

UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA REDONDA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA

BÁRBARA CORRÊA CASTANHEIRA

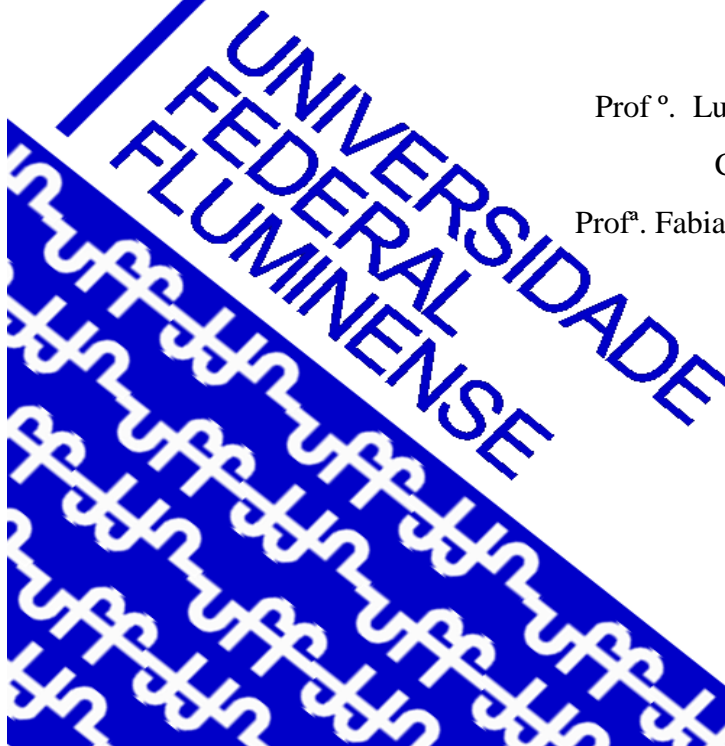
Análises de microvazios e transformação martensítica
induzida por deformação em uma chapa de aço TRIP780
submetida a carregamentos de tração uniaxial

ORIENTADOR:

Prof.º Luciano Pessanha Moreira, D. Sc.

CO-ORIENTADORA:

Prof.ª Fabiane Roberta Freitas da Silva, D.C.



VOLTA REDONDA - RJ

2019

BÁRBARA CORRÊA CASTANHEIRA

**ANÁLISES DE MICROVAZIOS E TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA
POR DEFORMAÇÃO EM UMA CHAPA DE AÇO TRIP780 SUBMETIDA A
CARREGAMENTOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL**

Dissertação de Mestrado apresentada 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: Processamento e Caracterização de Materiais.

ORIENTADOR:

Prof^o. Luciano Pessanha Moreira, D. Sc.

CO-ORIENTADORA:

Prof^a. Fabiane Roberta Freitas da Silva, D.C.

Volta Redonda, RJ
2019

BÁRBARA CORRÊA CASTANHEIRA

ANÁLISES DE MICROVAZIOS E TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA INDUZIDA
POR DEFORMAÇÃO EM UMA CHAPA DE AÇO TRIP780 SUBMETIDA A
CARREGAMENTOS DE TRAÇÃO UNIAXIAL

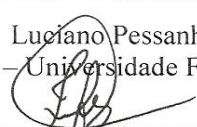
Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica. Área de concentração: Processamento e Caracterização de Materiais.

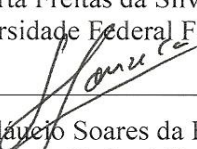
Aprovada em 17 de julho de 2019

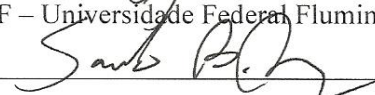
BANCA EXAMINADORA



Prof.º Luciano Pessanha Moreira, D. Sc. (Orientador)
UFF – Universidade Federal Fluminense - PPGEM


Prof.ª Fabiane Roberta Freitas da Silva, D.C. (Co-orientadora)
UFF – Universidade Federal Fluminense - VMT


Prof.º Glaucio Soares da Fonseca, D.C.
UFF – Universidade Federal Fluminense - PPGEM


Prof.º Saulo Brinco Diniz, D.C.
CEFET – Centro Federal de Educação Tecnológica

Volta Redonda, RJ
2019

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus por todas as oportunidades de crescimento que Ele me proporciona, em especial por concluir mais essa etapa nos meus estudos;

Aos meus pais, padrinhos, namorado, amigos e familiares pelo apoio;

Ao professor Luciano Pessanha Moreira pela orientação ao longo do mestrado e neste trabalho;

A professora Fabiane Roberta Freitas da Silva por todo conhecimento compartilhado, incentivo e paciência;

Ao aluno de iniciação científica Gabriel Augusto de Ávila Santiago pela ajuda no desenvolvimento do trabalho, em especial nas análises dos ensaios de tração e análise no Thermocalc;

A Isabela Santana de Oliveira pelas análises preliminares de tração do aço TRIP780;

Ao Rafael Oliveira dos Santos pelos ensaios de tração no CEFET –Angra dos Reis;

Ao Gabriel Onofre do Nascimento pelas análises de difração de raios-X realizadas no Instituto Militar de Engenharia;

Aos técnicos da UFF, Célio de Jesus Marcelo e Bonifácio Fialho por todo suporte na parte prática do trabalho;

A ArcelorMittal Vega por ter cedido chapas de aço TRIP780 para o presente estudo.

E a CAPES pela concessão da bolsa de Mestrado.

RESUMO

Os aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) são aços avançados de alta resistência que têm ganhado grande destaque na indústria automobilística, devido a suas características peculiares de alta resistência combinada com ductilidade, que permitem o desenvolvimento de veículos leves e seguros. Devido a presença de austenita retida em sua microestrutura multifásica, os aços TRIP são susceptíveis a transformação martensítica induzida por deformação (*Strain Induced Martensite Transformation - SIMT*) que causa alta resistência mecânica em elevados níveis de alongamento. O presente trabalho analisou os microconstituintes e o mecanismo de fratura de uma chapa de aço TRIP 780 laminada a frio submetida a ensaios de tração em níveis de deformação crescente. A caracterização microestrutural foi realizada através das técnicas de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura e difração de raios-X. Foi observado o decréscimo da fração volumétrica de austenita retida com o aumento dos níveis de deformação, o que indica ocorrência do SIMT. A investigação da formação de microvazios foi realizada através da análise de imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura e foi realizado o cálculo da densidade, fração de área, razão de aspecto e tamanho médio dos vazios. Notou-se a nucleação de microvazios em níveis intermediários de deformação, o que evidencia que a transformação martensítica induzida por deformação atrasa a formação de vazios.

Palavras-chave: TRIP780, austenita retida, martensita induzida, caracterização microestrutural, microvazios.

ABSTRACT

Transformation Induced Plasticity (TRIP) steels belong to the advanced high strength steels family and have gained attention in the automotive industry due their unique properties. They combine high strength and ductility, which allow the development of light and safe vehicles. TRIP steels have multiphase microstructure in which the retained austenite may undergo Strain Induced Martensite Transformation (SIMT) enhancing the mechanical strength and keeping high elongation levels. This work aimed to analyze the micro constituents and the damage behavior of cold rolled TRIP steel sheet submitted to interrupted uniaxial tensile tests with increasing levels of deformation. The microstructural characterization was performed through different techniques: optical microscopy, scanning electron microscopy and X-Ray diffraction. It was observed that the volume fraction of retained austenite decreased as deformation levels increased, which means the SIMT occurred. The microvoids analysis were made through scanning electron microscopy images and measurements of density, area fraction, aspect ratio and mean size of microvoids. It was noticed microvoids nucleation in intermediate levels of deformation, which prove that SIMT delays damage mechanisms.

Keywords: TRIP780, retained austenite, induced martensite, microstructural characterization, microvoids.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1- Comparativo entre AHSS e outras famílias de aços quanto suas propriedades mecânicas de alongamento uniforme e resistência mecânica.....	12
Figura 2- Regiões de colisão do automóvel.....	13
Figura 3- Materiais utilizados no projeto Future Steel Vehicle.	13
Figura 4- Alongamento total do aço TRIP 350/600 é superior a um aço DP 350/600...	17
Figura 5- Transformação Martensítica em função da tensão e temperatura.....	18
Figura 6- Esquema do resfriamento controlado subsequente a laminação a quente de aços DP e aços TRIP.	19
Figura 7- Esquema do processo de recozimento intercrítico e austêmpera subsequente a laminação a frio de aços TRIP.....	20
Figura 8- Microestrutura esquemática de um aço TRIP.....	22
Figura 9- a) Mapa de contraste de banda por EBSD b) Representação esquemática da microestrutura do aço TRIP deformado até 0,055 pelo ensaio de Marciniak.	24
Figura 10- Micrografias obtidas pelo MEV das amostras de aço TRIP 1,5 Al temperadas a partir de (a) 600°C, (b) 650°C, (c) 700°C e (d) 750°C.....	25
Figura 11- Micrografia obtida pelo MEV da amostra de aço TRIP 1,5 Al tratada a 650°C após o ensaio de tração.	25
Figura 12- (a) Curva tensão- deformação de engenharia e (b) expoente de encruamento (n) em função da deformação verdadeira.	28
Figura 13- Curva tensão deformação de amostras submetidas a diferentes tempos de austêmpera.....	29
Figura 14- Propriedades mecânicas de amostras com diferentes tempos de encharque: a) curva tensão-deformação e b) variação da ductilidade e resistência a tração com a fração volumétrica de austenita.	29
Figura 15- Taxa de encruamento dos aços 1,5Al e 3Al temperado a partir de diferentes temperaturas. a) Aço 1,5Al e b) aço 3Al.	30
Figura 16- Curvas tensão deformação das fases presentes e do aço TRIP e curvas recalculadas de acordo com as equações de média de volume.....	31
Figura 17- Modelo de supressão de microvazios proposto por Wei et al. (2002), onde γ_R é austenita retida, α é a ferrita e B a bainita. a) estado inicial sem deformação, b) aplicação da carga, formação de vazio e SIMT, c) estado deformado com porção transformada com vazio mínimo ou ausente.....	32
Figura 18- Dimensões em mm do corpo de prova para ensaio de tração uniaxial (JIS Z 2201).....	35
Figura 19- Cortes nos corpos de prova na direção transversal e longitudinal ao sentido de laminação.....	36
Figura 20- Micrografia óptica do aço TRIP780 no estado como recebido ataque LePera. Aumento de 1.000X.....	40
Figura 21- Identificação dos microconstituintes da figura 20, onde: AR – Austenita Retida, M – Martensita, B* –Possível Bainita e F – Ferrita.....	41
Figura 22- (A) Micrografia original e (B) micrografia tratada pelo software.	42
Figura 23- Microestrutura do aço TRIP780 no estado como recebido obtida no MEV.	43
Figura 24- Bandeamento microestrutural do aço TRIP780 no estado como recebido em corte transversal.....	44
Figura 25- Bandeamento microestrutural do aço TRIP780 no estado como recebido em corte longitudinal.....	44

Figura 26- Análise de EDS A) microconstituente M/AR, B) bainita, C) ferrita e D) banda	45
Figura 27- Isopleta Fe-C para a composição química da Tabela 2, varia-se o teor de Carbono e mantém-se fixo os teores dos demais elementos.	46
Figura 28- Correlação da temperatura com a fração volumétrica de ferrita e o teor de carbono na austenita.	47
Figura 29- Inclusão na amostra no estado como recebido sem ataque na direção longitudinal.....	49
Figura 30- Inclusão na amostra no estado como recebido na direção longitudinal. Ataque Nital 3% por 15s.....	49
Figura 31- Curvas Tensão-Deformação verdadeira do aço TRIP 780 em ensaios contínuo e interrompidos nos níveis de deformação de 5%, 10%, 15% e 18%.	51
Figura 32- Expoente de encruamento instantâneo do aço TRIP780 e DP800 em relação aos níveis de deformação.....	52
Figura 33- (A) Corpo de prova após fratura e (B) superfície de fratura.....	53
Figura 34- Microestrutura do aço TRIP780 no após fratura na direção paralela ao eixo de carregamento.	54
Figura 35- Microvazios após deformação de 5%.	56
Figura 36- Microvazios após deformação de 10%.	56
Figura 37- Microvazios após deformação de 15%.	57
Figura 38- Microvazios após deformação de 18%.	57
Figura 39- Amostras na direção transversal (esq.) e longitudinal (dir.) binarizadas.	58
Figura 40- Densidade de vazios e fração de área dos vazios na secção transversal.....	59
Figura 41- Razão de aspecto e tamanho médio dos vazios na secção transversal.....	60
Figura 42- Densidade de vazios e fração de área dos vazios na secção paralela	61
Figura 43- Razão de aspecto e tamanho médio dos vazios na secção paralela	61
Figura 44- Difratogramas do aço TRIP 780 no estado como recebido e nos níveis de deformação de 5%, 10%, 15% e 18%.	63
Figura 45- Fração volumétrica de austenita retida no aço TRIP 780 em função dos níveis de deformação.....	64
Figura 46- Fração volumétrica de martensita formada calculada a partir da transformação da austenita retida no aço TRIP 780 em função dos níveis de deformação.	65

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Propriedades mecânicas das amostras submetidas a diferentes temperaturas intercríticas H75-H82.	27
Tabela 2- Composição química (% massa) do aço TRIP780.	34
Tabela 3- Condições dos ensaios de tração uniaxial aço TRIP780.	35
Tabela 4- Configurações do difratômetro de raios-X para as amostras de aço TRIP 780.	37
Tabela 5- Equações para análise quantitativa de microvazios nos aços TRIP780.	39
Tabela 6- Composição química das fases durante o tratamento de recozimento intercrítico.....	47
Tabela 7- Resultados da análise por EDS de uma inclusão no aço TRIP780 no estado como recebido.....	50

LISTA DE SIGLAS

Ac ₁	Temperatura de 780 °C
Ac ₃	Temperatura de 880 °C
AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i>
AR ou γ R	Austenita Retida
AR%	Fração volumétrica da austenita retida
ARBL	Aços de Alta Resistência Baixa Liga
CFC	Estrutura cristalina cúbica de face centrada
CP	<i>Complex Phase</i>
DL	Direção de Laminação
DN	Direção Normal a de laminação
DP	<i>Dual Phase</i>
DRX	Difração de raios-X
DT	Direção Transversal a de laminação
DV	Densidade de vazios
EBSD	<i>Electron Backscatter Diffraction</i>
EDS	Espectroscopia de raios-X por dispersão de energia
F/M%	Fração volumétrica da ferrita e martensita
FAV	Fração de área
FSV	<i>Future Steel Vehicle</i>
HF	<i>Hot Forming</i>
IME	Instituto Militar de Engenharia
I _{α}	Média dos picos integrados da ferrita
I _{γ}	Média dos picos integrados da ferrita de austenita
M/AR	Microconstituente martensita/austenita retida
Md	Temperatura de fim da transformação martensítica temperatura em que 50% de transformação
Md ₃₀	martensítica foi atingido com 30% de deformação
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
Ms	Temperatura de início de transformação martensítica
MS	<i>Martensitic Steels</i>
Ms ^{σ}	Temperatura de início da transformação martensítica induzida por deformação plástica
PSE	Produto entre limite de resistência a tração e alongamento total
RAV	Razão de aspecto do vazio
S1	Estágio de encruamento 1
S2	Estágio de encruamento 2
S3	Estágio de encruamento 3
SIMT	<i>Strain Induced Martensite Transformation</i>
TCC	Estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado

TMV	Tamanho médio do vazio
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
$V_{\alpha/\alpha'}$	Fração volumétrica de ferrita e martensita
V_{γ}	Fração volumétrica de austenita
WDS	Espectroscopia de raios-X de dispersão por comprimento de onda
α ou F	Ferrita tipo α
α' ou M	Martensita
α_B ou B	Bainita
γ_i	Austenita intercrítica
δ	Ferrita tipo δ
ε	deformação
σ	tensão
%	% mássica do elemento químico
$\%C_{\gamma R}$	Concentração em massa de carbono na austenita retida
$\%Mn_{\gamma R}$	Concentração em massa de manganês na austenita retida

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	11
2	OBJETIVOS	15
2.1	Objetivo Geral	15
2.2	Objetivos Específicos	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1	Aços de Transformação Induzida por Plasticidade (TRIP)	16
3.2	Efeito TRIP	17
3.3	Processamento de Aços de Transformação Induzida por Plasticidade	19
3.4	Microestrutura	21
3.5	Propriedades Mecânicas	26
3.6	Formação de Microvazios	32
4	MATERIAL E MÉTODOS	34
4.1	Material	34
4.2	Métodos	34
4.2.1	Análise via <i>Thermocalc</i>	34
4.2.2	Ensaio de Tração Uniaxial	35
4.2.3	Caracterização Microestrutural	36
4.2.4	Análise de Microvazios	38
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
5.1	Material como Recebido	40
5.2	<i>Thermocalc</i>	46
5.3	Análise de Sanidade Interna	48
5.4	Comportamento Mecânico	50
5.4.1	Análise Microestrutural após a fratura	53
5.5	Análise de Microvazios	55
5.6	Caracterização por Difração de Raios-X	62
6	CONCLUSÕES	66
7	SUGESTÕES PRA TRABALHOS FUTUROS	68
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	69

1 INTRODUÇÃO

A indústria automobilística tem sido propulsora no desenvolvimento de aços longos devido as mudanças no cenário social, econômico, ambiental e político e o do surgimento de materiais concorrentes nas últimas décadas. Toda a evolução tecnológica foi consequência na mudança da demanda ao longo dos anos.

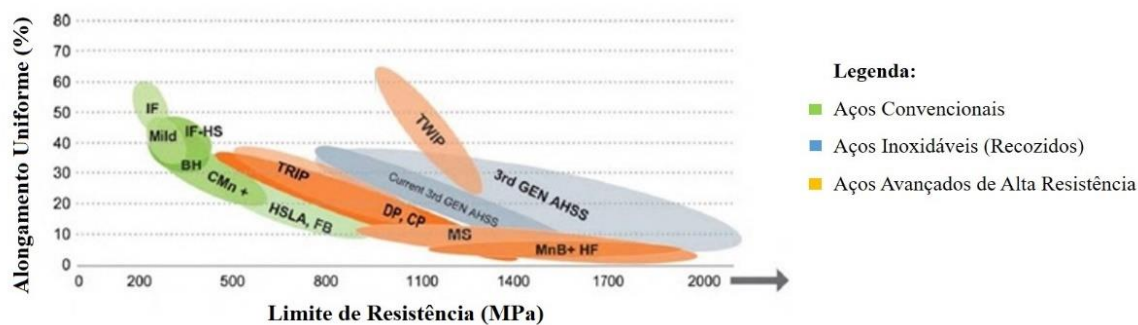
A demanda por automóveis mais leves e com maior eficiência energética surgiu com a crise do petróleo nos anos 1970, já a preocupação com a redução de emissão dos gases poluentes (CO e CO₂) causadores do efeito estufa surgiu nos anos 1990. Ao longo dos anos, os consumidores ficaram mais conscientes quanto a segurança, passando esta a ser um dos pré-requisitos na hora da compra de um automóvel. Desta forma, a indústria automobilística tem investido na redução do peso de automóveis e na segurança.

Emissões de gases do efeito estufa tem sido o fator propulsor na redução do consumo de combustíveis fósseis por meio da redução da massa dos veículos. Desta forma, a indústria automobilística tem investido na utilização de materiais de baixa densidade, como alumínio, magnésio e compósitos. Entretanto, a emissão desses gases tem que ser mensurada em todo ciclo de vida do veículo, a partir do processamento dos materiais que o irão compor, durante o uso do veículo e até mesmo a disposição final destes materiais. Considerando a emissão de gases no ciclo de vida do veículo, esses novos materiais acabam por não ser tão vantajosos sobre os aços, uma vez que possuem alta emissão de gases no processamento e difícil reciclagem no fim da vida útil dos veículos, o que não acontece com os aços. Assim, os aços constituem opções mais viáveis na redução da emissão de gases do efeito estufa como um todo (KEELLER *et al.*, 2017).

Novos aços foram desenvolvidos visando atender a essa nova demanda. Os primeiros foram os aços de alta resistência baixa liga (ARBL), utilizando o princípio de

aumento de resistência mecânica por precipitação através de micro adições de Nb, Ti e V. Apesar dos precipitados contribuírem no aumento da resistência, esses causam a redução da conformabilidade, requisito fundamental na indústria automobilística. Visando suprir esse déficit, foi desenvolvida uma nova família, os aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels – AHSS*), esquematizados na Figura 1. Estes apresentam composição química característica e microestrutura multifásica resultante de processos termomecânicos específicos, resultando numa combinação de alta resistência, ductilidade e tenacidade únicas. É possível a obtenção de peças leves com alta resistência e melhor absorção da energia de impacto.

Figura 1- Comparativo entre AHSS e outras famílias de aços quanto suas propriedades mecânicas de alongamento uniforme e resistência mecânica.

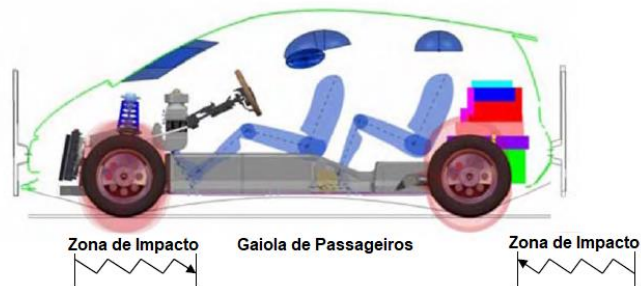


Fonte: Adaptado de Keeller *et al.* (2017)

Os AHSS incluem vários tipos de metais com características únicas, que justificam suas aplicações em diferentes solicitações. No caso de um automóvel, este pode ser dividido em zona de impacto, frontal e traseira, e gaiola de passageiros, conforme mostrado na Figura 2. A zona de impacto deve ser feita de um material capaz de absorver alta energia de impacto e assim minimizar danos à gaiola de passageiros. Nessa zona, o material a ser empregado deve possuir propriedades de alto encruamento, alta resistência e ductilidade. Os materiais com esse perfil são os aços bifásicos (*Dual Phase- DP*), os aços de fase complexa (*Complex Phase – CP*) e os aços de transformação induzida por plasticidade (*Transformation Induced Plasticity – TRIP*). Já a gaiola de passageiros deve possuir uma resposta diferente da zona de impacto sendo composta por um material capaz de resistir ao impacto sem se deformar de modo a manter a integridade dos passageiros. Desse modo, o material da gaiola deve possuir propriedade de alto limite de escoamento. Os materiais candidatos para essa aplicação são os aços martensíticos (*Martensitic Steels – MS*), aços conformados a quente (*hot forming- HF*) e aços bifásicos (>980 MPa). O

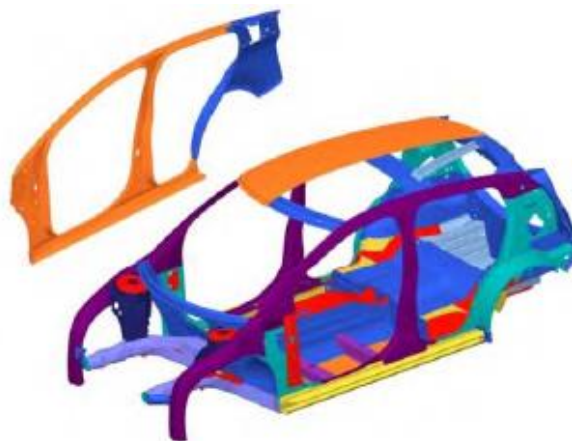
Future Steel Vehicle (FSV) é um exemplo de projeto que utilizou diferentes tipos e graus de AHSS e obteve 39% de redução de massa em sua estrutura, conforme ilustrado na Figura 3 (KEELLER *et al.*, 2017).

Figura 2- Regiões de colisão do automóvel.

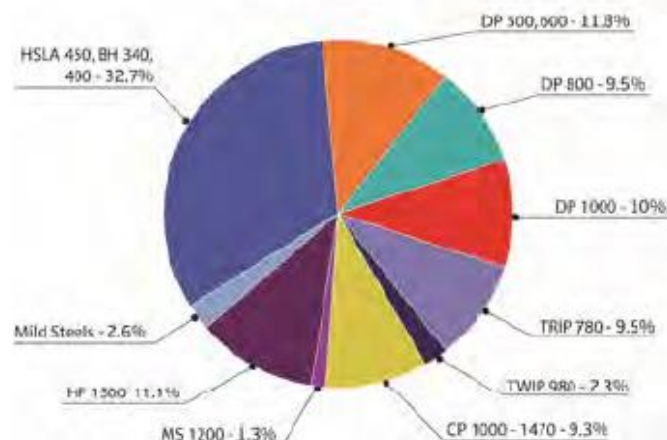


Fonte: Adaptado de Keeller *et al.* (2017)

Figura 3- Materiais utilizados no projeto *Future Steel Vehicle*.



Tipos de Aços FSV BEV
como % de massa da estrutura do corpo



Fonte: Adaptado de Keeller *et al.* (2017)

Conforme apresentado os AHSS mostram-se promissores na indústria automobilística. O presente trabalho propôs-se a investigar os efeitos da transformação martensítica induzida por deformação da austenita retida nas propriedades mecânicas correlacionando com a microestrutura e na nucleação de vazios, visando a previsão do comportamento mecânico via modelamento computacional. Desta forma, o conhecimento desses aços é fundamental para o emprego eficaz, desenvolvimento de novos tipos e classes de aços, equipamentos e processos na indústria automobilística.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Caracterizar por meio de ensaios mecânicos de tração uniaxial e análises microestruturais o aço TRIP da classe de resistência 780 de aplicação na indústria automobilística.

2.2 Objetivos Específicos

- a) Investigar o fenômeno de transformação martensítica induzida por deformação ao longo do ensaio mecânico de tração uniaxial.
- b) Realizar a caracterização microestrutural pelas técnicas de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raios-X (DRX), a fim de determinar a fração volumétrica das fases presentes.
- c) Realizar análise crítica e estabelecer correlações entre as técnicas de caracterização empregadas.
- d) Analisar a densidade, fração de área, razão de aspecto e tamanho médio dos microvazios originados ao longo do ensaio de tração uniaxial em diferentes níveis de deformação.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços de Transformação Induzida por Plasticidade (TRIP)

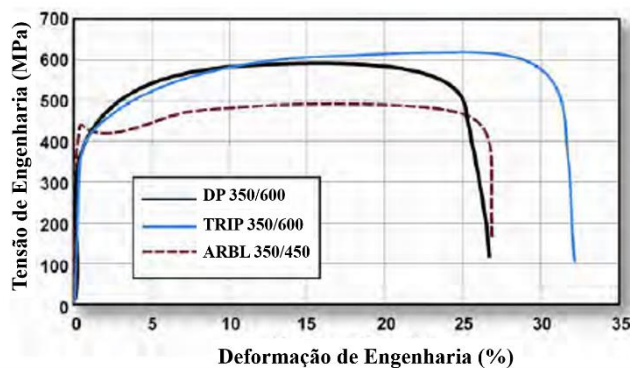
Atualmente, os aços de Transformação Induzida por Plasticidade (TRIP) se dividem em dois grupos segundo o teor de elementos de liga, são esses os aços TRIP de alta liga e aços TRIP de baixa liga. Aços TRIP de alta liga, possuem altos teores de elementos de liga como Cr, Ni e /ou Mn, elementos caros que inviabilizam o uso destes aços em grande escala nas indústrias automobilísticas, diferentemente dos aços TRIP de baixa liga, que contém baixos teores desses elementos e, portanto, são alvos das indústrias automobilísticas (FUKUGAUCHI, 2010).

Os aços de TRIP pertencem a família dos aços AHSS e podem ser considerados como uma evolução dos aços DP em que além de manter a alta resistência, tem alta ductilidade e assim a conformabilidade aprimorada pela presença de austenita retida que é susceptível a transformação por plasticidade (GORNI, 2008). Como pode ser observado na Figura 4 tanto os aços TRIP como os aços DP exibem vantagens sobre os aços ARBL por não apresentarem patamar de escoamento, além de elevados valores do limite de resistência a tração e alongamento. Apesar dos aços DP exibirem limite de resistência a tração ligeiramente superior ao dos aços TRIP, os aços TRIP possuem alta capacidade de alongamento, conseqüentemente alta tenacidade (KEELLER *et al.*, 2017).

Das propriedades mecânicas dos aços TRIP, em especial a alta tenacidade, justificam o seu amplo emprego na indústria automobilística principalmente nas zonas de impacto. A aplicação dos aços TRIP varia de acordo com suas classes de resistência. Aços TRIP 800 são comumente empregados em painéis de instrumentos e trilhos de teto, já os

aços TRIP 980 são empregados em partes superiores do pilar B, berços de motor, trilhos frontais e traseiros e estruturas de assento (KEELLER *et al.*, 2017).

Figura 4- Alongamento total do aço TRIP 350/600 é superior a um aço DP 350/600.



Fonte: Adaptado de Keeller *et al.* (2017)

3.2 Efeito TRIP

A transformação martensítica pode ocorrer devido ao efeito da temperatura, deformação ou ambos combinados (DATTA¹ *et al.* (2009) *apud* SILVA, 2017). As transformações martensíticas que dependem puramente da temperatura, ocorrem de forma espontânea uma vez que estejam abaixo da temperatura de início da transformação martensítica (M_s), em um processo de resfriamento, sem a necessidade de tensão. Os sítios de nucleação nesse processo são os defeitos cristalinos da austenita, como discordâncias, maclas, lacunas e falhas de empilhamento (NISHIYAMA² (1978) *apud* FERRER, 2003). A composição adequada é fundamental na estabilização da austenita, uma vez que essa influencia diretamente a temperatura M_s . A M_s da austenita retida é obtida com base no seu teor de carbono ($\%C_{\gamma R}$) e manganês ($\%Mn_{\gamma R}$), de acordo com a Equação 1 (FERRER, 2003).

$$M_s(^{\circ}C) = 550 - 360(\%C_{\gamma R}) - 40(\%Mn_{\gamma R}) \quad (1)$$

As transformações martensíticas que ocorrem pelo efeito da deformação ou deformação combinada com a temperatura, ocorrem acima da M_s e abaixo da temperatura M_d , temperatura máxima em que ocorre transformação martensítica por instabilidade

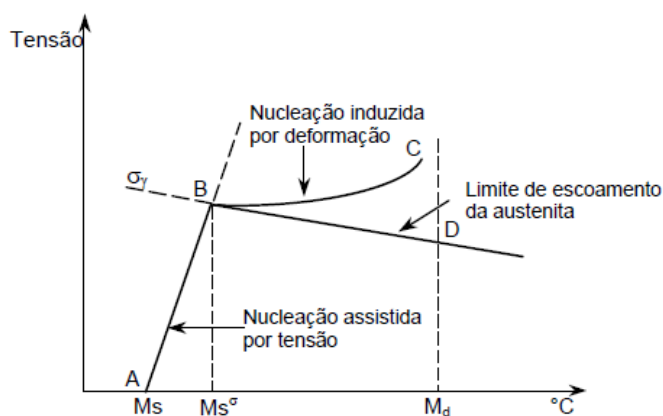
¹ DATTA K., DELHEZ, R.; BRONVELD, P.M.; BEYER, J.; GEIJSELAERS, H.J.M.; POST, J., A low-temperature study to examine the role of epsilon martensite during strain-induced transformations in metastable austenitic stainless steels, *Acta Materialia*, Vol. 57, pp. 3321-3326, 2009.

² NISHIYAMA, Z. **Martensitic Transformation**. London, Edition Academic Press, 1978.

mecânica da austenita, conforme mostrado na Figura 5. Observa-se que dois tipos de transformação martensítica são possíveis, uma onde ocorre nucleação assistida por tensão e outra onde a nucleação é induzida por deformação.

A nucleação assistida por tensão ocorre no trecho A-B, onde deformações elásticas são responsáveis pela nucleação da martensita. A nucleação ocorre em subestruturas de deformação e configurações de discordâncias. Com o aumento da temperatura, maior é a estabilidade da austenita e maior a tensão necessária para desestabilizá-la, uma vez que a tensão de escoamento é atingida, a deformação plástica passa a induzir a transformação martensítica, na temperatura designada M_s^σ . Na nucleação induzida por deformação, a nucleação de martensita ocorre em novos sítios oriundos das interações entre discordâncias, como falhas de empilhamento, representado pelo trecho B-C e a tensão varia bem pouco. Na temperatura M_d caracteriza o fim da transformação martensítica por a estabilização mecânica da austenita. (OLSON³ *et al.* (1975) *apud* FERRER 2003).

Figura 5- Transformação Martensítica em função da tensão e temperatura



Fonte: Olson (1984) e Bleck (2002) *apud* Ferrer, 2003.

A temperatura M_s^σ foi definida entre 30 e 40°C através do aparecimento do patamar de escoamento em ensaios de tração realizados entre 50 e -70°C (BLECK (2002)¹ *et al.* (2000) *apud* FERRER, 2013). Já a temperatura M_d é difícil de ser determinada, então adota-se uma temperatura inferior M_{d30} , na qual 50% de transformação martensítica foi atingido com 30% de deformação.

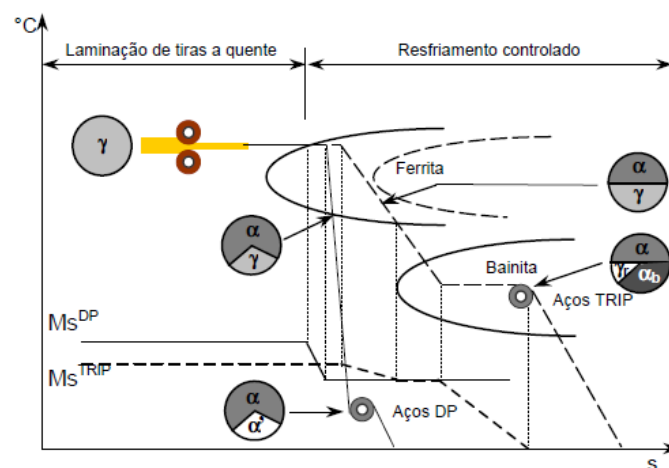
³ OLSON, G. B., COHEN, M. A general mechanism of martensitic nucleation: Part III. Kinetics of martensitic nucleation. *Metallurgical Transaction* 7A, p. 1915 – 1923.

3.3 Processamento de Aços de Transformação Induzida por Plasticidade

As principais rotas industriais de processamento de aços TRIP são por laminação a quente, por laminação a frio ou a combinação de ambas, e ainda há a possibilidade de um tratamento superficial de galvanização. Os produtos finais de ambos os processamentos são semelhantes em questão de fração volumétrica das fases. Em ambos os processos há a possibilidade da transformação de parte da austenita retida em martensita ao longo do resfriamento final até a temperatura ambiente, se esta não estiver devidamente enriquecida com carbono.

O processo de laminação a quente ocorre no campo completamente austenítico, isto é, acima da temperatura A_{C3} (em torno de 1050°C), este processo é seguido de resfriamento lento, no qual ocorre a formação da ferrita pró-eutetóide (50-60%) e enriquecimento da austenita em carbono. O bobinado ocorre na faixa de temperatura de transformação bainítica (entre 400 e 500°), assim parte da austenita se transforma em bainita (25-40%), e parte ficará retida até a temperatura ambiente (5-15%) em resfriamento ao ar subsequente. A ilustração do processo é apresentada na Figura 6, onde é possível observar a modificação para obtenção dos aços TRIP e dos aços DP (BLECK (2002)⁴ *apud* FERRER, 2003).

Figura 6- Esquema do resfriamento controlado subsequente a laminação a quente de aços DP e aços TRIP.

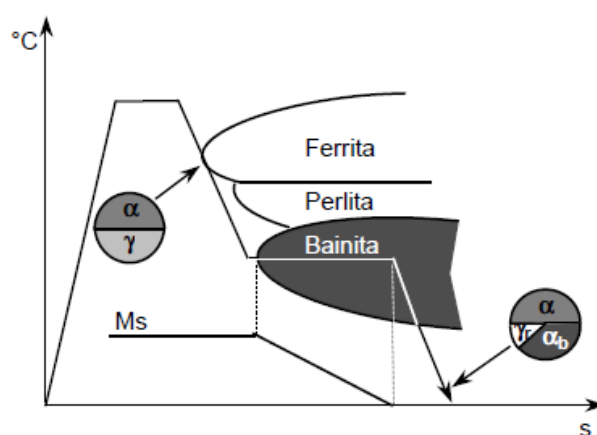


Fonte: Bleck (2002)¹ *apud* Ferrer, 2003.

⁴ BLECK, W. **Using the TRIP effect – the drawn of a promising group of cold formable steels.** Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos, Rio de Janeiro, Rede Aços, 2002.

No processo de laminação a frio o aço é submetido a um tratamento térmico posterior de recozimento intercrítico seguido de austêmpera, para adquirir a microestrutura característica de aços TRIP. A microestrutura de partida é de ferrita com perlita oriunda da laminação a frio. No recozimento intercrítico (no forno de recozimento/linha de galvanização), o material é aquecido até o campo de microestrutura bifásica (ferrita e austenita), entre as temperaturas A_{C1} e A_{C3} (entre 780 e 880°C). Em seguida, o material sofre resfriamento acelerado até a faixa de formação de bainita (entre 350 e 500°C), no processo de austêmpera, onde parte da austenita intercrítica se transforma em bainita, e parte permanecerá estável até a temperatura ambiente, em resfriamento ao ar subsequente (KANTOVISCKI⁵ (2005), SRIVASTAVA⁶ et al. (2007) e DE COOMAN⁷(2004) *apud* FUKUGAUCHI, 2010). As etapas de recozimento intercrítico e austêmpera de aços TRIP são mostradas esquematicamente na Figura 7.

Figura 7- Esquema do processo de recozimento intercrítico e austêmpera subsequente a laminação a frio de aços TRIP.



Fonte: Bleck (2002)¹ *apud* Ferrer, 2003.

Visando melhoramentos da performance do produto final, pesquisas tem investigado alterações nas rotas tradicionais de processamento dos aços TRIP. Como por exemplo, o trabalho de Wang *et al.* (2017) em que o aço TRIP é obtido apenas pelo tratamento de recozimento intercrítico. Nesse trabalho, foi investigado a influência de

⁵ KANTOVISCKI, A. R. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga TRIP 800**. cap.1, f.1-4. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica e de Materiais) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2005.

⁶ SRIVASTAVA, A. K.; BHATTACHARJEE, D.; JHA, G.; GOPE, N.; SINGH, S. B. Microstructural and Mechanical Characterization of C-Mn-Al-Si Cold-Rolled TRIP Aided Steel. **Materials Science and Engineering A**, v.445-446, p.549-557. 2007.

⁷ DE COOMAN, B. C. Structure-Properties Relationship in TRIP Steels Containing Carbide-Free Bainite. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 8.p.285-303. 2004.

diferentes temperaturas de tratamento intercrítico: 750°C a 820°C por 15 min sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas. Foi constatado que com o aumento da temperatura de tratamento intercrítico há a diminuição da difusão de C e Mn para a austenita no estado intercrítico, o que afeta a sua estabilização em temperatura ambiente, afeta a temperatura de início de transformação martensítica e consequentemente afeta a microestrutura final, originando microestruturas com maior fração volumétrica de martensita e menor de austenita retida.

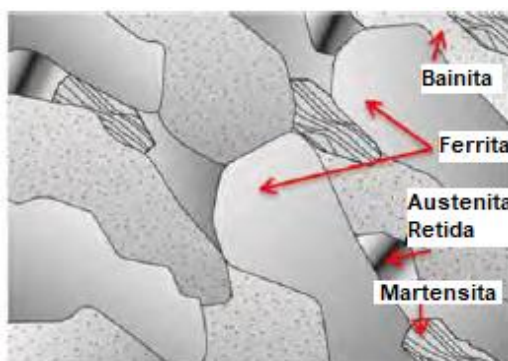
O trabalho de Ding *et al.* (2016) avaliou a compatibilidade da galvanização a quente na etapa de austêmpera de um aço produzido pela rota de laminação a frio. Ao variar tanto a temperatura de tratamento de austêmpera entre 440, 460 e 480°C e o tempo em 20, 30 e 60s, verificou-se um efeito acentuado do tempo sobre as microestruturas obtidas. Xu *et al.* (2017) também observou a influência do tempo de encharque da austêmpera (0, 30, 60 e 300s) na microestrutura. Ambos observaram que o tempo de encharque é diretamente proporcional a fração volumétrica de austenita retida, ou seja, quanto o maior tempo de encharque maior a fração de austenita retida; e inversamente proporcional ao fração de martensita, assim quanto menor o tempo de encharque maior a fração de martensita na microestrutura. Como a galvanização a quente requer menor tempo de austêmpera, a microestrutura resultante será composta de martensita e as demais fases de aços TRIP, como ferrita, bainita e austenita retida.

Além de explorar variações nos parâmetros de tratamentos térmicos, e até a supressão do tratamento de austêmpera, têm-se investido em novos processos produtivos dos aços, que é o caso da obtenção de aços TRIP por Têmpera e Partição. Os aços obtidos por essas inovações, vem compor a terceira geração de AHSS, cuja abordagem foge ao escopo do presente trabalho.

3.4 Microestrutura

Os aços TRIP possuem microestrutura multifásica composta de uma matriz de ferrita (50 a 60%), com ilhas dispersas de austenita retida (5 a 20%), bainita (25 a 40%), podendo conter martensita, conforme Figura 8 (GORNI, 2008). A austenita retida é a fase responsável pela transformação martensítica induzida por deformação, ou efeito TRIP. A microestrutura é diretamente influenciada pelo tipo de processamento sofrido pelo aço, conforme já abordado, e também por sua composição química.

Figura 8- Microestrutura esquemática de um aço TRIP.



Fonte: Adaptado de Keeller *et al.* (2017)

Na composição química, o teor de carbono também é decisivo para o efeito TRIP, pois controla a estabilidade da austenita. Em menores teores de carbono o efeito TRIP ocorre com menores níveis de deformação, podendo este ocorrer ainda durante a conformação do produto, o que não é desejado. Em maiores teores de carbono, o efeito TRIP só vai ocorrer na aplicação do produto, quando este sofrer deformação em trabalho (KEELLER *et al.*, 2017). Entretanto, teores muito altos de carbono podem ser prejudiciais a soldabilidade, desta forma, seu teor é mantido em torno de 0,25%.

A análise da influência dos elementos de liga sobre as transformações de fase é de grande importância, em especial, como afetam a estabilidade da fração volumétrica de austenita retida. Dentre as composições variadas dos aços TRIP, certos elementos de liga tais como Mn, Al e Si são encontrados em maiores teores (ARCELORMITTAL, 2017). Esses elementos ocupam posições substitucionais na rede e causam o abaixamento da temperatura de início de transformação martensítica (M_s), retardam a transformação bainítica ao diminuir a mobilidade da interface ferrita-austenita, diminui a difusividade do carbono e causa o aumento de resistência por solução sólida (van der Zwaag (2002)⁸, Enomoto (2002)⁹ e Kinsman *et al.* (1967)¹⁰ *apud* FERRER, 2003). É possível também a presença de baixos teores de Nb, V e Ti, que são elementos que causam aumento da resistência por precipitação de carbonetos e /ou nitretos e refinamento do grão austenítico.

⁸ VAN DER ZWAAG, S.; WANG, J. A discussion on the atomic mechanism of the bainitic reaction in TRIP steels. **Scripta Materialia**, v.47, p. 169 – 173, 2002.

⁹ ENOMOTO, M. Partition of carbon and alloying elements during the growth of ferrous bainite. **Scripta Materialia**, v.47, p. 145 – 149, 2002.

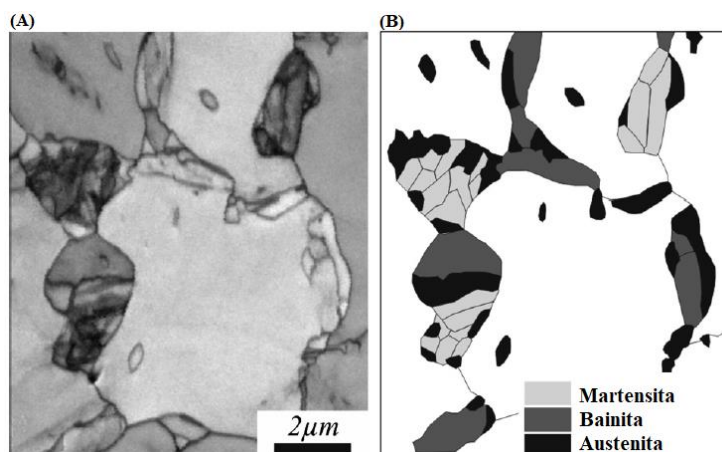
¹⁰ KINSMAN, K. R.; AARONSON, H. I. Influence of Al, Co, Si upon the kinetics of the proeutectoid ferrite reaction. **Metallurgical Transactions**, v.4, n.4, p. 959 – 967, 1973.

O Si e o Al são elementos estabilizadores da ferrita, diferentemente do C e o Mn, que estabilizam a austenita. O Si favorece a formação de ferrita pró-eutetóide na etapa de resfriamento e tem alta capacidade de inibir a formação de carbonetos, porém seu alto teor é prejudicial aos aços por aumentar a transição dúctil frágil e acarretar problemas em uma futura galvanização, por se oxidar gerando regiões sem revestimento. Embora parte do Si seja substituída por Al, Ding *et al.* (2016) verificaram que é viável a substituição de parte do Si por P, elemento que retarda a precipitação de carbonetos, auxilia a retenção de austenita, e uma vez combinado com o Si melhora a resistência mecânica por solução sólida. O Al tem capacidade de inibir a formação de carbonetos, porém menor que o Si, e é responsável por ampliar o campo ferrítico (ferrita- α e ferrita δ) causando a difusão do carbono excedente para a austenita. O Mn favorece a solubilidade de carbono na austenita, melhorando sua estabilidade e temperabilidade. Portanto, é fundamental que a temperatura e o tempo do tratamento intercrítico permitam a partição e homogeneização do C e Mn para estabilização da austenita intercrítica (WANG *et al.*, 2017).

O tamanho de grão da austenita retida é um fator importante. A austenita retida refinada é mais estável devido a redução da temperatura de transformação martensítica (M_s) durante o processamento, e também devido ao fato de possuir maior área de contorno de grão, o que constitui uma barreira quanto a transferência de carga da matriz dúctil de ferrita para a martensita frágil (com alto teor de carbono e não revenida) que está sendo formada (GORNI, 2008).

Jacques *et al.* (2007) em seu trabalho correlacionaram o tamanho com a estabilidade da austenita retida. Na Figura 9, é possível verificar que a austenita retida está localizada adjacente a martensita transformada e/ou inicial e bainita nos contornos de grão da ferrita. A austenita retida com maiores tamanhos de grão foram mais suscetíveis ao SIMT frente a solicitação, entretanto a instabilidade não foi suficiente para a transformação completa do grão. Transformações incompletas refletem a ausência de efeito catalítico no SIMT, resultando em regiões isoladas de austenita retida parcialmente transformada juntamente com as de menor tamanho de grão que são mais estáveis.

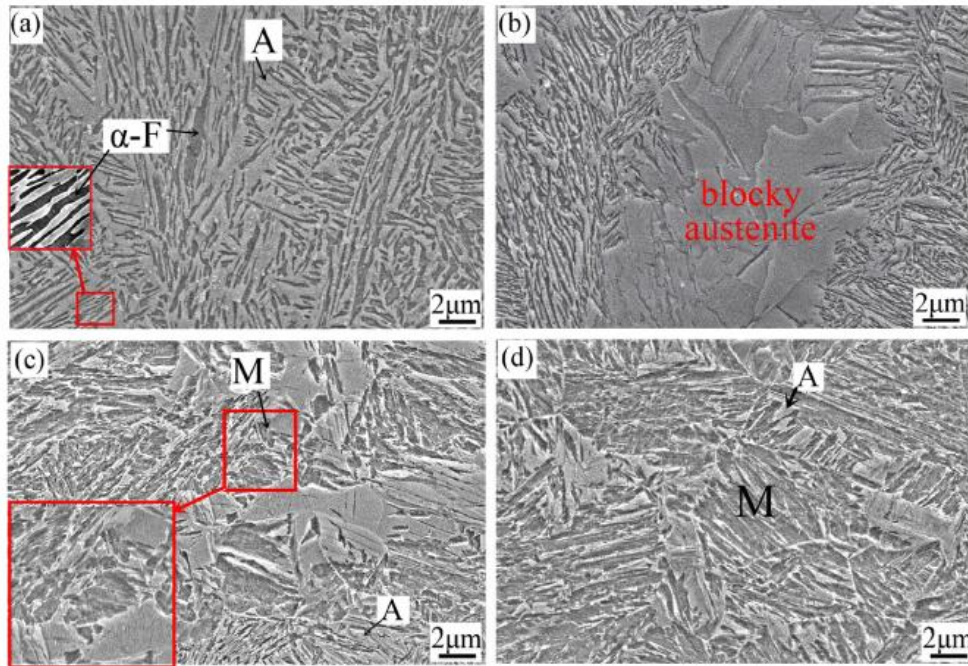
Figura 9- a) Mapa de contraste de banda por EBSD b) Representação esquemática da microestrutura do aço TRIP deformado até 0,055 pelo ensaio de Marciniak.



Fonte: Adaptado de Jacques *et al.* (2007)

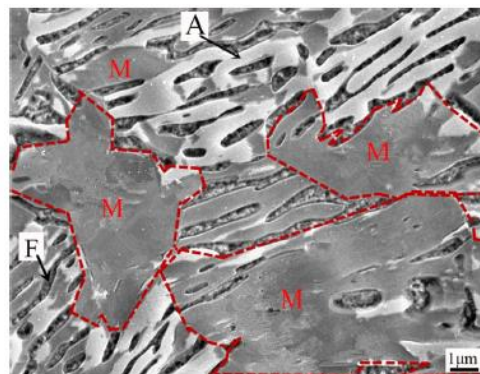
Li *et al.* (2016) investigaram os fatores que afetam a estabilidade da austenita, através do estudo de aços TRIP sem processo de formação da bainita, em ligas de elevado teor de Mn e variando o teor de Al e concluíram que a composição química, o tamanho de grão e a morfologia afetam mais a estabilidade que apenas a fração volumétrica. Em seu trabalho, ao analisar as microestruturas resultantes da variação da temperatura de recozimento intercrítico, foi observado que conforme se aumentava a temperatura do tratamento, a morfologia da austenita era alterada, pelo aumento do seu tamanho de grão e de sua fração volumétrica. A 600°C foi observada a presença de ferrita acicular e austenita retida em forma de ripas. A partir de 650°C, ocorreu o aparecimento de austenita em blocos que cresceram com o aumento da temperatura, como pode ser notado nas micrografias mostradas na Figura 10. Após ensaio de tração, a microestrutura das amostras foi analisada e constatou-se apenas a presença de austenita com morfologia granular e em ripas, indicando o desaparecimento da austenita em blocos (Figura 11). Ao analisar quimicamente as amostras, os autores observaram um teor mais elevado de C e Mn, elementos altamente estabilizadores da austenita, na austenita em ripas do que na austenita em blocos. Assim, o maior tamanho de grão, fração volumétrica, menor teor de C e Mn, indicam menor estabilidade da austenita em blocos, sendo mais susceptível ao efeito TRIP, transformando-se em martensita.

Figura 10- Micrografias obtidas pelo MEV das amostras de aço TRIP 1,5 Al temperadas a partir de (a) 600°C, (b) 650°C, (c) 700°C e (d) 750°C.



Fonte: Li *et al.* (2016).

Figura 11- Micrografia obtida pelo MEV da amostra de aço TRIP 1,5 Al tratada a 650°C após o ensaio de tração.



Fonte: Li *et al.* (2016).

Complementarmente, Ding *et al.* (2016) e Xu *et al.* (2017) ao analisarem a estabilidade da austenita retida em aços TRIP com a formação de bainita, observaram que o tempo de austêmpera é parâmetro decisivo na estabilidade da austenita retida e sua instabilidade resulta no aumento da fração de martensita. Tempos menores não permitem a difusão suficiente de carbono para austenita, originando uma austenita instável que se transforma em martensita ao atingir a temperatura M_s ao final do resfriamento. No estudo

de Ding *et al.* (2016) a martensita, que possui elevado teor de carbono, apresentou a morfologia de placas com a presença de maclas. Durante a austêmpera houve partição de carbono entre a bainita e austenita retida, o que resultou em uma bainita sem a presença de carboneto que pode ser chamada de ferrita bainítica ou ferrita acicular.

3.5 Propriedades Mecânicas

Os aços TRIP possuem uma matriz de ferrita macia e flexível, por vezes, com a presença de ferrita δ , que também é uma fase macia, endurecida pela presença de fases duras, como a bainita e martensita, conferindo a combinação de alta resistência e ductilidade a esses aços. O maior alongamento/ maior coeficiente de encruamento e assim, maior ductilidade, ocorre devido ao SIMT. Isso ocorre devido a dilatação entre as estruturas cristalinas, cúbica de face centrada (CFC) da austenita e tetragonal de corpo centrado (TCC) da martensita. Estudos revelam que a alta resistência mecânica e o alongamento são diretamente proporcionais a fração volumétrica de austenita retida, conforme será visto a seguir.

Wang *et al.* (2017) demonstraram o grande impacto da variação da fração volumétrica martensítica e de austenita retida sobre as propriedades mecânicas, na qual foram avaliadas principalmente em termos de limite de resistência a tração, alongamento, produto de tensão de escoamento e alongamento total (PSE) e expoente de encruamento instantâneo, conforme Tabela 1 e Figura 12. Com o aumento da temperatura intercrítica há um aumento da fração de martensita e um decréscimo na fração de austenita retida, em que para as temperaturas de 770°C, 780°C, 800°C e 820°C, há 30,2%, 27,1%, 21,7% e 12,1% de austenita retida respectivamente. Com base no intervalo de temperaturas investigado, o tratamento de maior temperatura, 820°C, apresentou o maior limite de resistência a tração, 993 MPa. Esse resultado é justificado pela grande fração de martensita, um microconstituente de dureza elevada, responsável pelo mecanismo de endurecimento por segunda fase. Em contrapartida, o material apresentou baixa fração volumétrica de austenita retida 12,1%, que influenciou diretamente em um baixo valor de alongamento, 10,33%. Já o tratamento realizado na temperatura mais baixa, 770°C, apresentou o oposto, um limite de resistência a tração mais baixo, 782 MPa, e maior alongamento, 30,25%. O resultado obtido é consequência de uma menor fração de martensita e uma maior fração de austenita retida, 30,2%, que sofre o efeito TRIP. Observa-se que quando o material ganha em resistência a tração, perde em alongamento

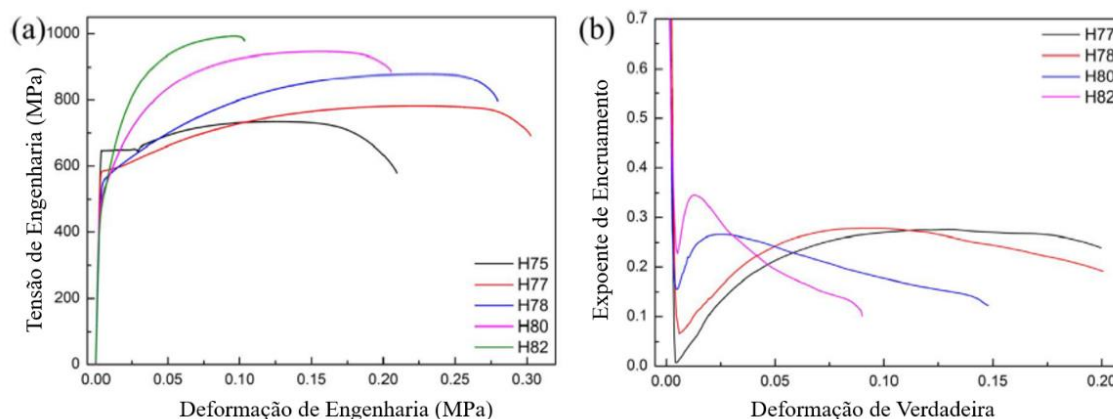
e vice-se versa, por isso de existe produto entre limite de resistência a tração e alongamento total (PSE), para avaliar qual o melhor balanceamento dessas características. Sob o aspecto PSE, foi a amostra sob o tratamento de 780°C que ganhou destaque, pois apresentou um bom limite de resistência a tração, 880 MPa, e um bom alongamento 28.01%, resultando no maior PSE, 24,64 GPa%, contra 23,656 GPa% e 10,258 GPa%, para 770°C e 820°C, respectivamente. Outro fator analisado foi o expoente de encruamento instantâneo representado na figura 12 (b), os três tratamentos acima mencionados, apresentaram bons valores. O tratamento a 820°C apresentou maior valor, 0,345, porém sua variação foi rápida, o que indica que o efeito TRIP não foi contínuo, ou seja, só ocorreu no início da transformação, já os tratamentos de 770°C e 780°C, com valores próximos 0,275 e 0,278, respectivamente, apresentaram uma transição mais lenta, indicando que o efeito TRIP ocorreu durante toda a deformação plástica uniforme.

Tabela 1- Propriedades mecânicas das amostras submetidas a diferentes temperaturas intercríticas H75-H82.

Amostra	Limite Escoamento (MPa)	Limite de Resistência a Tração (MPa)	Alongamento Total (%)	PSE (GPa.%)	Taxa de Escoamento (%)
H75	648	735	20.92	15.376	88
H77	582	782	30.25	23.656	74
H78	558	880	28.01	24.649	63
H80	529	946	20.53	19.421	56
H82	510	993	10.33	10.258	51

Fonte: Wang *et al.* (2017).

Figura 12- (a) Curva tensão- deformação de engenharia e (b) expoente de encruamento (n) em função da deformação verdadeira.

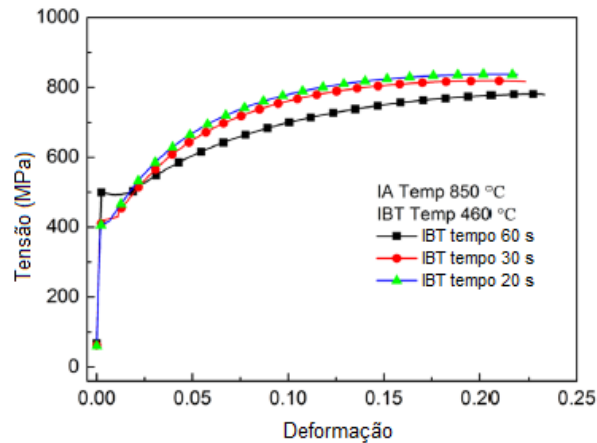


Fonte: Adaptado de Wang *et al.* (2017).

Ding *et al.* (2016) e Xu *et al.* (2017) também analisaram a variação da fração volumétrica martensítica e de austenita retida sobre as propriedades mecânicas nos aços TRIP com formação de bainita e segundo a alteração do tempo de austêmpera. Em um menor tempo de austêmpera, mais martensita se formou, o que resultou em um patamar de escoamento contínuo e alto limite de resistência a tração no ensaio de tração, conforme Figura 13, IBT (Tratamento Bainítico Isotérmico) tempo de 20 e 30s, e na Figura 14(a), TRIP-A ao D. Observou-se que com o aumento do tempo de encharque há maior fração de austenita retida formada, resultando na melhora das propriedades de resistência e ductilidade, representada pelo valor crescente do produto entre limite de resistência a tração e alongamento (PSE) disposto na Figura 14(b).

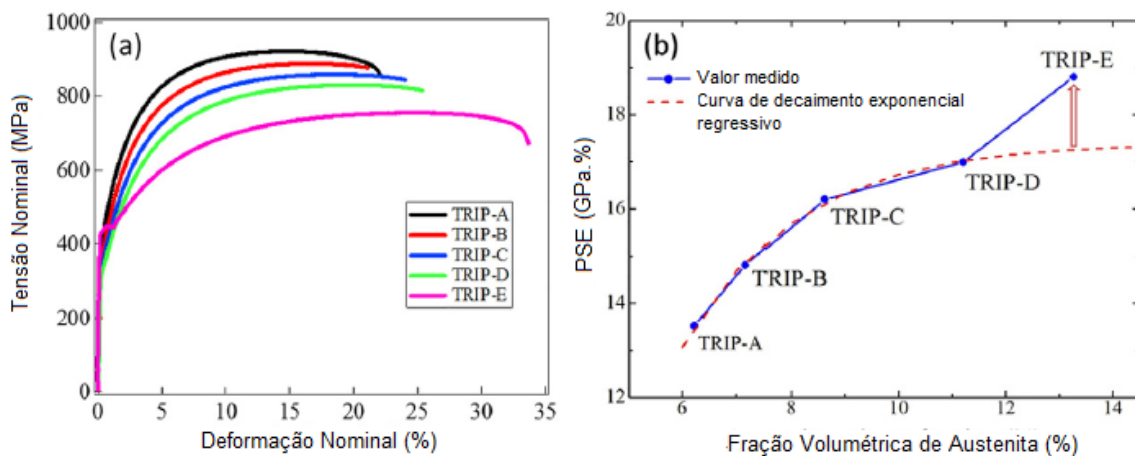
Entretanto, para tempos muito longos de encharque surge o patamar de escoamento descontínuo nas amostras de maior fração de austenita retida, o que é prejudicial as propriedades mecânicas e conseqüentemente a qualidade do produto, conforme observado na amostra IBT com tempo de 60s na Figura 13, e na amostra TRIP-E com maior tempo de encharque na Figura 14(a). A descontinuidade do patamar de escoamento ocorre, pois após a austenita atingir o teor de carbono para sua estabilização, o carbono remanescente permanece na ferrita e bloqueia a movimentação das discordâncias, assim o escoamento só inicia com a banda de Lüders.

Figura 13- Curva tensão deformação de amostras submetidas a diferentes tempos de austêmpera



Fonte: Adaptado de Ding *et al.* (2016)..

Figura 14- Propriedades mecânicas de amostras com diferentes tempos de encharque: a) curva tensão-deformação e b) variação da ductilidade e resistência a tração com a fração volumétrica de austenita.

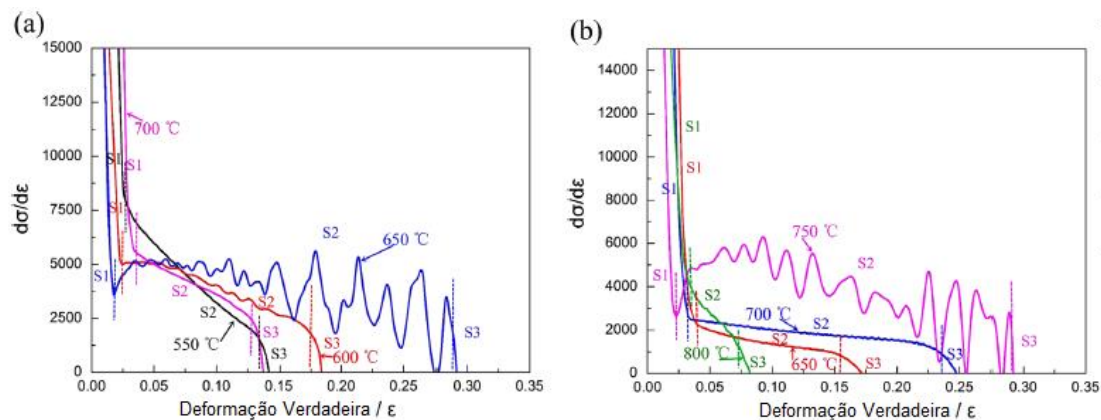


Fonte: Adaptado de Xu *et al.* (2017).

Li *et al.* (2016) analisaram a variação da taxa de encruamento durante o ensaio de tração para diferentes temperaturas, inter-relacionando com as fases, conforme Figura 15. Estes autores observaram campos mais largos para a temperatura de 650°C para aço TRIP com 1,5Al e 750°C para aço TRIP com 3Al com a presença de três estágios. No primeiro estágio de encruamento (S1), observou que a taxa decresce rapidamente, correspondendo a deformação da ferrita. O segundo estágio de encruamento (S2), decresce lentamente e está associado ao efeito TRIP conjuntamente com a deformação da ferrita, as flutuações representam a descontinuidade do efeito TRIP, onde austenita de diferentes estabilidades são ativadas, devido a possuir alto teor de elemento de liga. O terceiro estágio de encruamento (S3), também decresce rapidamente e corresponde a

deformação da ferrita e martensita. Taxas de encruamento mais lentas indicam que o efeito TRIP ocorreu até o final da deformação, não apenas no início.

Figura 15- Taxa de encruamento dos aços 1,5Al e 3Al temperado a partir de diferentes temperaturas. a) Aço 1,5Al e b) aço 3Al.



Fonte: Adaptado de Li *et al.* (2016).

Assim, altas frações de martensita ocasionam altos limites de resistência a tração e patamar de escoamento contínuo, já altas frações de austenita retida aumenta o alongamento e pode ocasionar patamar de escoamento descontínuo, sendo assim inversamente proporcionais entre si. O melhor parâmetro para avaliar o balanceamento entre essas propriedades e, portanto, o aço com melhor desempenho é o produto entre limite de resistência a tração e alongamento (PSE). Taxas de encruamento lentas indicam que o efeito TRIP de forma contínua com a deformação devido a maior estabilidade da austenita retida.

Jacques *et al.* (2007) elucidam melhor o comportamento mecânico do aço TRIP sendo este resultante da contribuição das propriedades das fases que o compõe, bem como suas interações. Análises por difração de nêutrons, técnica de correlação de imagem digital e nanoindentação confirmaram a martensita como fase mais resistente, dura, com alto limite de escoamento e deformação estritamente elástica. A ferrita e bainita são consideradas como um constituinte por possuírem a mesma estrutura cristalina, elas apresentam baixa resistência em relação as demais fases e alongamento considerável, fato resultante da combinação das propriedades de cada fase, desta forma o comportamento mecânico exibido é sensível a fração volumétrica de cada fase, uma fração volumétrica maior de bainita tende a aumentar a resistência, elevando a curva. Já a austenita retida apresenta comportamento intermediário, entre ferrita + bainita e martensita, embora a estrutura cristalina cúbica de face centrada apresente mais sistemas de deslizamento, o

enriquecimento da austenita retida em carbono no recozimento intercrítico, gera barreiras ao movimento das discordâncias, elevando a resistência da fase. A tensão imposta e deformação resultante é particionada entre as fases de acordo com suas propriedades e frações volumétricas, de acordo com as equações 2, 3 e 4. A Figura 16 são curvas tensão deformação verdadeira das fases isoladas – austenita + martensita, austenita, ferrita + bainita, do fluxo macroscópico apresentado pela amostra e recalculadas com as equações – curvas compósito I e II recalculadas. Observa-se a validade das equações devido as curvas recalculadas estarem de acordo com o escoamento macroscópico, e que este reflete um balanceamento das curvas das fases que o compõe.

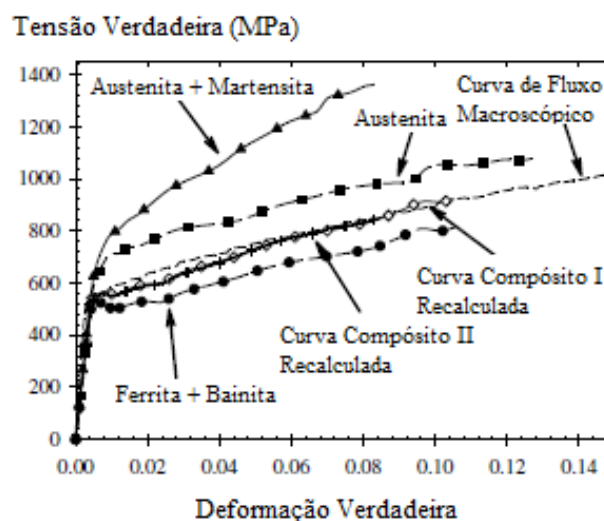
$$\sigma = f_{\alpha+ab}\sigma_{ccc} + f_{\gamma_R+\alpha'} \left(\sigma_{\gamma_R} \frac{f_{\gamma_R}}{f_{\gamma_R+\alpha'}} + \sigma_{\alpha'} \frac{f_{\alpha'}}{f_{\gamma_R+\alpha'}} \right) \quad (2)$$

$$\varepsilon = f_{\alpha+ab} \left(\varepsilon_{\alpha} \frac{f_{\alpha}}{f_{\alpha+ab}} + \varepsilon_{ab} \frac{f_{ab}}{f_{\alpha+ab}} \right) + f_{\gamma_R+\alpha'} \varepsilon_{\gamma_R+\alpha'} \quad (3)$$

$$\varepsilon_{\gamma_R+\alpha'} = \left(\varepsilon_{\gamma_R} \frac{f_{\gamma_R}}{f_{\gamma_R+\alpha'}} + \varepsilon_{\alpha'} \frac{f_{\alpha'}}{f_{\gamma_R+\alpha'}} \right) \quad (4)$$

sendo: σ - tensão; ε – deformação; f -fração volumétrica, α - ferrita, ab - bainita, α' - martensita, γ_R - austenita retida, ccc - estrutura cúbica de corpo centrado

Figura 16- Curvas tensão deformação das fases presentes e do aço TRIP e curvas recalculadas de acordo com as equações de média de volume.



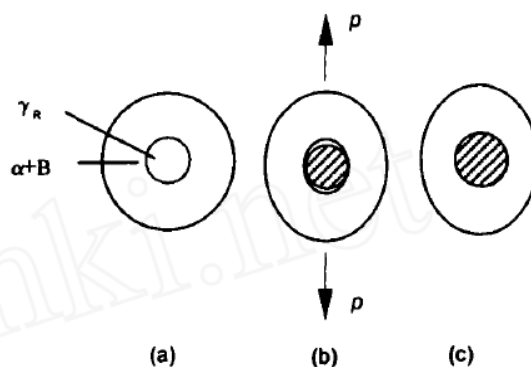
Fonte: Adaptado de Jacques P. J. *et al.* (2007)

3.6 Formação de Microvazios

Estudar o mecanismo de fratura é importante para prever o comportamento do material em trabalho quando submetido a diferentes tipos de solicitações, bem como possibilitar o aprimoramento da microestrutura desses materiais para melhorar o desempenho. Pesquisas têm sido desenvolvidas na área de simulação computacional com esse propósito, de forma a desenvolver modelos que descrevem o comportamento elasto-plástico e compreender fatores que interferem na formação, crescimento e coalescência de microvazios, sendo os resultados experimentais a base para o modelamento. Vários estudos têm investigado como ocorre, em especial, a nucleação de microvazios na microestrutura multifásica dos aços TRIP. Ao contrário dos aços DP, em que os microvazios ocorrem na interface da ferrita com martensita, fases de propriedades mecânicas opostas, e em inclusões não metálicas (SILVEIRA, 2017), os mecanismos sobre os aços TRIP ainda tem sido controversos e merecem atenção.

Como mencionado, a transformação martensítica induzida por transformação da austenita retida é responsável por maiores alongamentos, o que significa que esta também é responsável por retardar os mecanismos de fratura. Xicheng *et al.* (2002) observaram que a causa do atraso na formação dos microvazios é devido a redistribuição e alívio da tensão gerada nas interfaces entre as fases e/ou nos contornos de grão pelo efeito SIMT. Neste trabalho foi proposto um modelo que explica a supressão ou minimização de microvazios pelo SIMT, esquematizado na Figura 17, no qual a expansão de volume da transformação martensítica ocupa o espaço interfacial em que o microvazio se formaria e a tensão se redistribui na matriz.

Figura 17- Modelo de supressão de microvazios proposto por Wei *et al.* (2002), onde γ_R é austenita retida, α é a ferrita e B a bainita. a) estado inicial sem deformação, b) aplicação da carga, formação de vazio e SIMT, c) estado deformado com porção transformada com vazio mínimo ou ausente.



Fonte: Adaptado de Xicheng *et al.* (2002).

Complementarmente, Uthaisangasuk *et al.* (2009) observaram que a quantidade de deformação em que ocorre o SIMT influencia o local onde ocorre a nucleação. Em baixas deformações a nucleação de microvazios ocorre na recém-formada martensita de elevada dureza, pois o processo de expansão volumétrica oriunda por SIMT gera tensões triaxiais, facilitando a nucleação de vazios e, portanto, justificando a identificação de microvazios em áreas de elevado gradiente de dureza. Já sob altas deformações, os microvazios nucleiam nos contornos de grão da ferrita ou inclusões e tem seu crescimento ao longo dos contornos de grão e fase, o que está em conformidade com as observações de Xicheng *et al.* (2002).

Wang *et al.* (2012) propuseram uma outra abordagem em seu trabalho no qual foi investigada a influência da taxa de deformação na formação de microvazios através de ensaios de tração quase-estáticos e dinâmicos. Estes autores concluíram que há maior formação de microvazios em ensaios quase-estáticos, ou seja, sob menores taxas de deformação, sendo que a justificativa para este comportamento está na estabilidade da austenita. Baixas taxas de deformação não elevam a temperatura do ensaio de tração resultando em austenita instável. Uma vez que a austenita é instável o SIMT ocorre em menores níveis de deformação, de forma que no processo de estricção toda austenita já se transformou, o que resulta em baixo alongamento em tração uniaxial e aumento da formação de microvazios.

Desta forma, os fatores que influenciam o mecanismo de fratura dos aços TRIP são: estado tensão-deformação (fator de triaxialidade de tensão); sanidade interna e inclusões não-metálicas; fração volumétrica da austenita retida e o posicionamento das frações de austenita e martensita na microestrutura.

4 MATERIAL E MÉTODOS

4.1 Material

As chapas de aço TRIP da classe de resistência 780 analisadas no presente trabalho foram cedidas pela ArcelorMittal Vega no estado laminado a frio, revestidas com zinco por imersão a quente e com espessura inicial igual a 1,50 mm. A composição química do aço é apresentada na Tabela 2. Aço semelhante aos aços TRIP CMnSi e CMnAl estudado pelos autores Gnäupel-herold; Creuziger (2011) e Jacques *et al.* (2007).

Tabela 2- Composição química (% massa) do aço TRIP780.

C	Mn	P	S	Si	Nb	B	Al	Cr
0,2172	1,8900	0,0170	0,0017	0,2690	0,0178	0,0003	1,5420	0,1840
Sn	Ca	Mo	Ti	Ni	Sn	V	Sb	
0,0030	0,0005	0,0050	0,0040	0,0090	0,0030	0,0030	0,0030	

Fonte: ArcelorMittal Vega.

4.2 Métodos

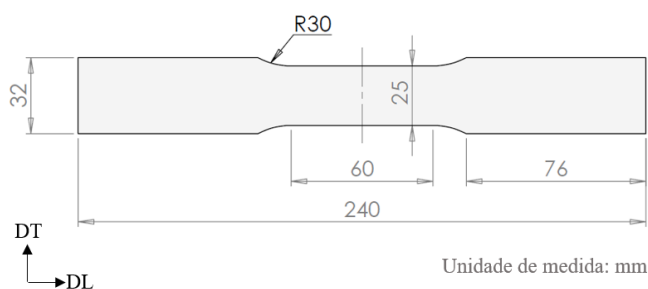
4.2.1 Análise via Thermocalc

Foi investigada a influência dos elementos de liga no diagrama de equilíbrio Fe-C, como a fração volumétrica de cada fase é afetada e a evolução destas com a temperatura, para isso foi utilizado o software computacional Thermo-Calc®. A composição inicial definiu a base de dados escolhida: TCFE9, que é indicada para aços. Através das tabelas termodinâmicas geradas no presente trabalho foi possível traçar a isopleta Fe-C do aço TRIP780 e prever a composição da ferrita e austenita intercrítica, a temperatura de tratamento intercrítico e a temperatura de transformação martensítica no processamento (Ms).

4.2.2 Ensaio de Tração Uniaxial

Os corpos de prova para os ensaios de tração uniaxial foram confeccionados por usinagem CNC em um equipamento ROMI D-800, ao longo da direção de laminação da chapa, conforme padrão da norma JIS Z 2201, cuja dimensões estão definidas na Figura 18. Os corpos de prova de tração foram submetidos a decapagem química com ácido clorídrico 18%, resultando em 1,45 mm de espessura final.

Figura 18- Dimensões em mm do corpo de prova para ensaio de tração uniaxial (JIS Z 2201).



Fonte: Autoria própria

Os ensaios de tração uniaxial contínuos foram realizados no Laboratório de Mecânica Aplicada da EEIMVR/UFF, empregando uma máquina universal de ensaios eletromecânica EMIC DL 600000. E os ensaios de tração uniaxial interrompidos em diferentes níveis de deformação foram realizados no Laboratório de Processos de Fabricação do CEFET Angra dos Reis, empregando uma máquina universal de ensaios eletromecânica EMIC DL 300000. As especificações técnicas estão indicadas na Tabela 3 e os ensaios foram realizados na direção de laminação da chapa.

Tabela 3- Condições dos ensaios de tração uniaxial aço TRIP780.

Especificações	Valor	
Célula de carga	600 kN	300 kN
Base de medida do extensômetro de contato	50 mm	50 mm
Velocidade da travessa móvel	1 mm/min	1 mm/min
Capacidade máxima de carga	600 kN	300 kN

Fonte: Autoria própria

Foram realizados dois ensaios contínuos até a ruptura, porém visando garantir a integridade do extensômetro de contato EMIC., ao atingir 22% de alongamento o mesmo foi removido e o ensaio contínuo foi executado até a fratura do corpo de prova. A partir

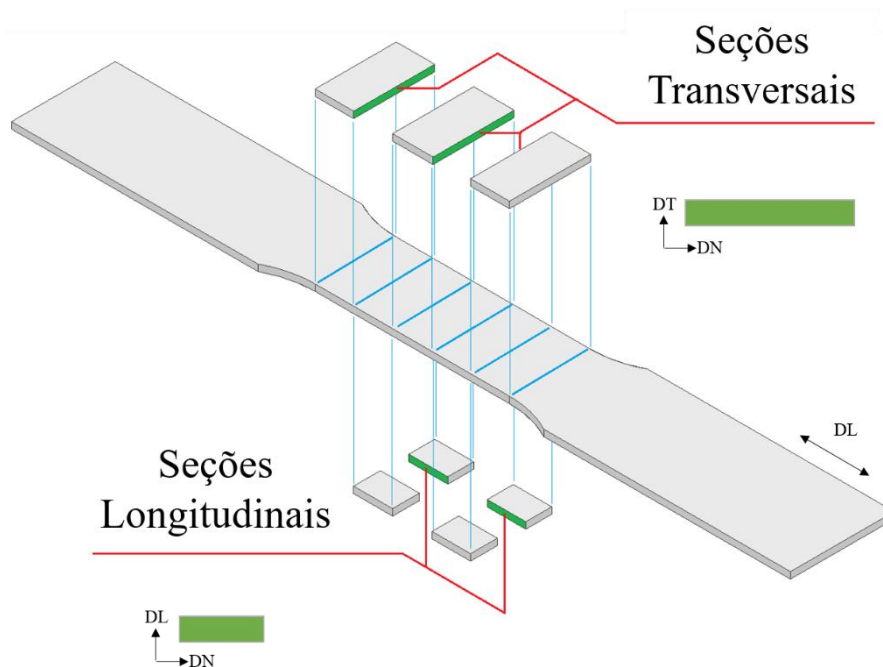
das curvas tensão-deformação verdadeira nestes ensaios pôde-se então estabelecer os níveis de deformação dos ensaios realizados com o extensômetro. A finalidade dos ensaios em diferentes níveis de deformação foi a avaliação da variação da fração volumétrica de austenita retida por diferentes métodos de caracterização e medição de microvazios em função do nível de deformação. Foram realizados ensaios contínuos em cada corpo de prova até os níveis de deformação de 5, 10, 15 e 18% fossem alcançados, sendo que foram utilizados 2 corpos de prova para cada nível de deformação.

4.2.3 Caracterização Microestrutural

a) Preparação metalográfica

A análise foi realizada no estado não deformado, e nos estados deformados, totalizando nove corpos de prova, que foram cortados na seção transversal e longitudinal ao sentido de laminação da chapa, onde DL é a direção de laminação, DN é direção normal a laminação e DT é a direção transversal a laminação, conforme ilustrado na Figura 19.

Figura 19- Cortes nos corpos de prova na direção transversal e longitudinal ao sentido de laminação.



Fonte: Autoria própria

A preparação metalográfica das amostras foi realizada no Laboratório de Microscopia e Preparação de Amostras e Laboratório de Caracterização Microestrutural da EEIMVR/UFF. Os corpos de prova como recebido foram seccionados por corte de

precisão na cortadora Buehler IsoMet 1000 na direção transversal e longitudinal ao sentido de laminação da chapa. Em seguida, as amostras foram embutidas em resina epóxi. A preparação metalográfica foi realizada com lixas de carbetto de silício (220, 320, 400, 600, 1000 e 1200 mesh), seguido de polimento manual com alumina de granulometrias 1,0 μm e 0,05 μm e ataque com solução LePera (metabissulfito de sódio 1% + Picral 4% proporção 1:1).

b) Microscopia Óptica

Foi realizada a captura de 40 micrografias na direção transversal e longitudinal. A caracterização microestrutural foi realizada com o auxílio de um microscópio óptico Olympus, modelo BX51M, localizado no Laboratório de Microscopia da EEIMVR. A determinação das frações volumétricas da ferrita, martensita e martensita / austenita retida foram obtidas com o auxílio do *software Image Pro-Plus*, equipado com o pacote *Materials Pro*, configurado para obedecer a norma ASTM E562. Foi considerado um índice de confiança de 95%.

c) Difração de Raios-X

Amostras dos corpos de prova submetidos a diferentes níveis de deformação foram seccionadas com dimensões de 10 mm x 25 mm para análise por difração de raios-X. A preparação metalográfica seguiu os mesmos procedimentos empregados para análise por microscopia óptica, diferenciando apenas na etapa do polimento, na qual foi utilizada uma solução de sílica coloidal 0,02 μm . A análise por difração de raios X foi realizada no Instituto Militar de Engenharia (IME), no difratômetro de raios-X Panalytical X'Pert PRO MRD, o qual possui tubo de cobalto e radiação $K\alpha$ de acordo com os parâmetros dispostos na Tabela 4.

Tabela 4- Configurações do difratômetro de raios-X para as amostras de aço TRIP 780.

Voltagem	40kV
Corrente	45mA
Faixa de Varredura (2θ)	45° a 110°
Velocidade de Varredura (2θ)	0,02°/s
Intervalo de medida	contínuo
Scanning Condition	2 θ / θ

Fonte: Autoria própria

Através da integração dos picos do difratograma foi possível determinar a fração volumétrica das fases presentes. A ferrita e a martensita apresentam picos coincidentes,

impossibilitando o cálculo individual da fração volumétrica de cada uma, assim foram considerados os picos integrados de intensidade de ferrita-martensita $(110)\alpha/\alpha'$, $(200)\alpha/\alpha'$, $(211)\alpha/\alpha'$ e $(220)\alpha/\alpha'$ obtendo a fração volumétrica das duas fases juntas ($V_{\alpha/\alpha'}$). A fração volumétrica de austenita retida (V_{γ}) foi obtida pela integração dos picos de intensidade $(111)\gamma$, $(200)\gamma$, $(220)\gamma$, $(311)\gamma$ e $(222)\gamma$. Os cálculos foram realizados no *software PowderCell 2.4* empregando-se o refinamento *Rietveld*.

d) Análise de Sanidade Interna

A análise de sanidade interna foi realizada afim de verificar a influência das inclusões no comportamento do TRIP780. A análise das amostras no estado como recebido na direção longitudinal seguiu a norma ASTM E45-13, Para esta análise, na etapa de polimento foram empregadas pastas de diamante com granulometria $3\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$ para análise quantitativa e sílica coloidal $0,02\mu\text{m}$ para análise qualitativa. Os tipos de inclusões foram identificados quantitativamente com análises via luz polarizada em microscópio óptico e qualitativamente por espectroscopia de raios-X por energia dispersiva (EDS) no Microscópio Eletrônico de Varredura Carl Zeiss EVO MA10, operando no modo de elétrons secundários, localizado no Laboratório Multiusuário de Microscopia Eletrônica da EEIMVR/UFF.

4.2.4 Análise de Microvazios

A análise de microvazios foi realizada nas amostras no estado como recebido e submetidas a todos os níveis de deformação, tanto em seções transversais com dimensões de $1,5\text{ mm} \times 25\text{ mm}$, como longitudinais com dimensões de $1,5\text{ mm} \times 25\text{ mm}$. A análise quantitativa é realizada após a etapa de polimento, sem ataque, já para a análise qualitativa foi necessário ataque com Nital 3% por 15s. A análise quantitativa dos microvazios foi realizada com auxílio de 25 micrografias obtidas por MEV, de cada direção, transversal e longitudinal, utilizando a função “*Analyze Particles*” do *software Image J*, através do qual foi possível obter a densidade de vazios (DV), fração de área (FAV), tamanho médio (TMV) e razão de aspecto (RAV), conforme as equações apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5- Equações para análise quantitativa de microvazios nos aços TRIP780.

Equação	Medida	Definição
(5)	Densidade	$N^{\circ} \text{ vazios}/\text{área}$
(6)	Fração de área	$\sum \frac{\text{área de vazios}}{\text{área total}} \times 100\%$
(7)	Tamanho médio	$\sum \frac{\text{área de vazios}}{N^{\circ} \text{ vazios}} \times 100\%$
(8)	Razão de aspecto	$\frac{\text{comprimento médio dos vazios}}{\text{largura média dos vazios}}$

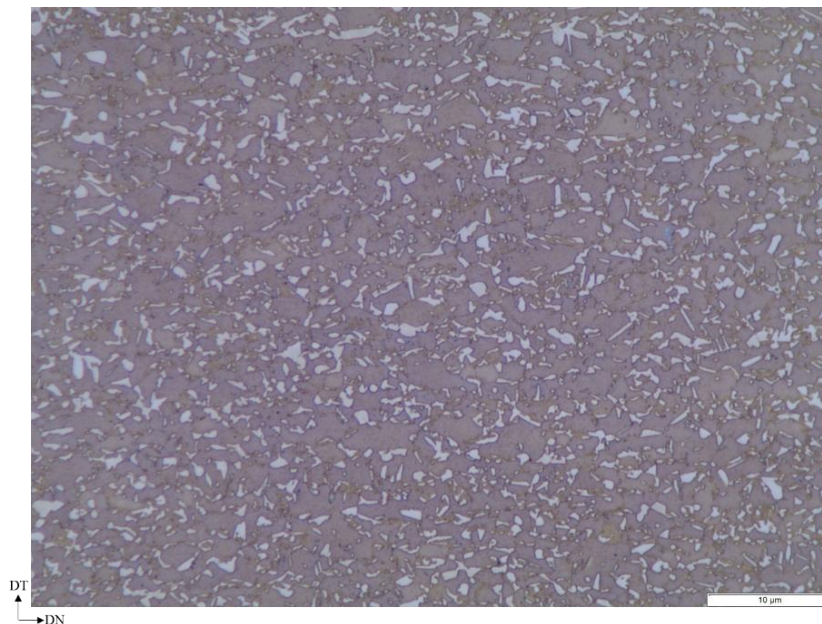
Fonte: Adaptado de Samei *et al.* (2016)

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Material como Recebido

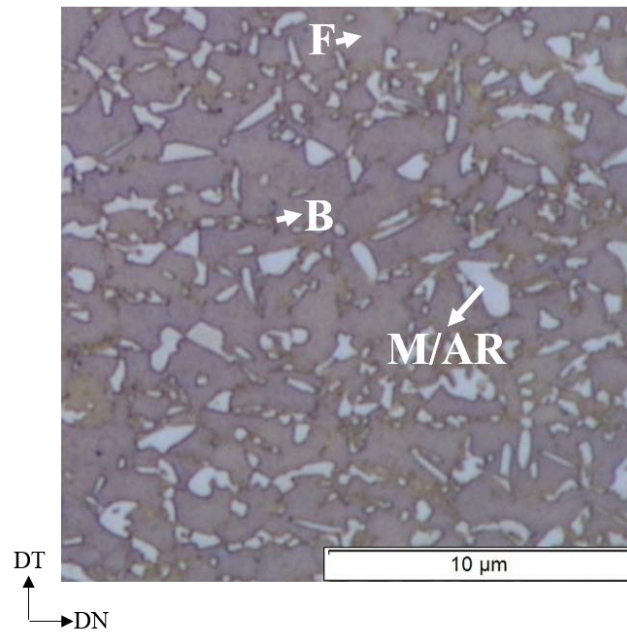
As figuras 20 e 21 apresentam as micrografias obtidas por microscopia óptica. O ataque Le Pera destaca a austenita retida e a martensita, que não são atacadas, permanecendo na cor azul, enquanto que a ferrita e bainita assumem diferentes tons de marrom. De acordo com Miguel-Eguía *et al.* (2012), o tom de marrom escuro que circundam as ilhas de martensita/austenita retida, em azul, representa a bainita e a matriz é a ferrita, como destacado na Figura 21.

Figura 20- Micrografia óptica do aço TRIP780 no estado como recebido ataque LePera. Aumento de 1.000X.



Fonte: Autoria própria

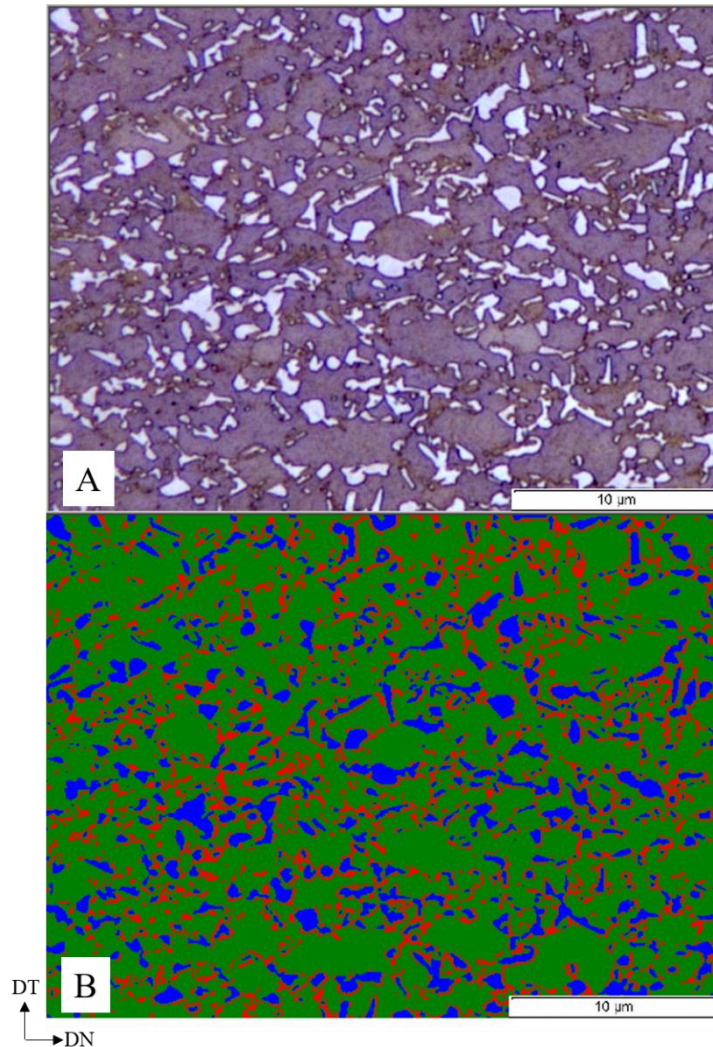
Figura 21- Identificação dos microconstituintes da figura 20, onde: AR – Austenita Retida, M – Martensita, B* –Possível Bainita e F – Ferrita.



Fonte: Autoria própria

As micrografias foram submetidas a tratamento de *threshold*, na qual as áreas vermelhas representam a bainita (B), as áreas em verde a ferrita (F) e as áreas em azul a martensita e/ou austenita retida (M/RA), conforme pode ser observado na Figura 22. As amostras no estado como recebido na direção transversal e longitudinal à direção de laminação apresentaram uma fração volumétrica média de $68,7 \pm 1,0\%$ de ferrita, $21,9 \pm 0,8\%$ de bainita e $9,1 \pm 0,5\%$ martensita/austenita retida. Embora não tenha sido possível distinguir martensita da austenita retida, como o aço TRIP 780 foi submetido a galvanização, é esperado a presença de martensita no estado como recebido, conforme verificado no trabalho de Ding *et al.* (2016).

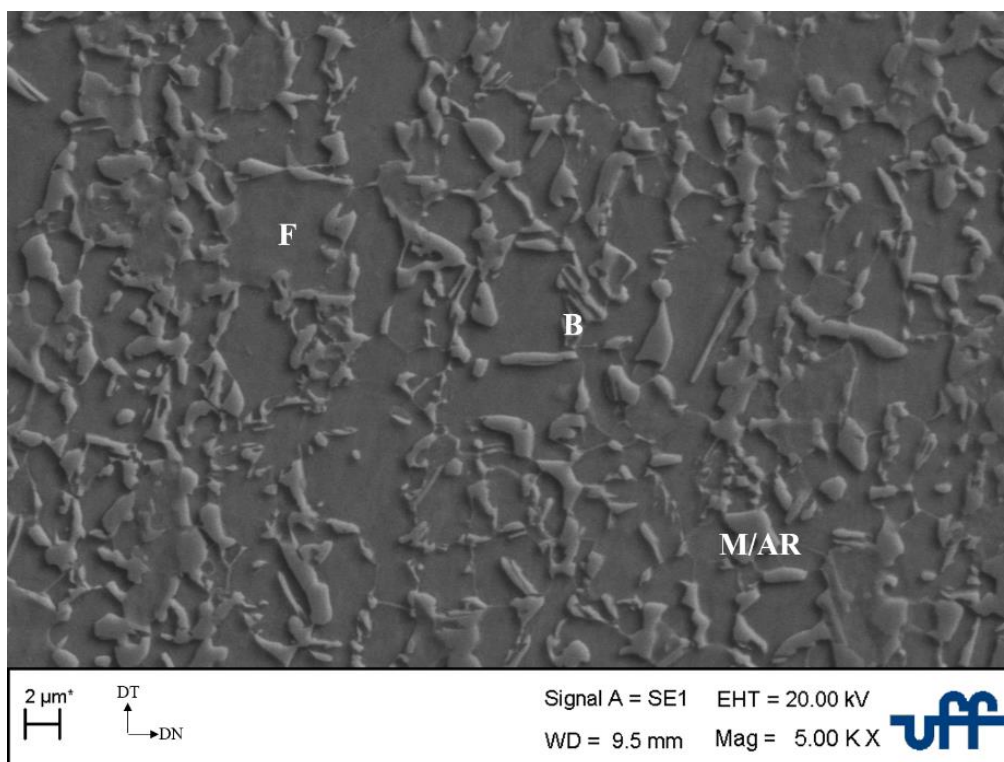
Figura 22- (A) Micrografia original e (B) micrografia tratada pelo software.



Fonte: Autoria própria

As micrografias realizadas com o MEV na direção transversal, apresentada na Figura 23, estão em conformidade com as imagens do microscópio óptico, devido a maior profundidade de foco, é possível verificar a morfologia das fases. A ferrita apresenta-se de forma equiaxial, a bainita é lenticular, porém não há diferenças topográficas que permitam distinguir martensita da austenita retida, sendo designado o microconstituente como M/AR de morfologia granular e com ripas, que segundo Li *et al.* (2016) são de maior estabilidade.

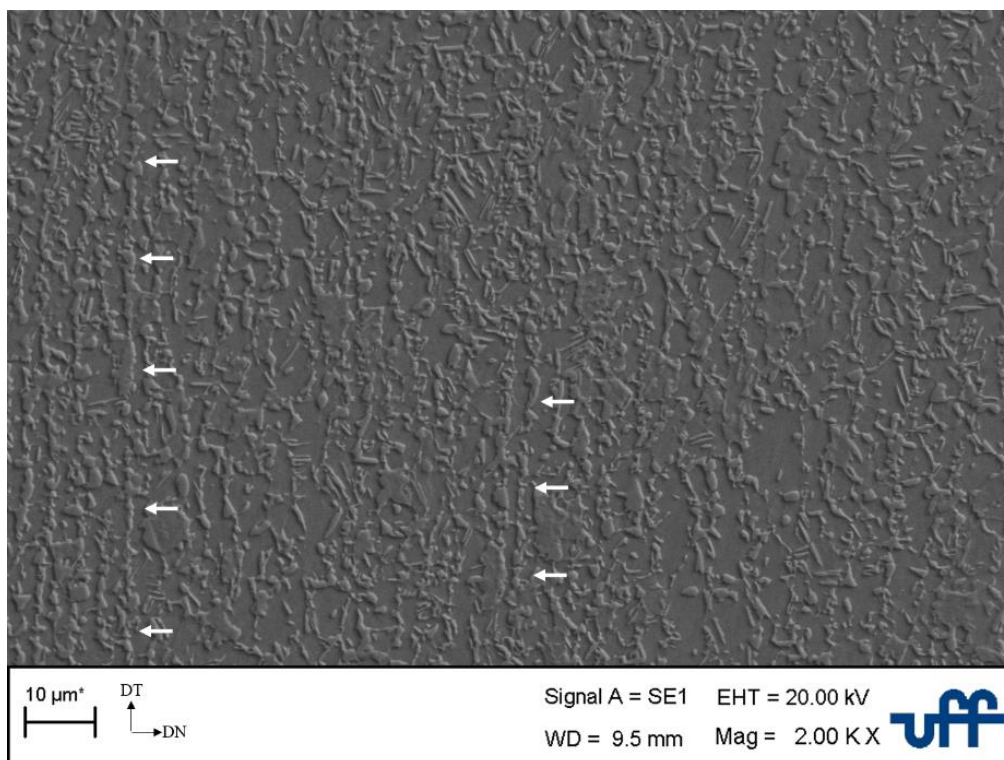
Figura 23- Microestrutura do aço TRIP780 no estado como recebido obtida no MEV.



Fonte: Autoria própria

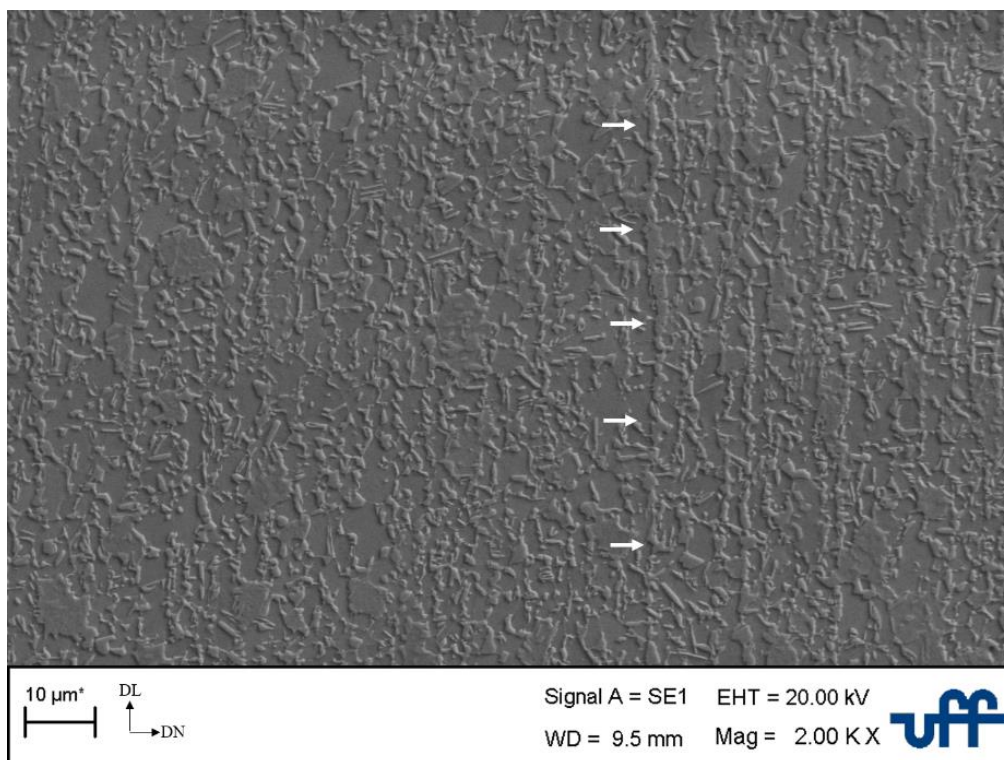
Outro aspecto importante observado foi a presença de bandejamento microestrutural tanto nas amostras de corte transversal como em corte longitudinal, conforme indicado pelas setas nas Figura 24 e 25, respectivamente. Aços avançados de alta resistência submetidos ao processo de laminação, como o aço TRIP780 em estudo, geralmente apresentam bandejamento microestrutural de fases enriquecidas com elementos de liga, como carbono, que é o caso do microconstituente M/AR. O bandejamento microestrutural não é desejado devido aos efeitos negativos nas propriedades mecânicas que comprometem a conformabilidade (CELOTTO *et al.*, 2018).

Figura 24- Bandeamento microestrutural do aço TRIP780 no estado como recebido em corte transversal.



Fonte: Autoria própria

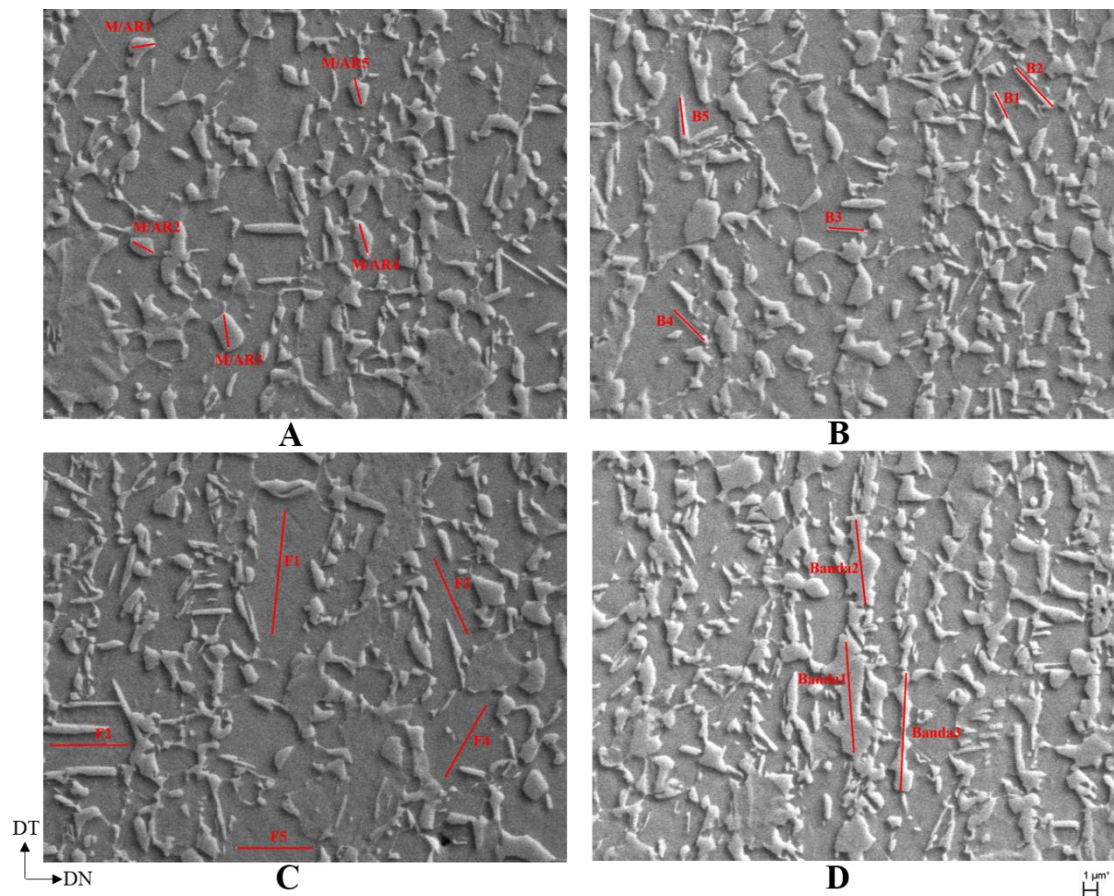
Figura 25- Bandeamento microestrutural do aço TRIP780 no estado como recebido em corte longitudinal.



Fonte: Autoria própria

Análises de EDS em linha nas fases presentes nas amostras no estado como recebido foram realizadas afim de confrontar a composição química com as topografias esperadas para cada fase. O EDS foi realizado em uma ampliação de 3kX, voltagem de 20V e *spot size* de 470. O Mn foi o elemento de comparação entre as fases, uma vez que é esperado seu enriquecimento na austenita retida(WANG et al., 2017). As morfologias descritas estão de acordo com a análise química apresentada pelas fases, conforme observado nas Figura 26, onde A - martensita / austenita retida (M/AR), B – bainita (B), C – ferrita (F) e D – o bandejamento microestrutural (banda). Observa-se que a variação do Mn foi mais significativa no microconstituente M/AR ($3,44 \pm 0,06\%$ w.t), seguido da bainita ($3,16 \pm 0,19\%$ w.t) e baixo na ferrita ($2,88 \pm 0,12\%$ w.t). A análise também permitiu verificar que o bandejamento existente é formado pelo microconstituente M/AR ($3,78 \pm 0,30\%$ w.t).

Figura 26- Análise de EDS A) microconstituente M/AR, B) bainita, C) ferrita e D) banda

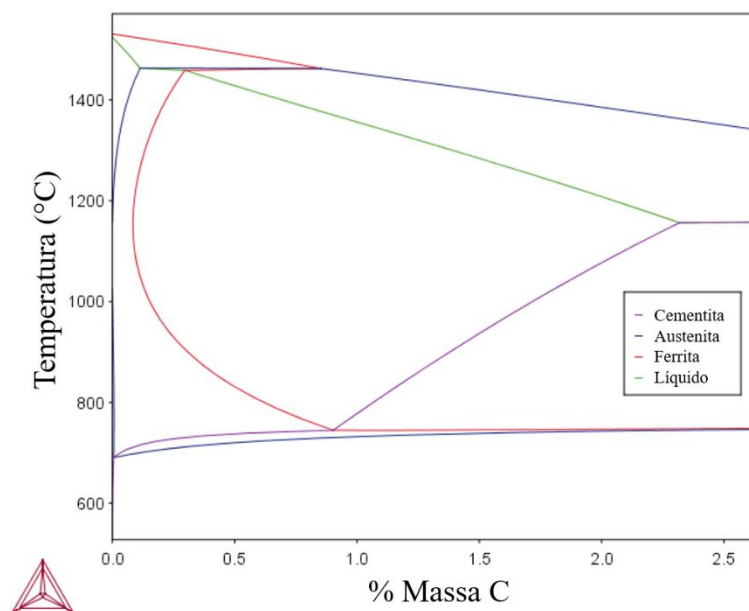


Fonte: Autoria própria

5.2 Thermocalc

Os dados de entrada fornecidos ao software foi a composição inicial, disposta na Tabela 2 na seção 4.1, e fração volumétrica de ferrita. A fração volumétrica de ferrita no material no estado como recebido de $68,7 \pm 1,0\%$ foi obtida por meio da metalografia quantitativa por microscopia óptica, sendo que a fração volumétrica da ferrita é determinada no tratamento de recozimento intercrítico e mantém-se a mesma até o final dos tratamentos térmicos posteriores. A isopleta Fe-C do aço TRIP780 está disposta na Figura 27.

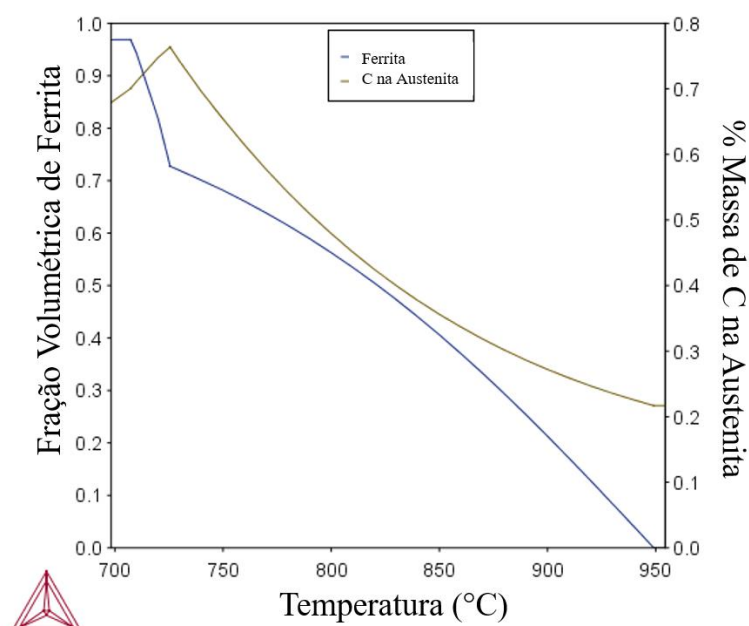
Figura 27- Isopleta Fe-C para a composição química da Tabela 2, varia-se o teor de Carbono e mantém-se fixo os teores dos demais elementos.



Fonte: Autoria própria

Para determinar a temperatura de tratamento de recozimento intercrítico de um aço TRIP 780, principal parâmetro de fabricação destes aços via laminação a frio, foi plotado um gráfico que correlaciona a temperatura com a fração de ferrita e o teor de carbono na austenita, disposto na Figura 28. Além disso foi gerada uma tabela que contém os dados termodinâmicos do aço em diferentes temperaturas. Assim verificou-se que, dada a fração volumétrica de 68,7% de ferrita, temos que a temperatura do tratamento é aproximadamente $744,5^{\circ}\text{C}$. Conforme constatado por Wang *et al.* (2017) o aumento dessa temperatura implica na redução da difusão de carbono na austenita.

Figura 28- Correlação da temperatura com a fração volumétrica de ferrita e o teor de carbono na austenita.



Fonte: Autoria própria

De posse da temperatura do tratamento e dos dados obtidos pela tabela, verificou-se que o material se encontrava pouco acima do campo trifásico, o que é o ideal devido ao menor gasto para aquecer o mesmo e evitando-se também a formação de cementita. Para a temperatura de 744,5°C, o material contém a fração volumétrica e composição das fases de acordo com a Tabela 6. Conforme o esperado observa-se que nesta temperatura, a austenita intercrítica foi enriquecida de carbono e manganês.

Tabela 6- Composição química das fases durante o tratamento de recozimento intercrítico.

Fase	Fração Volumétrica	C	Si	Mn	Al	Cr
Ferrita	68,70 %	0,012	0,271	1,137	1,698	0,148
Austenita (γ_i)	31,30 %	0,677	0,266	3,577	1,187	0,265

Fonte: Autoria própria

De acordo com Mahieu *et al* (2002) *apud* Wang *et al* (2017) a temperatura de início de transformação martensítica M_s no processamento do aço pode ser calculada pela Equação 9 abaixo. Utilizando-se a composição da austenita intercrítica da Tabela 6, a M_s da martensita originada no processamento é 177,50°C, o que confirma a presença de martensita no material no estado como recebido.

$$M_s^{\gamma_i} = 539 - 423(\%C_{\gamma_i}) - 30,4(\%Mn_{\gamma_i}) - 7,5(\%Si_{\gamma_i}) + 30(\%Al_{\gamma_i}) \quad (9)$$

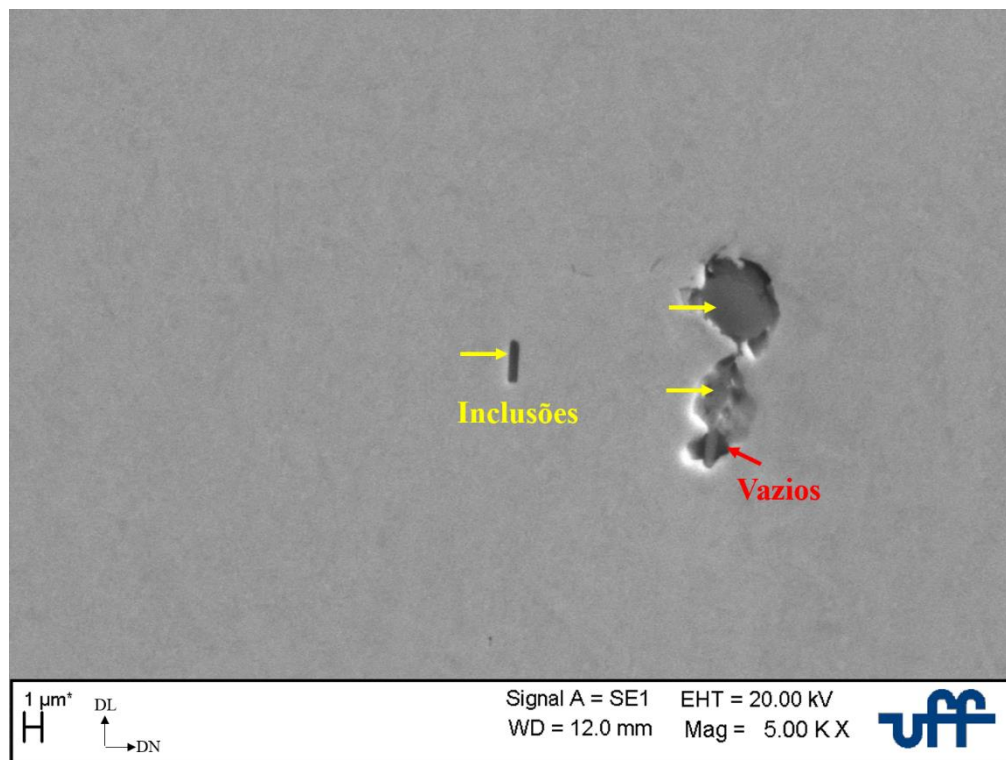
Como limitação do software para o estudo dos aços TRIP, verifica-se a incapacidade de prever fração volumétrica e composição de fases fora do equilíbrio, no caso a martensita e a bainita. Limitando o uso do mesmo apenas na determinação de etapas anteriores a obtenção destas fases. Técnicas de caracterização como a espectroscopia de raios-X de dispersão por comprimento de onda (WDS) é capaz de verificar a composição química das fases presentes no aço TRIP, em especial a da martensita /austenita retida, viabilizando o cálculo da M_s da austenita retida, segundo a Equação 1 na seção 3.2, o esperado é um valor inferior a M_s do processamento, devido ao seu enriquecimento em C e Mn.

5.3 Análise de Sanidade Interna

As inclusões podem afetar as propriedades mecânicas dos materiais, como por exemplo, atuar como concentradoras de tensões afetando a resistência mecânica do material (DIETER; BACON, 2001), desta forma a análise de sanidade interna torna-se relevante.

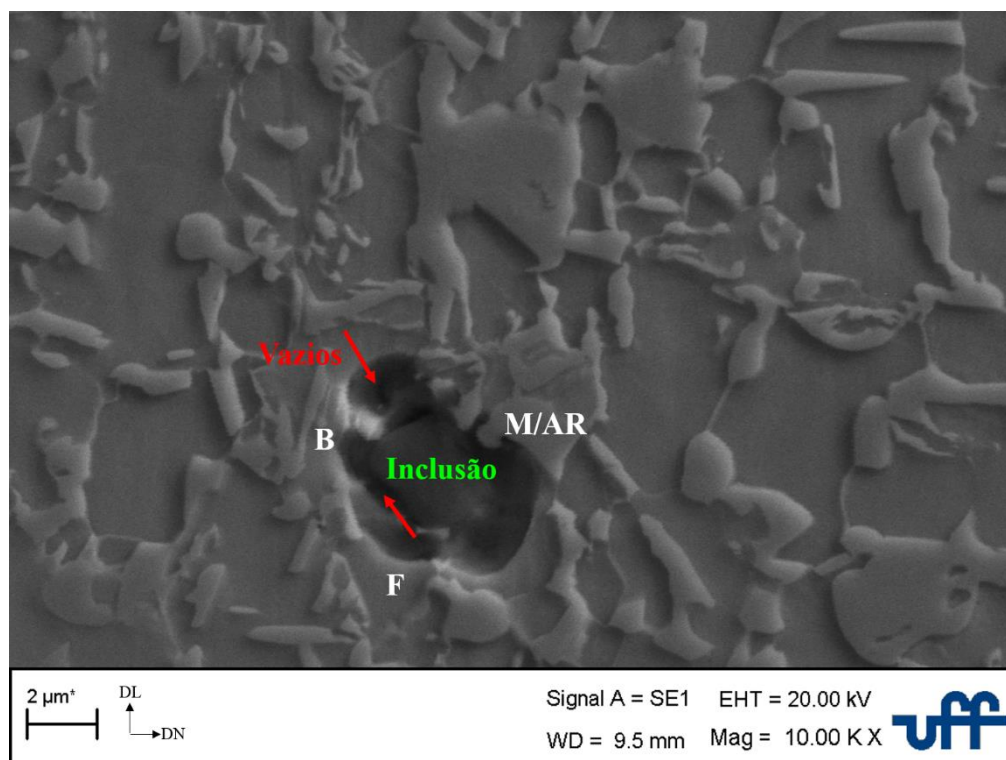
A análise quantitativa das inclusões foi realizada por microscopia óptica e por meio de luz polarizada, permitiu-se classificar as inclusões presentes como tipo B – aluminas, finas e com grau de severidade de 0,5 segundo a norma ASTM E45-13. A análise qualitativa, realizada no MEV, permitiu verificar variadas morfologias das inclusões, arredondadas, facetadas, pequenas e/ou alongadas e a presença de vazios associadas a elas, conforme pode ser verificado na Figura 29. Após o ataque verificou-se que as inclusões causam o rompimento da continuidade da matriz e microconstituintes, sem uma localização preferencial, explicitado na Figura 30. Complementarmente, a análise por EDS revelou a natureza química não metálica das inclusões, contendo além de alumina, carbonetos, óxidos e sulfetos, conforme Tabela 7.

Figura 29- Inclusão na amostra no estado como recebido sem ataque na direção longitudinal.



Fonte: Autoria própria

Figura 30- Inclusão na amostra no estado como recebido na direção longitudinal. Ataque Nital 3% por 15s.



Fonte: Autoria própria

Tabela 7- Resultados da análise por EDS de uma inclusão no aço TRIP780 no estado como recebido.

Elemento	C. normalizada (%massa)	Massa atômica (at. %)
Mg	3,70	4,12
Al	11,47	11,49
S	7,80	6,57
Ca	5,83	3,93
Fe	44,62	21,60

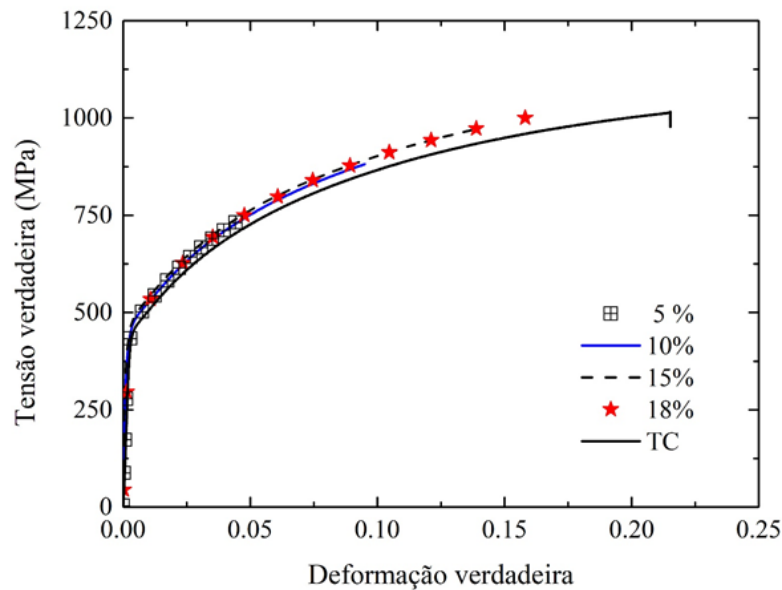
Fonte: Autoria própria

5.4 Comportamento Mecânico

As curvas tensão-deformação verdadeiras obtidas no ensaio de tração contínuo e nos ensaios de tração interrompidos em diferentes níveis crescente de deformação de um dos corpos de prova estão dispostas na Figura 31. É possível observar através das curvas tensão-deformação verdadeira o comportamento típico do aço TRIP780, em que apresenta patamar de escoamento contínuo, elevado limite de escoamento combinado com alto alongamento, resultante do transformação martensítica induzida por deformação (SIMT).

Através do ensaio contínuo, Figura 31, verificou-se um limite de escoamento de 567 MPa, um limite de resistência a tração de 840 MPa, alongamento total de 24,7% e expoente de encruamento de 0,234, assim o produto entre limite de resistência a tração e alongamento total (PSE) é de 20,7 GPa%. O PSE é influenciado pelas frações volumétricas das fases presentes, no presente trabalho, a fração volumétrica das fases mais resistentes, como bainita e martensita, elevam o limite de escoamento, quando comparado a baixa fração de austenita retida, que tem influência menor no alongamento. Assim, o PSE obtido assemelha-se com os das amostras de Wang *et al.* (2017) quando tratadas termicamente a 800°C, que são medianos devido a influência das fases mais resistentes.

Figura 31- Curvas Tensão-Deformação verdadeira do aço TRIP 780 em ensaios contínuo e interrompidos nos níveis de deformação de 5%, 10%, 15% e 18%.

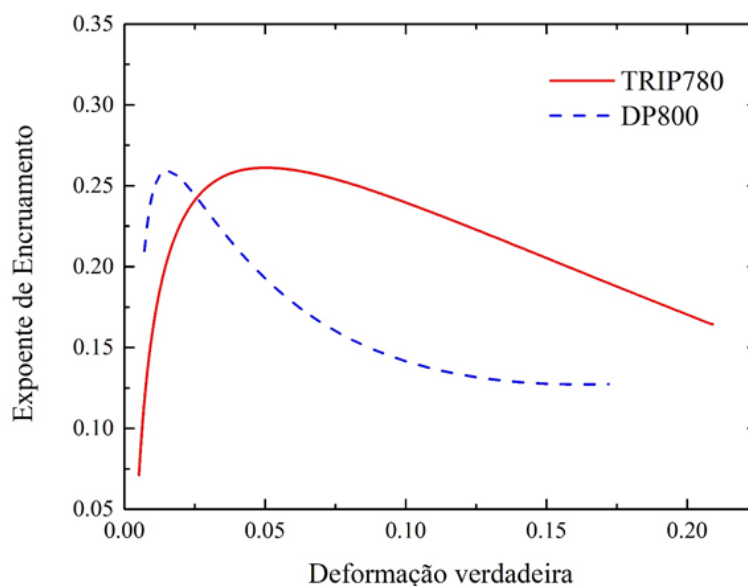


Fonte: Autoria própria

O ensaio de tração realizado foi estático e sob uma baixa taxa de deformação, de modo a evitar acréscimos na temperatura do corpo de prova, preservando a instabilidade da austenita retida. A Figura 32 apresenta o expoente de encruamento instantâneo, calculado através da Equação 10, abaixo, utilizando os dados da curva tensão-deformação verdadeira em relação a variação da deformação plástica verdadeira do aço TRIP780 e do aço DP800, a partir dos dados obtidos por Silveira (2017) em seu trabalho. O expoente de encruamento do TRIP780 revela que fenômeno SIMT ocorreu predominantemente no estágio de deformação plástica uniforme, conforme observado pelos autores em seus trabalhos Wang *et al.* (2017) e Wang *et al.* (2012).

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

Figura 32- Expoente de encruamento instantâneo do aço TRIP780 e DP800 em relação aos níveis de deformação.



Fonte: Autoria própria

Por meio da análise comparativa das curvas do expoente de encruamento instantâneo dos aços TRIP780 e DP800, Figura 32, observa-se que no início da curva o aço DP800 apresenta expoente de encruamento superior ao TRIP780. O expoente de encruamento do aço DP800 cresce até atingir o máximo de 0,259 com 2% de deformação, então decresce abruptamente até romper em cerca de 17,5%. Em contrapartida, o aço TRIP780 tem um crescimento mais gradual do expoente de encruamento até atingir o máximo de 0,261 em 5% de deformação seguido de decaimento suave até romper em 22% de deformação. Apesar do valor máximo de encruamento instantâneo alcançado por ambos os aços sejam iguais, o encruamento máximo do aço TRIP780 foi obtido em maiores níveis de deformação, e este apresentou deformação final superior ao DP800, o que indica maior conformabilidade do aço TRIP780 em relação ao DP800.

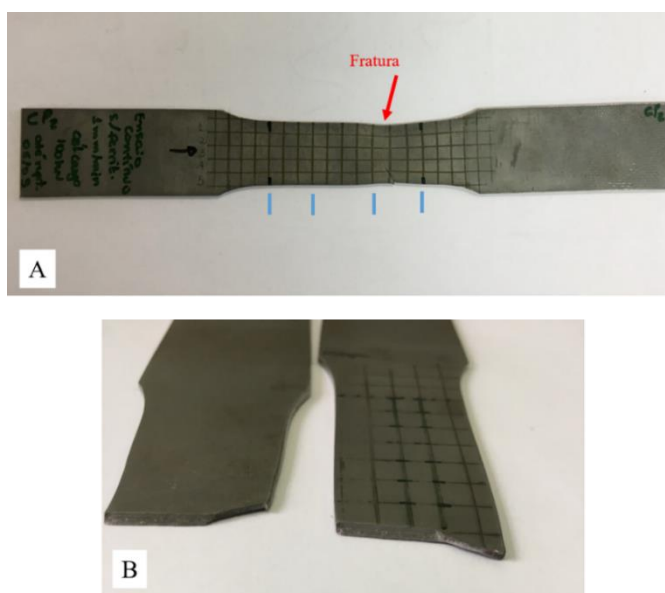
Os comportamentos mecânicos se diferem devido a diferente resposta microestrutural frente a solicitação. Conforme reportado em outros trabalhos (SILVEIRA, 2017), no aço DP800 no primeiro estágio de encruamento ocorre a deformação plástica da matriz ferrítica e no segundo estágio tanto a ferrita (macia), quanto a martensita (dura) e ou a bainita são deformadas plasticamente. O aço DP800 apresentou comportamento mecânico similar ao aço TRIP obtido no tratamento intercrítico a 820°C do trabalho de Wang *et al.* (2017), em virtude da microestrutura com maior fração volumétrica de martensita que a de austenita retida no aço TRIP. Já no aço TRIP780, a

suavidade apresentada no primeiro estágio de encruamento é resultante do efeito SIMT, que permite elevado encruamento em altos níveis de deformação, conforme comprovado pela redução da fração volumétrica de austenita retida e aumento de martensita transformada, já o segundo estágio se mantém suave pois a austenita retida residual termina de se transformar em martensita. O aço TRIP780 apresentou assemelha-se com as amostras tratadas a 770°C e 780°C do trabalho de Wang *et al.* (2017), confirmando que a transição lenta indica efeito TRIP ao longo da deformação uniforme.

5.4.1 Análise Microestrutural após a fratura

O aço TRIP780 apresentou pouca deformação não uniforme e discreto empescoçamento ao final do ensaio de tração uniaxial, no qual a espessura teve pequena variação de 1,45 mm inicial para 1,20 mm após fraturar. Nota-se que a fração volumétrica de austenita retida é baixa no último nível de deformação (18%), assim a fração de austenita retida que se transforma no estágio de deformação não uniforme é tão pequena que justifica o baixo alongamento no empescoçamento (WANG *et al.*, 2012). A fratura ocorreu fora do terço médio, conforme apresentado na Figura 33(A) e foi do tipo mista, de acordo com Figura 33(B). A superfície brilhosa é devido ao cisalhamento nos planos de clivagem característico da fratura frágil, possivelmente associada a fase de elevada dureza, a martensita. A superfície rugosa é devida as microcavidades, característica da fratura dúctil, tipicamente associada a fases macias como ferrita/bainita, na qual houve o coalescimento dos microvazios (UTHAISANGSUK *et al.*, 2009)

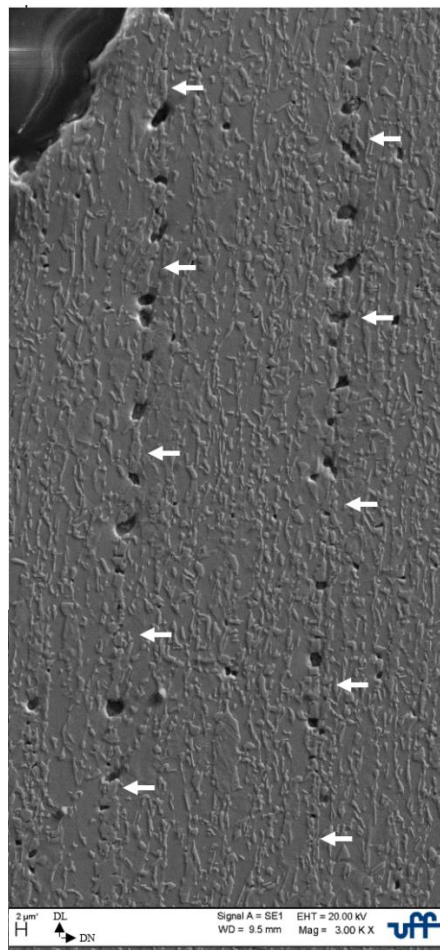
Figura 33- (A) Corpo de prova após fratura e (B) superfície de fratura.



Fonte: Autoria própria

Na figura abaixo é exibida a microestrutura a 220 μm da superfície de fratura. É possível observar o alinhamento dos grãos na direção de carregamento, paralela a direção de laminação (DL), uma sutil estrutura bandeada desses grãos e nas bandas de segunda fase, já presentes no material no estado como recebido, há alta concentração de vazios. Após a fratura é considerado que toda a austenita retida tenha se transformado em martensita.

Figura 34- Microestrutura do aço TRIP780 no após fratura na direção paralela ao eixo de carregamento.



Fonte: Autoria própria

O estudo desenvolvido por Celotto *et al.* (2018) explica o mecanismo de deformação em nível microestrutural. Nos estágios iniciais da deformação plástica, a matriz ferrítica macia se deforma, alongando-se na direção do carregamento, ou seja, direção longitudinal, e contraindo na direção transversal. Nos estágios posteriores de encruamento, antes de atingir o limite de resistência a tração do material, ainda no campo de deformação plástica uniforme, a contração lateral ocasiona a rotação dos grãos ferríticos e conseqüente rotação das fases duras adjacentes, formando a microestrutura

bandeada, o que permite maiores deformações plásticas da ferrita, devido a redução das restrições geométricas ao seu deslizamento. Assim a deformação da matriz ferrítica é localizada e superior a global experimentada pelo corpo de prova. Após o limite de resistência a tração, altas tensões não são acomodadas pelas fases duras, o material passa a experimentar deformação não uniforme, de forma que a concentração de tensões e alongamento extensivo em regiões preferenciais, como a interface das fases duras com a matriz ferrítica macia, ocasionam a nucleação de vazios. Dentre as regiões preferenciais a nucleação de vazios está a rede de contornos de grãos contínuos das fases duras, responsáveis pela microestrutura bandeada no estado como recebido, que se formaram no processamento termomecânico e já estão alinhadas a direção de carregamento. Essa região é susceptível a nucleação de microvazios enquanto a matriz ferrítica ainda está na deformação plástica inicial. Desta forma, a formação de microvazios foi melhor investigada ao longo dos diferentes níveis de deformação uniforme.

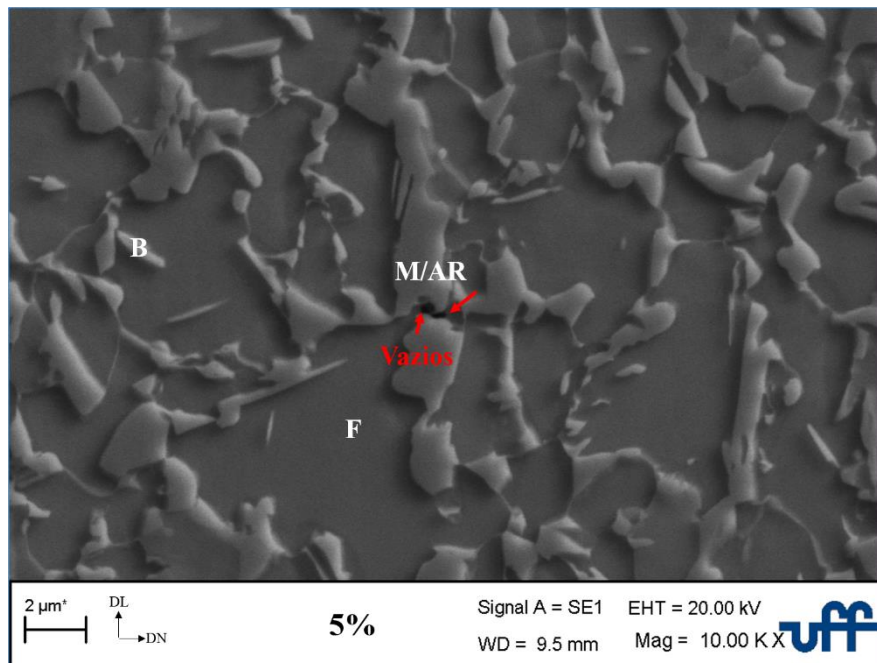
5.5 Análise de Microvazios

A análise de microvazios foi realizada de forma qualitativa e quantitativa. As Figuras 35 a 38 exibem a localização dos microvazios nas microestruturas com 5, 10, 15 e 18% de deformação, respectivamente. Estas imagens permitiram a avaliação qualitativa dos microvazios. É possível observar que os microvazios estão mais aparentes a partir de 10% de deformação, o que evidencia atraso na formação de vazios, devido à expansão volumétrica entre as fases e ao alívio da tensão pela transformação de fase resultante do SIMT (XICHENG *et al.*, 2002). Conforme há a redução da fração volumétrica de austenita retida, há o acréscimo gradual na formação de microvazios, devido a incompatibilidade mecânica na interface da matriz dúctil e fase dura recém-formada de martensita.

Os aços TRIP que apresentam bandejamento martensítico em suas microestruturas iniciais ou formados com a deformação são susceptíveis a nucleação de microvazios em níveis iniciais de deformação e posteriores nessas regiões, sendo estes vazios transferidos através delas (CELOTTO *et al.*, 2018). Considerando regiões não bandeadas, para baixos níveis de deformação a nucleação de vazios ocorre devido a diferença do comportamento mecânico das fases existentes e das fases transformadas e/ou em regiões concentradoras de tensões, como regiões angulosas das fases duras, já em altos níveis de deformação, a nucleação ocorre ao redor de inclusões, na interfase ferrita e

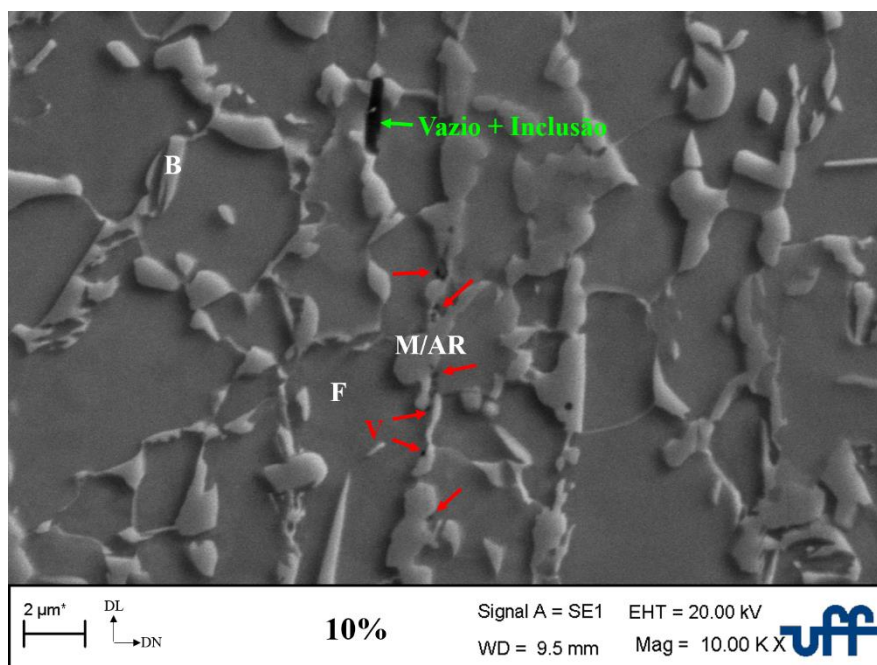
martensita/austenita retida e nos contornos de grão da ferrita (UTHAISANGSUK *et al.*, 2009).

Figura 35- Microvazios após deformação de 5%.



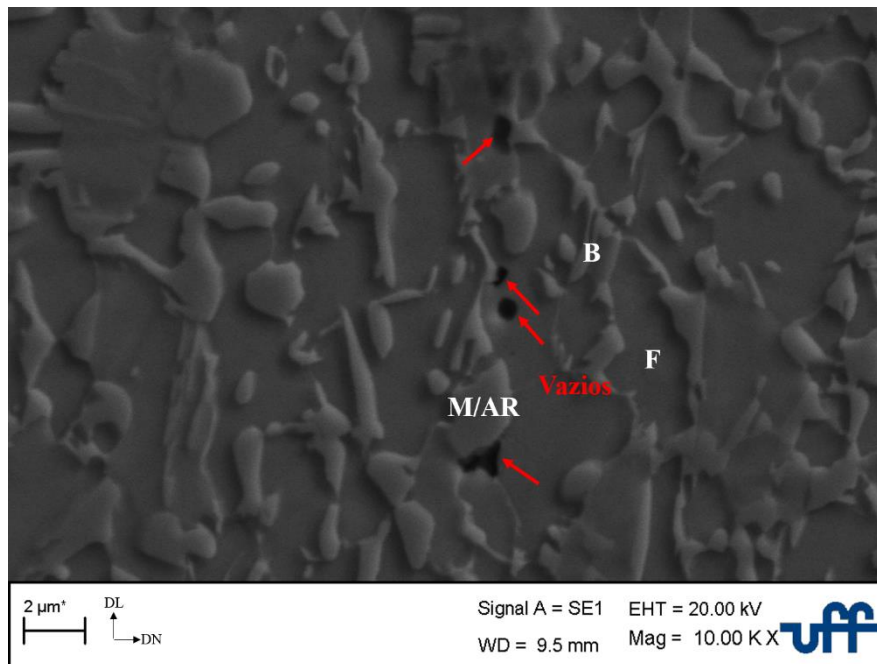
Fonte: Autorial própria

Figura 36- Microvazios após deformação de 10%.



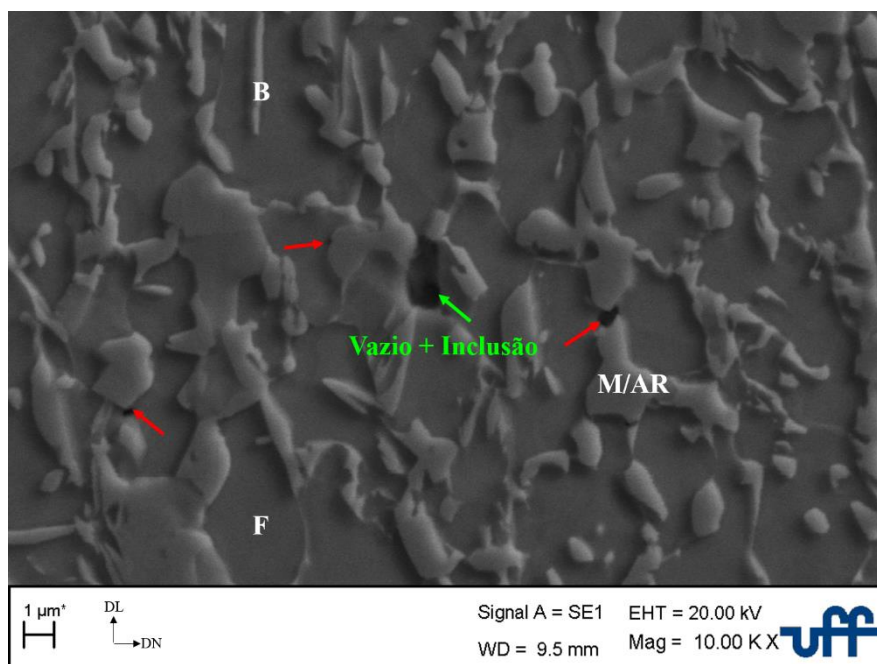
Fonte: Autorial própria

Figura 37- Microvazios após deformação de 15%.



Fonte: Autorial própria

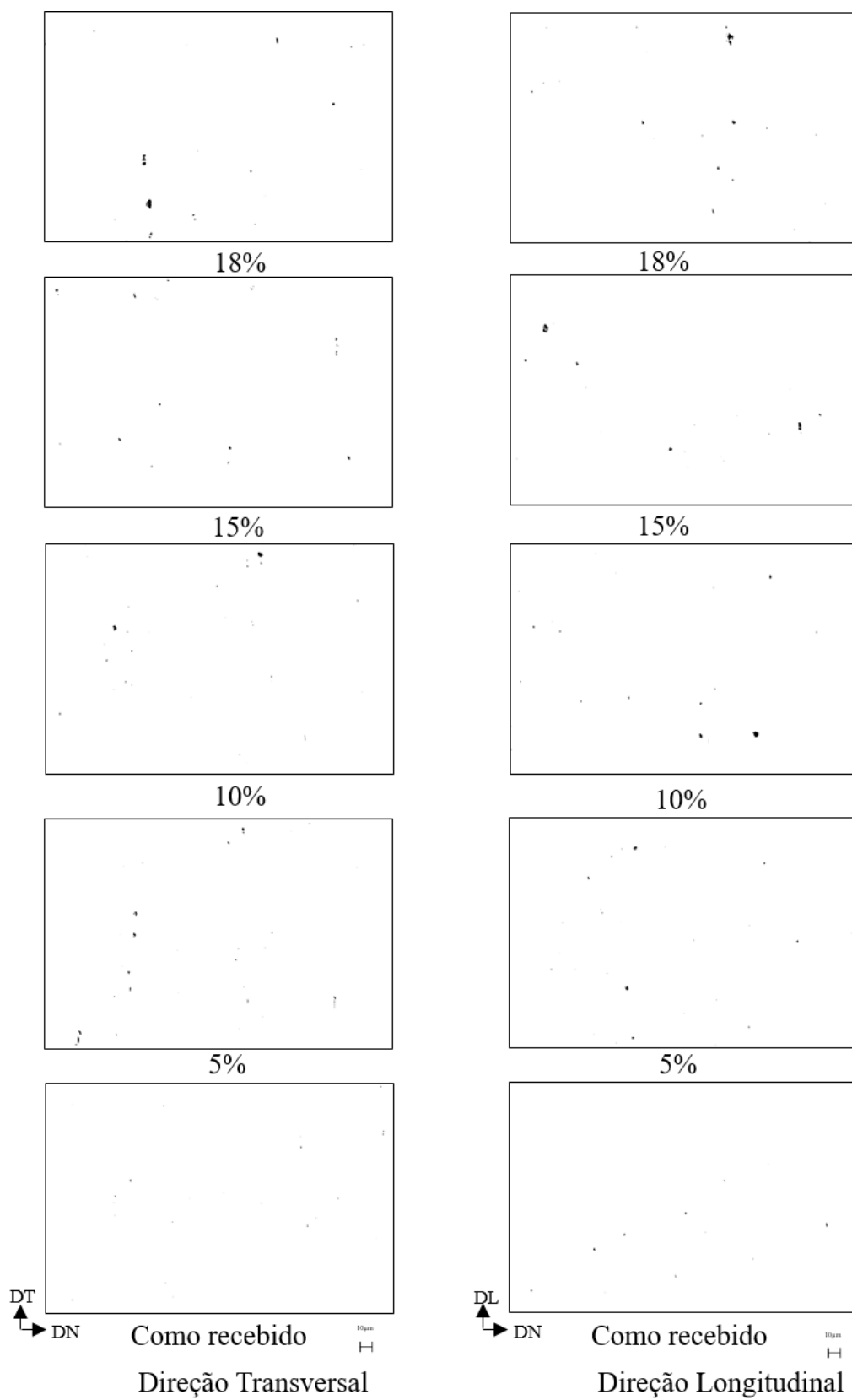
Figura 38- Microvazios após deformação de 18%.



Fonte: Autorial própria

A análise quantitativa dos microvazios foi realizada por meio da binarização das imagens no software imageJ. A Figura 39 apresenta a evolução binarizada dos microvazios nas amostras transversais e longitudinais, desde o estado como recebido, sem deformação e em níveis de deformação crescente de 5, 10, 15 e 18%.

Figura 39- Amostras na direção transversal (esq.) e longitudinal (dir.) binarizadas.

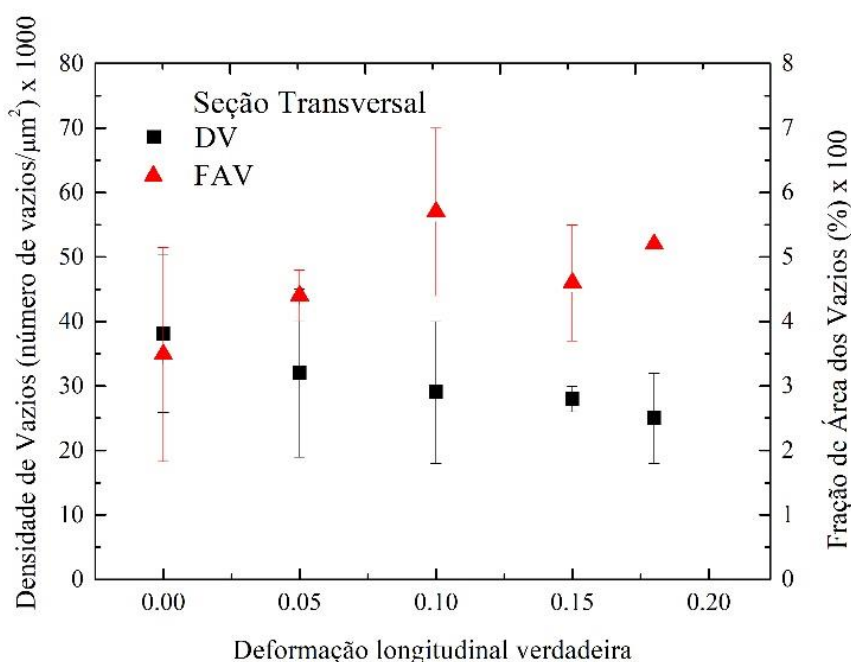


Fonte: Autoria própria

As Figuras 40 a 43 apresentam os resultados dos parâmetros quantificação dos microvazios: densidade de vazios (DV), fração de área (FAV), tamanho médio (TMV) e análise de aspecto (RAV), respectivamente. É possível observar que o mecanismo dominante na formação dos vazios é sensível a orientação angular das amostras, transversal ou paralela a direção de solicitação e ao nível de deformação, sendo considerado baixo nível de deformação 5 e 10%, intermediário 15% e elevado 18%.

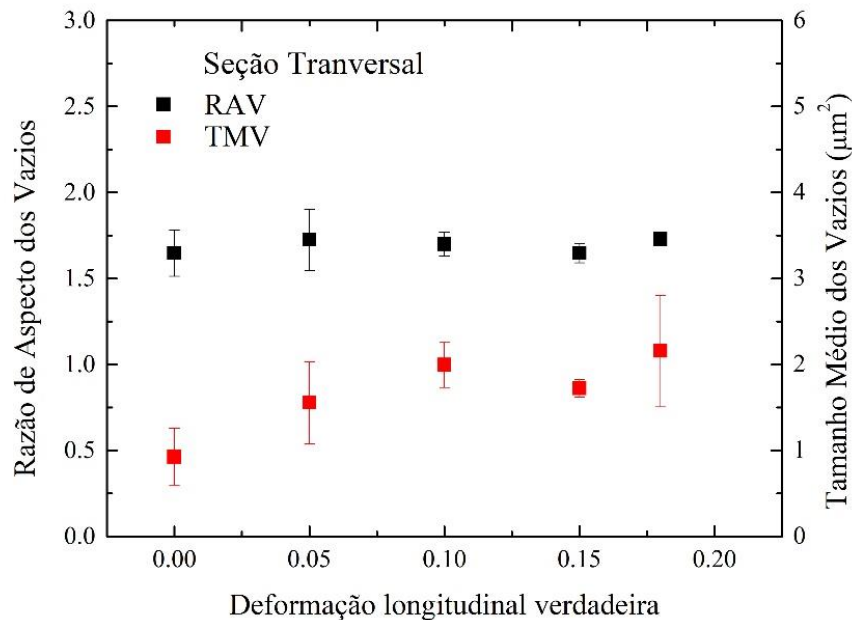
Nas Figuras 40 e 41 observa-se na direção transversal, que do estado como recebido até 10% de deformação a densidade de vazios diminuiu e tanto a fração de área como o tamanho médio dos vazios aumentaram, o que indica que ocorreu o crescimento e coalescimento dos vazios existentes. No intervalo de 10 a 15% de deformação, a tendência é invertida, em que ocorre aumento da densidade de vazios e decréscimo da fração de área e tamanho médio dos vazios, assim o mecanismo predominante foi de formação/nucleação de novos vazios com pequena área. Ao atingir nível intermediário e elevado de deformação, 15 a 18%, o material apresenta o mesmo comportamento inicial, em que o mecanismo de crescimento e coalescimento de vazios volta a predominar, devido a redução da densidade de vazios acompanhada do aumento da fração de área e tamanho médio dos vazios.

Figura 40- Densidade de vazios e fração de área dos vazios na secção transversal



Fonte: Autoria própria

Figura 41- Razão de aspecto e tamanho médio dos vazios na secção transversal

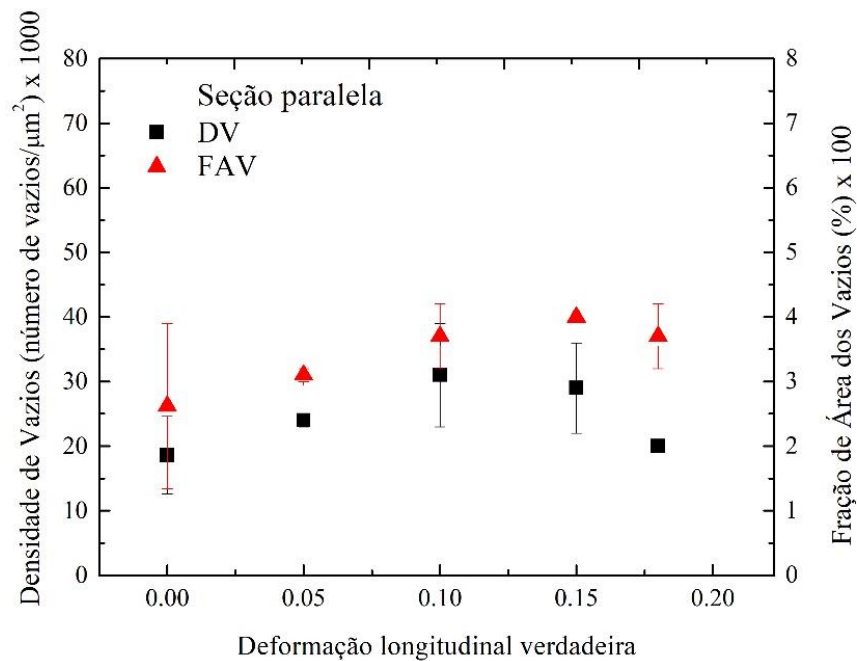


Fonte: Autoria própria

Nas Figuras 42 e 43 , na direção longitudinal, do estado como recebido até 10% de deformação , houve um aumento da densidade de vazios, evidenciando o processo de nucleação de vazios, porém também ocorreu o aumento da fração de área, típico do mecanismo de crescimento e coalescimento dos vazios, e através da análise do tamanho médio, que sofreu uma sutil variação, é possível inferir que não houve predominância de nenhuma etapa, e sim que a nucleação, crescimento e coalescimento de vazios ocorreram juntos e de forma balanceada.

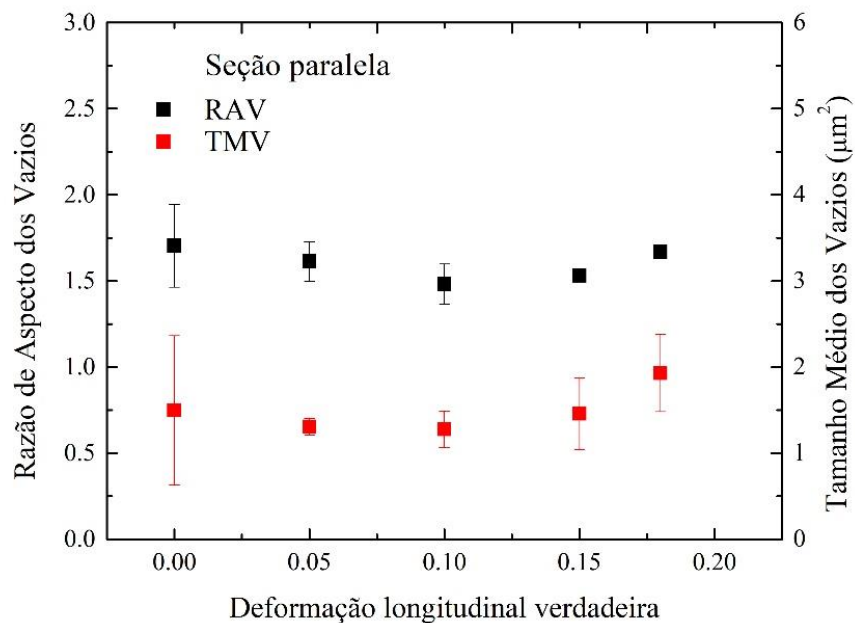
No intervalo de 10 a 18%, do nível intermediário ao elevado de deformação, houve decréscimo da densidade de vazios, aumento da fração de área e acentuado aumento do tamanho médio dos vazios, o que significa que a etapa de crescimento e coalescimento foi predominante. Para ambas as direções, em altos níveis de deformação, os parâmetros indicam crescimento e coalescência de vazios, conforme o esperado. A análise de aspecto em ambas as direções analisadas, bem como no estado recebido e em todos os níveis de deformação apresentaram valores superiores a 1,0, o que indica formato elipsoidal dos vazios, em que o comprimento é maior que a largura.

Figura 42- Densidade de vazios e fração de área dos vazios na secção paralela



Fonte: Autoria própria

Figura 43- Razão de aspecto e tamanho médio dos vazios na secção paralela

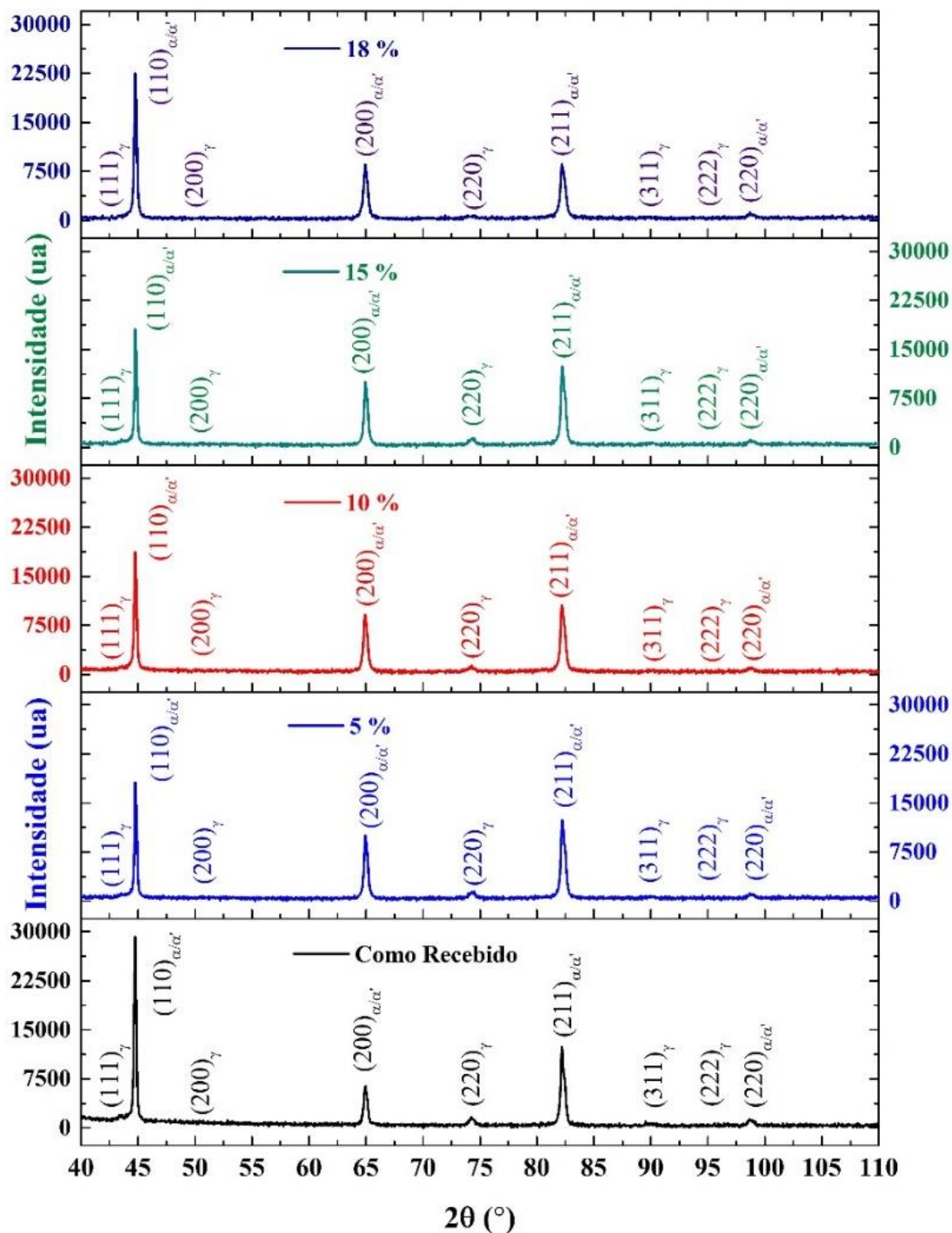


Fonte: Autoria própria

5.6 Caracterização por Difração de Raios-X

A análise dos difratogramas obtidos pela técnica de difração de raios-X, realizadas empregando-se o software PowderCell, consistiu no melhor ajuste entre as curvas teórica das fases presentes no material com as experimentais obtidos através do refinamento de Rietveld, fornecendo a fração volumétrica das fases austenita e ferrita/martensita. Os difratogramas do aço TRIP780 da condição do estado como recebido e nos níveis de deformação crescentes estão apresentados na Figura 44. Observa-se que com o aumento dos níveis de deformação foi acompanhado do decréscimo da intensidade dos picos de austenita retida (111) γ , (200) γ , (220) γ , (311) γ e (222) γ , o que indica que ocorreu o SIMT. Devido aos picos de ferrita e martensita serem coincidentes, a variação na intensidade dos picos ferrita / martensita foi discreta, uma vez que sofre a influência tanto do encruamento da ferrita, quanto da variação volumétrica da martensita transformada. As frações volumétricas calculadas a partir da integração dos picos de intensidade equivale $V_{\gamma} + V_{\alpha/\alpha'} = 1$. Desta forma, a fração volumétrica da austenita retida AR% (respectivamente F/M%) obtido no estado como recebido é 7,9% (92,1%), e nas amostras em níveis crescentes de deformação, 5%, 10%, 15% e 18% foi de $6,0 \pm 0,1\%$ ($94,0 \pm 0,1\%$), $3,8 \pm 0,1\%$ ($96,2 \pm 0,1\%$), $3,1 \pm 0,4\%$ ($96,9 \pm 0,4\%$) e $2,6 \pm 0,3\%$ ($97,4 \pm 0,3\%$), respectivamente.

Figura 44- Difratogramas do aço TRIP 780 no estado como recebido e nos níveis de deformação de 5%, 10%, 15% e 18%.



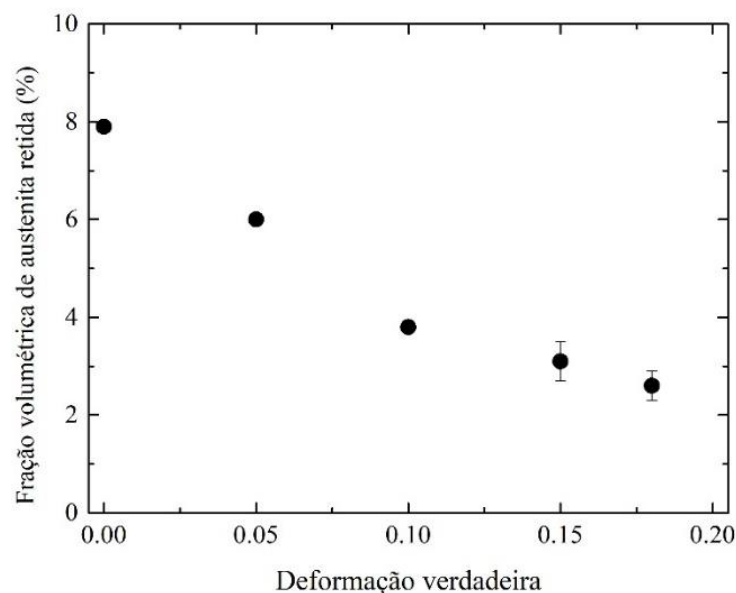
Fonte: Autoria própria

A Figura 45 abaixo exibe o comportamento da austenita retida sob os níveis crescentes de deformação a partir do estado como recebido. Nota-se que do estado como recebido até o nível de 10% de deformação há um decréscimo proeminente de austenita retida, seguido de lenta saturação até o último nível de deformação. O mesmo

comportamento observado foi no estudo do TRIP CMnSi e CMnAl (GNÄUPEL-HEROLD; CREUZIGER, 2011; JACQUES *et al.*, 2007) através de análises de raios-X e difração de nêutrons na determinação da fração volumétrica e fração de massa da austenita retida após ensaio de tração uniaxial. A fração da martensita transformada(α') foi calculada a partir da fração volumétrica de austenita retida e está apresentada em relação a quantidade de deformação a que o material foi submetido na Figura 46.

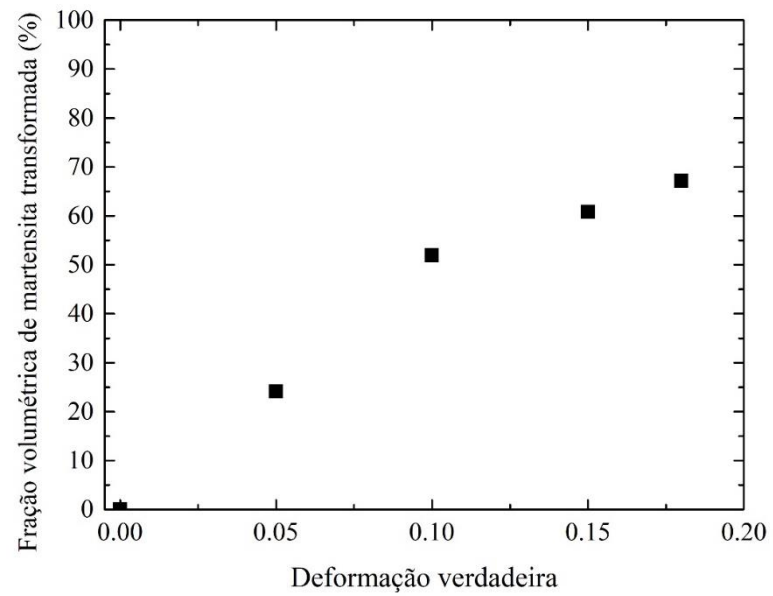
Considerando que o ensaio de tração foi realizado na temperatura ambiente de 25°C, taxa de deformação nominal de 1 (mm/mn)/60 (mm) $\sim 2.8 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$, que é relativamente baixa, e portanto uma vez que assumido o processo de deformação quase-isotérmica em que a austenita retida é mais instável, a cinética SIMT é claramente mais pronunciada até níveis de deformação intermediários, como indicado na Figura 45. Medidas magnéticas realizadas em amostras mais largas com ajuda de um ferritoscópio comercial (KIM *et al.*, 2015) apresentam o mesmo comportamento cinético de transformação da martensita obtido para folha de aço TRIP780 comercial avaliada em 25, 60 e 100°C em tração uniaxial, tração biaxial, deformação plana, cisalhamento simples e compressão uniaxial.

Figura 45- Fração volumétrica de austenita retida no aço TRIP 780 em função dos níveis de deformação.



Fonte: Autoria própria

Figura 46- Fração volumétrica de martensita formada calculada a partir da transformação da austenita retida no aço TRIP 780 em função dos níveis de deformação.



Fonte: Autoria própria

6 CONCLUSÕES

Nesta dissertação, foram avaliadas as propriedades mecânicas e os mecanismos de dano de uma chapa revestida de aço TRIP780 no estado não deformado (no estado como recebido) e em níveis crescentes de pré-deformação por carregamento de tração uniaxial (ensaios interrompidos). Com os procedimentos propostos, foi possível determinar que o processo de ruptura é governado por mecanismos de nucleação, crescimento e coalescência de microvazios que governam a conformabilidade deste tipo de aço. As principais conclusões do trabalho são:

1. O material no estado como recebido apresentou-se com microestrutura típica do aço TRIP780, com matriz ferrítica e nos contornos de grão ilhas de bainita e martensita/austenita retida (M/AR). Foram observados bandeamentos do microconstituente M/AR na microestrutura no estado como recebido. Tal bandeamento, resultante da laminação, atua como sítios preferenciais na formação de microvazios.
2. Nos níveis iniciais de deformação uniforme a variação da fração volumétrica de austenita retida foi mais acelerada decresceu de 7,9% no estado como recebido para 3,8% em 10% de deformação verdadeira, seguido de lenta saturação nos níveis de 15 a 18% de deformação, terminando com 2,6%.
3. A fração volumétrica de martensita transformada a partir da austenita retida apresentou rápido aumento nos níveis iniciais de deformação plástica até 51,9% até o nível intermediário de 10% de deformação e saturou com 67,1% em 18% de deformação.
4. A análise do expoente de encruamento instantâneo revelou os efeitos da transformação martensítica induzida por deformação da austenita retida, a qual é responsável pela melhoria da conformabilidade deste aço TRIP, graças a uma rápida taxa de

encruamento com valor máximo em 5% de deformação verdadeira acompanhado de um lento decréscimo, em conformidade com os comportamentos observados tanto de austenita retida quanto de martensita transformada.

5. Em menores níveis de deformação verdadeira, até cerca de 5%, o mecanismo de crescimento e coalescimento de microvazios prevaleceu na direção transversal, e a nucleação e coalescimento na direção longitudinal (alinhada a direção de sollicitação), indicando que a ligeira transformação martensítica induzida por deformação é responsável por atrasar a nucleação de novos vazios. Neste nível de deformação, os microvazios foram observados ora no bandeamento microestrutural ora na interface da ferrita e martensita/austenita retida assim como ao redor das inclusões.
6. Em níveis intermediários e elevados de deformação verdadeira em tração uniaxial, o processo de nucleação de microvazios prevaleceu na seção transversal entre 10 e 15% de deformação seguido de crescimento e coalescimento, enquanto que na direção longitudinal, o mecanismo de crescimento e coalescimento predominou de 10 até 18%. Os microvazios também foram observados no bandeamento de segunda fase, associados a inclusões e da martensita recém-formada, e na matriz ferrítica.

7 SUGESTÕES PRA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a variação da fração volumétrica das fases no níveis de deformação através da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD).
- Realizar análise química das fases presentes por WDS, em especial da austenita retida e assim determinar sua Ms.
- Investigar a influência da variação das taxas de deformação e temperatura no SIMT no ensaio de tração com vídeo-extensômetro e medidas de temperatura por termopar ou infravermelho.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ARCELLORMITAL. **Automotive Product Offer Europe**. [s.l.] ArcelorMittal, 2 fev. 2017.

ASTM E45-13. **Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel**. [s.l.] ASTM International, [s.d.]. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E45-13>>. Acesso em: 28 jun. 2019b.

ASTM E562. **Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**. [s.l.] ASTM International, [s.d.]. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?E562-11>>. Acesso em: 28 jun. 2019a.

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.

DIETER, G. E.; BACON, D. **Mechanical metallurgy**. SI metric ed ed. London: McGraw-Hill, 2001.

DING, W.; HEDSTRÖM, P.; LI, Y. Heat treatment, microstructure and mechanical properties of a C–Mn–Al–P hot dip galvanizing TRIP steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 674, p. 151–157, set. 2016.

FERRER, M. H. **Estudo das Transformações de Fase de Aços TRIP ao Si-Mn Microligados com Nb**. Tese de Doutorado—São Paulo: Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 20 jun. 2003.

FUKUGAUCHI, C. S. **Metodologia para Caracterização Metalográfica de um Aço TRIP por Microscopia Óptica**. Dissertação de Mestrado—Guaratinguetá: Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010.

GNÄUPEL-HEROLD, T.; CREUZIGER, A. Diffraction study of the retained austenite content in TRIP steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 528, n. 10–11, p. 3594–3600, abr. 2011.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. p. 26–42, dez. 2008.

JACQUES, P. J. et al. Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. **Acta Materialia**, v. 55, n. 11, p. 3681–3693, jun. 2007.

JIS Z 2201. **Test pieces for tensile test for metallic materials**. [s.l.] Japanese Standards Association, [s.d.].

KEELLER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J. **Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0**WorldAutoSteel, , abr. 2017.

KIM, H. et al. Experiment and modeling to investigate the effect of stress state, strain and temperature on martensitic phase transformation in TRIP-assisted steel. **Acta Materialia**, v. 97, p. 435–444, set. 2015.

LI, Z. C. et al. Mechanical properties and deformation behavior in hot-rolled 0.2C-1.5/3Al-8.5Mn-Fe TRIP steel: The discontinuous TRIP effect. **Materials Science and Engineering: A**, v. 673, p. 63–72, set. 2016.

MIGUEL-EGUÍA, V. et al. A Procedure Based on Magnetic Induction to Evaluate the Effect of Plastic Deformation by Multiaxial Stresses on TRIP Steels. **Materials Science Forum**, v. 713, p. 1–6, fev. 2012.

SAMEI, J. et al. Influence of strain path on nucleation and growth of voids in dual phase steel sheets. **Materials & Design**, v. 92, p. 1028–1037, fev. 2016.

SILVA, C. S. DA. **Formação e Reversão da Martensita Induzida por Deformação nos Aços Inoxidáveis Austeníticos 304L e 201LN**. Dissertação de Mestrado—Rio de Janeiro: Instituto Militar de Engenharia, 2017.

SILVEIRA, L. B. DA. **Análises Mecânica e Microestrutural de Chapas de Aços Bifásicos FP600 e DP800**. Dissertação de Mestrado—Volta Redonda, RJ: Universidade Federal Fluminense, Escola de Engenharia Industrial de Volta Redonda, 2017.

UTHAISANGSUK, V.; PRAHL, U.; BLECK, W. Failure modeling of multiphase steels using representative volume elements based on real microstructures. **Procedia Engineering**, v. 1, n. 1, p. 171–176, jul. 2009.

WANG, H. et al. Microstructure and mechanical properties of hot-rolled and heat-treated TRIP steel with direct quenching process. **Materials Science and Engineering: A**, v. 702, p. 350–359, ago. 2017.

WANG, W. et al. The study on the threshold strain of microvoid formation in TRIP steels during tensile deformation. **Materials Science and Engineering: A**, v. 546, p. 272–278, jun. 2012.

XICHENG, W. et al. On the tensile mechanical property of Si-Mn TRIP steels at high strain rate. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 15, p. 285–294, 2002.

XU, P. G. et al. Evaluation of austenite volume fraction in TRIP steel sheets using neutron diffraction. **Materials Characterization**, v. 127, p. 104–110, maio 2017.