficientes de determinação (R^2) para a projeção de dados através da equação de encruamento de Swift (0,9987) e ajuste não-linear baseado em dados de $\bar{\varepsilon}_p^D$ e η (0,889); da sobreposição de curvas experimentais e previstas em simulação (tensão-deformação verdadeira completa e considerando a região de deformação plástica uniforme); dos valores condizentes de ε_1 obtidos experimentalmente e por meio da simulação (0,543 e 0,542); do valor de $\bar{\varepsilon}_p$ na iminência da fratura calculada com base em dados experimentais, que evidenciou concordância significativa com o valor extraído da simulação (0,547 e 0,538). Adicionalmente, a utilização de um método alternativo para obtenção do lado esquerdo da CLC se mostrou eficaz uma vez identificada correspondência com os resultados obtidos pelo método convencional em artigo de referência para uma chapa de aço TRIP 780 ($RMSE = 0,013$ e $R^2 = 0,959$).

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Ampliar a gama de ensaios para avaliar o comportamento em cisalhamento e aplicar o modelo de Mohr-Coulomb Modificado (MMC) para aperfeiçoamento dos modelos.
- Realizar estudo quantitativo do efeito TRIP no interior dos diferentes modelos de corpos de prova com emprego da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD).
- Avaliar o nível de acurácia ao aplicar o método alternativo para obtenção do lado esquerdo da CLC considerando dados experimentais (fornecidos pelo sistema DIC VIC - 3D) e dados da simulação por elementos finitos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABAQUS, User's manual, Version 6.9, **Dassault Systemes Simulia Corp.**, Providence, RI, USA, 2009.
- ASTM. Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation, **ASTM International**, 2022.
- ASTM. Test Methods for Determining Average Grain Size, **ASTM International**, 2024.
- ASTM. Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, **ASTM International**, 2022.
- BAGHERZADEH, S., MIRNIA, M. J., DARIANI, B. M. Numerical and experimental investigation of hydro-mechanical deep drawing process of laminated aluminum/steel sheets. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 18, p. 131-140, 2015.
- BAI, Y. Effect of loading history on necking and fracture. Thesis. Department of Mechanical Engineering, MIT – Massachusetts Institute of Technology, 2008.
- BANABIC, D., Bunge, H., POHLANDT, K., TEKKAYA, A. E. Formability of metallic materials, plastic anisotropy, formability testing, forming limits. **Engineering Materials**, Springer, New York, 2000.
- BLECK, W. Using the TRIP effect – the drawn of a promising group of cold formable steels. Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos, **Rede Aços**, Rio de Janeiro, 2002.
- BORTOLAN NETO, L. Análise numérica de dutos sujeitos a flambagem. Dissertação de Mestrado – Paraná: Universidade Federal do Paraná, 2009.
- BRANDIE, S., MARK, A. T., KISHORE, M., Final Report: Consequential life cycle greenhouse gas study of automotive lightweighting with advanced high strength steel (AHSS) and aluminum. Steel Recycling Institute – Steel Market Development Institute. Pittsburgh, 30 jul. 2018.
- BU, X. *et al.* Damage Evaluation of T-Stub Connected to Hollow Section Column Using Blind Bolts under Tension. **Buildings**, v. 13, n. 10, p. 2603, 15 out. 2023.

CAETANO, R. A. *et al.* Avaliação da conformabilidade do aço TRIP 780 eletrogalvanizado e DP 780 galvanizado por imersão a quente. ABM Proceedings. Anais... Em: 70º Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro: Editora Blucher, out. 2018.

CASTANHEIRA, B. C. *et al.* Void Formation and Strain-Induced Martensitic Transformation in TRIP 780 Steel Sheet Submitted to Uniaxial Tensile Loading. **Materials Research**, v. 22, n. suppl 1, p. e20190245, 2019.

CAVALCANTI, T. M. *et al.* Comparação dos métodos de metalografia aplicado ao aço ABNT 4340 e análise de suas propriedades mecânicas. Anais do Congresso Brasileiro de Metalurgia, Materiais e Mineração – ABM Proceedings, [s.l.], 2011.

CELOTTO, S. *et al.* Deformation-Induced Microstructural Banding in TRIP Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 49, n. 7, p. 2893–2906, jul. 2018.

CHRISTODOULOU, P. I. Effect of retained austenite transformation on the fatigue behaviour of aluminum containing trip steels. Doctoral Thesis — Volos: University of Thessaly, 2017.

COLBY, R. B. Equivalent Plastic Strain for the Hill's Yield Criterion under General Three-Dimensional Loading. Undergraduate Thesis – Massachusetts: Massachusetts Institute of Technology, 2013.

CULLITY, B.D. Elements of X-Ray Diffraction. 2nd Ed., **Addison-Wesley Publishing Co**, Inc., 1978, p. 508.

DE MEYER, M.; VANDERSCHUEREN, D.; DE BLAUWE, K.; de Cooman, B.C. The Characterization of Retained Austenite in TRIP Steels by X-ray Diffraction. Mech. Work. **Steel Processing Conf.** 1999, 37, 483–492.

DESHAYES, P. Consequences du refroidissement accéléré doux après laminage contrôlé sur la microstructure et les propriétés mécaniques d'aciers à 0.1% de carbone. PhD thesis, L'Université des Sciences et Technologies de Lille, 1995.

DIETER, G.E. Metalurgia Mecânica. 2. ed. Rio de Janeiro: **Guanabara Dois**, 1981.

DUNNE, F., PETRINIC, N. Introduction to computational plasticity, **Oxford University Press Inc**, New York, 2005.

FONSTEIN, N. Evolution of advanced high strength steels (AHSS) for automotive industry, p. 229-240. In: 50º Seminário de Laminação, São Paulo, 2013.

FU, Q., LI, D., SONG, H., LIU, X., LU, Z., GUI, H. Research on parameters of MMC fracture criterion for advance high strength dual-phase steel sheets. **Journal of Theoretical and Applied Mechanics**, v. 60, p. 253-265, 2022.

GONORING, T. B. *et al.* Prediction of the uniaxial tensile plastic behavior of a deep-drawing quality steel using different work-hardening equations. ABM Proceedings. Anais... Em: 56º Seminário de Laminação e Conformação De Metais. São Paulo: **Editora Blucher**, out. 2019.

GUPTA, S. Micromechanical modeling of martensitic phase transformation in steels based on non-local crystal plasticity. Doctoral Thesis—Bochum: Ruhr-Universität Bochum, 2015.

GUZMÁN, A.; MONSALVE, A. Effect of Bainitic Isothermal Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of a CMnSiAl TRIP Steel. **Metals**, v. 12, n. 4, p. 655, 12 abr. 2022.

HELWANY, S. Applied soil mechanics with ABAQUS applications. **John Wiley & Sons, Inc.** New Jersey, 2007.

HOSFORD, W. F.; CADDELL, R. M. Metal forming: mechanics and metallurgy. Third edition ed. Cambridge: **Cambridge University Press**, 2007.

HU, X.; FENG, Z. Advanced High-Strength Steel - Basics and Applications in the Automotive Industry. **Oak Ridge National Laboratory**, United States of America, 2021.

ISO. Metallic materials - Determination of forming-limit curves for sheet and strip - Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory. **ISO**, Geneva, Switzerland, 2021.

KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 8, n. 2, p. 103–117, jan. 2008.

LIU, L. *et al.* A multi-scale framework to predict damage initiation at martensite/ferrite interface. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 168, p. 105018, nov. 2022.

LIU, L.; HE, B.; HUANG, M. The Role of Transformation-Induced Plasticity in the Development of Advanced High Strength Steels. **Advanced Engineering Materials**, v. 20, n. 6, p. 1701083, jun. 2018.

MATLOCK, D. K.; SPEER, J. G. Third Generation of AHSS: Microstructure Design Concepts. Em: HALDAR, A.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. (Eds.). **Microstructure and Texture in Steels**. London: Springer London, 2009. p. 185–205.

MEDINA, G. P. *et al.* Microstructural Development in a TRIP-780 Steel Joined by Friction Stir Welding (FSW): Quantitative Evaluations and Comparisons with EBSD Predictions. **Soldagem & Inspeção**, v. 21, n. 2, p. 146–155, jun. 2016.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. Mechanical behavior of materials. 2nd ed ed. Cambridge; New York: **Cambridge University Press**, 2009.

MILLER, R.L. A Rapid X-Ray Method for the Determination of Retained Austenite. **Transactions of the American Society for Metals**, Vol. 57, 1964, pp. 892-899.

MOHR, D.; DUNAND, M.; KIM, K.-H. Evaluation of associated and non-associated quadratic plasticity models for advanced high strength steel sheets under multi-axial loading. **International Journal of Plasticity**, v. 26, n. 7, p. 939–956, jul. 2010.

MOHR, D.; MARCADET, S. J. Micromechanically-motivated phenomenological Hosford–Coulomb model for predicting ductile fracture initiation at low stress triaxialities. **International Journal of Solids and Structures**, v. 67–68, p. 40–55, ago. 2015.

PAUL, S. K. Controlling factors of forming limit curve: A review. **Advances in Industrial and Manufacturing Engineering**, v. 2, p. 100033, maio 2021.

RAMAZANI, A. *et al.* The effect of martensite banding on the mechanical properties and formability of TRIP steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 651, p. 160–164, jan. 2016.

RÈCHE, D. *et al.* Damage of ultrahigh strength steels in bending application to a trip steel. 18th European Conference on Fracture: Fracture of Materials and Structures from Micro to Macro Scale, Dresden, 2013.

REIS, L. C. *et al.* Anisotropy and plastic flow in the circular bulge test. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 128–129, p. 70–93, ago. 2017.

SAMEI, J. *et al.* Microstructural design for damage tolerance in high strength steels. **Materials Letters**, v. 269, p. 127664, jun. 2020.

SANTOS, R. O. *et al.* Damage identification parameters of dual-phase 600–800 steels based on experimental void analysis and finite element simulations. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 8, n. 1, p. 644–659, jan. 2019.

SANTOS, R. O. Experimental characterization and modeling of the plastic behavior of a third-generation advanced high strength steel sheet. Doctoral Thesis — Volta Redonda: Universidade Federal Fluminense, 2020.

SANTOS, R. O.; MOREIRA, L. P. Damage in advanced high-strength steels: Experimental characterization and modeling. Em: Comprehensive Materials Processing. [s.l.] **Elsevier**, 2024. p. 86–104.

SCHWINDT, C. D., STOUT, M., IURMAN, L., SIGNORELLI, J. W. Forming limit curve determination of a DP-780 steel sheet. **Procedia Material Science**, v. 8, p. 978-985, 2015.

SOLEIMANI, M.; KALHOR, A.; MIRZADEH, H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. **Materials Science and Engineering: A**, v. 795, p. 140023, set. 2020.

SUGIMOTO, K. *et al.* Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-aided Dual-phase Steels. **ISIJ International**, v. 32, n. 12, p. 1311–1318, 1992.

SUGIMOTO, K., HOJO, T., KOBAYASHI, J. Critical assessment of TRIP-aided bainitic ferrite steels. **Materials Science and Technology**, vol. 33 (2017), pp. 2005-2009.

TRATTNIG, G.; ANTRETTTER, T.; PIPPAN, R. Fracture of austenitic steel subject to a wide range of stress triaxiality ratios and crack deformation modes. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, n. 2, p. 223–235, jan. 2008.

VERLINDEN, B.; DRIVER, J.; SAMAJDAR, I.; DOHERTY, R. D. Thermo-mechanical Processing of Metallic Materials, **Elsevier**, 2007.

WEI, X.; LIU, Y.; ZHANG, X. Effect of non-linear tension-compression loading reversal on the hardening behavior and initiation fracture strain of a cold-rolled TRIP780 steel sheet. **Materials Today Communications**, v. 30, p. 103076, mar. 2022.

ZHANG, Y. *et al.* Investigation of Test Parameters on EBSD Analysis of Retained Austenite in TRIP and Pipeline Steels. **Metals**, v. 9, n. 1, p. 94, 16 jan. 2019.

ZHIYING, C., XIANGHUAI, D. The GTN damage model based on Hill anisotropic yield criterion and its application in sheet metal forming. **Computational Materials Science**, v. 44, p. 1013-1021, 2009.