

SAMUEL DAVI VIEIRA BONIFÁCIO

**AVALIAÇÃO DA ESTAMPABILIDADE DE AÇOS
AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA PARA
COMPONENTES DE SEGURANÇA VEICULAR**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2025

SAMUEL DAVI VIEIRA BONIFÁCIO

**AVALIAÇÃO DA ESTAMPABILIDADE DE AÇOS AVANÇADOS DE
ALTA RESISTÊNCIA PARA COMPONENTES DE SEGURANÇA
VEICULAR**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr.-Ing. Sinésio Domingues Franco

UBERLÂNDIA – MG

2025

Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU
com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

B715
2025

Bonifácio, Samuel Davi Vieira, 1993-
Avaliação da estampabilidade de aços avançados de alta
resistência para componentes de segurança veicular [recurso
eletrônico] / Samuel Davi Vieira Bonifácio. - 2025.

Orientador: Sinésio Domingues Franco.
Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia,
Pós-graduação em Engenharia Mecânica.
Modo de acesso: Internet.
DOI <http://doi.org/10.14393/ufu.di.2025.646>
Inclui bibliografia.
Inclui ilustrações.

1. Engenharia mecânica. I. Franco, Sinésio Domingues, 1962-,
(Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Pós-graduação
em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:
Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091
Nelson Marcos Ferreira - CRB6/3074



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica

Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-
MG, CEP 38400-902

Telefone: (34) 3239-4282 - www.posmecanicaufu.com.br - secposmec@mecanica.ufu.br



ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Dissertação de Mestrado Acadêmico, nº 662, PPGEM				
Data:	30/06/2025	Hora de início:	14:00	Hora de encerramento:	16:40
Matrícula do Discente:	12312EMC015				
Nome do Discente:	Samuel Davi Vieira Bonifácio				
Título do Trabalho:	Avaliação da estampabilidade de aços avançados de alta resistência para uso em componentes de segurança veicular				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Tribologia e Materiais				
Projeto de Pesquisa de vinculação:	Avaliação do desempenho de aços avançados de alta resistência nacionais para uso de componentes de segurança veicular				

Reuniu-se por videoconferência a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Prof. Dr. Marcelo Falcão de Oliveira - USP; Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho - UFU e Prof. Dr. Sinésio Domingues Franco - UFU; orientador do candidato.

Iniciando os trabalhos, o presidente da mesa, Dr. Sinésio Domingues Franco, apresentou a Comissão Examinadora e o candidato, agradeceu a presença do público, e concedeu ao Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação do Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir, o senhor presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos examinadores, que passaram a arguir o candidato. Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o candidato:

Aprovado.

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre.

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna

da UFU.

Nada mais havendo a tratar, foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Sinesio Domingues Franco, Professor(a) do Magistério Superior**, em 30/06/2025, às 16:47, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Waldek Wladimir Bose Filho, Usuário Externo**, em 02/07/2025, às 09:00, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Marcelo Falcão de Oliveira, Usuário Externo**, em 02/07/2025, às 09:30, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **6440343** e o código CRC **741FD70E**.

Referência: Processo nº 23117.042031/2025-92

SEI nº 6440343

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus, fonte inesgotável de força e sabedoria, que guiou meus passos e renovou minhas energias nos momentos desafiadores desta trajetória.

À minha amada Anna Karolina, por seu amor incondicional, paciência e apoio constante. Você foi luz nos momentos difíceis, inspiração nas horas de dúvida e parceira incansável nesta caminhada. Sua presença tornou essa conquista ainda mais significativa.

Sou profundamente grato aos meus pais João Bonifácio e Valéria Bonifácio, cujo amor, ensinamentos e exemplo de perseverança me sustentaram desde o início. Vocês me mostraram o valor do esforço, da humildade e da honestidade, pilares essenciais para minha formação pessoal e acadêmica.

Ao meu orientador, Prof. Dr.-Ing. Sinésio Domingues Franco, agradeço pela orientação rigorosa e pelo exemplo de profissionalismo, ética e dedicação que marcaram minha formação. Agradeço por abrir as portas do Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD), proporcionando um ambiente propício para meu crescimento como pesquisador.

Ao Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, meu sincero reconhecimento pelo apoio constante, pelas discussões enriquecedoras e pelas orientações fundamentais que contribuíram para o aprimoramento deste trabalho.

Aos alunos de iniciação científica Pedro Henrique Salvador, Stella Soares e Neves Manuel Pedro, meu muito obrigado pela colaboração dedicada na execução dos ensaios, que foi decisiva para o desenvolvimento das análises.

Agradeço à equipe da Usiminas formada por Marta Barbosa Alvim, Tairine Berbert Tavares e Werner Aredes Matos, pelo suporte técnico e orientação especializada nos ensaios de estampagem. Meu reconhecimento especial ao Marco Antonio Wolff, pela generosidade em abrir as portas da Usiminas para a realização dos testes, e ao Marcus Vinicius Pereira Arruda, pelo acompanhamento atento e pelas valiosas contribuições que esclareceram questões técnicas importantes.

Agradeço à General Motors do Brasil pela colaboração neste trabalho, especialmente pela cessão dos materiais utilizados nos ensaios e pelo apoio técnico prestado durante as etapas do projeto.

Aos técnicos de laboratório Jefferson Caetano, Afrânio Vieira, Márcio Cristino e Carol Xavier, deixo minha gratidão pela excelência no preparo das amostras e na produção dos corpos de prova.

Ao engenheiro e amigo Igor Fernando Martins de Souza, meu agradecimento pela parceria inestimável ao longo da pesquisa. Compartilhamos horas de preparação de amostras, simulações e análises de EBSD, e seu apoio técnico e moral foi fundamental para superar os desafios desta jornada.

Agradeço também a todos os engenheiros do LTAD que, direta ou indiretamente, contribuíram para o meu desenvolvimento técnico e pessoal. Cada discussão, orientação, troca de experiência e apoio, mesmo nos momentos mais simples do dia a dia, foram fundamentais para que eu pudesse superar desafios e aprimorar minhas habilidades como pesquisador. Sou grato por fazer parte desse ambiente colaborativo e por poder aprender com profissionais tão dedicados e competentes.

À Universidade Federal de Uberlândia e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, agradeço a oportunidade, estrutura e suporte que viabilizaram a realização deste trabalho.

Por fim, agradeço a todos os amigos, colegas, familiares e demais colaboradores que, de alguma forma, contribuíram para a concretização deste sonho. A cada um, minha sincera gratidão.

BONIFÁCIO, S. D. V. **Avaliação da Estampabilidade de Aços Avançados de Alta Resistência para Componentes de Segurança Veicular**. 2025. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia – MG.

RESUMO

Neste trabalho foi avaliada a estampabilidade de cinco aços avançados de alta resistência, designados por DP780, TRIP780 e TRIP1000 — voltados para aplicações em segurança veicular. Para isso, foram realizadas caracterizações microestruturais por meio de metalografia, fração volumétrica de fases, análise de textura cristalográfica e morfologia das fases. Em seguida, foram conduzidos ensaios mecânicos e de estampabilidade, organizados em três linhas de investigação: i) avaliação das propriedades mecânicas com ensaios de tração, microdureza, impacto miniCharpy, dobramento e Small Punch Test, visando avaliar o comportamento em diferentes direções da laminação; ii) caracterização da estampabilidade com base nos ensaios de estiramento Erichsen, curva limite de conformação (CLC), expansão de furo cônico e razão limite de estampagem (RLE); iii) análise da correlação entre os parâmetros microestruturais e o desempenho nos ensaios de estampabilidade. Os resultados indicaram que: i) os aços DP780 M, DP780 S e TRIP780 apresentaram a melhor combinação de propriedades mecânicas e de estampabilidade; ii) o aço TRIP1000, apesar de sua elevada resistência mecânica, demonstrou menor capacidade de absorção de energia e menor conformabilidade, em razão da sua microestrutura e menor expoente de encruamento; iii) fatores como a homogeneidade microestrutural, distribuição de microdureza e presença de austenita retida foram importantes para o desempenho em estampagem. A partir dessas análises, o trabalho contribui para o entendimento da influência da microestrutura na estampabilidade dos aços avançados de alta resistência.

Palavras-Chave: Aços avançados de alta resistência, Caracterização microestrutural, Estampabilidade, Conformação e Propriedades mecânicas.

BONIFÁCIO, S. D. V. B. **Evaluation of the Formability of Advanced High-Strength Steels for Vehicle Safety Components.** 2025. Dissertation, Federal University of Uberlândia, Uberlândia – MG.

Abstract

This study evaluated the formability of five advanced high-strength steels, designated as DP780, TRIP780, and TRIP1000 — intended for vehicle safety applications. To this end, microstructural characterisations were carried out through metallography, phase volume fraction analysis, crystallographic texture assessment, and phase morphology examination. Subsequently, mechanical and formability tests were conducted, organised into three lines of investigation: i) evaluation of mechanical properties using tensile testing, microhardness, mini-Charpy impact, bending, and Small Punch Test, aiming to assess behaviour in different rolling directions; ii) characterisation of formability based on Erichsen stretch, forming limit curve (FLC), conical hole expansion, and limiting drawing ratio (LDR) tests; iii) analysis of the correlation between microstructural parameters and performance in formability tests. The results indicated that: i) DP780 M, DP780 S, and TRIP780 steels exhibited the best combination of mechanical properties and formability; ii) although TRIP1000 showed high mechanical strength, it demonstrated lower energy absorption capacity and poorer formability, due to its microstructure and lower strain hardening exponent; iii) factors such as microstructural homogeneity, microhardness distribution, and the presence of retained austenite were important for stamping performance. These findings contribute to a better understanding of how microstructure influences the formability of advanced high-strength steels.

Key Words: Advanced High-Strength Steels, Microstructural Characterization, Stampability, Formability and Mechanical Properties.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Aplicações de aços avançados nas estruturas dos automóveis (Asghari et al., 2013).	3
Figura 2 - Comparação de propriedades mecânicas entre algumas classes de AHSS (Adaptada de WorldAutoSteel, 2025).	7
Figura 3 - Curva TTT para formação do aço DP (Bleck; Phiu-On, 2005).	11
Figura 4 - Curva TTT para o processo de fabricação dos aços TRIP (Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020).	12
Figura 5 - Como os elementos de liga influenciam o comportamento de transformação durante o recozimento contínuo (Bleck; Phiu-On, 2005).	13
Figura 6 - Dureza Vickers da martensita em função do teor de carbono (Bouaziz; Zurob; Huang, 2013).	14
Figura 7 - Relação da fração volumétrica de martensita e teor de carbono com a resistência do material (Bouaziz; Zurob; Huang, 2013).	14
Figura 8 - Ensaio de dobramento evidenciando a região de compressão, tração, linha neutra e a linha de dobramento (WorldAutoSteel, 2025).	15
Figura 9 - Representação esquemática do dispositivo de ensaio de estiramento Erichsen (Kocańda; Jasiński, 2016b)	17
Figura 10 - Deformações principais e secundárias das elipses formadas durante o processo de conformação (Paul, 2021).	19
Figura 11 - Variação da curva limite de conformação em relação à variação do índice de encruamento (Paul, 2021).	20
Figura 12 - Representação esquemática da curva limite de conformação, evidenciando as zonas de comportamento da chapa durante a conformação. Começando com a zona de alongamento insuficiente, enrugamento, tendência ao enrugamento, região de conformação segura, afinamento excessivo e falha. Modificado de (Paul, 2021).	21
Figura 13 - Corpo de prova submetido ao ensaio LDR, evidenciando as principais regiões de deformação durante o processo de estampagem. As setas indicam as direções das tensões principais atuantes em cada ponto do corpo de prova. (Lora, 2009).	22

Figura 14 - Efeito TRIP no ensaio de tração, onde a austenita se transforma em martensita através do processo de deformação plástica (Takahashi, 2003).....	24
Figura 15: Fluxograma de caracterização de aços avançados de alta resistência (AHSS).	25
Figura 16 - Processamento da fração volumétrica utilizando o software ImageJ para quantificação da ferrita em micrografias obtidas por microscopia óptica: a) imagem original sem processamento; b) imagem processada com aplicação do <i>threshold</i> , com as regiões de ferrita destacadas em vermelho; e c) imagem do software ImageJ com a ferramenta <i>threshold</i> ativada.....	28
Figura 17: Ensaio de tração com corpo de prova ajustado na máquina de ensaio universal <i>Instron</i>	29
Figura 18: Corpo de prova de anisotropia segundo ASTM E517 – 19.	30
Figura 19: Corpo de prova de tração segundo ASTM E8/E8M – 24.	30
Figura 20: Posicionamento dos corpos de prova na chapa com seu sentido de laminação.	31
Figura 21 - Modelo de funcionamento do ensaio SPT (ALMEIDA, 2017).	33
Figura 22: Corpo de prova Small Punch Test segundo norma ASTM E3205-20.	33
Figura 23: Medidas dos corpos de prova modificados nos ensaios de impacto Charpy miniaturizado.	35
Figura 24: Corpo de prova modificado para os ensaios de impacto Charpy miniaturizado.	35
Figura 25: Equipamento utilizado no ensaio de impacto MiniCharpy, destacando o suporte localizado atrás dos batentes.	36
Figura 26: Corpo de prova após o ensaio de estiramento Erichsen.	37
Figura 27: Corpo de prova após o ensaio de expansão de furo cônico.	38
Figura 28: Corpos de prova para ensaio de curva limite de conformação.	39
Figura 29: a) Corpo de provas com 95 mm e b) com 100 mm de diâmetro nos ensaios de razão limite de estampagem.	40
Figura 30: Corpos de prova do ensaio de dobramento segundo ASTM E290.	41
Figura 31 - Teores dos elementos C, Mn, P, Si, S e B nos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000, obtidos por GDS.	44
Figura 32 - Gráfico comparativo de carbono equivalente pelo a) Método 1, b) Método 2 e c) Método 3.	47

Figura 33 - Vista geral da microestrutura do DP780 P: a) seção transversal e b) seção longitudinal, (MEV) da região central da chapa, utilizando sinal de elétrons secundários.....	48
Figura 34 - Imagem de MEV em maior ampliação do aço DP780 P, evidenciando a microestrutura composta por matriz ferrítica e ilhas de martensita/bainita; a) seção transversal e b) seção longitudinal, obtidas com sinal de elétrons secundários.....	49
Figura 35 - Vista geral da microestrutura ao longo da espessura na seção transversal do aço DP780 P (MEV) com sinal de elétrons secundários. À direita tem-se uma vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe (setas vermelhas). À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.	50
Figura 36 - Vista geral da microestrutura ao longo da espessura na seção longitudinal do aço DP780 P (MEV) com sinal de elétrons secundários. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.	51
Figura 37 - Mapas e gráficos de Kernel Average Misorientation obtidos por EBSD do aço DP780 P: a) seção transversal e b) seção longitudinal do material com seus respectivos gráficos de distribuição de misorientação média.....	52
Figura 38 - Legenda de cores do mapa de figura de polo inverso, indicando a correspondência entre cores e planos cristalográficos.....	53
Figura 39 - Mapas de orientação cristalográfica (IPF-Z) obtidos por EBSD do aço DP780 P: a) seção transversal com seu mapa IPF-Z, indicando os respectivos MRDs e b) seção longitudinal, com seu mapa IPF-Z, indicando os respectivos valores de MRD.	54
Figura 40 - Vista geral da microestrutura do aço DP780 M; a) seção transversal e b) seção longitudinal, obtido via MEV com sinal de elétrons secundários, da região central da chapa.....	56
Figura 41 - Detalhes da microestrutura do aço DP780 M, evidenciando microestrutura composta por matriz ferrítica, ilhas de martensita/bainita na região central da amostra	

obtidos por microscopia eletrônica de varredura com sinal de elétrons secundários da a) seção transversal e b) longitudinal.....	56
Figura 42 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, utilizando sinal de elétrons secundários, da seção transversal do aço DP780 M. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.	57
Figura 43 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, utilizando sinal de elétrons secundários, da seção longitudinal do aço DP780 M. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.	58
Figura 44 - Mapas e gráficos de Kernel Average Misorientation, obtidos por EBSD do aço DP780 M: a) seção transversal e b) seção longitudinal do material com seus respectivos gráficos de distribuição de misorientação média.....	59
Figura 45 - Mapas de orientação cristalográfica (IPF-Z) do aço DP780 M: a) seção transversal e b) seção longitudinal, acompanhados de suas respectivas escalas de orientação (IPF-Z) e valores de MRD, evidenciando a presença de textura cristalográfica fraca em ambas as seções.....	60
Figura 46 – MEV com sinal de elétrons secundários da microestrutura do DP780 S da seção a) transversal e b) longitudinal.....	61
Figura 47 - Imagem de MEV com sinal de elétrons secundários da região central em maior ampliação do aço DP780 S, evidenciando a morfologia das fases ferrítica e das ilhas de martensita/bainita da a) seção transversal e b) da seção longitudinal.	62
Figura 48 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção transversal do aço DP780 S. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.	63

Figura 49 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção longitudinal do aço DP780 S. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.	64
Figura 50 - Mapas e gráficos de Kernel Average Misorientation obtidos por EBSD do aço DP780 S: a) seção transversal e b) seção longitudinal do material com seus respectivos gráficos de distribuição de misorientação média.....	65
Figura 51 - Mapas de orientação cristalográfica (IPF-Z) do aço DP780 S: a) seção transversal e b) seção longitudinal, acompanhados de suas respectivas escalas de orientação (IPF-Z) e valores de MRD, evidenciando a presença de textura cristalográfica fraca em ambas as seções.....	66
Figura 52 – Micrografia de visão geral via MEV, com sinal de elétrons secundários, do TRIP780 da seção a) transversal e b) longitudinal.....	67
Figura 53 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, do aço TRIP780 em maior aumento, evidenciando a microestrutura composta por ferrita, martensita/bainita e austenita retida da a) seção transversal e b) seção longitudinal.....	68
Figura 54 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção transversal do aço TRIP780. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.	69
Figura 55 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção longitudinal do aço TRIP780. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.	70

Figura 56 - Mapas e gráficos de Kernel Average Misorientation obtidos por EBSD do aço TRIP780: a) seção transversal e b) seção longitudinal do material com seus respectivos gráficos de distribuição de misorientação média.....	71
Figura 57 - Mapas de orientação cristalográfica (IPF-Z) do aço TRIP780: a) seção transversal e b) seção longitudinal, acompanhados de suas respectivas escalas de orientação (IPF-Z) e valores de MRD, evidenciando a presença de textura cristalográfica fraca em ambas as seções.....	72
Figura 58 - Mapa de austenita retida da seção a) transversal e b) longitudinal.	73
Figura 59 - Micrografia via MEV, com sinal de elétrons secundários, do TRIP1000 da seção a) transversal e b) longitudinal.....	74
Figura 60 - Micrografia via MEV, com sinal de elétrons secundários, do TRIP1000 com maior ampliação da seção a) transversal e b) longitudinal.....	74
Figura 61 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção transversal do aço TRIP1000. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.	75
Figura 62 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção longitudinal do aço TRIP1000. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.	76
Figura 63 - Mapas e gráficos de Kernel Average Misorientation obtidos por EBSD do aço TRIP1000: a) seção transversal e b) seção longitudinal do material com seus respectivos gráficos de distribuição de misorientação média.....	77
Figura 64 - Mapas de orientação cristalográfica (IPF-Z) obtidos por EBSD do aço TRIP1000: a) seção transversal e b) seção longitudinal, evidenciando variações de textura cristalográfica.	78
Figura 65 – Distribuição da austenita retida do aço TRIP1000 na a) seção transversal e b) longitudinal.	80

Figura 66 - Gráfico da fração volumétrica de ferrita em função da espessura, seção transversal.....	81
Figura 67 - Gráfico da fração volumétrica de ferrita em função da espessura, seção longitudinal.	81
Figura 68 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 P, seção transversal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho. .	84
Figura 69 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 P, seção longitudinal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho. .	84
Figura 70 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 M, seção transversal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho. .	85
Figura 71 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 M, seção longitudinal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho. .	85
Figura 72 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 S, seção transversal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho. .	86
Figura 73 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 S, seção longitudinal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho. .	86
Figura 74 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço TRIP780, seção transversal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho. .	87
Figura 75 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço TRIP780, seção longitudinal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho. .	87
Figura 76 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço TRIP1000, seção transversal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho. .	88

Figura 77 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço TRIP1000, seção longitudinal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho. .	88
Figura 78 - Gráfico comparativo dos expoentes de encruamento dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, com barras de erro representando o desvio padrão das medições.	94
Figura 79 - Gráfico comparativo dos coeficientes de resistência dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, com barras de erro representando o desvio padrão das medições.	94
Figura 80 - Gráfico de microdureza HV0,1 com valores referente às médias de todas as indentações realizadas no perfil da a) seção transversal e da b) seção longitudinal.	97
Figura 81 - Mapas de microdureza dos aços TRIP780 e TRIP1000 ao longo da espessura da chapa, apresentando, a distribuição da microdureza na a) seção transversal do TRIP780, b) seção longitudinal do aço TRIP780, c) seção transversal do aço TRIP1000 e d) seção longitudinal do aço TRIP1000.	98
Figura 82 - Mapas de microdureza dos aços DP780 P e DP780 M ao longo da espessura da chapa, mostrando a variação da microdureza na a) seção transversal do DP780 P, b) seção longitudinal do DP780 P, c) seção transversal do DP780 M e d) seção longitudinal do DP780 M.	99
Figura 83 - Mapas de microdureza do aço DP780 S, com a dureza mapeada na, a) seção transversal b) na seção longitudinal.	100
Figura 84 - Perfis de microdureza HV0,1 dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 obtidos ao longo da seção transversal das amostras, com barras de erro representando o desvio padrão das medições.	101
Figura 85 - Perfis de microdureza HV0,1 dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 obtidos ao longo da direção longitudinal das amostras, com barras de erro representando o desvio padrão das medições.	102
Figura 86 - Perfil de microdureza HV0,1 do aço DP780 P ao longo da seção transversal da amostra, evidenciando uma elevação localizada no valor da dureza na região central da espessura, atribuída à presença de segregação martensítica.	103

Figura 87 - Energia de absorvida no ensaio de impacto MiniCharpy para os aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, com barras de erro representando o desvio padrão das medições.....	104
Figura 88 - Curvas Limite de Conformação à fratura para os aços TRIP780, DP780 S, DP780 M, DP780 P e TRIP1000.....	112
Figura 89 - Curvas Limite de Conformação à estrição, que representam o limite de conformação seguro para evitar falhas por fratura, obtidas no ensaio de curva limite de conformação para os aços TRIP780, DP780 S, DP780 P, TRIP1000 e DP780 M.	112
Figura 90 - Valores do coeficiente de Lankford r dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, com indicação dos respectivos desvios padrão.	115
Figura 91 - Valores de anisotropia normal dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, com indicação dos respectivos desvios padrão.	116
Figura 92 - Gráfico comparativo das propriedades mecânicas dos aços DP780 na seção transversal.	119
Figura 93 - Gráfico comparativo das propriedades mecânicas dos aços TRIP na seção transversal.....	120
Figura 94 - Gráfico comparativo das propriedades mecânicas dos aços DP780 na seção longitudinal.....	121
Figura 95 - Gráfico comparativo das propriedades mecânicas dos aços TRIP na seção longitudinal.	122
Figura 96 - Gráfico comparativo da estampabilidade para os aços DP780.....	123
Figura 97 - Gráfico comparativo da estampabilidade para os aços TRIP.	124

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Aços AHSS e suas propriedades mecânicas (AHSS Application Guidelines, 2017).	8
Tabela 2 - Influência que os elementos exercem sobre os aços DP e TRIP (Bleck; Phiu-On, 2005).	10
Tabela 3: Resultados da análise de composição química dos aços estudados (% em peso).	42
Tabela 4: Cálculo de carbono equivalente pelo Método 1, com nível de confiança da incerteza de 68 %.	45
Tabela 5: Cálculo de carbono equivalente pelo Método 2, com nível de confiança da incerteza de 68 %.	46
Tabela 6: Cálculo de carbono equivalente pelo Método 3, com nível de confiança da incerteza de 68 %.	46
Tabela 7 - Distribuição de fases do DP780 P na região central da espessura da chapa em porcentagem.	55
Tabela 8 - Distribuição de fases do aço DP780 M na região central da espessura da chapa em porcentagem.	61
Tabela 9 - Distribuição da fração volumétrica de fases do DP780 S em porcentagem.	66
Tabela 10 - Fração volumétrica das fases do TRIP780 em porcentagem.	73
Tabela 11 - Fração volumétrica das fases do TRIP1000 em porcentagem.	79
Tabela 12: Inclusões da seção transversal.	82
Tabela 13: Inclusões da seção longitudinal.	83
Tabela 14: Resultados ensaio de tração com corpos de prova a 0° em relação ao sentido de laminação.	89
Tabela 15: Resultados ensaio de tração com corpos de prova a 45° em relação ao sentido de laminação.	90
Tabela 16: Resultados ensaio de tração com corpos de prova a 90° em relação ao sentido de laminação.	90
Tabela 17 – Expoente de encruamento dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 obtidos nas direções de 0°, 45° e 90°, com os respectivos	

valores de desvio padrão, incerteza padrão e incerteza expandida (U%) associados a cada medida.....	91
Tabela 18 - Coeficientes de resistência dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 determinados nas direções de 0°, 45° e 90°, acompanhados dos respectivos valores de desvio padrão, incerteza padrão e incerteza expandida (U%) para cada condição avaliada.....	93
Tabela 19 - Resultados médios obtidos pelo ensaio Small Punch para os diferentes aços analisados, com desvio padrão associado ao limite de escoamento e limite de resistência à tração.	95
Tabela 20 - Erro percentual entre os resultados do ensaio Small Punch e os do ensaio de tração para o limite de escoamento e limite de resistência à tração dos diferentes aços.....	96
Tabela 21 - Valores de microdureza Vickers média dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 na seção transversal e longitudinal, acompanhados dos respectivos valores de desvio padrão, incerteza padrão e incerteza expandida (U%) associados a cada medição.....	96
Tabela 22 - Valores da energia de absorção de impacto obtidos no ensaio de Charpy miniaturizado para os aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, acompanhados dos respectivos desvios padrão, incerteza padrão e incerteza expandida (U%).	106
Tabela 23: Valores de raio e capacidade de dobramento.	108
Tabela 24: Valores de altura máxima de embutimento e sua classificação no ensaio de estiramento Erichsen.....	109
Tabela 25 - Valores de taxa média de expansão de furo cônico λ para os diferentes aços estudados em porcentagem.	110
Tabela 26: Valores da razão limite de estampagem e valor de rompimento.....	113
Tabela 27 - Valores do coeficiente de Lankford e anisotropia normal para os cinco aços nas direções de 0°, 45° e 90°, acompanhados dos respectivos desvios padrão.	114

LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

Símbolos Latinos:

AHSS – Advanced High Strength Steel

ASTM – *American society for testing and materials*

d_0 – *diâmetro inicial no ensaio Erichsen*

d_f - *diâmetro final no ensaio Erichsen*

CE - carbono equivalente

ISO – *International organization for standardization*

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MO – Microscópio Ótico

MRD - Multiples of Random Distribution

EBSD - Difração de Elétrons Retroespalhados

EM - Estampabilidade Média

EP - Estampabilidade Profunda

KAM - Kernel Average Misorientation

GDS - espectrometria de Descarga Luminescente

GOS - Grain Orientation Spread (Dispersão da Orientação do Grão)

IPFZ - Inverse Pole Figure Map (Mapa de Figura Polar Inversa)

TRIP - Transformation Induced Plasticity (Plasticidade Induzida por Transformação)

HAGBs - High Angle Grain Boundaries (Contornos de Grão de Alto Ângulo)

DIF - Difração (referente ao padrão de difração de raios-X ou de elétrons)

XRD - X-ray Diffraction (Difração de Raios-X)

CPS - Critical Plane Strain (Deformação no Plano Crítico)

SPT - Small Punch Test

CLD - Cupping Limit Diagram (Diagrama de Limite de Conformação)

CLC – Curva Limite de Conformação

HAGB - High Angle Grain Boundary (Contorno de Grão de Alto Ângulo)

HV – Dureza Vickers

LDR – Razão Limite de Estampagem

Símbolos Gregos:

γ – Austenita

λ – Índice de expansão de furo

α - Ferrita

α' - Martensita

ε - Deformação

K - Coeficiente de resistência

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	20
1.1. Contextualização.....	20
1.2. Justificativa.....	4
1.3. Objetivos	5
1.3.1. Objetivo geral.....	5
1.3.2. Objetivos específicos	5
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1. Aços avançados de alta resistência	6
2.1.1. Definição e classificação.....	6
2.1.2. Propriedades mecânicas e aplicações.....	7
2.2. Aços DP780, TRIP780 e TRIP1000	9
2.2.1. Microestrutura e composição química	9
2.2.2. Propriedades mecânicas dos aços AHSS	13
2.3. Estampabilidade de aços	16
2.3.1. Técnicas de avaliação	16
2.4. Efeito de transformações de fase na estampabilidade.....	23
3. METODOLOGIA.....	25
3.1. Caracterização química e microestrutural.....	26
3.1.1. Caracterização química	26
3.1.2. Caracterização microestrutural	26
3.2. Ensaio mecânicos e de estampabilidade	28
3.2.1. Ensaio de tração e anisotropia.....	28
3.2.2. Ensaio Small Punch (SPT)	32
3.2.3. Ensaio de Microdureza	33
3.2.4. Ensaio de MiniCharpy	34
3.2.5. Ensaio Estiramento Erichsen	36
3.2.6. Ensaio de expansão de furo cônico	37
3.2.7. Ensaio de curva limite de conformação – CLC	38
3.2.8. Ensaio de razão limite de estampagem	39
3.2.9. Ensaio de dobramento	40
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	42

4.1.	Microestrutura	42
4.1.1.	Análise de composição química.....	42
4.1.2.	Caracterização microestrutural	47
4.1.2.1.	DP780 P	47
4.1.2.2.	DP780 M	55
4.1.2.3.	DP780 S	61
4.1.2.4.	TRIP780	67
4.1.2.5.	TRIP1000	73
4.1.3.	Distribuição de fases ao longo da espessura	80
4.1.4.	Análise de inclusões	81
4.2.	Propriedades mecânicas.....	89
4.2.1.	Ensaio de tração	89
4.2.2.	Ensaio Small Punch Test.....	94
4.2.3.	Avaliação da microdureza.....	96
4.2.4.	Ensaio de MiniCharpy	103
4.2.5.	Ensaio de dobramento	107
4.3.	Estampabilidade.....	108
4.3.1.	Ensaio de Estiramento Erichsen	108
4.3.2.	Ensaio de Expansão de Furo Cônico ECF	109
4.3.3.	Ensaio de Curva Limite de Conformação – CLC	110
4.3.4.	Ensaio de Razão Limite de Estampagem – RLE	112
4.4.	Efeito da Anisotropia	113
4.5.	Comparação entre os aços analisados	116
5.	Conclusões.....	125
5.1.	Síntese dos Resultados Obtidos	125
5.2.	Sugestões para Trabalhos Futuros	126
6.	Referência Bibliográfica	128
7.	Anexos.....	133

1. INTRODUÇÃO

1.1. Contextualização

Desde a criação dos automóveis no século XIX, a indústria automotiva vem se aprimorando em aspectos tecnológicos visando a segurança dos passageiros e a redução do efeito estufa. Mas foi somente em 2012 que a União Europeia (EU) fechou um acordo com montadoras para reduzir a emissão de CO₂ dos seus veículos novos. O acordo previu redução gradativa de 2012 até 2015 até chegar numa média de 130 gramas de CO₂ por quilômetro percorridos (UNIÃO EUROPEIA, s.d.). Uma estratégia para conseguir alcançar esta diminuição de gases de efeito estufa é a diminuição do peso dos componentes veiculares, sendo que, quanto menor o peso dos veículos, menor a quantidade de combustível deverá ser gasta.

Diante disso, os novos regulamentos de segurança e economia de combustível, aumentaram as pressões sobre a indústria automotiva para a utilizações de materiais alternativos que possam explorar as possibilidades que esses aços podem proporcionar.

O mercado automotivo tem passado por uma evolução contínua nos segmentos de conectividade, propulsão, eficiência no consumo de combustível, redução de emissões de gases e segurança veicular. (Bouaziz et al., 2013, Zhu et al., 2007). No entanto, o preço final dos veículos, devido ao uso de materiais que possibilitariam a implementação das evoluções mencionadas anteriormente, tem se mostrado um grande obstáculo. O setor de segurança de veículos é visto como o mais crucial e tem sido acompanhado pelo Programa Europeu de Avaliação de Novos Carros (NCAP) e pelo Latin NCAP. É crucial aprimorar os materiais e as técnicas de aplicação através de uma colaboração próxima entre empresas automobilísticas e fornecedores de materiais, desde o início do desenvolvimento do projeto, a fim de garantir o cumprimento dos requisitos de segurança e preservação ambiental.

Sendo assim, há a necessidade de adquirir uma melhor solução entre estes fatores críticos, considerando que a redução de peso se mostrou como chave para fornecer essa solução equilibrada, também sendo considerado o custo. O Departamento de Energia dos EUA prevê metas para redução do peso de veículo automotores de cerca de 30%, sendo 35% para o corpo, 5% para o interior e 25% para chassis. A cooperação entre indústrias automotivas e suas fabricantes de materiais têm sido crucial para a otimização dos materiais e métodos para sua

aplicação. Tal cooperação deve ser considerada desde o início do desenvolvimento do veículo para atender os requisitos de segurança e consciência ambiental. (Manabu et al., 2003).

Os componentes estruturais, como barras de impactos, colunas, *frames* e reforços do “Body in White” são os itens que mais demandam melhorias.

Hoje, os avanços tecnológicos dos aços de alta resistência foram atingidos devido às demandas da indústria automotiva, uma vez que cada componente estrutural do veículo exige propriedades mecânicas específicas, conforme Figura 1. Isso permite que cada peça utilize apenas o material necessário para atender aos requisitos de desempenho, evitando superdimensionamentos. Como resultado, há uma redução de peso e de custo no processo produtivo, o que contribui para uma melhor relação custo-benefício na fabricação dos veículos.

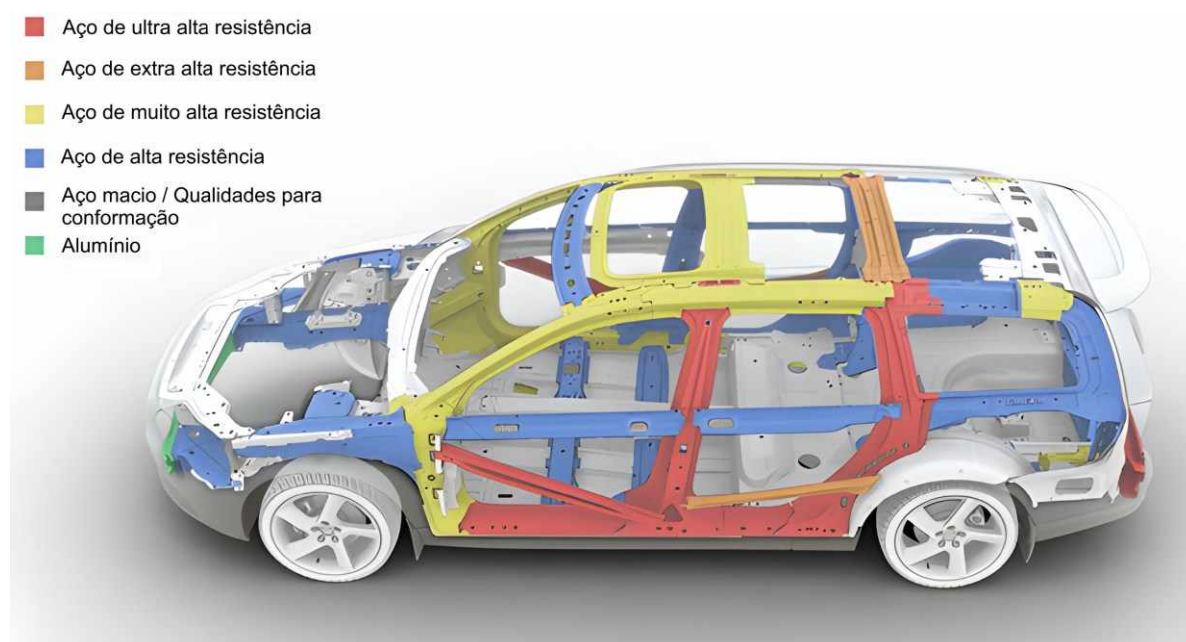


Figura 1 - Aplicações de aços avançados nas estruturas dos automóveis (Asghari et al., 2013).

Pelo fato de as chapas de aço para componentes automotivos possuírem diferentes propriedades dependendo da sua necessidade, as propriedades mecânicas

dos aços avançados de alta resistência (AHSS - Advanced High Strength Steel) são controladas por fatores que incluem composição química e distribuição de fases, fração de volumétrica, tamanho e morfologia dos microconstituintes, assim como a estabilidade dos constituintes metaestáveis.

1.2. Justificativa

Nos últimos anos, as atenções têm sido direcionadas no aumento da segurança veicular através da utilização de aços mecanicamente mais resistentes. Como resultado do uso desses aços, a redução no consumo de combustível e emissão de CO₂ é uma consequência da redução de peso dos componentes estruturais automotivos.

Entre os AHSS, os aços bifásicos (DP780) e os aços com fase TRIP (Transformation Induced Plasticity) como o TRIP780 e TRIP1000 ganham notoriedade devido à sua combinação de alta resistência mecânica e boa conformabilidade. No entanto, mesmo dentro de uma mesma classificação, diferenças nas rotas de processamento, microestrutura e composição química podem impactar a capacidade de estampagem e o desempenho nos processos de conformação.

Em peças com geometria crítica, pode haver a ocorrência de falhas, como trincas, durante o processo de conformação, especialmente em regiões que ultrapassam a curva limite de conformação. Isso indica a necessidade de um melhor entendimento sobre a relação entre as características microestruturais e a resposta mecânica dos materiais em diferentes condições de carregamento.

Dessa forma, o presente trabalho justifica-se pela importância de caracterizar a microestrutura e o desempenho à conformação de diferentes aços AHSS, visando compreender como tais fatores influenciam a capacidade de estampagem durante os processos de conformação aplicados na indústria automotiva.

1.3. Objetivos

1.3.1. Objetivo geral

Este trabalho tem como objetivo geral avaliar a estampabilidade dos aços avançados de alta resistência DP780, TRIP780 e TRIP1000 para aplicação na indústria automotiva como componentes de segurança veicular.

1.3.2. Objetivos específicos

Para o atendimento do objetivo geral, os seguintes objetivos específicos relacionados a este trabalho, destacam-se:

- a) Determinar as características microestruturais, incluindo composição química, fração volumétrica de fases e textura cristalográfica;
- b) Determinar propriedades mecânicas oriundas de ensaios mecânicos como ensaios de tração, ensaio de impacto Charpy miniaturizado, ensaio de dobramento e avaliação de microdureza;
- c) Determinar as propriedades de conformação através dos ensaios de estampabilidade.
- d) Correlacionar a microestrutura dos materiais às propriedades de estampabilidade, considerando os parâmetros de saída dos ensaios de expansão de furo cônico, estiramento Erichsen, curva limite de conformação (CLC) e razão limite de estampagem;

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aços avançados de alta resistência

2.1.1. *Definição e classificação*

Os AHSS são aços com limite de escoamento e de resistência, respectivamente, superiores a 300 e 600 MPa, que são endurecidos por transformação de fase, podendo a microestrutura incluir ferrita, martensita, bainita e austenita retida. AHSS, incluindo os aços DP, aço TRIP (limite de resistência à tração < 1000 MPa), aços de fases complexas e aços martensíticos (limite de resistência à tração > 1200 MPa), são superiores em combinação de resistência e ductilidade em comparação com aços de alta resistência convencionais (HSS) (Heller et al., 1998).

Conforme observado por Tamarelli (2011), os AHSS devem apresentar excelente conformabilidade e soldabilidade, elevado valor do limite de resistência à tração, boa conformabilidade, possuir elevada resistência a carregamentos dinâmicos, elevada absorção de energia ao impacto e resistência à deformação, alta resistência ao desgaste e boa durabilidade.

Os AHSS são majoritariamente aços com microestrutura multifásica, contendo: ferrita, martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida em proporções adequadas para produzir aços com propriedades mecânicas específicas. Alguns tipos de AHSS têm maior capacidade de endurecimento por deformação, resultando em maior eficiência de resistência e ductilidade quando comparados aos aços convencionais (AHSS Application Guidelines, 2017).

A classificação dos AHSS pode ser realizada com base em propriedades e microestruturas, de acordo com as diferentes gerações do aço. (Matlook et al., 2010). A primeira geração de aços inclui, aços bifásicos (DP), aços com plasticidade induzida por transformação (TRIP), aços multifásicos (CP) e aços martensíticos (MS), a

segunda geração contém os aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP), L-IP (Plasticidade Induzida por Lüders) e S-IP (Plasticidade Induzida por Cisalhamento) e a terceira geração com versões modificadas dos aços DP, TRIP, CP etc. (Nanda et al., 2019). Os AHSS são influenciados pela composição química e pelos processos de fabricação, apresentando microestruturas próprias, refletindo diretamente nas vantagens e limitações observadas em aplicações práticas (Cora; Koç, 2014). Os AHSS de primeira geração são aços de resistência mecânica alta, porém apresentam baixa ductilidade. Por outro lado, os AHSS de segunda geração foram criados para terem melhor relação entre resistência e conformabilidade. No entanto, seu alto custo de produção se mostrou inviável para a indústria. Devido às restrições da primeira e segunda gerações, desenvolveu-se a terceira geração de AHSS, com boa ductilidade e viabilidade financeira. (Qu, 2013). A grande variedade de AHSS pode ser vista pelo diagrama da Figura 2.

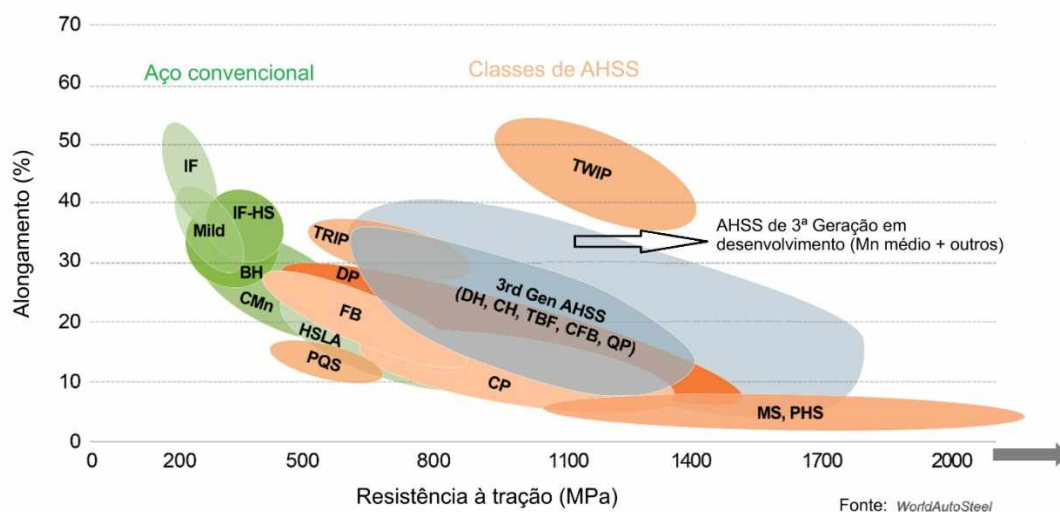


Figura 2 - Comparação de propriedades mecânicas entre algumas classes de AHSS (Adaptada de WorldAutoSteel, 2025).

2.1.2. Propriedades mecânicas e aplicações

Os aços multifásicos podem ter uma fase de matriz macia que proporciona um limite de escoamento reduzido e boa conformabilidade, além de uma resistência à tração elevada devida à presença de uma segunda fase dura, como ocorre nos aços bifásicos. (Bleck et al., 2005). Na Tabela 1, é possível identificar a faixa de limite de escoamento e faixa de resistência à tração dos AHSS.

Tabela 1 - Aços AHSS e suas propriedades mecânicas (AHSS Application Guidelines, 2017).

Tipo de aço	Faixa de limite de escoamento (MPa)	Faixa de resistência à tração (MPa)
DP	210 – 1150	440 – 1270
TRIP	350 – 750	600 – 980
FB (<i>Ferritic-Bainitic</i>)	330 – 450	450 – 600
CP (<i>Complex Phase</i>)	500 – 1050	800 – 1470
TWIP (<i>Twinning Induced Plasticity</i>)	500 – 950	900 – 1200
MS (<i>Martensitic Steel</i>)	950 – 1250	1200 – 1500
Q&P (<i>Quenching & Partitioning</i>)	650	980
TPN (<i>Tempered Phase Nanostructure</i>)	680 – 750	780 – 900
HF (<i>Hot Formed</i>)	1050 – 1200	1500 – 1900

Assim, cada tipo de aço AHSS tem um uso específico e é selecionado para satisfazer determinados critérios. Por exemplo, os aços DP e TRIP são geralmente escolhidos para o compartimento do motor e nas áreas do porta-malas devido à sua alta capacidade de absorção de energia no impacto. Por outro lado, os aços martensíticos de maior resistência mecânica são empregados nas áreas onde estão os passageiros, já que é necessário que o aço deforme minimamente para prevenir a deformação excessiva da estrutura durante um acidente (Cora; Koç, 2014).

2.2. Aços DP780, TRIP780 e TRIP1000

2.2.1. *Microestrutura e composição química*

Os aços multifásicos AHSS, que possuem fases como ferrita, martensita, bainita e austenita retida em sua microestrutura, proporcionam aços com características mecânicas únicas. Estes aços mostram resultados promissores na indústria automobilística, particularmente os aços DP e TRIP. Suas propriedades mecânicas podem ser modificadas e ajustadas através da composição química e do processamento termomecânico (Bleck; Phiu-On, 2005).

Diferentes conceitos de liga foram criados para os AHSS, visando adequar a microestrutura e as características desejadas. Os elementos de liga nesses aços modificam a estabilidade termodinâmica das fases e a dinâmica das transformações, promovendo ou dificultando as transformações e modificando a distribuição de fases. Além disso, os elementos adicionados têm a capacidade de funcionar como endurecedores através de solução sólida ou precipitação, e, conseqüentemente, refinar grão. Ou seja, os elementos de liga em baixos percentuais nesses aços (menos de 0,1% em massa) têm habilidade de: a) formar carbonetos ou nitretos, aumentando assim a resistência mecânica através do refino de grão e endurecimento por precipitação, b) atrasar ou acelerar transformações e c) influenciar a dinâmica de difusão (Bleck; Phiu-On, 2005).

Normalmente, os aços DP contêm entre 0,06 e 0,15 % em peso de carbono e 1,5 a 3,0 % de manganês. O carbono potencializa a martensita, enquanto o manganês endurece a ferrita por solução sólida, ambos contribuindo para a estabilização da austenita. Além disso, elementos como cromo e molibdênio atrasam a formação de perlita ou bainita. O silício, por sua vez, favorece a formação da ferrita e o vanádio e o nióbio auxiliam no endurecimento por precipitação e no refino da microestrutura. (Tasan et al., 2015).

Os primeiros relatos dos aços de plasticidade induzida por transformação (TRIP) foram feitos em 1969, caracterizados pela presença de austenita retida estabilizada com carbono (TAKAHASHI, 2003). A estrutura química de um aço TRIP é constituída por carbono-manganês, acrescido de silício ou alumínio como adição. Os teores de carbono e manganês são superiores nos aços TRIP em comparação aos teores dos aços DP, sendo aproximadamente 0,10 – 0,15 % de carbono e aproximadamente 2,0 % de manganês (Hilditch; De Souza; Hodgson, 2015). A Tabela 2 sintetiza a influência que cada elemento tem nos aços DP e TRIP.

Tabela 2 - Influência que os elementos exercem sobre os aços DP e TRIP (Bleck; Phiu-On, 2005).

Elemento	Influência no DP	Influência no TRIP
Carbono	Estabiliza a austenita e favorece a formação de martensita. Limitado (<0,2%) para evitar problemas de soldabilidade.	Estabiliza a austenita retida e promove a transformação martensítica induzida por deformação.
Silício	Promove ferrita e impede a formação de cementita, melhorando a resistência mecânica.	Evita a formação de cementita, estabiliza a austenita retida, mas pode prejudicar o acabamento superficial.
Manganês	Atraso na formação de perlita e bainita, facilitando a formação de martensita.	Estabiliza a austenita e favorece a formação de bainita, melhorando a retenção de austenita retida.
Nióbio	Refinamento de grão, aumento da resistência mecânica e retardamento da recristalização.	Melhora a retenção de austenita e reduz o tamanho da bainita, aumentando ductilidade e resistência mecânica.
Vanádio	Pode atuar no endurecimento por precipitação e contribuir para o refino de grão.	Reduz o tamanho da bainita e melhora o endurecimento por precipitação.
Molibdênio	Aumenta a resistência mecânica e a ductilidade, retardando as transformações de fase.	Melhora a resistência mecânica e reduz a necessidade de altos teores de silício.
Alumínio	Pode substituir parcialmente o silício para evitar problemas na superfície e no revestimento anticorrosão.	Substitui o silício para evitar problemas no acabamento superficial e no revestimento anticorrosão.
Fósforo	Pode melhorar a resistência mecânica e substituir parcialmente o silício.	Contribui para a estabilização da austenita e substitui o silício para evitar defeitos superficiais.

Nos aços DP, é necessário o controle da taxa de resfriamento para alcançar a microestrutura desejada. O resfriamento deve ser gradual para permitir a transformação de aproximadamente 85% da austenita em ferrita, além de favorecer o enriquecimento da austenita com carbono. Simultaneamente, esse resfriamento deve ser rápido o suficiente para não formar perlita e bainita, favorecendo assim a formação de martensita, quando as temperaturas caem abaixo de 200 °C, conforme Figura 3. Este enriquecimento de carbono na austenita diminui a temperatura inicial de formação de martensita, o que atrasa a transição para outras fases, como ferrita, perlita e bainita (Bleck; Phiu-On, 2005).

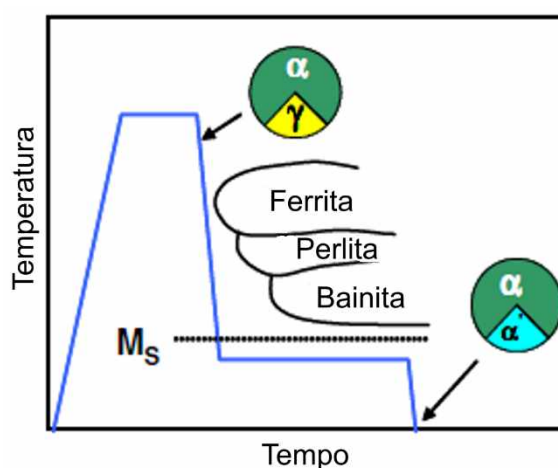


Figura 3 - Curva TTT para formação do aço DP (Bleck; Phiu-On, 2005).

Geralmente, um processo de recozimento contínuo é utilizado para alcançar uma microestrutura uniforme no aço DP, com ilhas de martensita bem distribuídas e ferrita primária recristalizada fina. Este procedimento envolve o aquecimento inicial da microestrutura laminada a frio na zona de recozimento intercrítico, seguido de têmpera abaixo da temperatura inicial da martensita (Tasan et al., 2015). Nesse aquecimento, apenas uma pequena parte, de 10 a 15% da microestrutura composta de ferrita e

perlita ou ferrita e bainita, é transformada em austenita durante esse recozimento intercrítico. Depois, o material é temperado e a austenita se transforma em martensita durante o resfriamento até a temperatura ambiente, de modo que a microestrutura final consiste em uma dispersão de ilhas martensíticas em uma matriz ferrítica (Bleck; Phiu-On, 2005)

Os aços TRIP, por sua vez, são fabricados através de duas etapas, passando por um recozimento intercrítico a temperaturas entre 780 °C e 880 °C, seguido por um recozimento isotérmico a temperaturas entre 350 °C e 450 °C. Neste procedimento, a ferrita existente na microestrutura não se forma durante o resfriamento, uma vez que já se encontra estabilizada desde a fase de austenitização. Então, o resfriamento é interrompido na região de temperatura onde se forma a bainita, permitindo a transformação parcial da austenita em bainita que influencia no processo de enriquecimento de carbono da austenita. Este aumento auxilia na estabilidade da austenita retida, evitando sua transformação em martensita à temperatura ambiente (Bleck; Phiu-On, 2005). Portanto, a microestrutura típica desses aços consiste em cerca de 50 a 60% de ferrita, 25 a 40 % de bainita e de 5 a 15% de austenita retida (Bleck; Phiu-On, 2005). Na Figura 4, pode-se observar a curva TTT para formação dos aços TRIP.

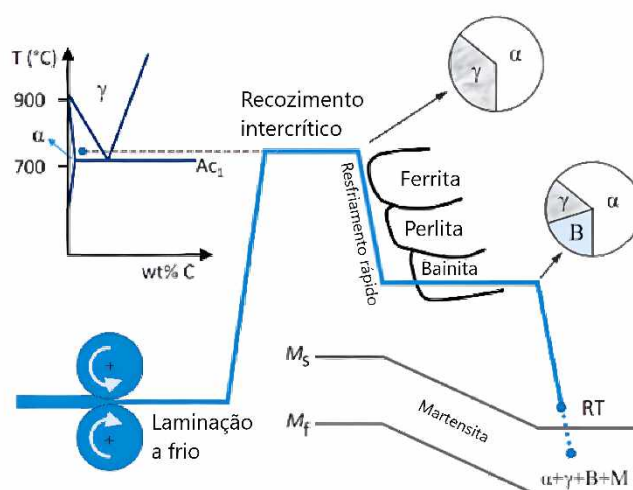


Figura 4 - Curva TTT para o processo de fabricação dos aços TRIP (Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020).

A austenita retida nos aços TRIP é favorecida pelo elevado teor de carbono e pelas condições durante a segunda fase do tratamento térmico. Ademais, impede-se a formação de carbonetos para manter o carbono na austenita e assegurar sua estabilidade. Se o tempo do segundo recozimento for muito curto, pouca bainita irá se formar, culminando no fato de que a austenita não receberá carbono suficiente e, portanto, não se estabilizará. Sendo assim, ela pode se transformar em martensita durante o resfriamento final. A Figura 5 mostra como os elementos de liga influenciam na curva TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) para a formação das fases.

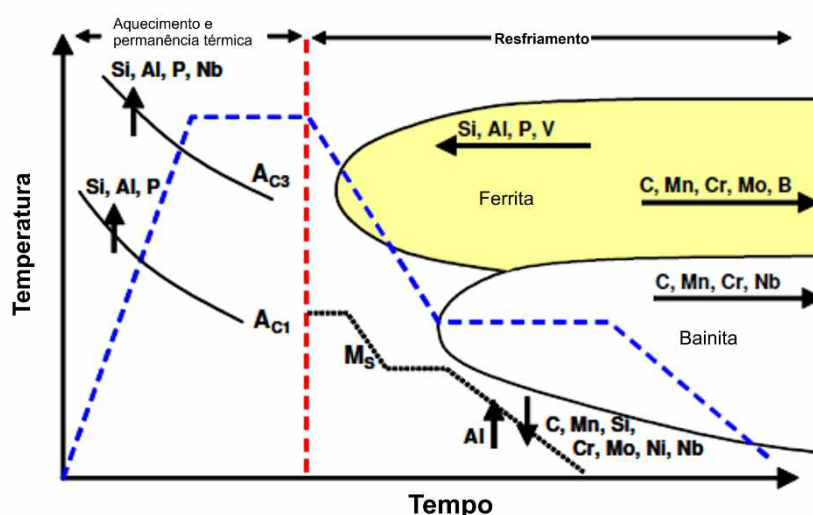


Figura 5 - Como os elementos de liga influenciam o comportamento de transformação durante o recozimento contínuo (Bleck; Phiu-On, 2005).

2.2.2. Propriedades mecânicas dos aços AHSS

Entre as fases presentes nos aços AHSS, a ferrita é conhecida por sua baixa dureza, com valores tipicamente entre 100 e 150 HV. Em contraste, a martensita é uma fase significativamente mais dura, cuja dureza aumenta com o teor de carbono, conforme ilustrado na Figura 6. (Bouaziz; Zurob; Huang, 2013)

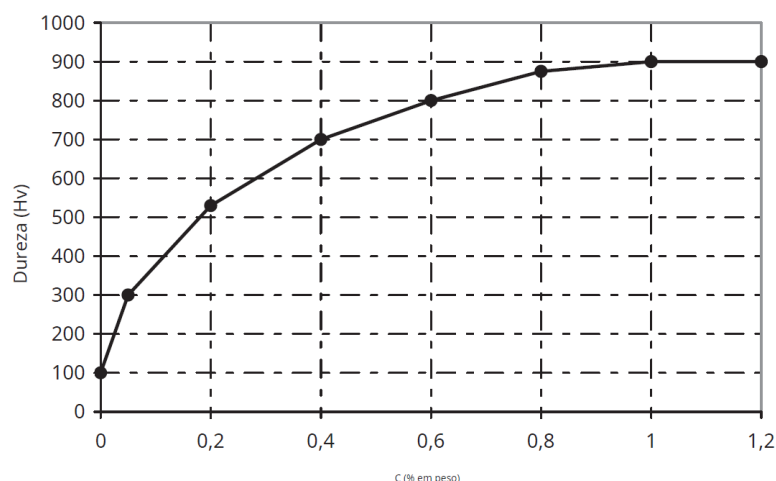


Figura 6 - Dureza Vickers da martensita em função do teor de carbono (Bouaziz; Zurob; Huang, 2013).

Além disso, a resistência do material também é influenciada pela fração volumétrica de martensita e pelo teor de carbono. A Figura 7 apresenta a correlação entre esses parâmetros e o aumento da resistência mecânica.

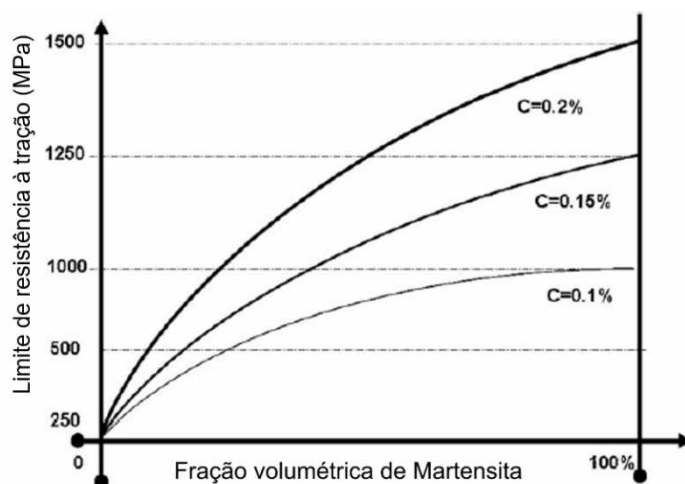


Figura 7 - Relação da fração volumétrica de martensita e teor de carbono com a resistência do material (Bouaziz; Zurob; Huang, 2013).

Dentre as diversas categorias de AHSS, os aços TRIP de baixa liga (com austenita retida) sobressaem-se pela sua elevada ductilidade, sendo considerados os mais flexíveis entre as chapas laminadas a quente (Takahashi, 2003).

Apesar dos aços TRIP apresentarem um maior limite de escoamento em relação aos aços DP, mesmo para uma resistência à tração final equivalente, eles também proporcionam um maior alongamento. Contudo, exibem uma taxa de encruamento instantâneo reduzida (Hilditch; De Souza; Hodgson, 2015).

No processo de dobramento, o material se curva em torno de um raio fixo, resultando em uma dobra ao longo de uma linha reta. Este tipo de solicitação provoca um comportamento ao longo da espessura da chapa, em que na parte mais externa da curvatura, o material é submetido a tensões de tração, enquanto na parte mais interna ocorre compressão. Em meio a essas duas áreas, existe o eixo neutro, onde, teoricamente, a tensão é 0. Sendo assim, pode-se desconsiderar os efeitos de borda e assumir que não existem tensões ao longo do eixo de flexão (AHSS Application Guidelines, 2017).

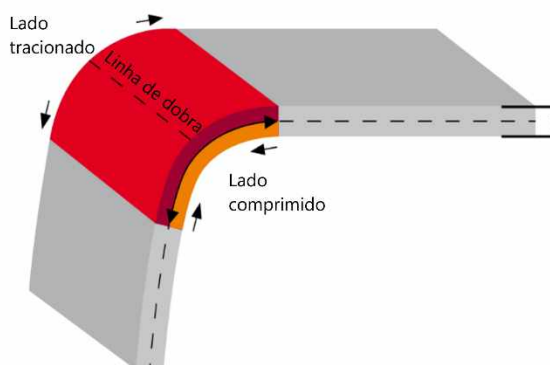


Figura 8 - Ensaio de dobramento evidenciando a região de compressão, tração, linha neutra e a linha de dobramento (WorldAutoSteel, 2025).

No ensaio de dobramento, a região mais delicada é a superfície externa da amostra, onde a deformação é mais elevada e está ligada à ductilidade do material. Nos aços comuns com microestruturas mais homogêneas, a falha durante a dobra ocorre quando o material atinge seu ponto máximo de estiramento. Nesses aços, pode-se utilizar raios de curvatura menores. Em contrapartida, os AHSS, apresentam microestruturas complexas e multifásicas, em que esta composição de fases torna o desempenho no ensaio de dobramento mais complexo. Nos AHSS, a fratura pode

acontecer antecipadamente por cisalhamento, devido à existência de fases mais duras e menos flexíveis (AHSS Application Guidelines, 2017).

Para o ensaio de dobramento de aços de alta resistência, há fatores que aumentam a propensão a trincas, como a diminuição do raio de curvatura do ferramental, que intensifica a agressividade do processo de flexão para o material. Outrossim, quando a linha de dobra se localiza perpendicularmente à direção de laminação, o material exibe uma capacidade de deformação reduzida antes de falhar, que ocorre devido a uma orientação específica com menor ductilidade (Tsoupis; Hildering; Merklein, 2014).

Com o alongamento total maior, o material pode ter a deformação na superfície maior durante o ensaio de dobramento, prevenindo a incidência de trincas. Sendo assim, o raio mínimo de dobramento pode ser menor. No entanto, com valores de resistência mecânica altos, sua capacidade de alongar-se tende a diminuir (AHSS Application Guidelines, 2017).

2.3. Estampabilidade de aços

2.3.1. Técnicas de avaliação

O ensaio de embutimento Erichsen, um dos métodos mais antigos e frequentemente utilizado para avaliar a conformabilidade de chapas metálicas, foi criado há mais de um século. Este ensaio consiste em pressionar um punção de ponta esférica contra uma placa metálica previamente posicionada entre uma matriz e um retentor, até que o material frature, definindo assim o limite de conformação da chapa (Kocańda; Jasiński, 2016). Na Figura 9 é possível identificar o princípio do ensaio Erichsen.

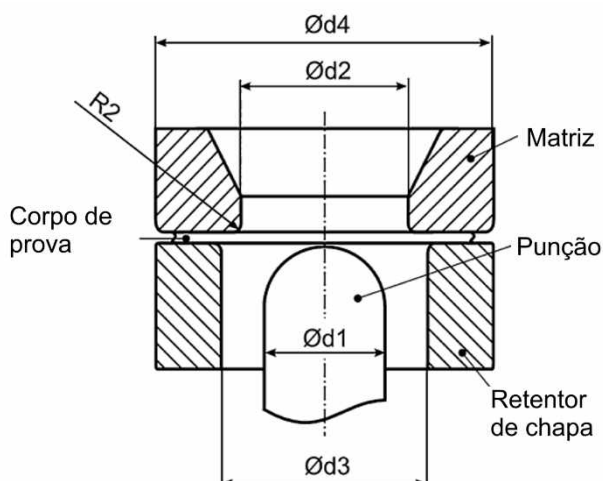


Figura 9 - Representação esquemática do dispositivo de ensaio de estiramento Erichsen (Kocańda; Jasiński, 2016b)

O ensaio de Expansão de Furo por sua vez é utilizado para quantificar falhas em região de borda relacionadas à conformabilidade local, sendo influenciada por fatores como o coeficiente de anisotropia plástica normal, o alongamento total e o formato das inclusões no material (Narayanasamy et al., 2010). Microestruturas que contêm adições de elementos como nióbio, resultam em maiores taxas de deformação durante a expansão do furo (Narayanasamy et al., 2010). O refinamento de grãos, provocado pela adição de nióbio na composição, contribui reduzindo o dano inicial provocado pelo cisalhamento entre as fases. Além disso, a diferença de dureza entre a fase de ferrita e a martensita favorece a diminuição da taxa de expansão do furo (λ) (AHSS Application Guidelines, 2017).

Outros fatores importantes estão relacionados à direção de laminação e à qualidade do corte. As fraturas de borda tendem a acontecer primeiro ao longo da direção de laminação, tendo desempenho pior na direção transversal. A qualidade da borda tem influência para uma maior taxa de expansão de furo. Uma maior qualidade de borda pode ser atingida por meio de corte a laser e outras técnicas que possuam melhor acabamento (AHSS Application Guidelines, 2017). A expansão do furo é maior em furos que são realizados com maior precisão, devido ao menor dano na borda. Nos

aços DP e TRIP, as ilhas de martensita podem intensificar o cisalhamento interfacial entre a matriz dúctil e as fases duras (AHSS Application Guidelines, 2017).

WINZER et al., (2023) relatam que a resistência ao trincamento de borda do aço DP600, medida pela expansão do furo, foi aprimorada através de modificações na temperatura da linha de recozimento contínuo. Contudo, tais modificações também levaram a mudanças nas características mecânicas, principalmente no limite de escoamento.

Para WINZER et al., (2023), o aumento de λ se correlaciona com uma redução na proporção de martensita na borda, estimada pela fração de martensita e austenita retida na microestrutura, e com um aumento da fração de bainita, reforçando a relação entre trincas e a interface ferrita-martensita.

No estudo realizado por WINZER et al., (2023), que analisou o aço DP800 DH, o aumento de λ também está associado à diminuição da intensidade da textura cristalográfica, e à redução no tamanho de grão, resultado de uma austenitização completa da microestrutura.

O conceito de diagrama de limite de conformação (CLC) foi introduzido na indústria automobilística para avaliar a conformabilidade de um material. Estes gráficos estabelecem deformações plásticas que o material pode suportar sem falhar (Bouaziz; Zurob; Huang, 2013).

De acordo com PAUL, (2021), é possível determinar experimentalmente os CLCs através de ensaios de deformação com grade impressa, nos quais figuras circulares se convertem em elipses após a deformação. Com base na medição dos diâmetros principais e menores dessas elipses, além do diâmetro inicial, são determinadas as deformações verdadeiras principais ϵ_1 e secundárias ϵ_2 . Na Figura 10 é possível identificar as variadas formas que são possíveis de encontrar as deformações das elipses e seu estado de tensão correspondente.

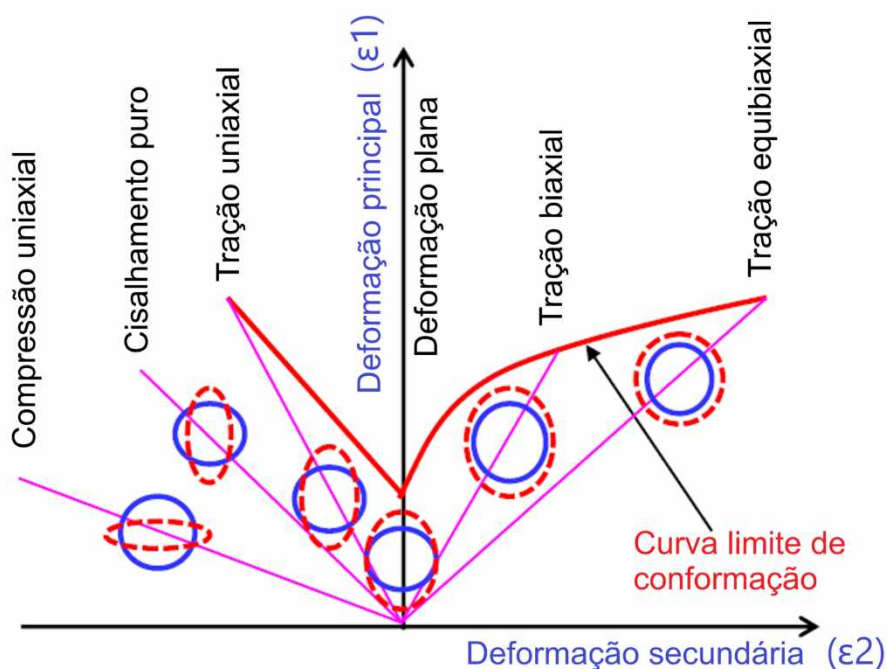


Figura 10 - Deformações principais e secundárias das elipses formadas durante o processo de conformação (Paul, 2021).

Seguindo essas diretrizes de deformação máxima, as Curvas Limite de Conformação (CLCs), são definidas pelo valor do expoente de encruamento n , conforme Figura 11, e pela espessura da chapa. Contudo, essa fórmula fundamentada em n não pode ser aplicada diretamente aos aços TRIP. Diferentemente dos aços DP, onde n é estático, os aços TRIP exibem a criação constante de novas ilhas de martensita durante a deformação, fazendo n aumentar à medida que novas regiões de martensitas se formam (AHSS Application Guidelines, 2017).

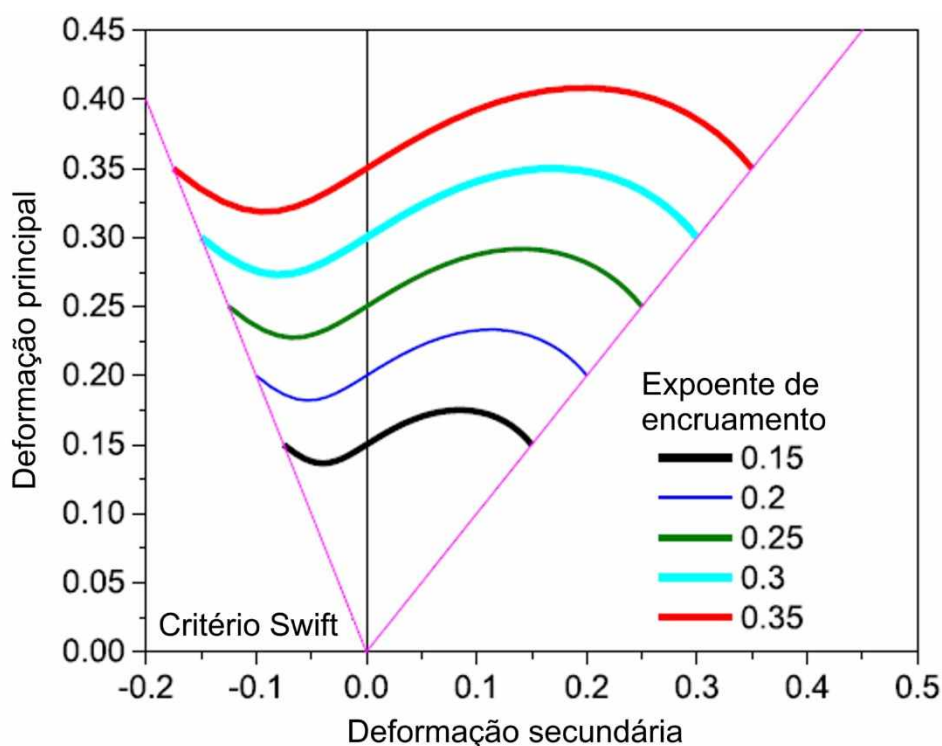


Figura 11 - Variação da curva limite de conformação em relação à variação do índice de encruamento (Paul, 2021).

Vários elementos afetam o comportamento da curva CLC, deslocando-a para cima (maior conformabilidade) ou para baixo (conformação reduzida). Por exemplo, quanto mais espessa a chapa, maior será sua capacidade de resistir a deformações plásticas. Diminuições no coeficiente de atrito também contribuem para maiores deformações antes de romper. A direção do corte dos corpos de prova em relação à direção de laminação influencia a estampabilidade, com cortes paralelos à laminação demonstrando melhor desempenho. A influência da anisotropia também é observada, pois quando a razão entre a deformação na largura e na espessura de uma chapa (coeficiente de Lankfor) r_{90° é maior que r_{0° e r_{45° , a curva tende a se inclinar no sentido horário. Outrossim, amostras que experimentam pré-deformações de tração apresentam curvas CLC mais baixas, enquanto as que experimentam pré-deformações de compressão possuem curva mais alta. Também, grãos menores e índices n mais elevados levam a uma curva limite de conformação mais alta (Da

Rocha et al., 2022). Na Figura 12 é possível notar as zonas críticas e seguras para se conformar um aço e seus possíveis defeitos quando possuem determinadas deformações.

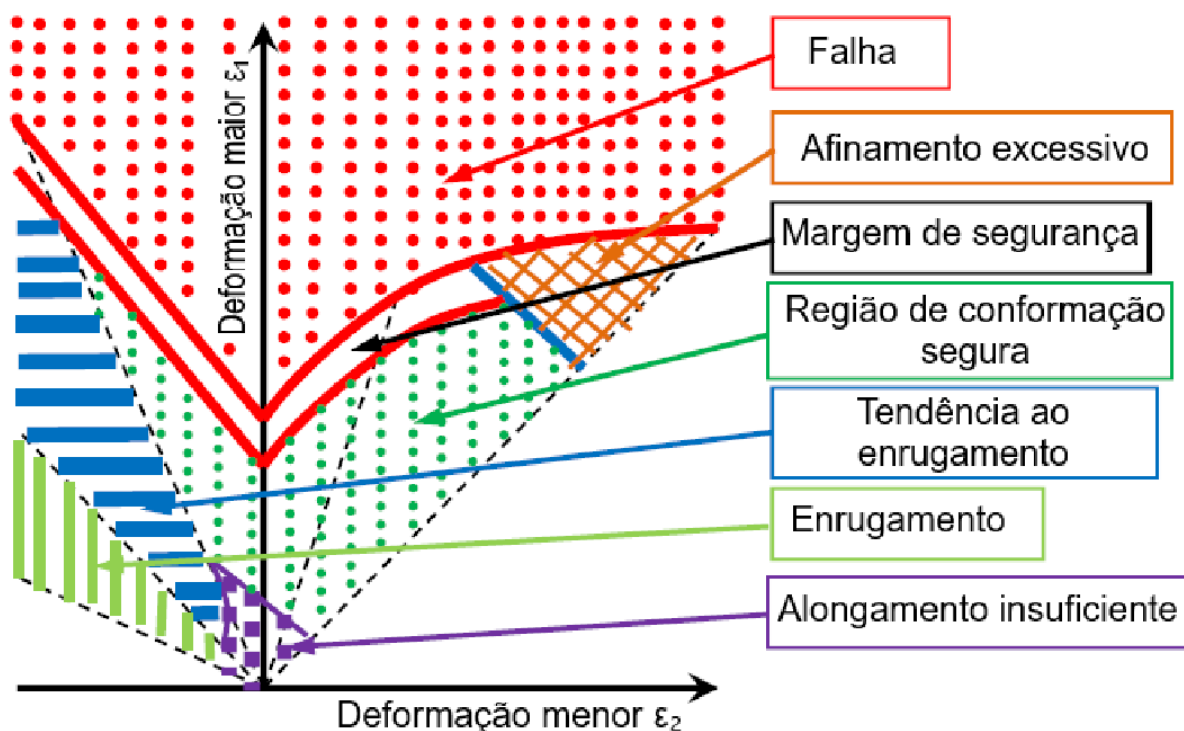


Figura 12 - Representação esquemática da curva limite de conformação, evidenciando as zonas de comportamento da chapa durante a conformação. Começando com a zona de alongamento insuficiente, enrugamento, tendência ao enrugamento, região de conformação segura, afinamento excessivo e falha. Modificado de (Paul, 2021).

A razão limite de estampagem (LDR) é estabelecida como a relação entre o raio máximo do disco e o raio de um copo cilíndrico onde o disco pode ser estampado sem falhar (Takahashi, 2003). Esta propriedade, que é ligada ao comportamento durante o embutimento profundo, é afetada pela anisotropia normal ($\bar{r}$). Valores de $\bar{r}$ maiores que 1 possibilitam um aumento na LDR, tendo em vista que sinalizam uma maior resistência à deformação na direção da espessura, o que favorece o fluxo do material na direção do punção. Por outro lado, a LDR é pouco influenciada pela resistência do aço e pela quantidade de encruamento n (AHSS Application Guidelines, 2017).

A LDR está relacionada à ductilidade do material, particularmente ao alongamento uniforme do aço (TAKAHASHI, 2003). Dessa forma, a microestrutura e as propriedades mecânicas influenciam diretamente o desempenho durante o embutimento. Em relação aos aços TRIP, a LDR é ligeiramente melhorada em comparação a outros AHSS, pois o efeito TRIP está ligado ao tipo de deformação. Durante processo de flangeamento por contração, a quantidade de austenita que se transforma é menor do que na deformação plana na parede do copo, o que gera uma região de parede mais resistente que a borda do flange, aumentando assim o LDR (AHSS Application Guidelines, 2017). Na Figura 13 é possível identificar a tensão aplicada em cada região do corpo de prova.

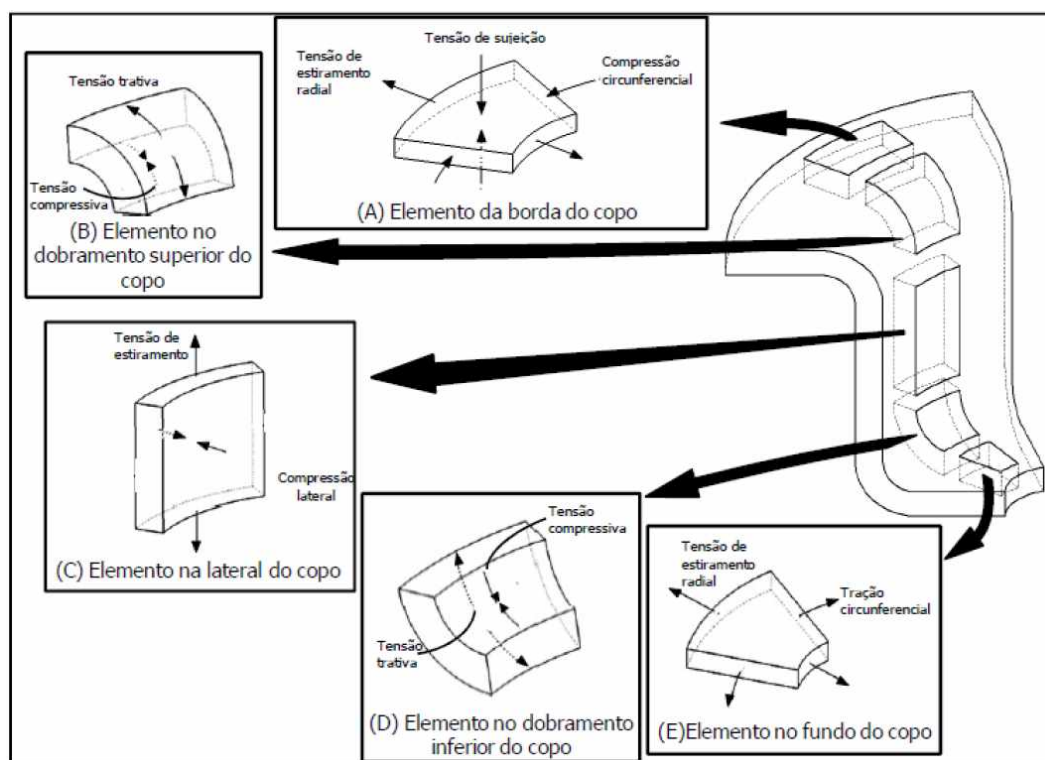


Figura 13 - Corpo de prova submetido ao ensaio LDR, evidenciando as principais regiões de deformação durante o processo de estampagem. As setas indicam as direções das tensões principais atuantes em cada ponto do corpo de prova. (Lora, 2009).

A flangeabilidade de estiramento indica a capacidade do material em se conformar nas bordas, especialmente em bordas cortadas, sendo melhorada com o aumento do $\bar{r}$ (Takahashi, 2003). Essa característica é influenciada pela microestrutura, e quanto mais uniforme for a distribuição das fases, melhor será a flangeabilidade (Takahashi, 2003).

2.4. Efeito de transformações de fase na estampabilidade

As propriedades mecânicas e a conformabilidade dos AHSS estão relacionadas à microestrutura, composta, como vimos na seção 2.2.1, por fases como ferrita, martensita, bainita e austenita retida. A forma, tamanho e distribuição de fases têm influência sobre o desempenho da conformabilidade. Um diâmetro médio pequeno da ilha de martensita melhora o alongamento total, sem apresentar efeito na resistência ao escoamento. A resistência à tração, no entanto, é afetada negativamente quando as ilhas são menores que 4 μm (Bleck; Phiu-On, 2005). Assim, uma diminuição do tamanho da austenita durante o recozimento intercrítico, um pequeno diâmetro de ilha de martensita e um pequeno diâmetro de pacote de bainita são benéficos para as propriedades mecânicas de aços multifásicos. A conformabilidade também é melhorada por transformações induzidas por deformação, quando a microestrutura ou algumas fases dentro dela são mecanicamente instáveis (Bleck et al., 2005). Ademais, textura com plano preferencial $\{111\}$ é a ideal para o processo de estampagem. Para essa direção cristalográfica, o valor médio do índice de anisotropia plástica $\bar{r}$ pode atingir valores próximos a 3, segundo Hosford; Caddell, (2007).

O efeito TRIP é o processo em que a austenita se transforma em martensita, com alto teor de carbono, à medida que a deformação plástica acontece. (Takahashi, 2003).

Nos AHSS, o efeito TRIP aprimora tanto a resistência mecânica quanto a ductilidade ao converter a austenita retida em martensita durante o processo de deformação plástica. A quantidade de austenita retida tem influência na reação mecânica desses

materiais, afetando diretamente sua ductilidade e resistência ao impacto (Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020).

A estabilidade da austenita em aços TRIP é influenciada pelo carbono e o manganês, que diminuem a temperatura inicial da transformação martensítica e favorecem a preservação da fase austenita. Esta estabilidade, na estampagem, define a resistência ao encruamento e a deformação sem falha antecipada (Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020).

A mudança na estrutura austenítica provocada por deformação, visto na Figura 14, acontece devido à interação entre as tensões mecânicas e a estabilidade da austenita, levando a um aumento na velocidade de encruamento, aprimorando assim, a conformabilidade dos AHSS (Soleimani; Kalhor; Mirzadeh, 2020).

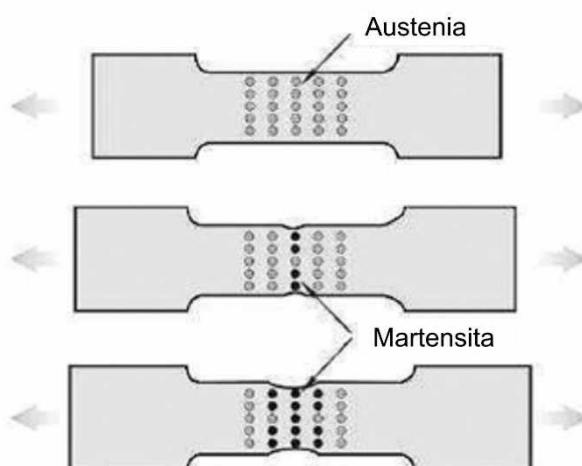


Figura 14 - Efeito TRIP no ensaio de tração, onde a austenita se transforma em martensita através do processo de deformação plástica (Takahashi, 2003).

3. METODOLOGIA

A caracterização dos aços aqui estudados foi dividida em três etapas: a) Composição Química, realizada via espectrometria de descarga luminescente (GDS); b) Caracterização Microestrutural, que envolve Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Espectroscopia de Energia Dispersiva de Raios-X (EDS) e Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD); e c) Caracterização Mecânica, incluindo: ensaios de microdureza, tração, MiniCharpy, curva CLC, expansão de furo cônico, anisotropia, estiramento Erichsen, Small Punch Test (SPT), razão limite de estampagem e dobramento, conforme fluxograma da Figura 15.

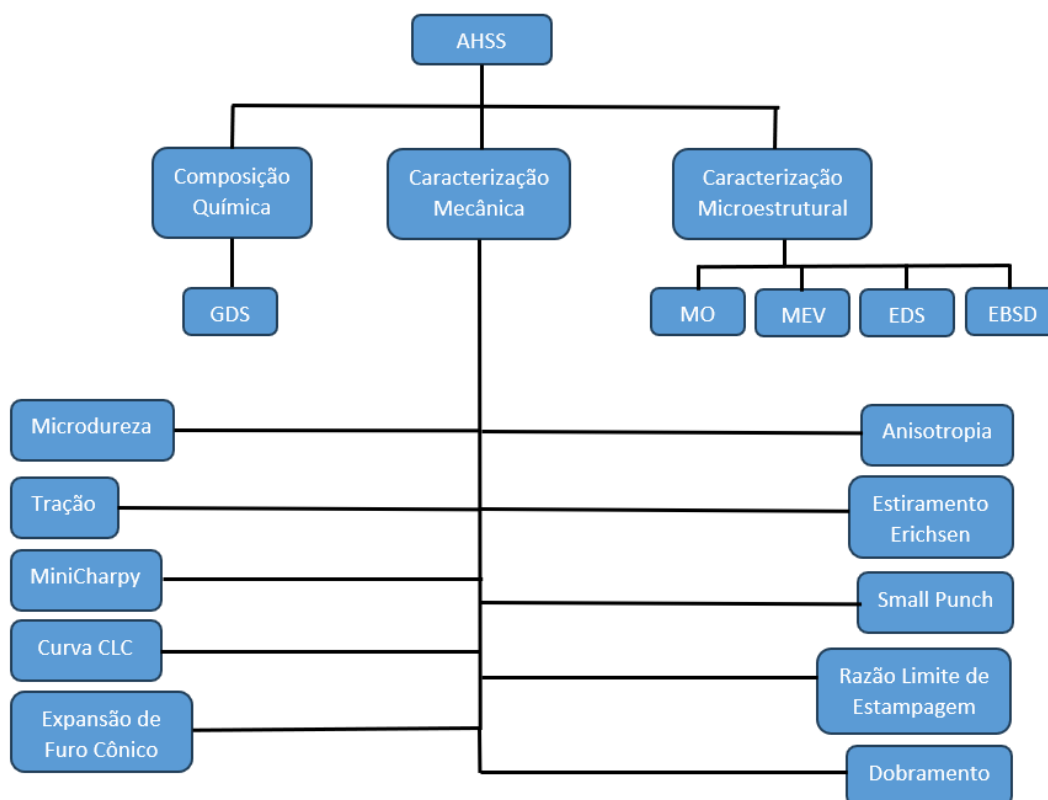


Figura 15: Fluxograma de caracterização de aços avançados de alta resistência (AHSS).

Os materiais utilizados neste trabalho foram os seguintes: aços DP780 P, DP780 M e DP780 S, fornecidos na espessura de 1,6 mm de chapa, não galvanizados. Os aços TRIP utilizados foram os seguintes: TRIP780 e TRIP1000, na espessura de 1,50 mm, galvanizados.

3.1. Caracterização química e microestrutural

3.1.1. Caracterização química

Para os cinco materiais analisados, foram retiradas amostras para análise da composição química utilizando espectrometria de descarga luminescente (GDS) da fabricante LECO, modelo GDS 500, com resolução de 0,001 % em peso. As amostras foram submetidas a um fresamento e lixamento com lixas de granulometria 80 e 200 *mesh*, para remoção da camada descarbonetada.

3.1.2. Caracterização microestrutural

Para a análise microestrutural, foram selecionadas amostras de duas seções, a saber: longitudinal e transversal em relação ao sentido de laminação. As amostras foram embutidas em baquelite, lixadas com lixas de diferentes granulometrias (#200, #600 e #1200) e, em seguida, polidas com suspensão de diamante de diferentes granulometrias (9 μm , 6 μm , 3 μm e 1 μm). As amostras foram atacadas com solução de Nital 6%. A caracterização microestrutural dos aços foi realizada em um microscópio ótico da marca Olympus, modelo BX51M com uma câmera digital Zeiss, modelo AxioCam ICc5 e um microscópio eletrônico de varredura (MEV) de alta resolução, modelo SUPRA 40, do tipo FEG, fabricado pela Zeiss. As microestruturas foram registradas a partir da região central, $\frac{1}{4}$ da espessura e próximo à superfície. A preparação metalográfica para EBSD difere do procedimento previamente descrito por incluir uma etapa adicional de polimento: após o polimento com alumina de 1 μm , realiza-se um polimento final com sílica coloidal de 0,05 μm , durante 10 minutos. A

análise e quantificação da textura cristalográfica nos ensaios foram realizadas por meio do software Esprit 2.2 da Bruker, com tratamento e interpretação dos dados utilizando o software ATEX.

Para determinar a fração volumétrica de ferrita nos aços DP, após preparação metalográfica e de revelar a microestrutura com Nital, utilizou-se o software ImageJ, para realizar a preparação das imagens, segmentação das fases e quantificação da fração volumétrica. Inicialmente, as imagens da microestrutura foram capturadas por microscopia ótica afim de identificar diferentes fases presentes no material. As imagens foram convertidas para escala de cinza, para a segmentação das fases. Em seguida, o contraste e o brilho das imagens foram ajustados para melhorar a distinção entre as fases, utilizando as ferramentas disponíveis no software.

A segmentação das imagens foi realizada através da ferramenta de *thresholding*, onde foi definido o intervalo de tons de cinza que correspondia à fase ferrítica, onde a ferrita foi destacada em áreas brancas, enquanto a fase martensítica permaneceu em preto. Para a medição da área correspondente à ferrita, utilizou-se a função de medição de área do ImageJ, permitindo a quantificação da área ocupada pela ferrita na imagem. A fração volumétrica de ferrita foi calculada pela razão entre a área da ferrita e a área total da imagem analisada. A análise foi repetida em cinco regiões aleatórias da amostra para avaliar a fração volumétrica de ferrita geral dos aços. Já para avaliação da ferrita ao longo da espessura, foram analisadas nove imagens por amostra, sendo três da região central, três da região correspondente a 1/4 da espessura e três da região da borda, conforme Figura 16.

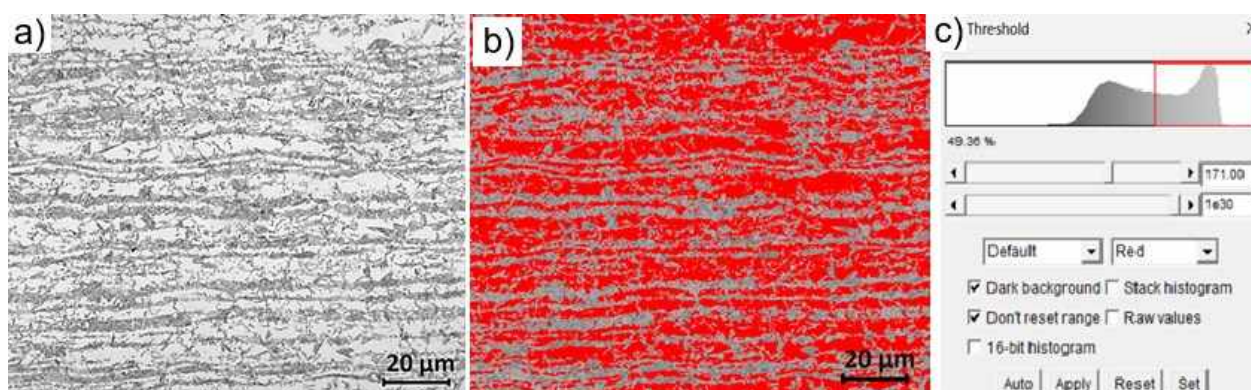


Figura 16 - Processamento da fração volumétrica utilizando o software ImageJ para quantificação da ferrita em micrografias obtidas por microscopia óptica: a) imagem original sem processamento; b) imagem processada com aplicação do *threshold*, com as regiões de ferrita destacadas em vermelho; e c) imagem do software ImageJ com a ferramenta *threshold* ativada.

A análise de inclusões foi realizada conforme a norma ASTM E45-18. O procedimento consistiu na preparação metalográfica das seções transversal e longitudinal, com polimento final utilizando suspensão de diamante com granulometria de 1 µm. Após o polimento, as amostras foram analisadas em microscópio óptico para a captura de imagens das inclusões presentes no aço. Essas inclusões foram caracterizadas quanto ao tamanho, forma e concentração de acordo com os critérios estabelecidos pela norma ASTM E45-18. Os resultados apresentados foram obtidos a partir da análise de 16 imagens capturadas em regiões aleatórias de cada amostra de cada aço.

3.2. Ensaios mecânicos e de estampabilidade

3.2.1. Ensaio de tração e anisotropia

Os ensaios de tração e anisotropia foram realizados conforme as normas ASTM E8/E8M-24 e ASTM E517-19, respectivamente, com corpos de prova ajustados em uma máquina de ensaio universal *Instron*, modelo 8801, conforme mostrado na Figura 17. Os corpos de prova, com dimensões vistas na Figura 18 e Figura 19, foram fabricados utilizando uma máquina de eletroerosão a fio AgieCharmilles, modelo

FW2U, sendo removidos a 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação, conforme ilustrado na Figura 20.



Figura 17: Ensaio de tração com corpo de prova ajustado na máquina de ensaio universal *Instron*.

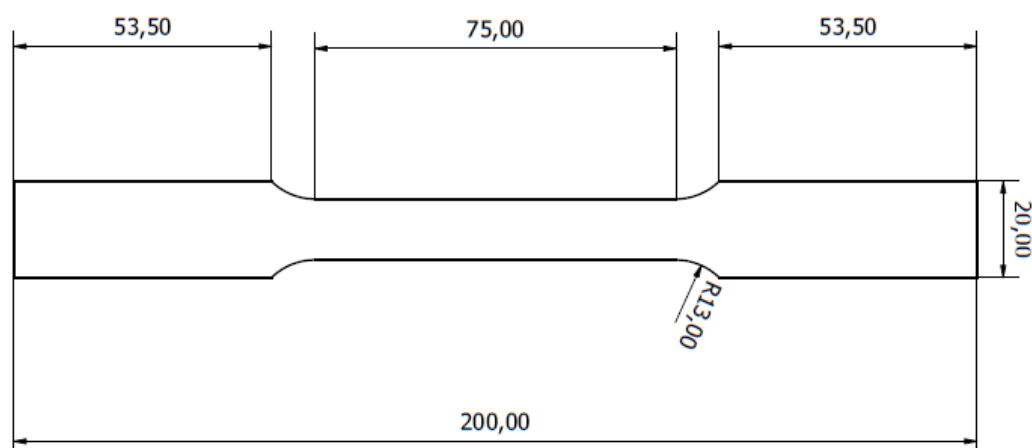


Figura 18: Corpo de prova de anisotropia segundo ASTM E517 – 19.

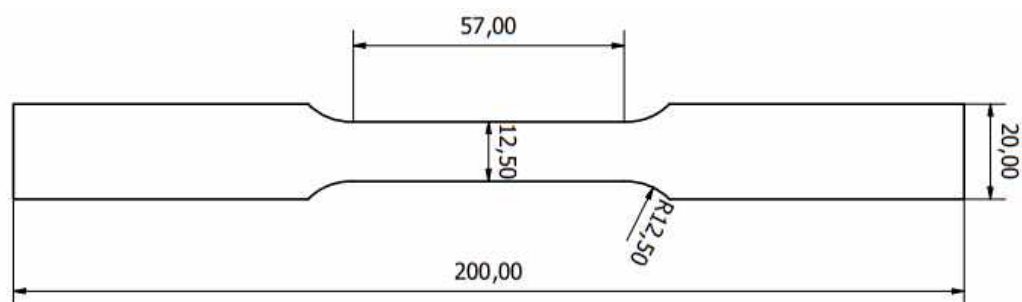


Figura 19: Corpo de prova de tração segundo ASTM E8/E8M – 24.

Após a fabricação dos corpos de prova, a largura e a espessura da seção útil foram medidas em três posições ao longo da espessura e da largura dos corpos de prova, utilizando um micrômetro digital Mitutoyo, com resolução de 0,001 mm e faixa nominal de 25 mm. As medições foram realizadas em ambiente controlado a $23,0 \pm 1,0$ °C. O certificado de calibração do micrômetro utilizado está disponível no Anexo C.

Para obter os dados de anisotropia, o controle de deslocamento foi ajustado para uma velocidade de 1 mm/min até 8 % de deformação. A deformação na região elasto-plástica foi medida com um extensômetro eletromecânico axial Instron®, modelo 2620-601, com faixa de ± 50 mm e resolução de 0,001 mm. Após 8% de deformação,

aferiram-se a espessura e a largura finais da seção útil com o mesmo micrômetro digital. O certificado de calibração do extensômetro utilizado está disponível no Anexo B.

Para cálculo da anisotropia dos materiais, foi obtido o coeficiente de Lankford (r) que está relacionado com a capacidade do material de se deformar na direção da largura em comparação com a direção da espessura, como visto na Equação 1. O valor de anisotropia normal ($\bar{r}$) representa a média do comportamento de deformação ao longo da espessura, sendo calculada pela Equação 2.

$$r = \frac{\ln\left(\frac{w}{w_0}\right)}{\ln\left(\frac{t}{t_0}\right)} \quad (1)$$

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2)$$

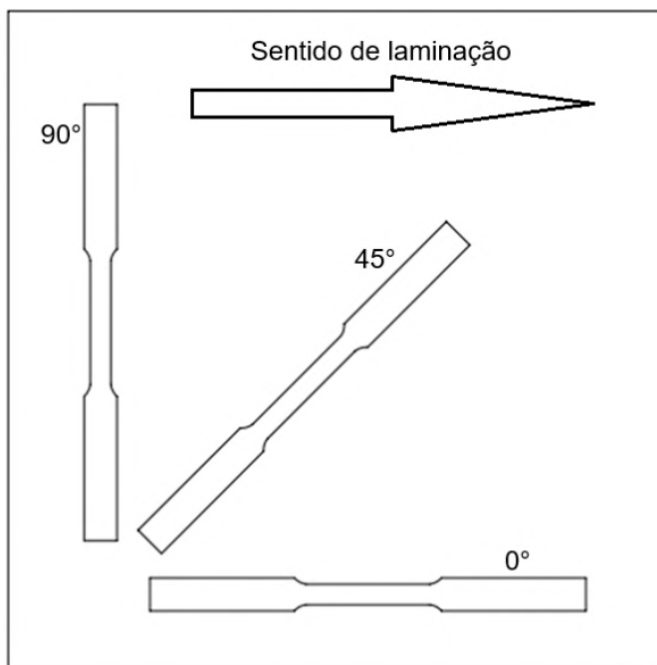


Figura 20: Posicionamento dos corpos de prova na chapa com seu sentido de laminação.

3.2.2. Ensaio Small Punch (SPT)

O ensaio Small Punch Test foi adotado neste trabalho como forma de corroborar estudos futuros do laboratório, uma vez que seus resultados apresentam boa correlação com os obtidos em ensaios de tração convencionais. Além disso, trata-se de uma técnica útil em situações que não há material suficiente para a confecção de corpos de prova para os ensaios de tração convencionais, sendo, portanto, aplicável em componentes de pequena escala que precisam ser caracterizados.

Nesse ensaio, utilizou-se um equipamento de puncionamento instrumentado, no qual o corpo de prova (Figura 22) é deformado por uma esfera de metal duro (WC-Co) de 1,5 mm de diâmetro, que é pressionada contra o material (conforme funcionamento na Figura 21 até ocorrer o rompimento).

Durante o ensaio, o sistema inicia o registro dos valores de força e deslocamento assim que a célula de carga detecta uma força de 30 N e ensaio é finalizado quando a força medida cai 100 N. Os dados são processados e utilizados para gerar a curva de força x deslocamento (ALMEIDA, 2017).

Os corpos de prova foram retirados utilizando uma máquina de eletroerosão a fio e, posteriormente, lixados em uma lixadeira rotativa com lixa de *mesh* 320, e em uma lixadeira com água utilizando lixas de *mesh* 400, 600 e 1200 em ambas as seções superficiais, para que a amostra correspondesse à região central da chapa em relação à espessura, seguindo as tolerâncias especificadas pela norma ASTM E3205-20.

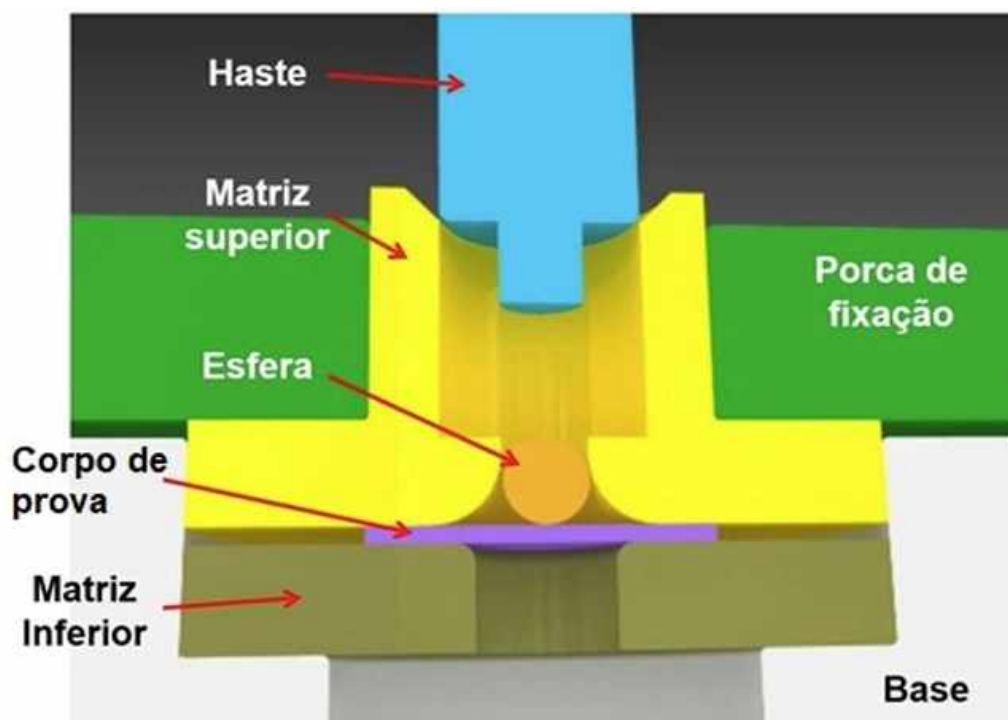


Figura 21 - Modelo de funcionamento do ensaio SPT (ALMEIDA, 2017).

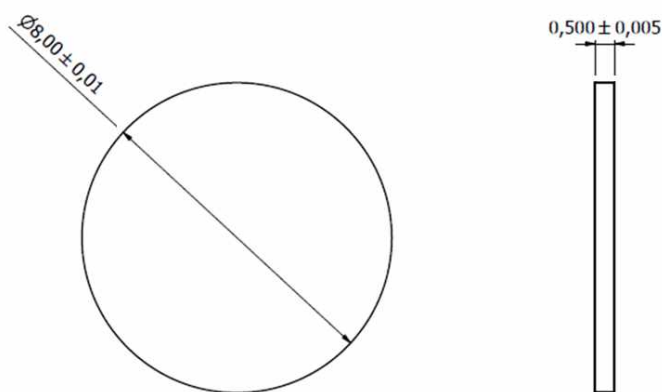


Figura 22: Corpo de prova Small Punch Test segundo norma ASTM E3205-20.

3.2.3. Ensaio de Microdureza

A microdureza foi avaliada conforme a norma ASTM E384-2017, em um equipamento da marca Reichert Stiefelmayer, modelo KL-4, utilizando uma carga de 100 gf (HV0,1), aplicada por um período de 15 segundos. Foram realizadas cinco medidas

de microdureza ao longo do perfil de cada amostra, sendo que cada perfil continha, em média, 23 indentações. Para uma melhor visualização dessa propriedade das chapas, um mapa de microdureza foi realizado ao longo da espessura do corpo de prova utilizando a linguagem de programação *python* através do processamento dos dados de indentação realizadas.

3.2.4. *Ensaio de MiniCharpy*

Os ensaios de MiniCharpy seguiram a norma ISO 14556, porém, utilizou-se um corpo de prova modificado para se adequar à espessura máxima de chapa de 1,6 mm e 1,5 mm. Isso resultou em menor triaxialidade e, consequentemente, em uma redução da temperatura de transição dúctil-frágil. Ainda assim, essa adaptação possibilita a comparação entre os diferentes materiais analisados. Assim, os corpos de prova foram fabricados em uma máquina de eletroerosão a fio, retirados a 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação, com as dimensões apresentadas na Figura 23 e na Figura 24. O objetivo foi determinar a energia de absorção de impacto nas três direções e correlacionar com suas respectivas microestruturas. O certificado de calibração do equipamento utilizado está disponível no Anexo A.

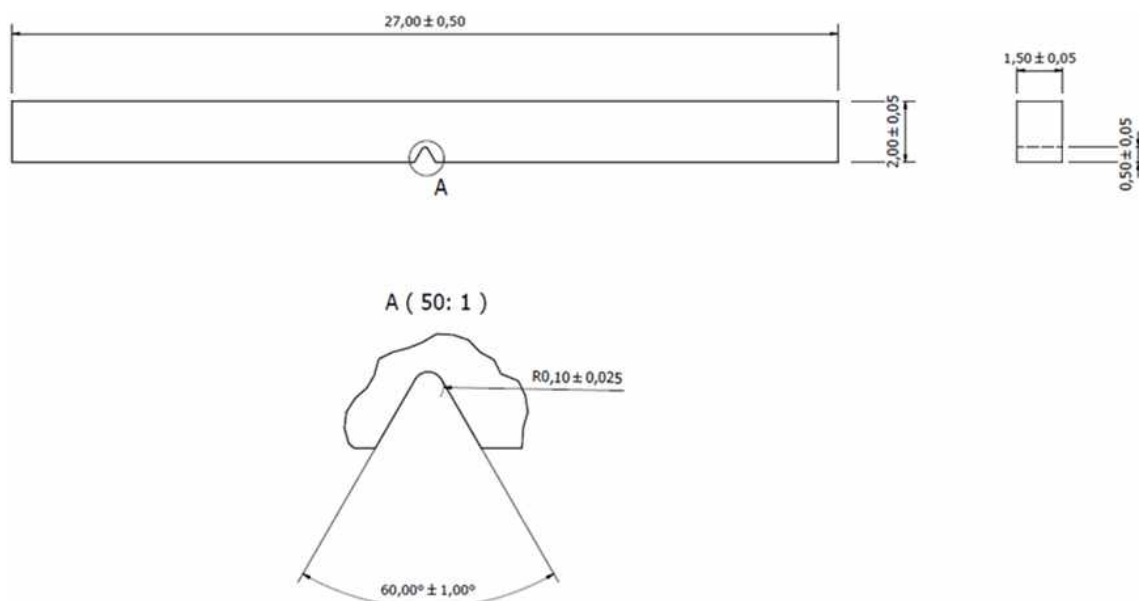


Figura 23: Medidas dos corpos de prova modificados nos ensaios de impacto Charpy miniaturizado.

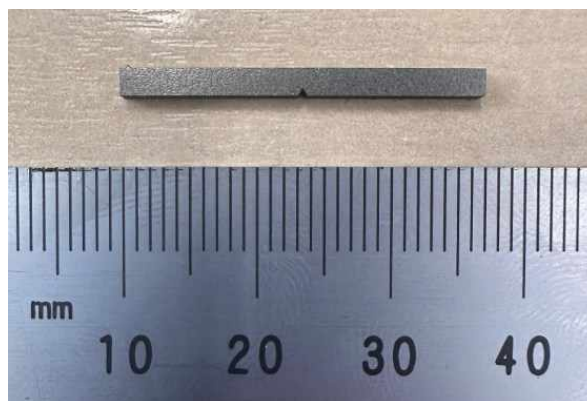


Figura 24: Corpo de prova modificado para os ensaios de impacto Charpy miniaturizado.

A norma ISO14556 estabelece que os corpos de prova possuam um perfil de 3 x 4 mm². No entanto, pela necessidade de adequação à espessura do material, os corpos de prova utilizados possuíam um perfil de 1,5 x 2,0 mm². Para centralizar o sensor piezoelétrico verticalmente em relação ao corpo de prova, foi desenvolvido um suporte

para ajustar o posicionamento do corpo de prova, deslocando-o 2,0 mm à frente para compensar a redução nas dimensões, conforme Figura 25. Assim, o corpo de prova foi posicionado de forma que sua face coincidisse com o plano do cutelo, alinhado a 90°, quando este se encontrava em repouso no ponto mais baixo da trajetória.

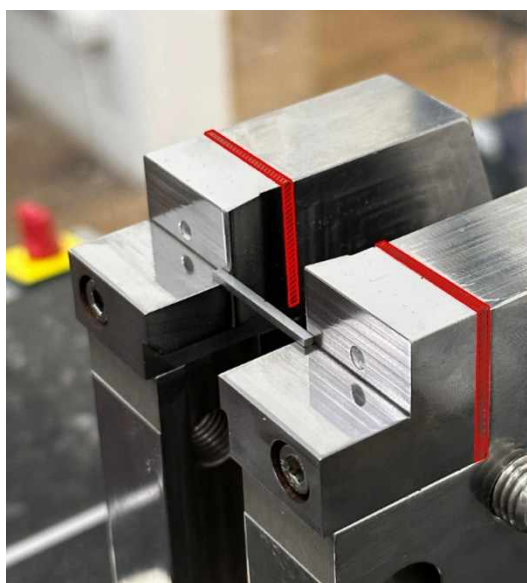


Figura 25: Equipamento utilizado no ensaio de impacto MiniCharpy, destacando o suporte localizado atrás dos batentes.

3.2.5. *Ensaio Estiramento Erichsen*

Os corpos de prova para os ensaios de estiramento Erichsen foram cortados na dimensão de 100 x 100 mm² e os ensaios foram realizados em uma prensa universal Erichsen com controladores de velocidade e deslocamento. Foi utilizado um punção esférico com força de prensa chapas de 10 kN, seguindo a norma NBR16281. O ensaio foi realizado em cinco corpos de prova até a ruptura do material, como pode ser visto na Figura 26.

Para interpretação dos resultados, foi utilizada a norma NBR5915 que define o grau de estampagem em EM – Estampagem Moderada; EP - Estampagem Profunda ou EEP – Estampagem Extra Profunda.



Figura 26: Corpo de prova após o ensaio de estiramento Erichsen.

3.2.6. Ensaio de expansão de furo cônico

Com base na norma ISO TS 16.630 e na mesma prensa universal Erichsen, utilizando apenas a troca do ferramental, foram realizados ensaios em cinco corpos de prova de 100 x 100 mm² e contendo um furo central de 10 mm de diâmetro, conforme Figura 27. O ensaio foi conduzido com uma velocidade de punção de 30 mm/min e com controle dos parâmetros de deslocamento do punção, força aplicada pelo punção, força do prensa-chapas e tempo. O ensaio se dá pela deformação do furo pelo punção, expandindo-o até sua ruptura e obtendo valores de índice de expansão de furo em (%) λ , calculado de acordo com a Equação 3.

$$\lambda = \frac{d_f - d_o}{d_o} \cdot 100$$

(3)

Onde: d_0 representa o diâmetro inicial e d_f o diâmetro final do furo.



Figura 27: Corpo de prova após o ensaio de expansão de furo cônico.

3.2.7. Ensaio de curva limite de conformação – CLC

Para a obtenção das curvas limite de conformação (CLCs), o ensaio foi realizado em prensa universal Erichsen, utilizando o método Nakazima, baseando a metodologia na norma ISO 12004. Para utilização da máquina para este ensaio, foi necessária a troca do ferramental e a utilização de quatro câmeras de alta resolução integradas ao *AutoGrid In-Process* tem para capturar a deformação dos corpos de prova.

Os corpos de prova utilizados no ensaio possuíam dimensões variadas, conforme mostrado na Figura 28. Todos os corpos possuíam o mesmo diâmetro, mas diferiam nos raios de corte aplicados em duas bordas opostas. Essa variação no raio de corte, gera resultados em condições diferentes de tensão e deformação. Após confeccionar os corpos de prova, cada um recebeu uma marcação em forma de malha feita eletroquimicamente, com quadrados de 2,5 mm de lado.

Com o corpo de prova fixado na máquina, o punção deforma o corpo de prova até a ruptura, enquanto as quatro câmeras de alta resolução filmam a sua deformação. Ao atingir a ruptura, o ensaio era finalizado e o *AutoGrid In-Process* analisava as imagens calculando a deformação principal e secundária que cada quadrado da malha experimentou durante o ensaio. A partir deste ponto, foi confeccionada a curva limite de conformação correlacionando o valor máximo de deformação que o corpo de prova pode sofrer até sua ruptura.



Figura 28: Corpos de prova para ensaio de curva limite de conformação.

3.2.8. Ensaio de razão limite de estampagem

Utilizando uma prensa universal Erichsen com um ferramental específico, foi realizado o ensaio de razão limite de estampagem. Este ensaio consistiu na preparação de *blanks* e no corte circular de corpos de prova com diferentes diâmetros. Este ensaio foi realizado para avaliar a razão limite de estampagem ao deformar o corpo de prova com um diâmetro conhecido em relação ao punção, cujo diâmetro é fixado em 50 mm. A razão entre o diâmetro do corpo de prova e do punção foi progressivamente aumentada utilizando corpos de prova de diâmetro de 90 mm, 95 mm, 100 mm, 105

mm, 110 mm, 115 mm e 120 mm, até que ocorra o rompimento do corpo de prova, determinando assim, a relação máxima suportada antes da falha. A Figura 29 apresenta as imagens dos corpos de prova com diferentes diâmetros utilizados no ensaio.

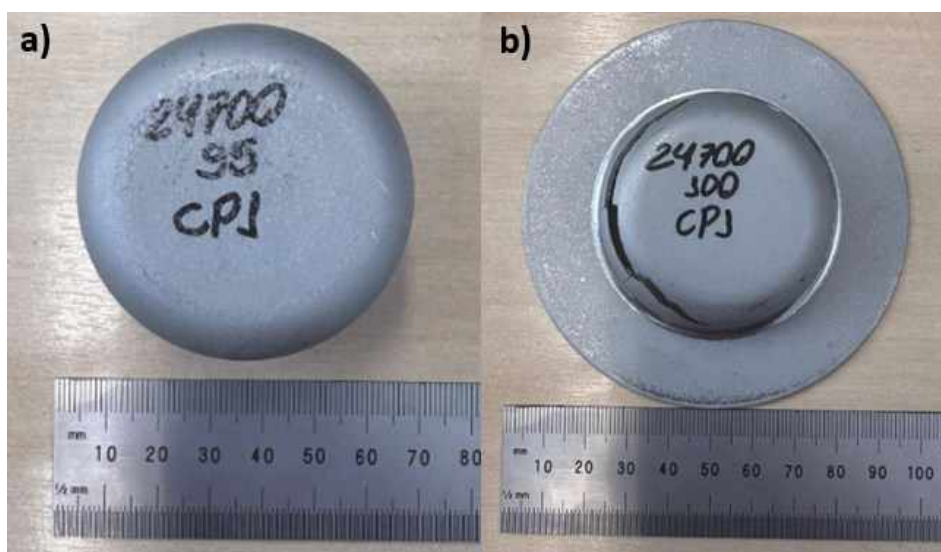


Figura 29: a) Corpo de provas com 95 mm e b) com 100 mm de diâmetro nos ensaios de razão limite de estampagem.

3.2.9. Ensaio de dobramento

O ensaio de dobramento foi realizado em máquina de tração universal *Instron*, modelo 5900R. O dobramento a três pontos foi realizado com cutelo com raios de 1,0 mm e 2,0 mm. O ensaio de dobramento foi conduzido até 90°, variando-se a orientação dos corpos de prova entre as direções transversal e longitudinal em relação ao sentido de laminação, além do raio do cutelo utilizado. O ensaio de dobramento seguiu as especificações previstas na norma ASTM E290 com corpos de prova de 40 x 150 mm², conforme Figura 30.

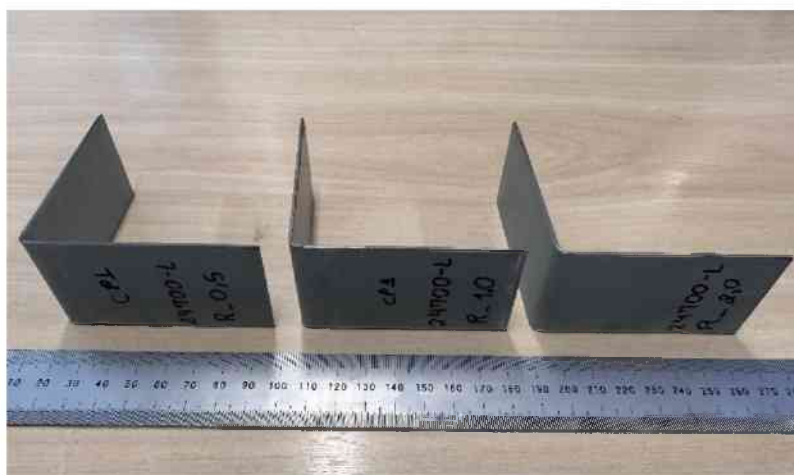


Figura 30: Corpos de prova do ensaio de dobramento segundo ASTM E290.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Microestrutura

4.1.1. Análise de composição química

A Tabela 3 mostra o resultado da análise de composição química dos aços avançados de alta resistência estudados.

Tabela 3: Resultados da análise de composição química dos aços estudados (% em peso).

	DP780 P	DP780 M	DP780 S	TRIP780	TRIP1000
C	0,157 ± 0,004	0,150 ± 0,006	0,124 ± 0,000	0,260 ± 0,004	0,242 ± 0,004
Mn	2,064 ± 0,017	2,066 ± 0,074	1,552 ± 0,002	1,573 ± 0,019	2,260 ± 0,025
Si	0,481 ± 0,001	0,437 ± 0,007	0,217 ± 0,001	1,410 ± 0,013	1,249 ± 0,012
P	0,023 ± 0,000	0,028 ± 0,003	0,020 ± 0,000	0,026 ± 0,001	0,028 ± 0,002
S	0,004 ± 0,000	0,004 ± 0,000	0,003 ± 0,000	0,002 ± 0,000	0,002 ± 0,001
Cr	0,030 ± 0,000	0,028 ± 0,001	0,028 ± 0,000	0,018 ± 0,000	0,021 ± 0,001
Ni	0,022 ± 0,004	0,028 ± 0,003	0,049 ± 0,004	0,012 ± 0,002	0,027 ± 0,003
Mo	0,011 ± 0,000	0,004 ± 0,001	0,005 ± 0,000	0,008 ± 0,000	0,004 ± 0,001
Al	0,035 ± 0,000	0,035 ± 0,000	0,033 ± 0,000	0,028 ± 0,000	0,037 ± 0,000
Cu	0,018 ± 0,000	0,011 ± 0,000	0,005 ± 0,000	0,014 ± 0,001	0,014 ± 0,001
Ti	0,004 ± 0,000	0,004 ± 0,000	0,001 ± 0,000	0,003 ± 0,000	0,005 ± 0,001
W	0,000 ± 0,000	0,001 ± 0,001	0,001 ± 0,001	0,000 ± 0,000	0,002 ± 0,002
V	0,002 ± 0,000	0,000 ± 0,000	0,014 ± 0,000	0,002 ± 0,000	0,001 ± 0,000
Nb	0,003 ± 0,000	0,000 ± 0,001	0,011 ± 0,002	0,000 ± 0,000	0,003 ± 0,001
B	0,000 ± 0,000	0,002 ± 0,000	0,000 ± 0,000	0,001 ± 0,000	0,002 ± 0,000

Realizando uma análise comparativa dos outros elementos presentes nos aços, observa-se que o DP780 S apresenta teores de carbono e manganês mais baixos que

os observados nos aços DP780 P e DP780 M. Por outro lado, o DP780 P e o DP780 M apresentaram maiores teores de silício, que promove a formação de ferrita e maior teor de fósforo.

Quando se comparam o DP780 M e o DP780 S, observa-se que o DP780 M possui um teor mais elevado de carbono, o que contribui para maior dureza e resistência mecânica, mas pode prejudicar a ductilidade e a soldabilidade. O DP780 S apresenta menor teor de carbono e menores quantidades de elementos de liga.

Nos aços TRIP780 e TRIP1000, a principal diferença em relação ao DP780 está no maior teor de carbono, além da maior quantidade de manganês presente especialmente no TRIP1000. Esses elementos favorecem a formação de austenita retida e bainita, resultando em melhores propriedades de absorção de energia e maior resistência ao impacto.

Para facilitar a comparação das quantidades de cada elemento presente nos aços, foram desenvolvidos os gráficos da Figura 31. Esses gráficos mostram a quantidade dos principais elementos dos diferentes aços estudados, permitindo uma avaliação visual da variação de suas composições químicas.

O carbono equivalente é um fator primordial para avaliar a soldabilidade de aços, uma vez que valores mais altos indicam maior dificuldade em soldar devido à formação de martensita-bainita na zona termicamente afetada, enquanto valores mais baixos fornecem melhores condições para processos de soldagem.

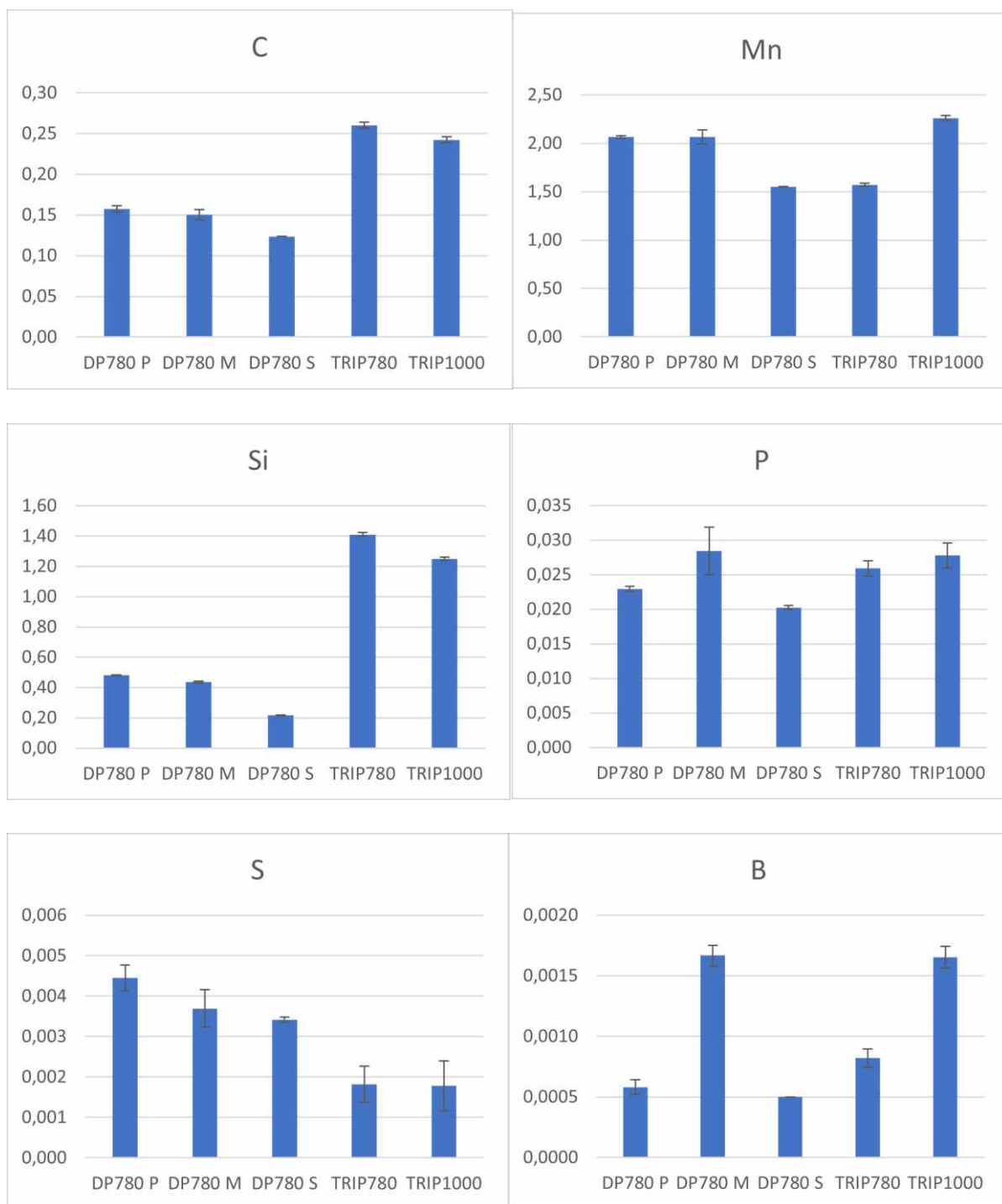


Figura 31 - Teores dos elementos C, Mn, P, Si, S e B nos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000, obtidos por GDS.

Para o cálculo do carbono equivalente (CE), foram utilizados três métodos distintos que levam em consideração diferentes combinações e fatores multiplicativos de

elementos de liga. Dois dos métodos utilizados neste trabalho foram extraídos da literatura e são referenciados como Método 1 e Método 3. O Método 2 foi obtido a partir da norma AMERICAN WELDING SOCIETY. AWS D1.1 (2020). Os valores correspondentes a cada método foram calculados por meio das seguintes equações: o Método 1 utilizou a Equação 4, o Método 2 a Equação 5 e o Método 3 a Equação 6.

No Método 1, observa-se na Tabela 4 que o DP780 S apresenta o menor valor de CE (0,263 %), sendo o material com maior capacidade de soldabilidade dentro do grupo de aços analisados. Por outro lado, o TRIP1000 possui o maior valor de CE (0,460 %), mostrando maior resistência mecânica associada ao maior teor de carbono e elementos de liga, mas também indicando maior complexidade para o processo de soldagem. O TRIP780 (0,445 %) mostra o resultado próximo do resultado do TRIP1000, enquanto os valores do DP780 P (0,340 %) e o DP780 M (0,339 %) apresentam valores intermediários.

$$CE1 = \%C + \frac{\%Mn}{20} + \frac{\%Si}{30} + 2 \%P + 4 \%S \quad (4)$$

Tabela 4: Cálculo de carbono equivalente pelo Método 1, com nível de confiança da incerteza de 68 %.

	Método 1	Desvio Padrão	Incerteza
DP780 P	0,340	0,005	0,001
DP780 M	0,339	0,017	0,008
DP780 S	0,263	0,000	0,000
TRIP780	0,445	0,008	0,003
TRIP1000	0,460	0,005	0,002

No Método 2, os resultados mostrados na Tabela 5 seguem uma tendência similar ao observado no CE calculado pelo método 1, com o DP780 S novamente apresentando o menor valor de CE (0,215). O TRIP1000 (0,409) e o TRIP780 (0,392) continuam com os valores mais elevados.

$$CE2 = \%C + \frac{\%Mn}{20} + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Cu}{20} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Cr}{20} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5(\%B) \quad (5)$$

Tabela 5: Cálculo de carbono equivalente pelo Método 2, com nível de confiança da incerteza de 68 %.

	Método 2	Desvio Padrão	Incerteza
DP780 P	0,283	0,004	0,001
DP780 M	0,279	0,010	0,004
DP780 S	0,215	0,000	0,000
TRIP780	0,392	0,004	0,002
TRIP1000	0,409	0,005	0,002

Já no Método 3, os valores de CE observados na Tabela 6 aumentam em todos os materiais devido ao maior peso no cálculo dos elementos de liga molibdênio, vanádio e nióbio, que impactam na temperabilidade e resistência mecânica do aço. O aço TRIP1000 apresenta o maior valor de CE, atingindo 0,669 %, refletindo seu maior teor de elementos de liga. Os valores obtidos para TRIP780 (0,577 %) e DP780 S (0,403 %) seguem uma progressão compatível com seus resultados dos métodos 1 e 2, com o DP780 S mantendo o menor valor de CE os aços DP analisados e o TRIP780 mantendo o menor CE que o TRIP1000. Os aços DP780 P (0,529 %) e DP780 M (0,518 %) apresentam valores próximos, deixando evidente a similaridades na composição química.

$$CE3 = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Cu + \%Ni}{15} \quad (6)$$

Tabela 6: Cálculo de carbono equivalente pelo Método 3, com nível de confiança da incerteza de 68 %.

	Método 3	Desvio Padrão	Incerteza
DP780 P	0,529	0,005	0,001
DP780 M	0,518	0,018	0,008
DP780 S	0,403	0,000	0,000
TRIP780	0,577	0,006	0,002
TRIP1000	0,669	0,007	0,003

Na Figura 32 é possível identificar visualmente as diferenças de carbono equivalente presente em cada aço utilizando os métodos 1, 2 e 3. Através dos três métodos, pode-se notar que seguem o mesmo comportamento, com o DP780 S apresentando o menor valor de carbono equivalente, DP780 P e DP780 M com valores intermediários próximos e o TRIP780 e TRIP1000 com os maiores valores entre todos, com exceção do método 3, em que o CE do TRIP780 diminuiu, se aproximando aos valores intermediários do DP780 P e DP780 M.

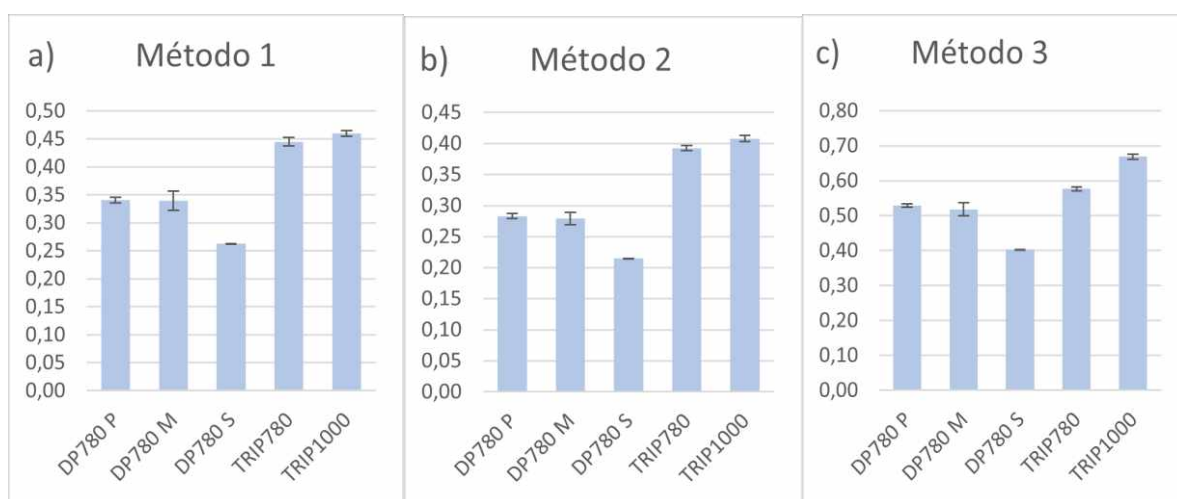


Figura 32 - Gráfico comparativo de carbono equivalente pelo a) Método 1, b) Método 2 e c) Método 3.

4.1.2. Caracterização microestrutural

4.1.2.1. DP780 P

As imagens de microscopia eletrônica de varredura do aço DP780 P nas seções transversal e longitudinal são apresentadas na Figura 33 e na Figura 34, e a

análise das micrografias obtidas mostra as características microestruturais que influenciam suas propriedades mecânicas.

Em ambas as seções, transversal e longitudinal, é possível identificar bandeamento, oriundo do processo de laminação, onde as fases de ferrita e martensita/bainita se encontram de forma alongada. Nessas imagens, as regiões mais claras são regiões de martensita/bainita, enquanto as regiões mais escuras são ferrita.

Na Figura 34 é possível analisar a morfologia da martensita/bainita, que se apresenta de forma irregular, com contornos não uniformes e ausência de forma acicular ou arredondada como visto na morfologia da martensita/bainita no aço DP780 S, ver seção 4.1.2.3.

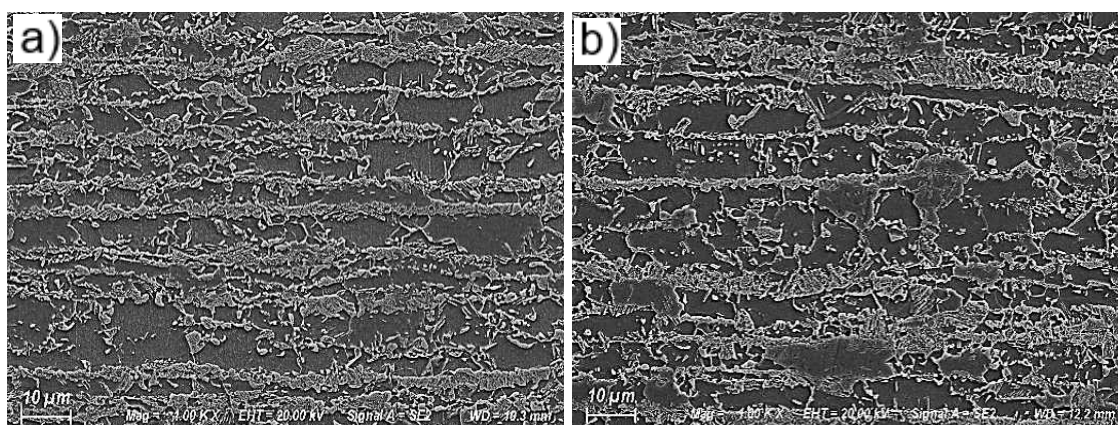


Figura 33 - Vista geral da microestrutura do DP780 P: a) seção transversal e b) seção longitudinal, (MEV) da região central da chapa, utilizando sinal de elétrons secundários.

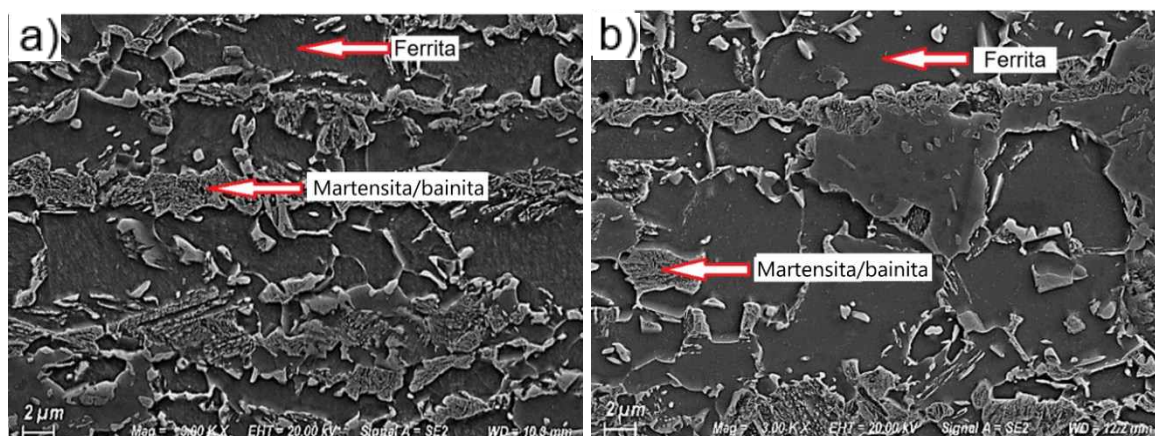


Figura 34 - Imagem de MEV em maior ampliação do aço DP780 P, evidenciando a microestrutura composta por matriz ferrítica e ilhas de martensita/bainita; a) seção transversal e b) seção longitudinal, obtidas com sinal de elétrons secundários.

A fim de compreender a distribuição microestrutural ao longo da espessura da chapa, foram obtidas imagens no MEV na seção transversal e na longitudinal, apresentadas na Figura 35 e na Figura 36. A imagem da direita mostra uma visão geral do aço identificando as regiões de borda, $\frac{1}{4}$ da espessura e centro, onde foram extraídas as micrografias para poder analisar a microestrutura local. Observa-se que, na seção transversal e na seção longitudinal, há presença de bandeamentos mais intensos na região central e, em menor intensidade na região de $\frac{1}{4}$ da espessura da chapa.

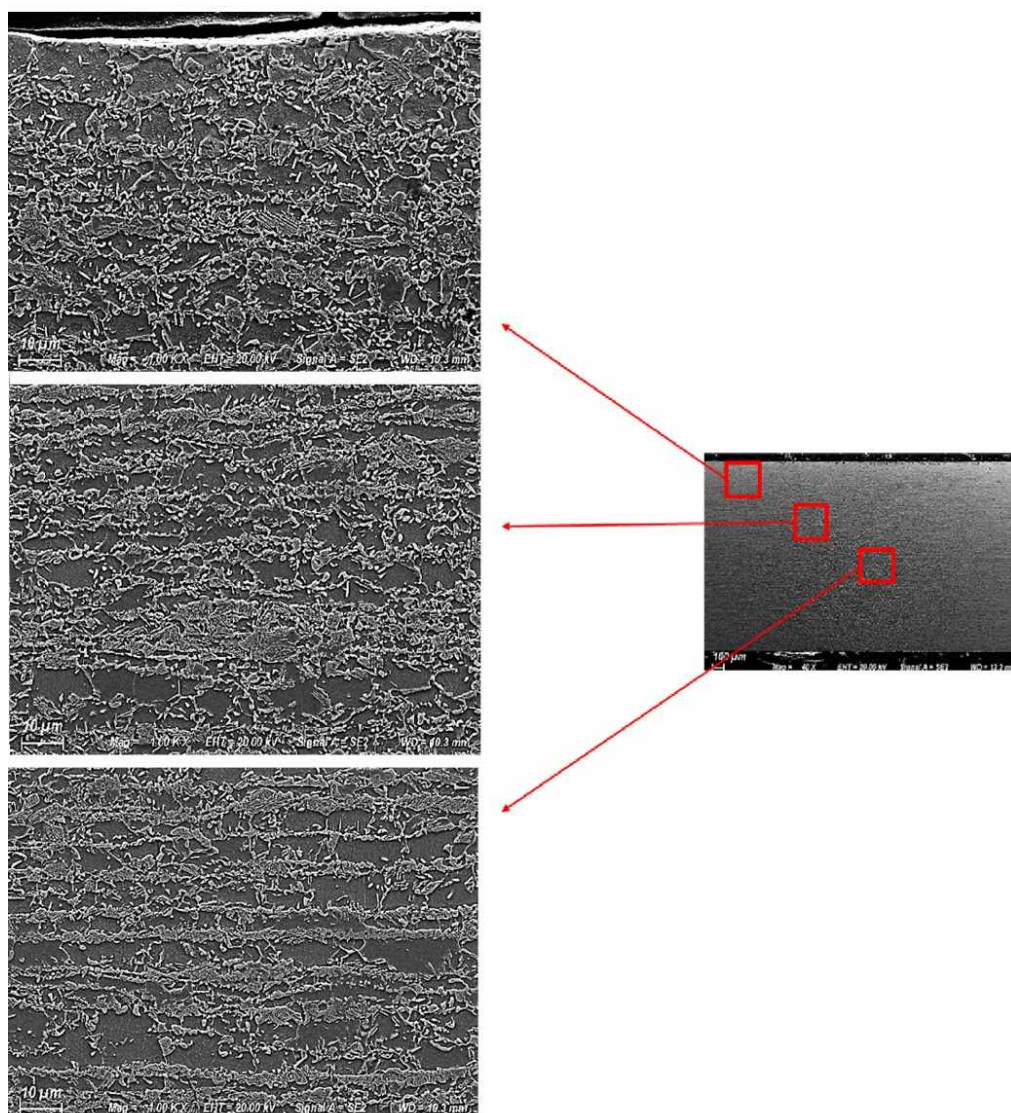


Figura 35 - Vista geral da microestrutura ao longo da espessura na seção transversal do aço DP780 P (MEV) com sinal de elétrons secundários. À direita tem-se uma vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe (setas vermelhas). À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.

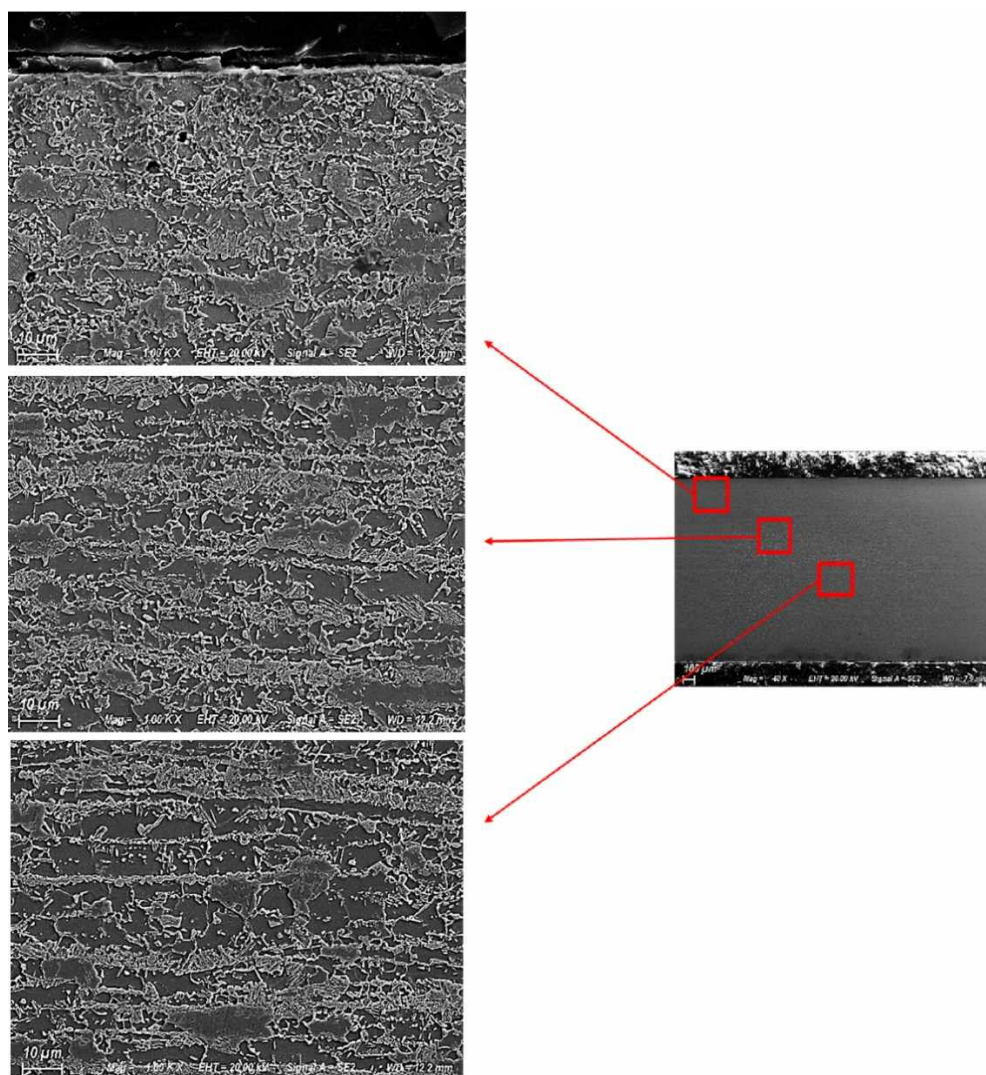


Figura 36 - Vista geral da microestrutura ao longo da espessura na seção longitudinal do aço DP780 P (MEV) com sinal de elétrons secundários. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.

A análise de EBSD foi realizada para avaliar a orientação cristalográfica dos grãos, com ênfase na presença de orientação preferencial (textura), nas seções transversal e longitudinal.

Os resultados obtidos a partir do mapa de Kernel Average Misorientation (KAM) para o DP780 P, visto na Figura 37, apresentou diferença entre os valores das desorientações médias nas seções transversal e longitudinal da amostra. Pelo mapa

e pelo gráfico de Kernel, observam-se maiores desorientações na seção longitudinal. O aumento da desorientação na seção longitudinal reflete a maior deformação plástica acumulada nessa direção, associada ao maior estiramento e distorção provocados pelo processo de laminação ao longo do comprimento da chapa.

O gráfico de KAM representa a frequência dos ângulos de desorientação entre cada ponto da imagem. Este parâmetro está diretamente relacionado à densidade de discordâncias e ao nível de deformação plástica local. Valores baixos de KAM estão associados a regiões com pouca ou nenhuma deformação plástica, como grãos de ferrita. Os valores mais elevados de desorientação sugerem maior acúmulo de deformações plásticas, como em regiões martensíticas, bainíticas ou que sofreram deformações.

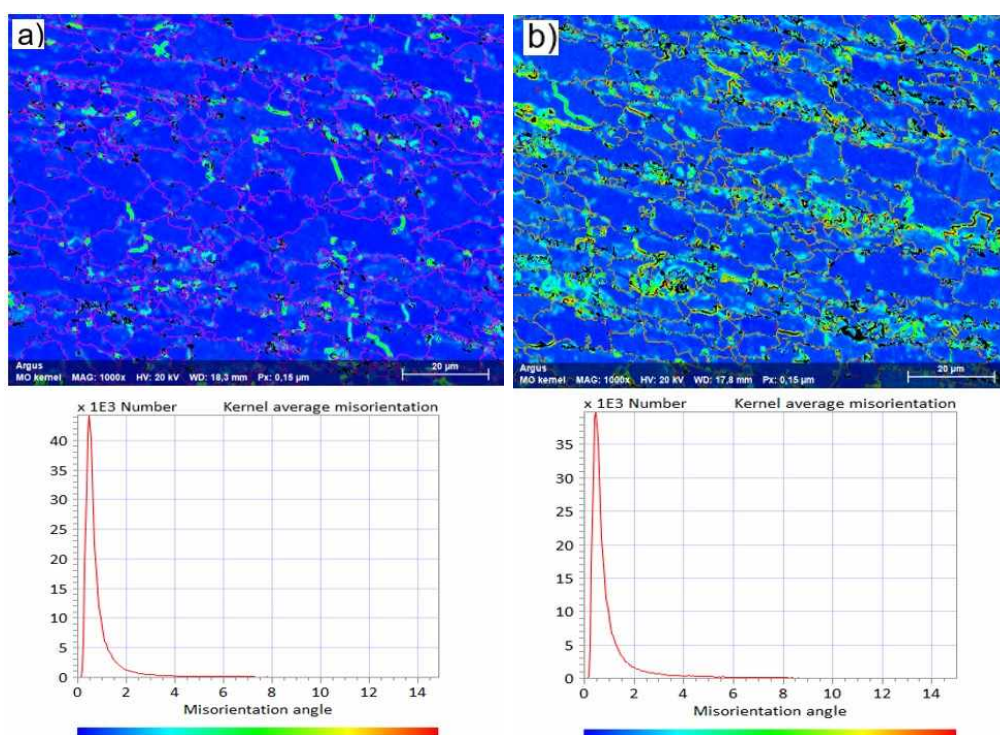


Figura 37 - Mapas e gráficos de Kernel Average Misorientation obtidos por EBSD do aço DP780 P: a) seção transversal e b) seção longitudinal do material com seus respectivos gráficos de distribuição de misorientação média.

Os mapas de polo inverso em Z (Inverse Pole Figure - IPFZ) por sua vez representam as orientações cristalográficas dos grãos em relação a uma direção de referência

específica. Cada grão é identificado por uma cor distinta, conforme a legenda de orientação cristalina, permitindo a visualização da distribuição das orientações no material, como ilustrado na Figura 38.

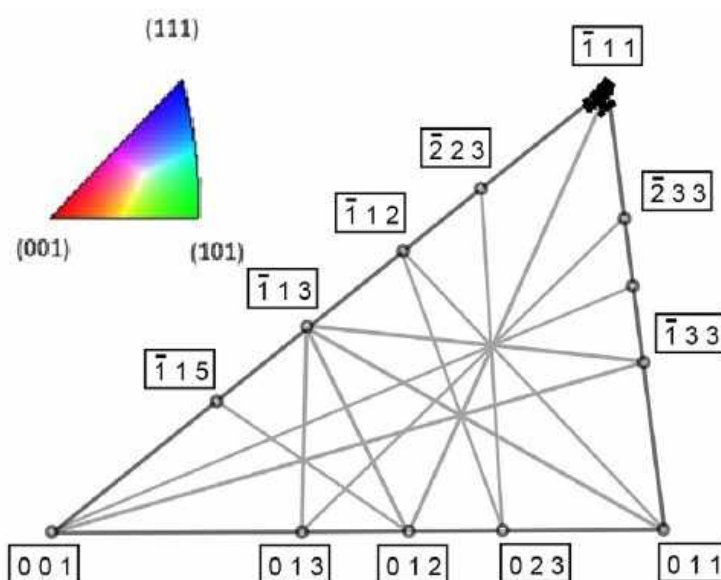


Figura 38 - Legenda de cores do mapa de figura de polo inverso, indicando a correspondência entre cores e planos cristalográficos.

Na difração de elétrons retroespalhados, o múltiplo de distribuição aleatória (MRD) é uma medida utilizada na análise de textura para quantificar a intensidade de uma orientação cristalográfica preferencial em comparação com uma distribuição completamente aleatória.

Assim, valores altos de MRD indicam a presença de uma textura, enquanto um valor igual a 1 representa uma orientação aleatória dos grãos. Materiais com textura fraca apresentam valores de 1 a 2 MRD, e aqueles materiais com textura moderada, se situam entre 3 e 7 MRD. Comumente considera-se que valores entre 8 e 20 MRD caracterizam textura forte.

A Figura 39 apresenta os mapas de figura de polo inverso para o aço DP780 P, nas seções transversal e longitudinal. A figura de polos exibida abaixo dos mapas corresponde à intensidade da direção cristalográfica, sendo essa intensidade um dos critérios empregados para avaliar a presença e o grau de textura cristalográfica do

material. Já a figura de polo complementar, em escala reduzida, refere-se à legenda cromática associada ao mapeamento IPFZ, na qual as cores azul, verde e vermelha representam, respectivamente, aos planos cristalográficos (111), (101) e (001).

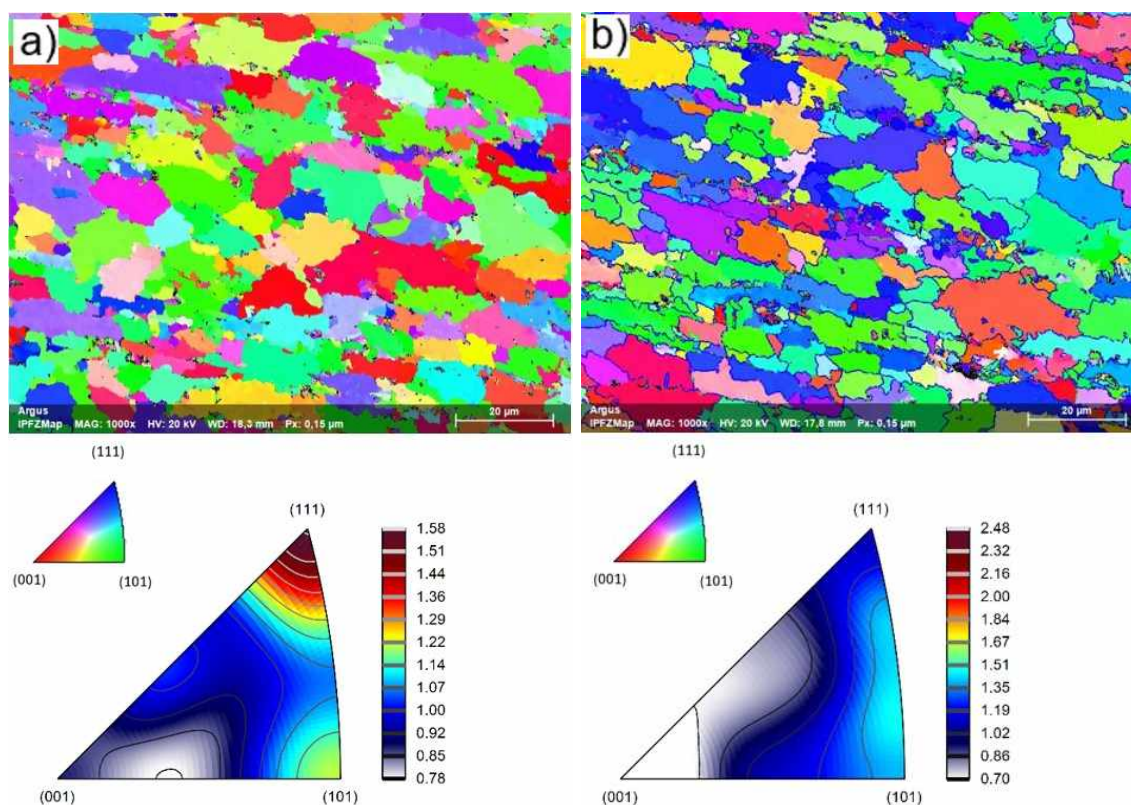


Figura 39 - Mapas de orientação cristalográfica (IPF-Z) obtidos por EBSD do aço DP780 P: a) seção transversal com seu mapa IPF-Z, indicando os respectivos MRDs e b) seção longitudinal, com seu mapa IPF-Z, indicando os respectivos valores de MRD.

Assim, os mapas de IPFZ, representados na Figura 39, obtidos para o aço analisado mostraram variações nas orientações cristalinhas entre as direções longitudinal e transversal. Para a seção longitudinal, observa-se que o pico de MRD de 1,51 se encontra entre os planos cristalinhas (111) e (101), enquanto na seção transversal, o plano (111) predominou com um valor de 1,58, mostrando uma textura cristalográfica fraca em ambas as seções.

A Tabela 7 mostra a distribuição de fases para o aço DP780 P e mostra na seção transversal, que a fração volumétrica de ferrita é ligeiramente superior em comparação à observada na seção longitudinal, com cerca de $3,30 \pm 0,88$ % de diferença. Embora os aços DP780 sejam caracterizados por uma microestrutura composta por ferrita e martensita/bainita, observou-se a presença de aproximadamente 1,22 % de austenita retida na seção transversal e 1,12 % na seção longitudinal, identificada por EBSD. A quantidade de austenita retida, permanece praticamente constante nas duas direções, com valores de 1,22 % na seção transversal e 1,12 % na longitudinal. Esta presença de austenita retida nos aços DP780 podem estar relacionadas com as condições de resfriamento ou composição química, com elementos que estabilizam a austenita retida.

Tabela 7 - Distribuição de fases do DP780 P na região central da espessura da chapa em porcentagem.

Material	Direção	Fração volumétrica de ferrita	Fase secundária	Austenita retida obtida via EBSD
DP780 P	Transversal	$54,11 \pm 0,60$	$44,67 \pm 0,60$	1,22
	Longitudinal	$50,81 \pm 0,64$	$48,07 \pm 0,64$	1,12

4.1.2.2. DP780 M

As micrografias do aço DP780 M, em seções transversal e longitudinal, são apresentadas na Figura 40 e na Figura 41. Nessas figuras é possível identificar a presença da martensita/bainita, evidenciada pelas regiões com características aciculares, além de ferrita. Este material não aparenta bandeamentos, sendo, portanto, uma microestrutura mais homogênea.

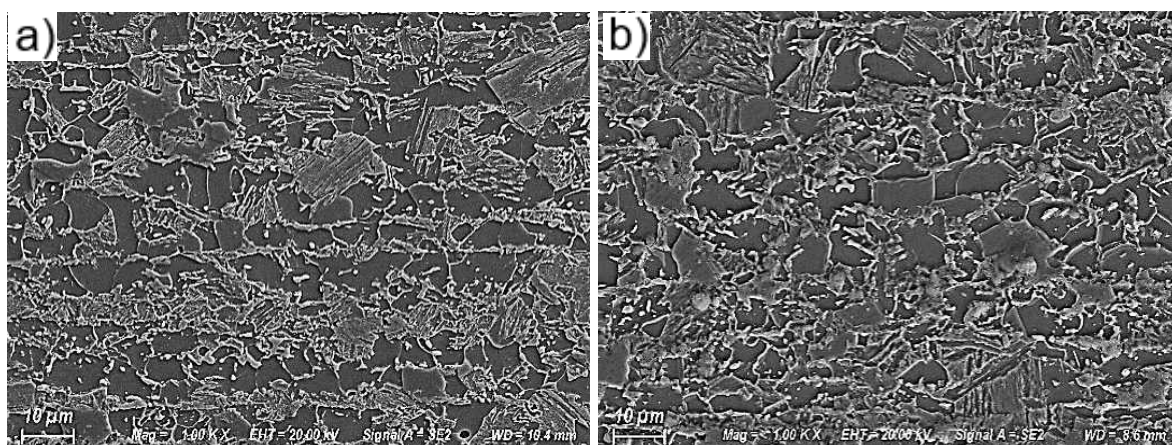


Figura 40 - Vista geral da microestrutura do aço DP780 M; a) seção transversal e b) seção longitudinal, obtido via MEV com sinal de elétrons secundários, da região central da chapa.

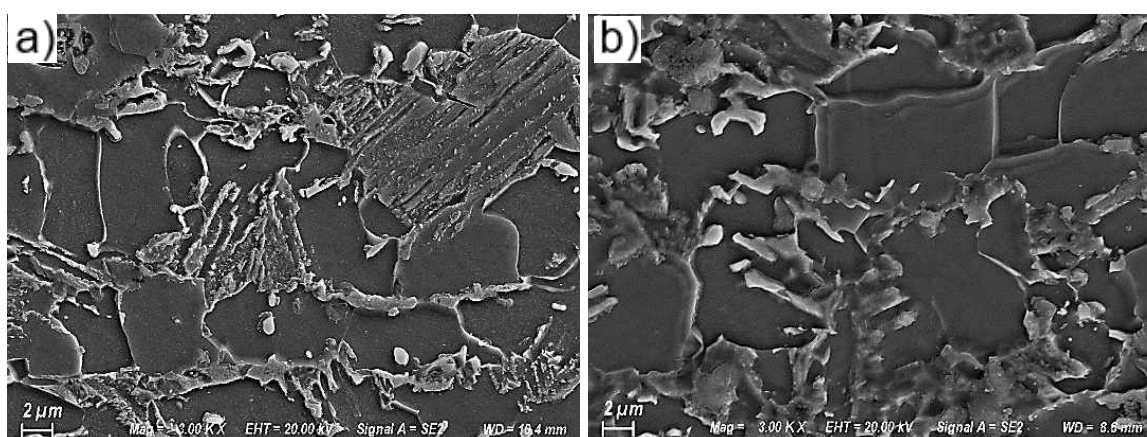


Figura 41 - Detalhes da microestrutura do aço DP780 M, evidenciando microestrutura composta por matriz ferrítica, ilhas de martensita/bainita na região central da amostra obtidos por microscopia eletrônica de varredura com sinal de elétrons secundários da a) seção transversal e b) longitudinal.

Com o objetivo de avaliar as possíveis variações microestruturais ao longo da espessura do aço DP780 M, as imagens via MEV foram feitas da seção transversal e longitudinal do centro, $\frac{1}{4}$ e próximo da borda, onde estão representadas nas Figura 42 e Figura 43. Nessas figuras, pode-se observar que não há bandeamentos como observado no aço DP780 P e a morfologia da martensita/bainita se encontra em grande parte em forma acicular.

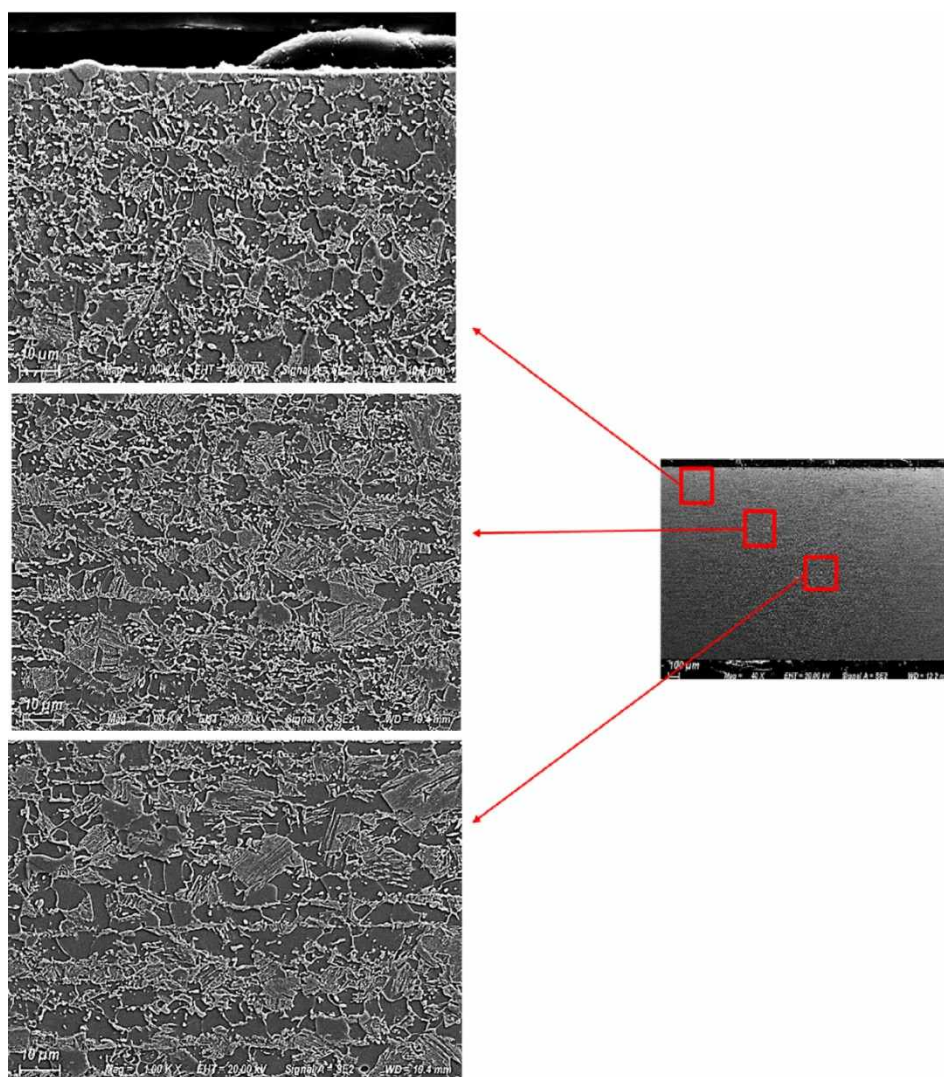


Figura 42 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, utilizando sinal de elétrons secundários, da seção transversal do aço DP780 M. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.

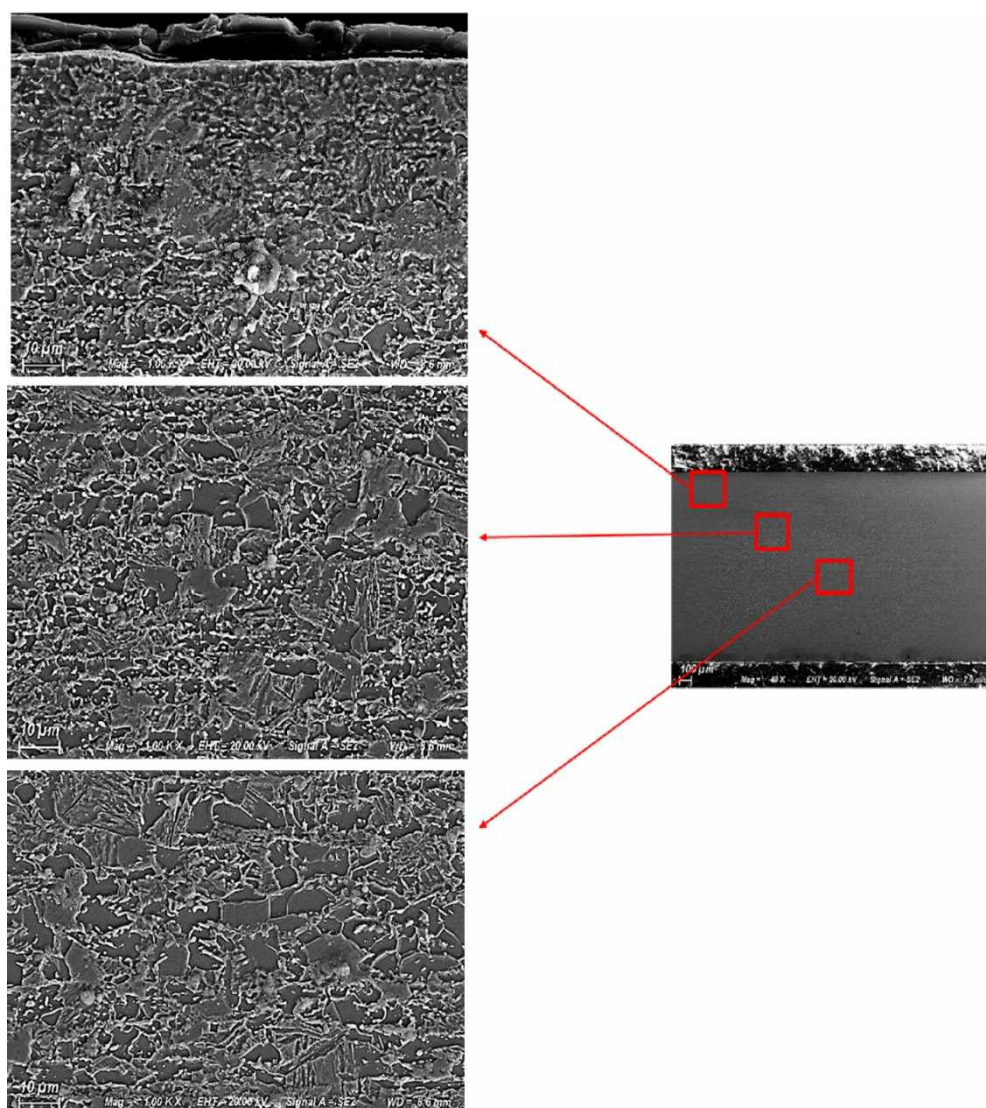


Figura 43 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, utilizando sinal de elétrons secundários, da seção longitudinal do aço DP780 M. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.

No presente trabalho, foram utilizados mapas de Kernel obtidos a partir da análise EBSD, visto na Figura 44, para identificar regiões características de deformação plástica no aço DP780 M. Quando comparado com o aço DP780 P, é possível notar que o aço DP780 M apresenta maior homogeneidade na distribuição das deformações plásticas na rede cristalina.

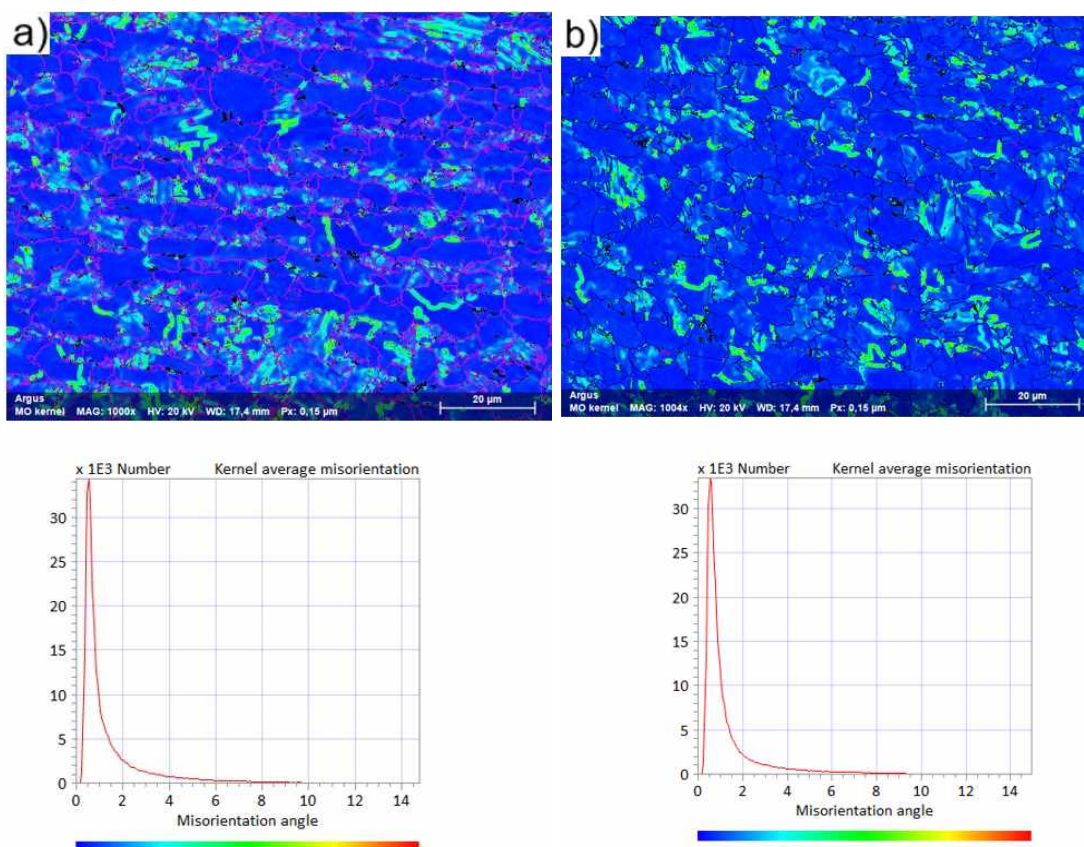


Figura 44 - Mapas e gráficos de Kernel Average Misorientation, obtidos por EBSD do aço DP780 M: a) seção transversal e b) seção longitudinal do material com seus respectivos gráficos de distribuição de misorientação média.

A análise dos mapas IPFZ da Figura 45 para o aço DP780 M, nas seções transversal e longitudinal, revela um comportamento similar de orientação cristalográfica. Em ambas as direções, observa-se um pico de intensidade de MRD no plano (101), indicando uma leve tendência de orientação preferencial dos grãos nesse plano. Embora a intensidade do pico seja muito próximos, o alinhamento das orientações cristalográficas mostra-se iguais entre as seções, sem grandes variações de textura. Esse comportamento confirma que o aço DP780 M apresenta uma textura fraca.

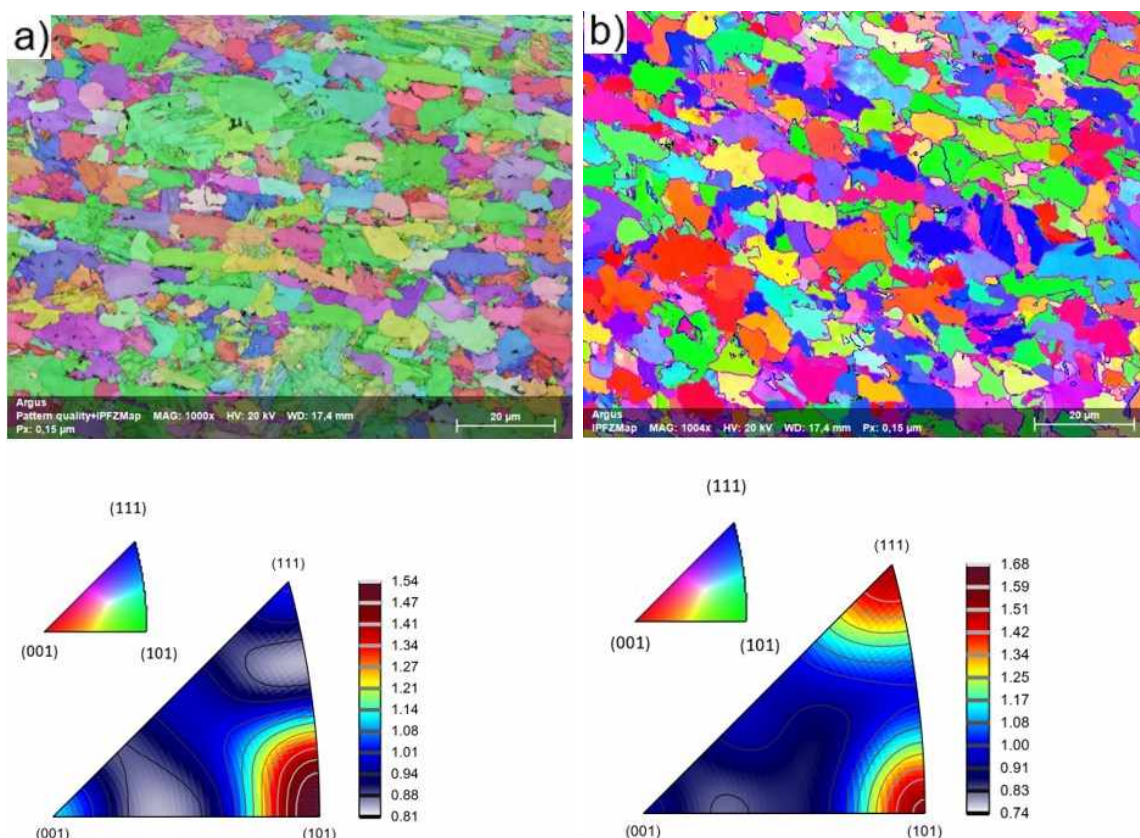


Figura 45 - Mapas de orientação cristalográfica (IPF-Z) do aço DP780 M: a) seção transversal e b) seção longitudinal, acompanhados de suas respectivas escalas de orientação (IPF-Z) e valores de MRD, evidenciando a presença de textura cristalográfica fraca em ambas as seções.

Na Tabela 8, observa-se que o DP780 M possui fração de ferrita menor em ambas as direções quando comparada ao DP780 P, sendo 34,43 % na transversal e 38,17 % na longitudinal. Isso implica em uma maior proporção de fase secundária (martensita/bainita), com 64,26 % e 60,90 %, respectivamente. A segunda fase é composta por martensita e bainita e para o caso do DP780 M, é possível que haja uma quantidade maior de bainita no aço devido à adição de boro (B), o que favorece a formação de bainita, movimentando a curva de formação de bainita na TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) (He; Xu; Huang, 2017). Essa característica sugere que o DP780 M possui uma microestrutura voltada para maior resistência mecânica sem afetar fortemente sua ductilidade.

Tabela 8 - Distribuição de fases do aço DP780 M na região central da espessura da chapa em porcentagem.

Material	Direção	Fração volumétrica de ferrita	Fase secundária	Austenita retida obtida via EBSD
DP780 M	Transversal	34,43 ± 6,18	64,26 ± 6,18	1,31
	Longitudinal	38,17 ± 1,26	60,90 ± 1,26	0,93

4.1.2.3. DP780 S

As imagens de microscopia eletrônica de varredura do aço DP780 S nas seções transversal e longitudinal são apresentadas na Figura 46 e Figura 47. Na seção transversal, observa-se uma leve distribuição irregular das fases, com menos bandeamento quando comparado ao DP780 P. Na seção longitudinal, os grãos são mais alongados com regiões com bandeamentos devido ao seu processo termomecânico.

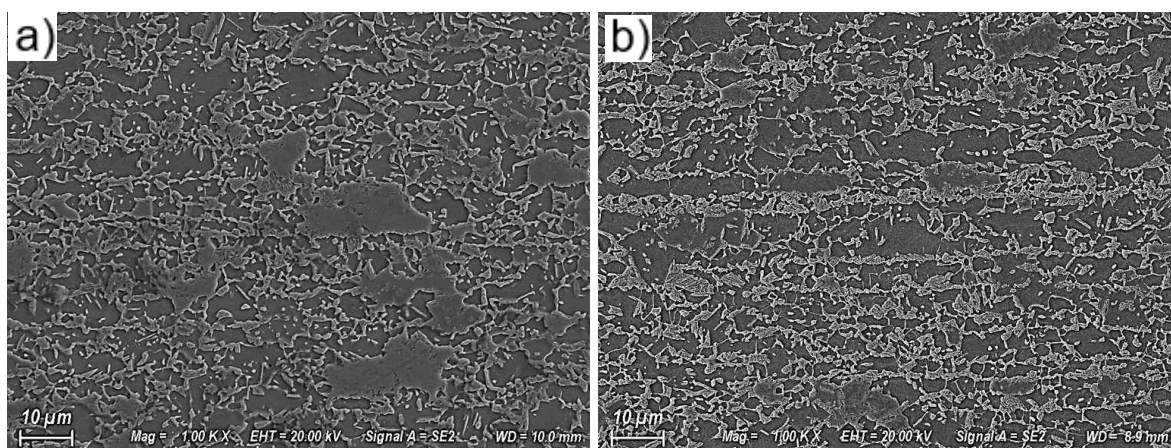


Figura 46 – MEV com sinal de elétrons secundários da microestrutura do DP780 S da seção a) transversal e b) longitudinal.

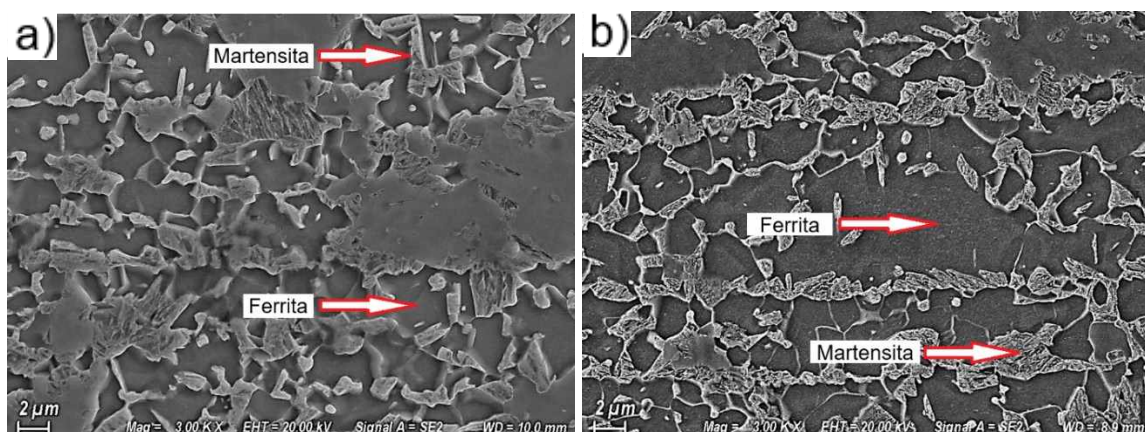


Figura 47 - Imagem de MEV com sinal de elétrons secundários da região central em maior ampliação do aço DP780 S, evidenciando a morfologia das fases ferrítica e das ilhas de martensita/bainita da a) seção transversal e b) da seção longitudinal.

Para análise da variação da microestrutura na espessura, foram realizadas imagens via MEV da seção transversal e longitudinal do aço DP780 S na região central da chapa, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e na região próxima à borda. Neste aço é possível identificar na região central da seção longitudinal um bandeamento microestrutural que não é notado na mesma região da seção transversal. Na região de $\frac{1}{4}$, a microestrutura é apresentada de forma mais homogênea e na borda, possui maior intensidade de descarbonetação quando comparado aos aços DP780 P e DP780 M,

como visto na Figura 48 e Figura 49. Também é possível identificar a morfologia da segunda fase mais arredondada em comparação ao DP780 P e DP780 M.

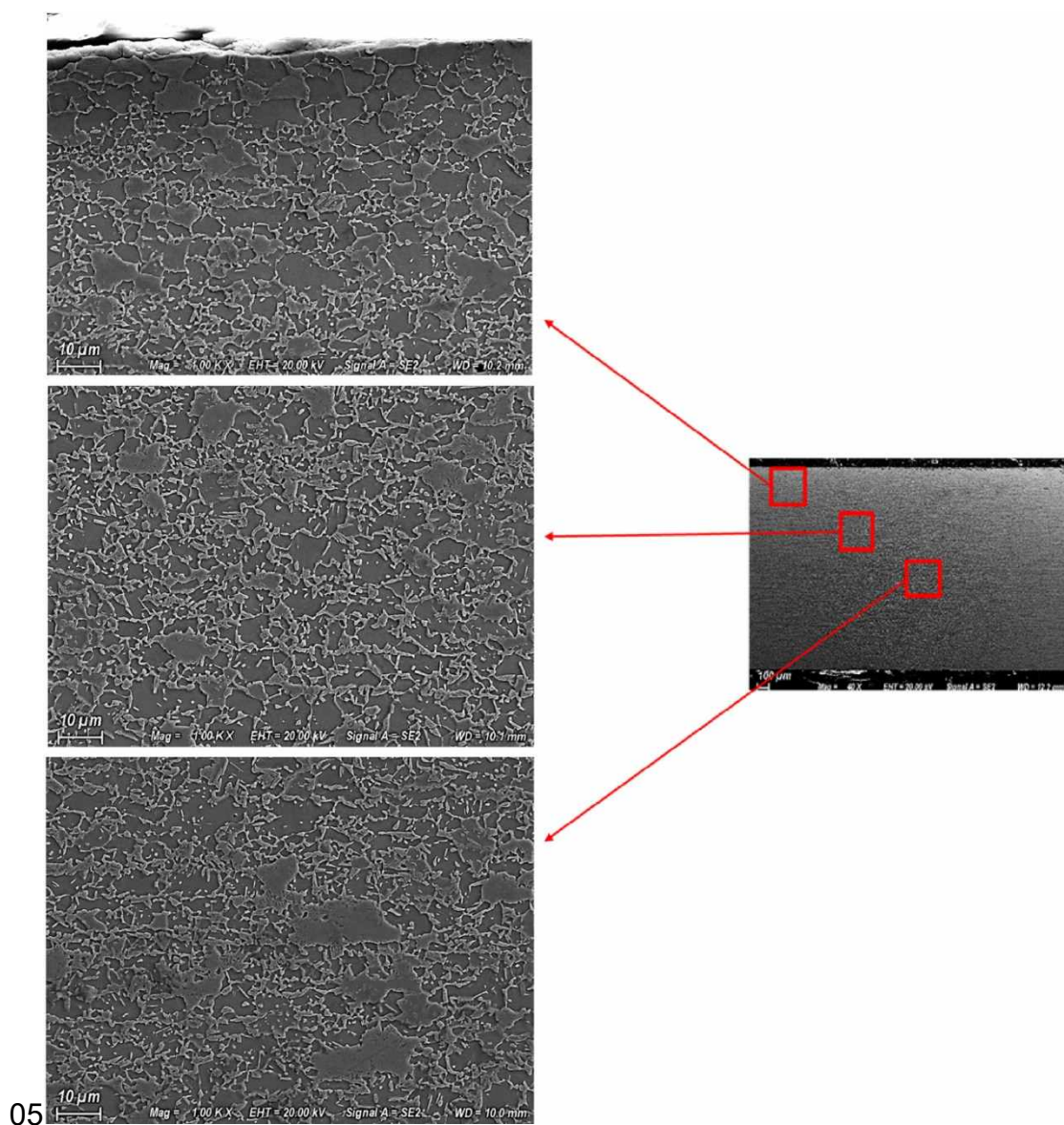


Figura 48 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção transversal do aço DP780 S. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.

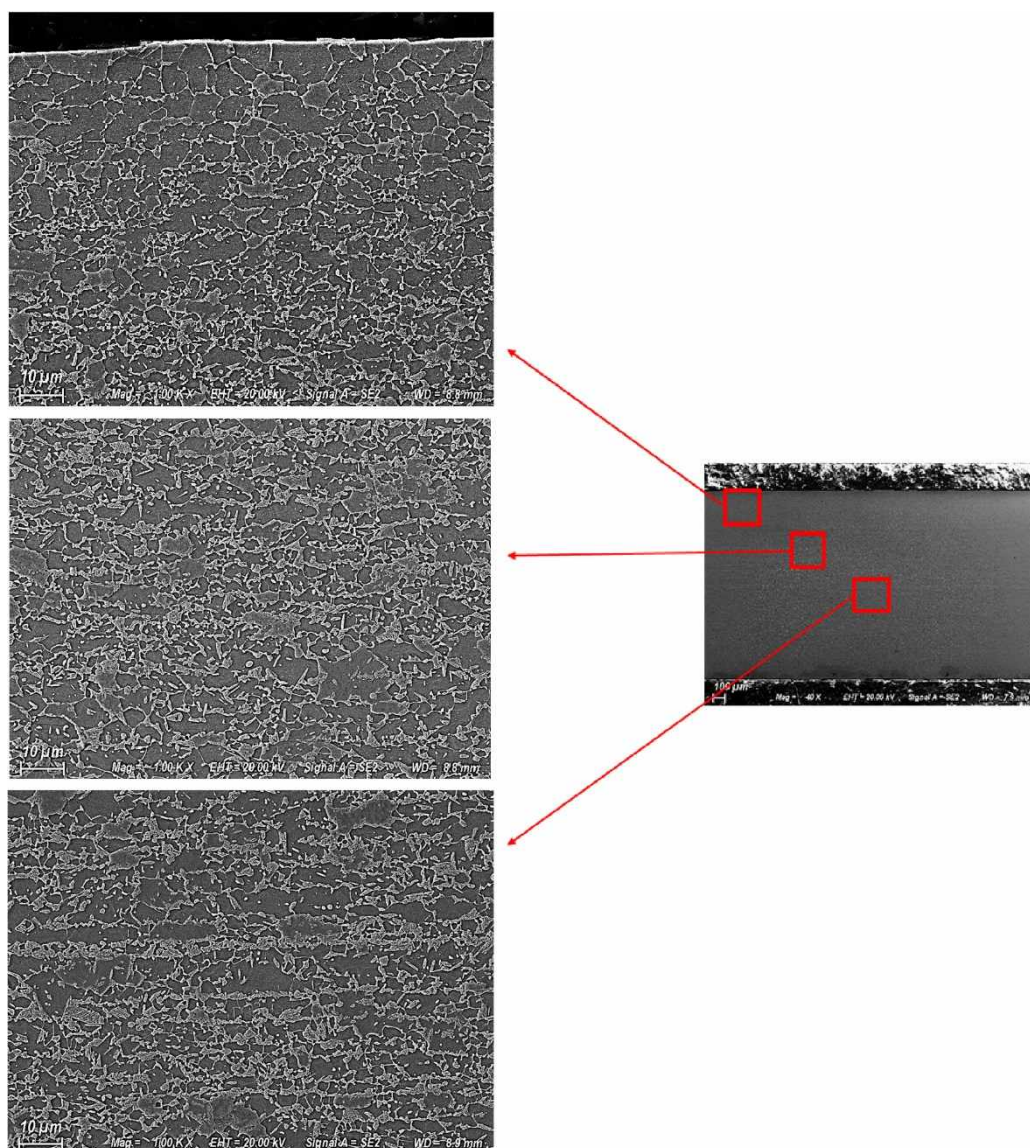


Figura 49 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção longitudinal do aço DP780 S. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.

A análise do mapa de Kernel do aço DP780 S visto na Figura 50, na direção longitudinal observam-se padrões de distorção em linha, indicando distribuição heterogênea das orientações cristalinas ao longo dessa direção. Tais padrões são caracterizados por regiões com maior misorientação local, o que sugere a presença

de efeitos de deformação plástica. A distorção em linha pode ser atribuída ao processo termomecânico, e a presença de martensita/bainita na região que gera deformação plástica na rede cristalina.

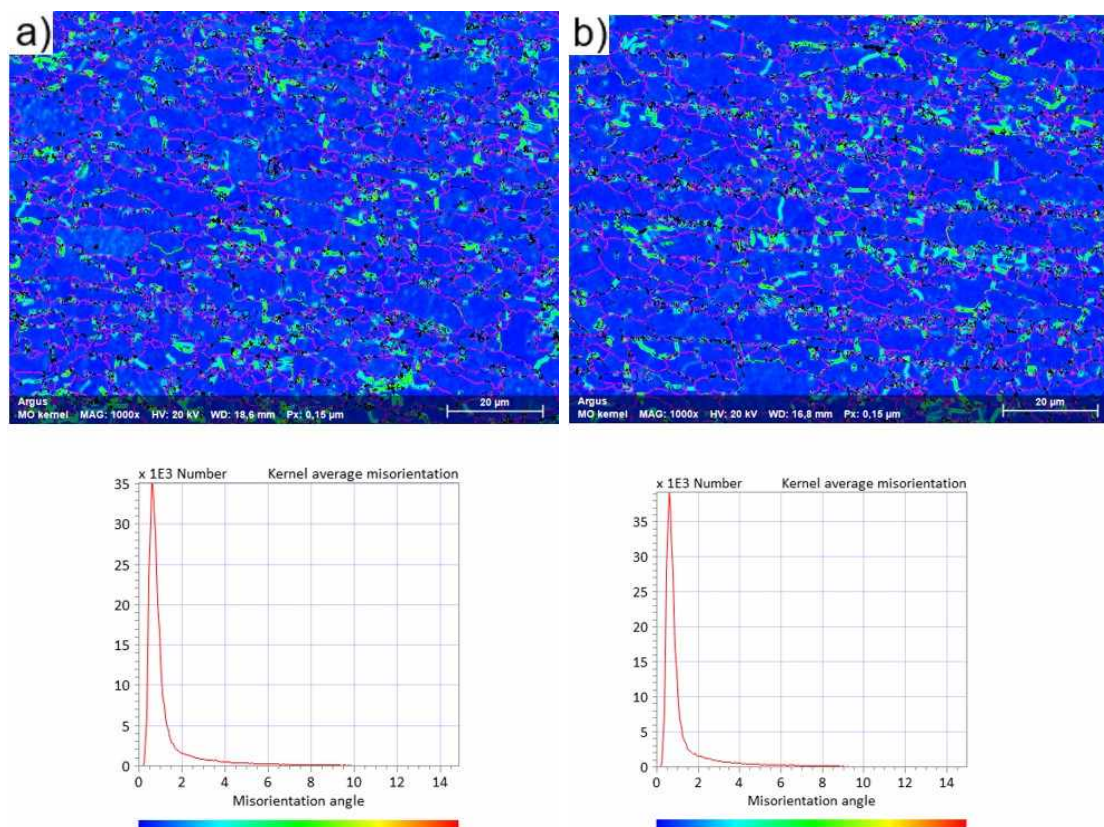


Figura 50 - Mapas e gráficos de Kernel Average Misorientation obtidos por EBSD do aço DP780 S: a) seção transversal e b) seção longitudinal do material com seus respectivos gráficos de distribuição de misorientação média.

A análise dos mapas IPFZ do aço DP780 S, exibido na Figura 51, mostra na seção transversal um pico com intensidade de MRD de 1,95 na direção (101), indicando um alinhamento dos grãos ao longo dessa direção. Na seção longitudinal, o mapa IPFZ apresenta dois picos, um de MRD de 1,64 na direção (101) e outro de MRD de 1,39 na direção (111). Essa distribuição de orientações é semelhante ao comportamento observado no aço DP780 M, que também apresenta picos nas direções (101) e (111), o que revela um padrão cristalográfico similar entre os dois materiais. Essas semelhanças entre os aços DP780 S e DP78078 M podem estar relacionadas ao tratamento térmico, que influenciam a formação e a distribuição das orientações cristalinas, o que afeta de forma semelhante as propriedades mecânicas de ambos os

materiais. Assim como nos demais DP780, o aço DP780 S apresenta uma textura fraca, com seus valores de MRD abaixo de 2.

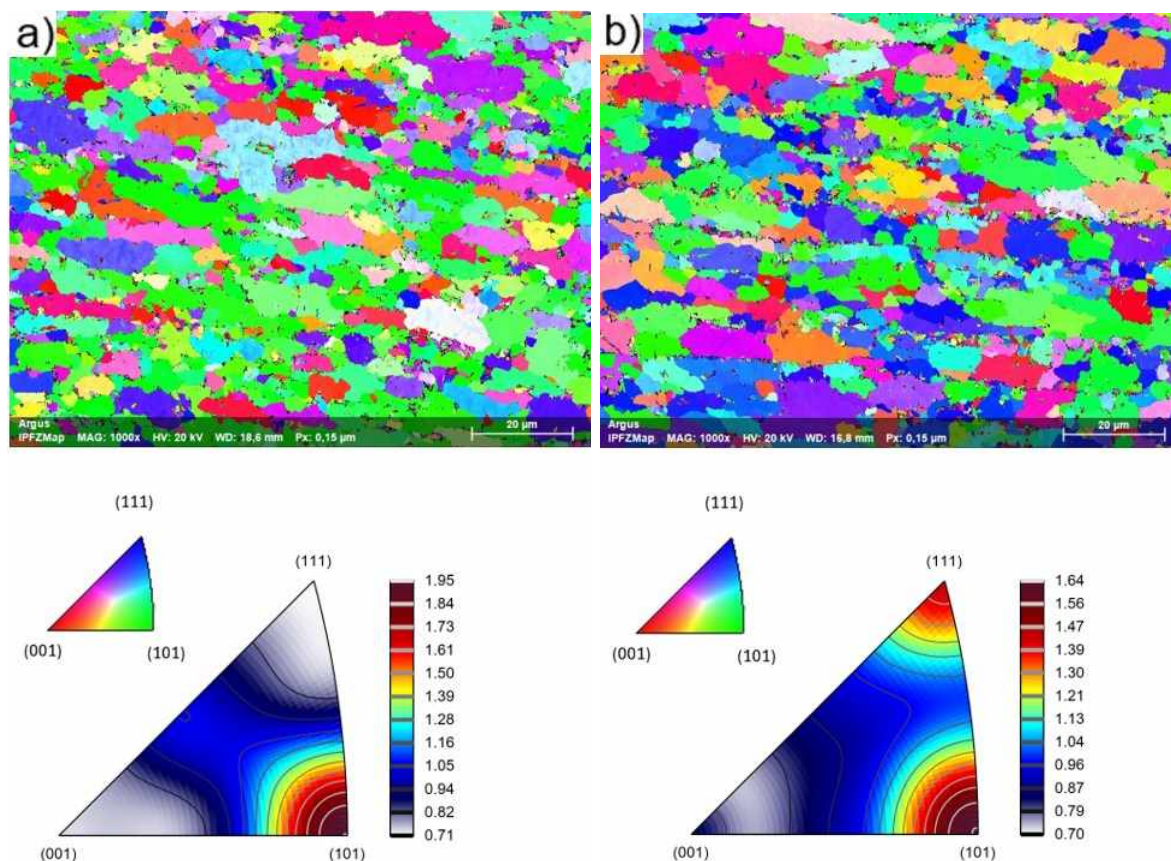


Figura 51 - Mapas de orientação cristalográfica (IPF-Z) do aço DP780 S: a) seção transversal e b) seção longitudinal, acompanhados de suas respectivas escalas de orientação (IPF-Z) e valores de MRD, evidenciando a presença de textura cristalográfica fraca em ambas as seções.

O DP780 S, nas seções transversal e longitudinal, apresenta uma maior diferença entre a distribuição da fração volumétrica de fases, visto na Tabela 9. Na seção transversal, a fração volumétrica de ferrita é de $46,88 \pm 0,36$, enquanto na longitudinal, é maior, alcançando $61,00 \pm 0,36$. A austenita retida obtida via EBSD também é encontrada no aço DP780 S, mas em valores reduzidos de 1,51 % na seção transversal e 1,40 % na seção longitudinal.

Tabela 9 - Distribuição da fração volumétrica de fases do DP780 S em porcentagem.

Material	Direção	Fração Volumétrica de Ferrita	Fase secundária	Austenita retida obtida via EBSD
DP780 S	Transversal	$46,88 \pm 0,36$	$51,61 \pm 0,36$	1,51
	Longitudinal	$61,00 \pm 0,36$	$37,60 \pm 0,36$	1,40

4.1.2.4. TRIP780

As Figura 52 e Figura 53 apresentam as imagens de microscopia eletrônica de varredura do aço TRIP780 nas orientações transversal e longitudinal, mostrando as fases que constituem este aço, como: ferrita, martensita/bainita e austenita retida. Na Figura 52 é possível identificar bandeamentos oriundos do processo termomecânico, tanto na seção transversal, quanto na seção longitudinal em que as fases se encontram de forma alongada.

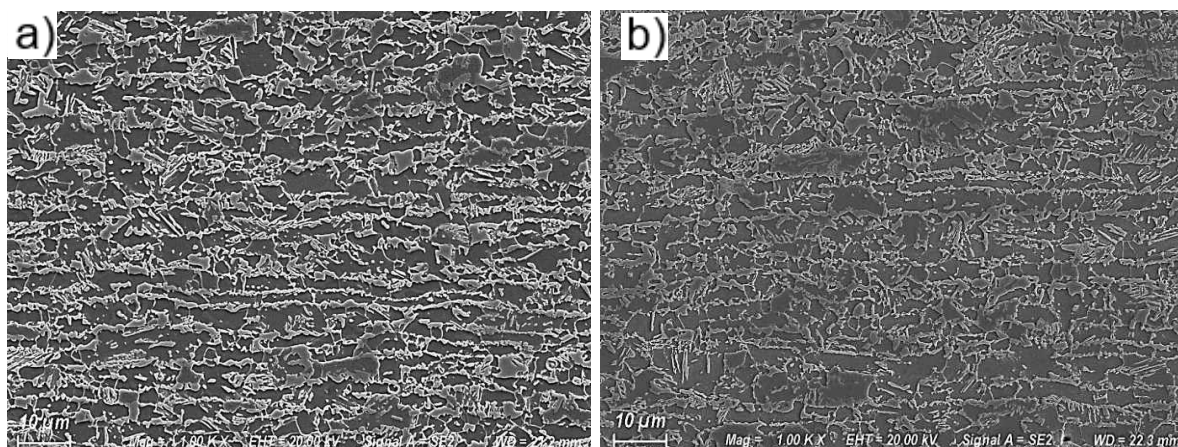


Figura 52 – Micrografia de visão geral via MEV, com sinal de elétrons secundários, do TRIP780 da seção a) transversal e b) longitudinal.

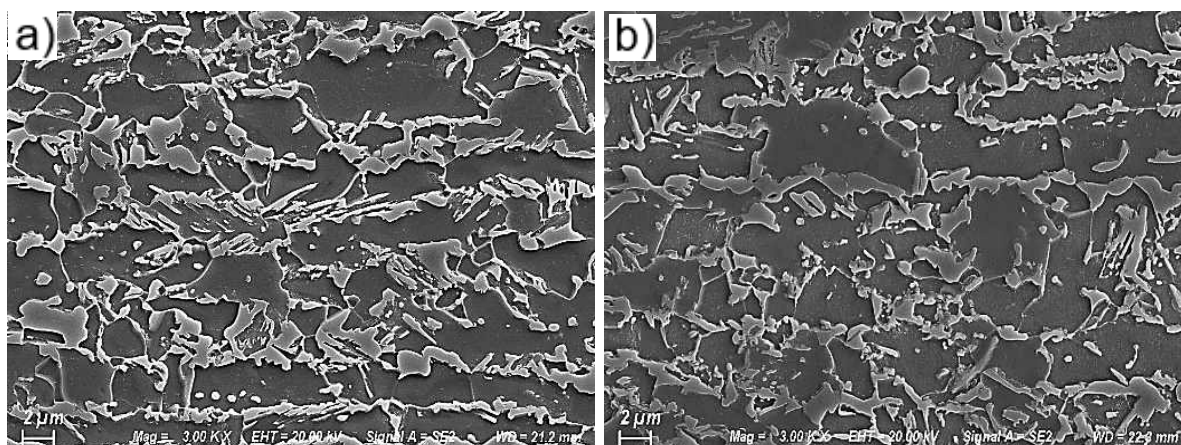


Figura 53 - Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, do aço TRIP780 em maior aumento, evidenciando a microestrutura composta por ferrita, martensita/bainita e austenita retida da a) seção transversal e b) seção longitudinal.

A variação microestrutural ao longo da espessura transversal e longitudinal do aço TRIP780 pode ser visualizada na Figura 54 e na Figura 55, onde observa-se que há bandeamento na região central da chapa na seção transversal e longitudinal. O bandeamento diminui sua intensidade na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e próximo à borda não há bandeamentos.

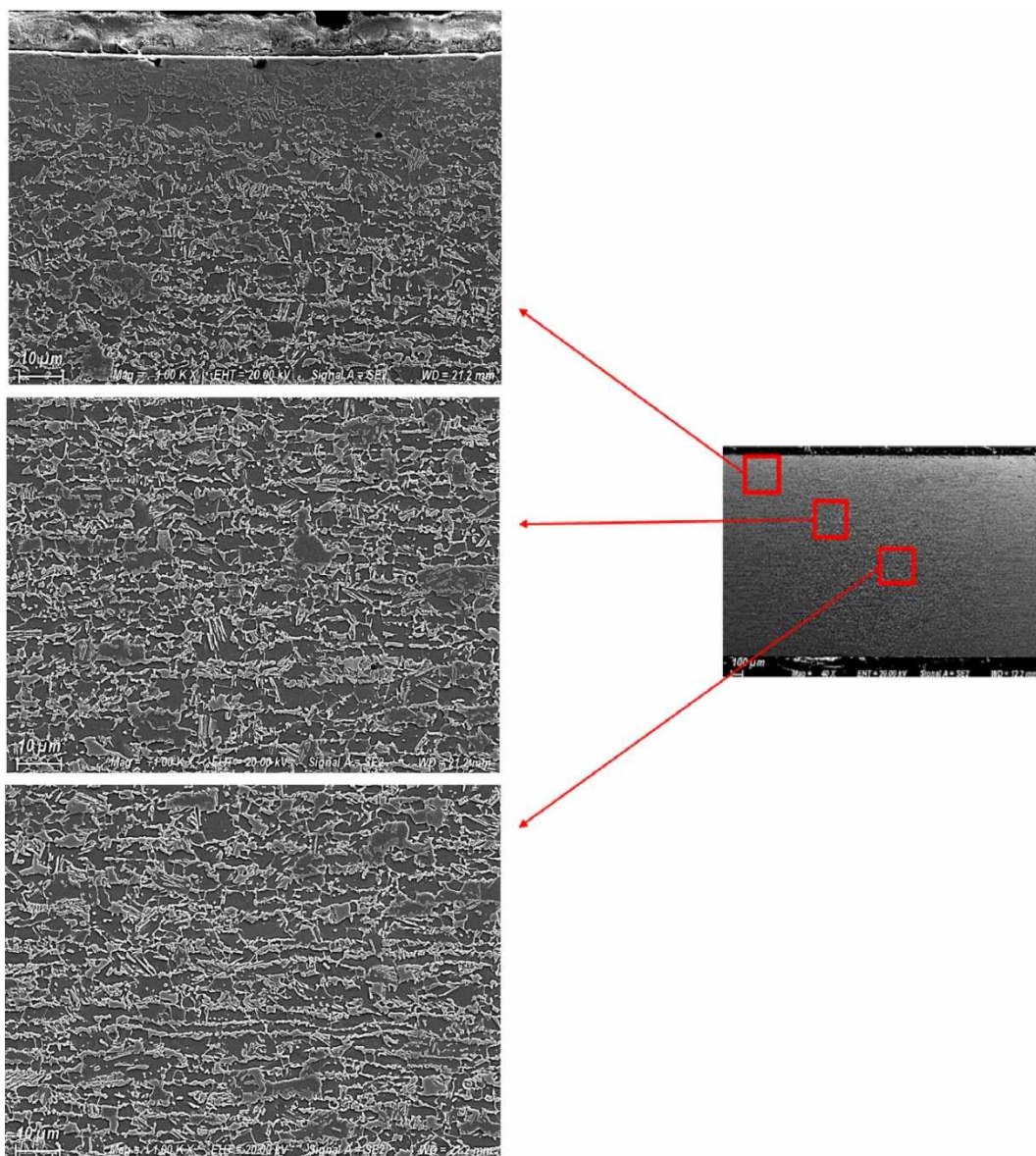


Figura 54 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção transversal do aço TRIP780. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.

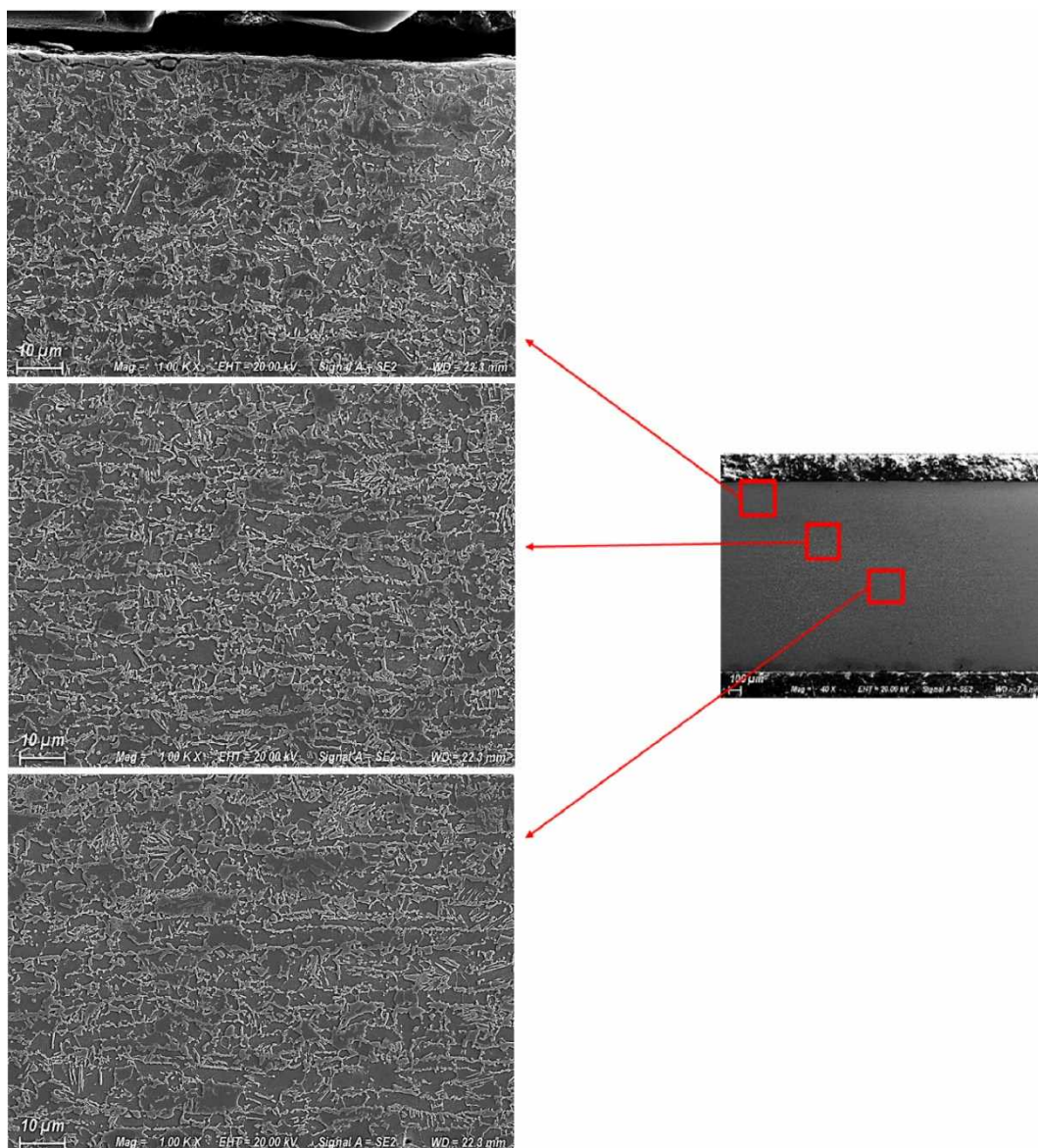


Figura 55 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção longitudinal do aço TRIP780. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.

No caso do aço TRIP780, a análise do mapa de Kernel na Figura 56 mostra a ausência de um padrão específico de distorção em linha oriundos do processo termomecânico,

como visto nos aços DP780 P e DP780 S. Assim, as distorções na rede cristalina aparecem de forma bem distribuída ao longo do mapa de kernel.

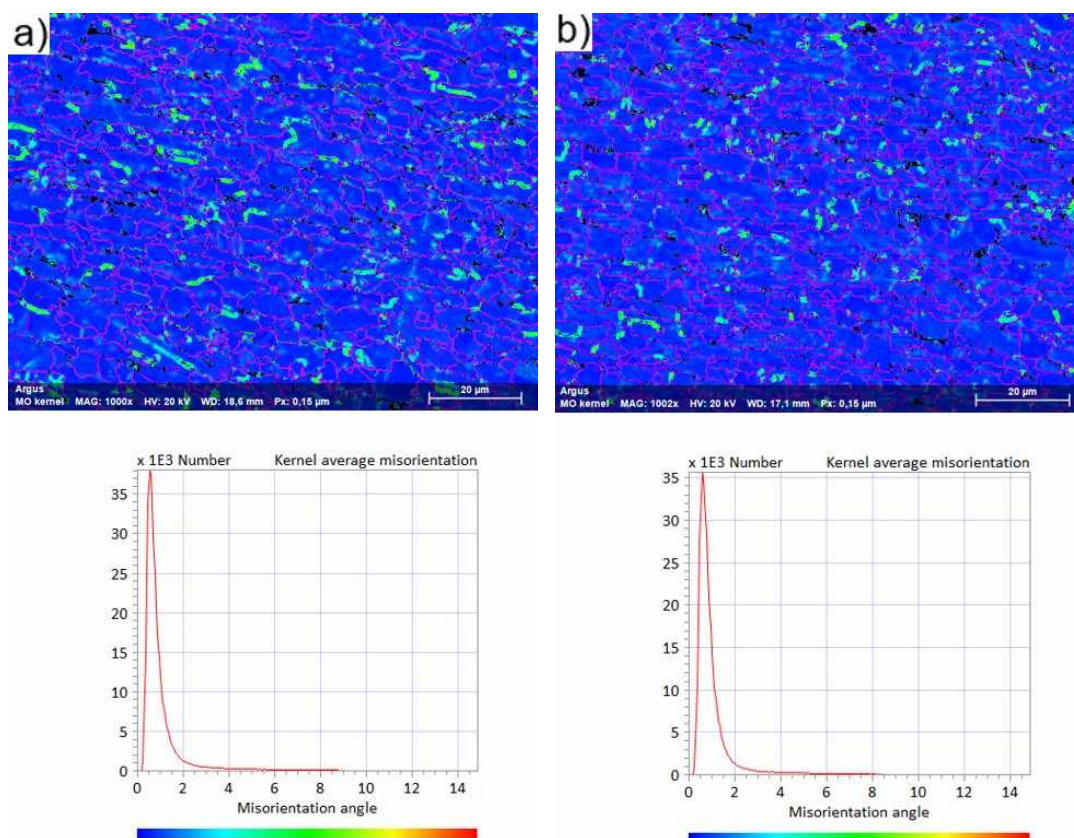


Figura 56 - Mapas e gráficos de Kernel Average Misorientation obtidos por EBSD do aço TRIP780: a) seção transversal e b) seção longitudinal do material com seus respectivos gráficos de distribuição de misorientação média.

Os mapas IPF-Z do aço TRIP780 na Figura 57 mostram a predominância de orientações cristalinas no plano (111), tanto na seção transversal quanto na longitudinal. Na seção transversal, observa-se um pico de intensidade de MRD de 2,12, enquanto na seção longitudinal o pico é de MRD de 2,15, ambos no mesmo plano cristalográfica (111), sendo o aço com maior textura entre os aços analisados. A presença de picos no plano (111) pode ser atribuída ao processo termomecânico, que promove o alinhamento dos grãos nessa orientação específica. Essa textura preferencial tem implicações diretas nas propriedades mecânicas do TRIP780, uma

vez que a orientação (111) está associada a melhores características de conformação (Xie; Nakamachi, [S.d.]).

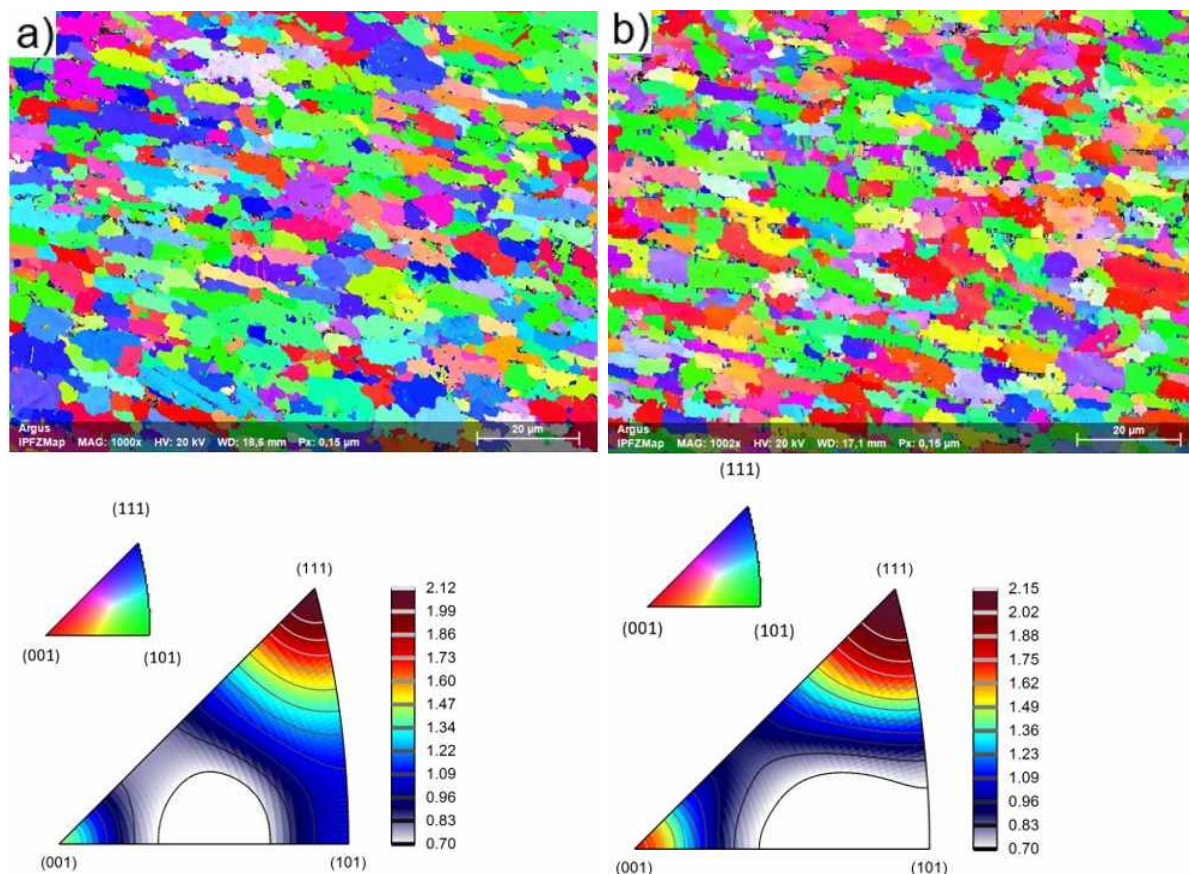


Figura 57 - Mapas de orientação cristalográfica (IPF-Z) do aço TRIP780: a) seção transversal e b) seção longitudinal, acompanhados de suas respectivas escalas de orientação (IPF-Z) e valores de MRD, evidenciando a presença de textura cristalográfica fraca em ambas as seções.

Para a análise de grãos entre as direções transversal e longitudinal, na Tabela 10, observa-se que na direção transversal, a fração volumétrica de ferrita foi de $42,79 \pm 2,14$ %, enquanto a austenita retida, medida via EBSD corresponde a 4,47 %, resultando em uma fase secundária predominante de $52,74 \pm 2,14$ %. Comparativamente, na direção longitudinal, a fração volumétrica de ferrita aumentou para $45,49 \pm 0,35$ %, e a austenita retida também apresentou um aumento para 7,66 %, com a fase secundária diminuindo para $46,85 \pm 0,35$ %.

Tabela 10 - Fração volumétrica das fases do TRIP780 em porcentagem.

Material	Direção	Fração volumétrica de ferrita	Fase secundária	Fração volumétrica de austenita retida (obtida via EBSD)
TRIP780	Transversal	42,79 ± 2,14	52,74 ± 2,14	4,47
	Longitudinal	45,49 ± 0,35	46,85 ± 0,35	7,66

Os mapas de distribuição de austenita retida nas seções transversal e longitudinal do TRIP780 são apresentados na Figura 58. Observa-se uma distribuição uniforme, com a austenita retida aparecendo predominantemente nos contornos de grão e em regiões próximas às interfaces entre a ferrita e a fase secundária. Já na seção longitudinal, a austenita retida apresenta uma maior concentração ao longo de direções preferenciais de deformação, evidenciando uma possível influência do processo termomecânico durante a fabricação.

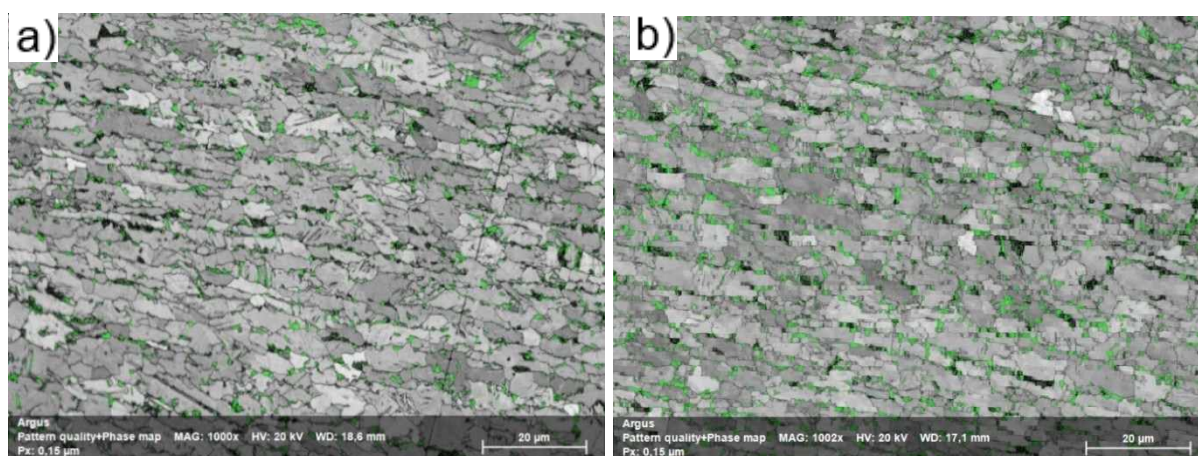


Figura 58 - Mapa de austenita retida da seção a) transversal e b) longitudinal.

4.1.2.5. TRIP1000

As micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura do aço TRIP1000, mostradas na Figura 59 e Figura 60 para as seções transversal e longitudinal, com ampliações para uma visão mais geral e uma visão com maior ampliação, mostram

características microestruturais que estão relacionados às suas propriedades mecânicas, como sua microestrutura mais refinada, onde há a presença de ferrita, martensita/bainita e austenita retida.

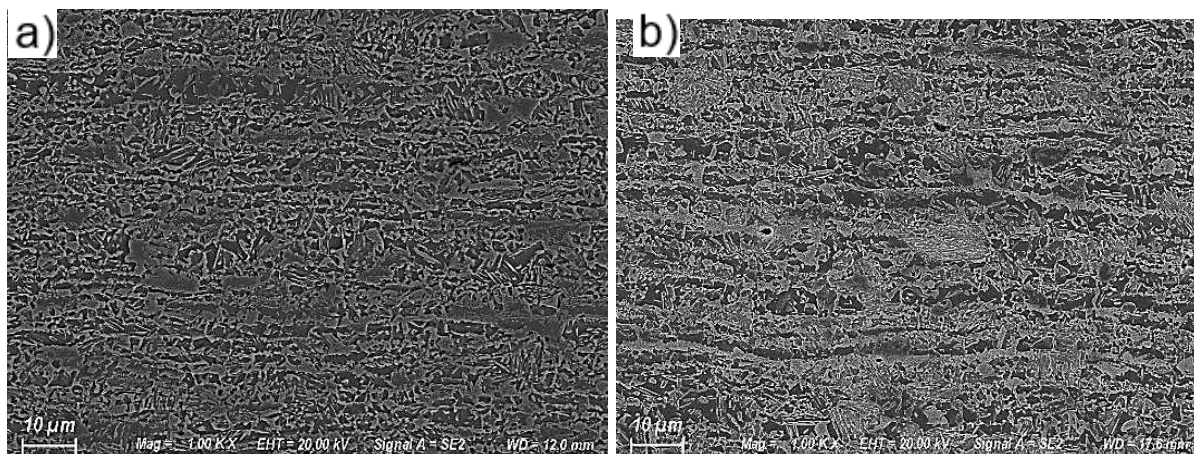


Figura 59 - Micrografia via MEV, com sinal de elétrons secundários, do TRIP1000 da seção a) transversal e b) longitudinal.

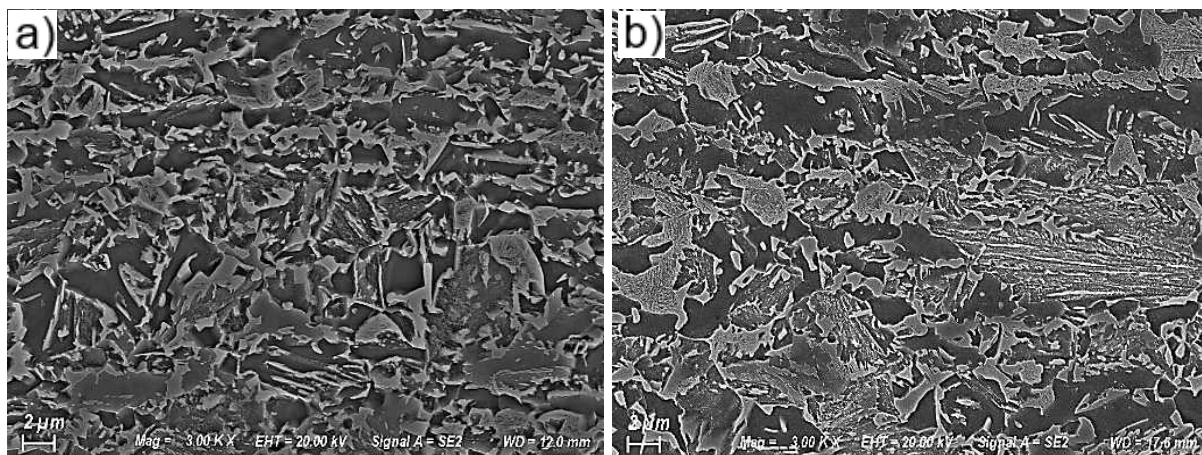


Figura 60 - Micrografia via MEV, com sinal de elétrons secundários, do TRIP1000 com maior ampliação da seção a) transversal e b) longitudinal.

A variação microestrutural ao longo da espessura transversal e longitudinal do aço TRIP1000 pode ser visualizada na Figura 61 e Figura 62, onde observa-se que há um leve bandeamento na região central da chapa na seção transversal e longitudinal. A intensidade do bandeamento é reduzida na região de $\frac{1}{4}$ da espessura da chapa e,

nas regiões próximas à borda, os bandeamentos deixam de ser observados. Durante toda espessura, é possível notar que a microestrutura é mais refinada, com grãos menores que os demais aços analisados.

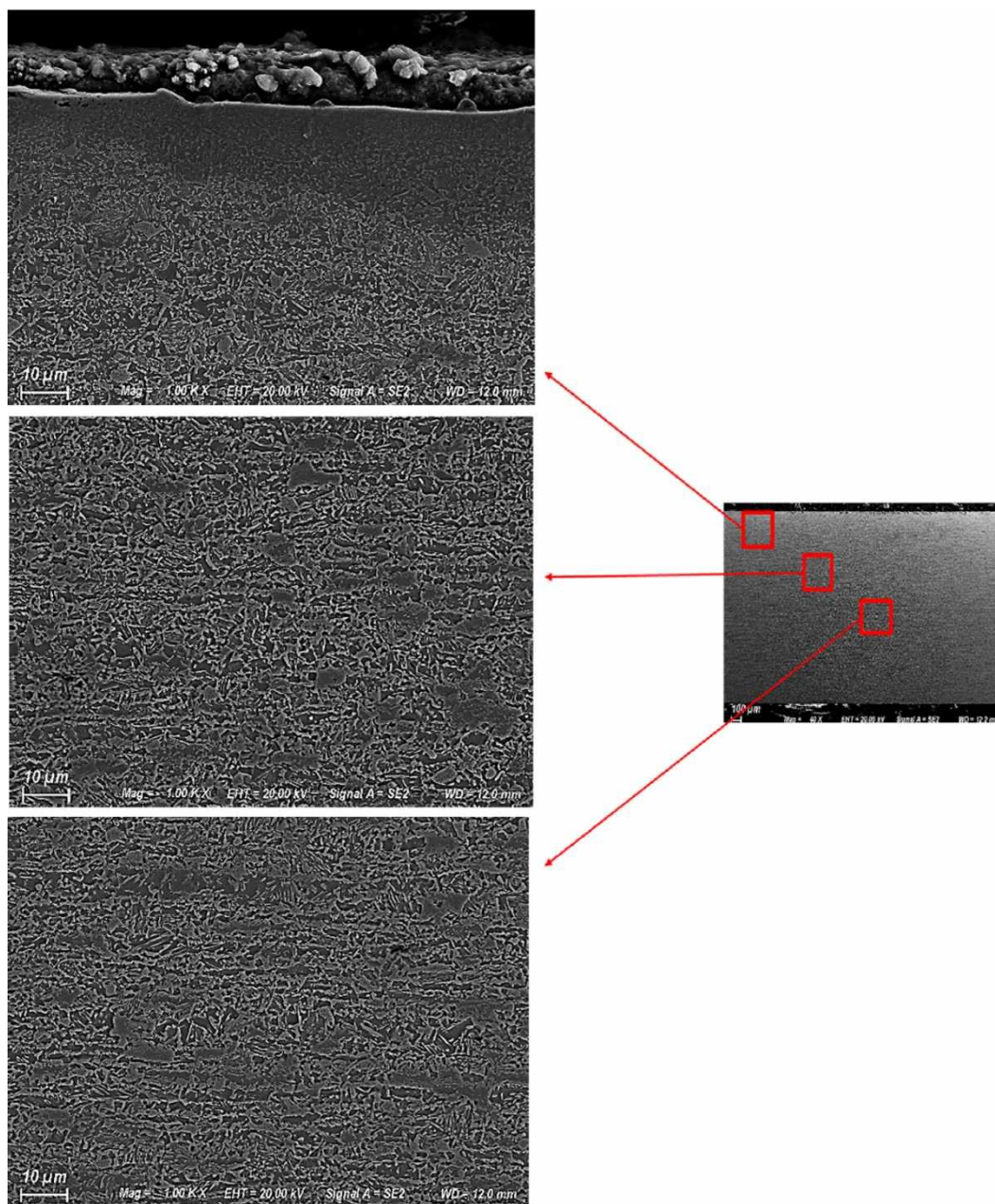


Figura 61 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção transversal do aço TRIP1000. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.

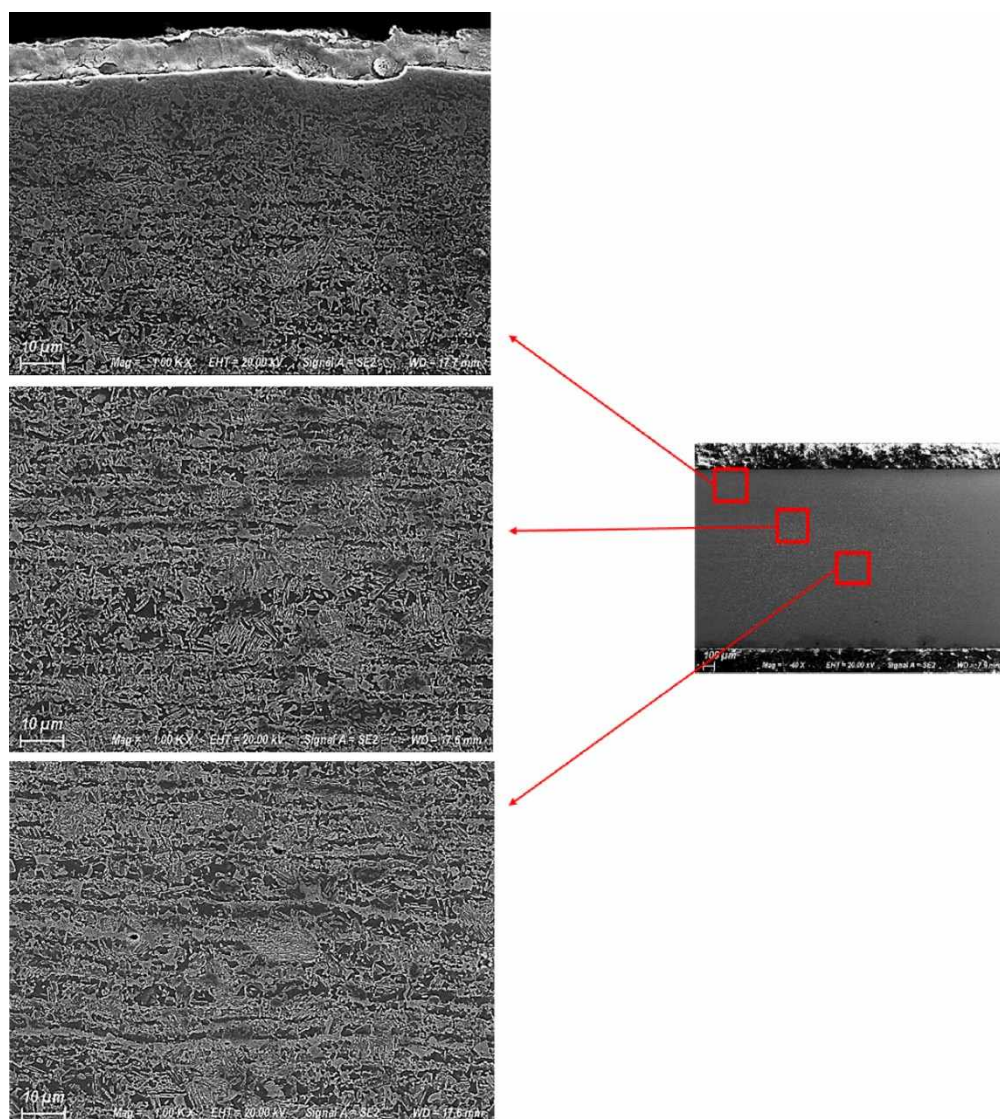


Figura 62 - Imagens de microscopia eletrônica de varredura, com sinal de elétrons secundários, da seção longitudinal do aço TRIP1000. À direita, vista geral da amostra com indicação das regiões analisadas em detalhe. À esquerda, micrografias obtidas nas regiões próximo à borda, na região de $\frac{1}{4}$ da espessura e da região central da espessura da amostra, evidenciando a morfologia das fases presentes e a distribuição microestrutural ao longo da espessura.

No mapa de Kernel Average Misorientation do TRIP1000, na Figura 63, observa-se que na seção transversal, apresentado à esquerda, predominam áreas com baixos níveis de distorção e sugerindo uma microestrutura mais homogênea, associada a menores níveis de deformação e com deformação plástica acumulada

preferencialmente nos contornos de grão. Em contraste, o mapa da seção longitudinal apresenta uma maior variação de cores, o que é indício de um aumento na densidade de discordâncias e uma microestrutura mais heterogênea, compatível com maior deformação plástica acumulada. Os gráficos de KAM reforçam essas observações, com o pico de frequência mais acentuado em ângulos baixos na amostra à esquerda, enquanto a amostra à direita apresenta uma distribuição mais espalhada, com uma cauda mais longa, representando maior variedade nos ângulos de desalinhamento possivelmente provocado pelo processo termomecânico. Também é possível notar que no mapa de Kernel na seção longitudinal, há maior quantidade de solução zero quando comparado à seção transversal.

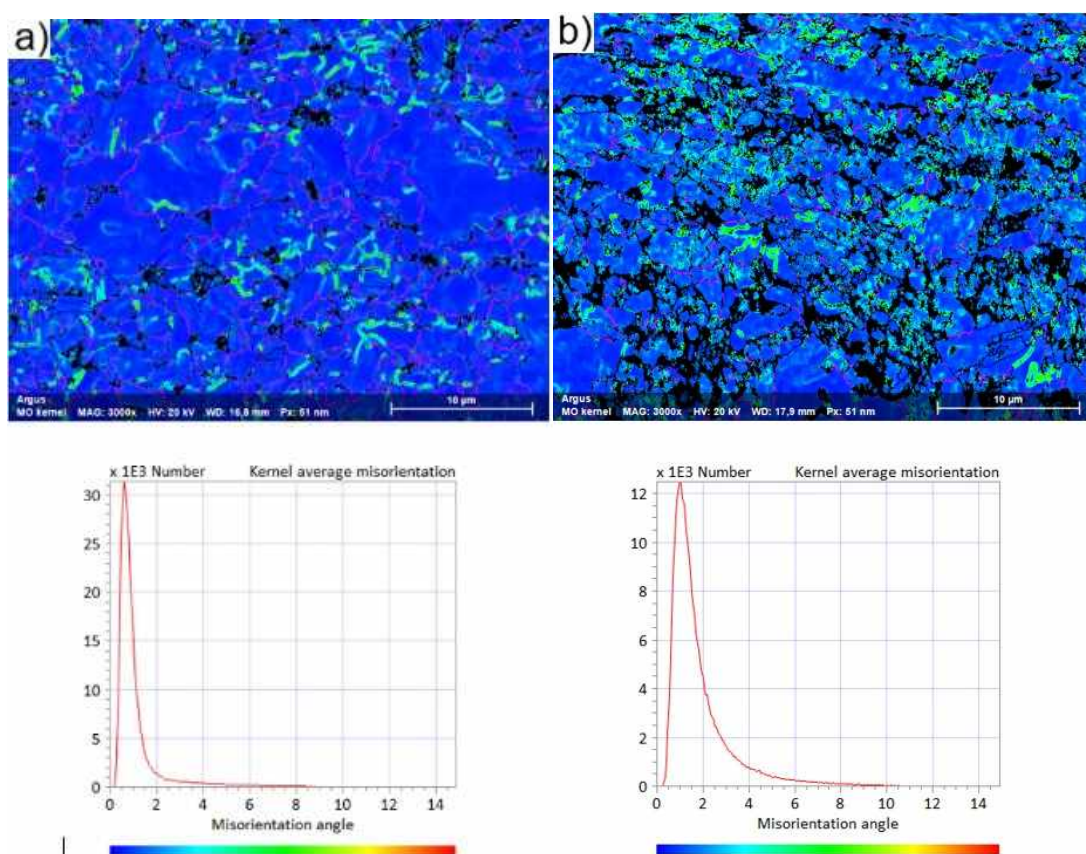


Figura 63 - Mapas e gráficos de Kernel Average Misorientation obtidos por EBSD do aço TRIP1000: a) seção transversal e b) seção longitudinal do material com seus respectivos gráficos de distribuição de misorientação média.

Nos mapas IPF-Z do TRIP1000 na Figura 64, observa-se uma orientação cristalográfica predominante no plano (111) em ambas as seções analisadas, embora com intensidades distintas. Na seção transversal, o pico de intensidade atinge MRD de 2,0, indicando um alinhamento preferencial mais marcado dos grãos nessa orientação cristalográfica. Por outro lado, na seção longitudinal, o pico correspondente no plano (111) é menor, com intensidade MRD de 1,30. Esse valor de MRD em ambas as direções, exprime uma na textura cristalográfica do material fraca, causada pelo processo de laminação, como deformação plástica, que influenciam o alinhamento dos grãos em cada direção.

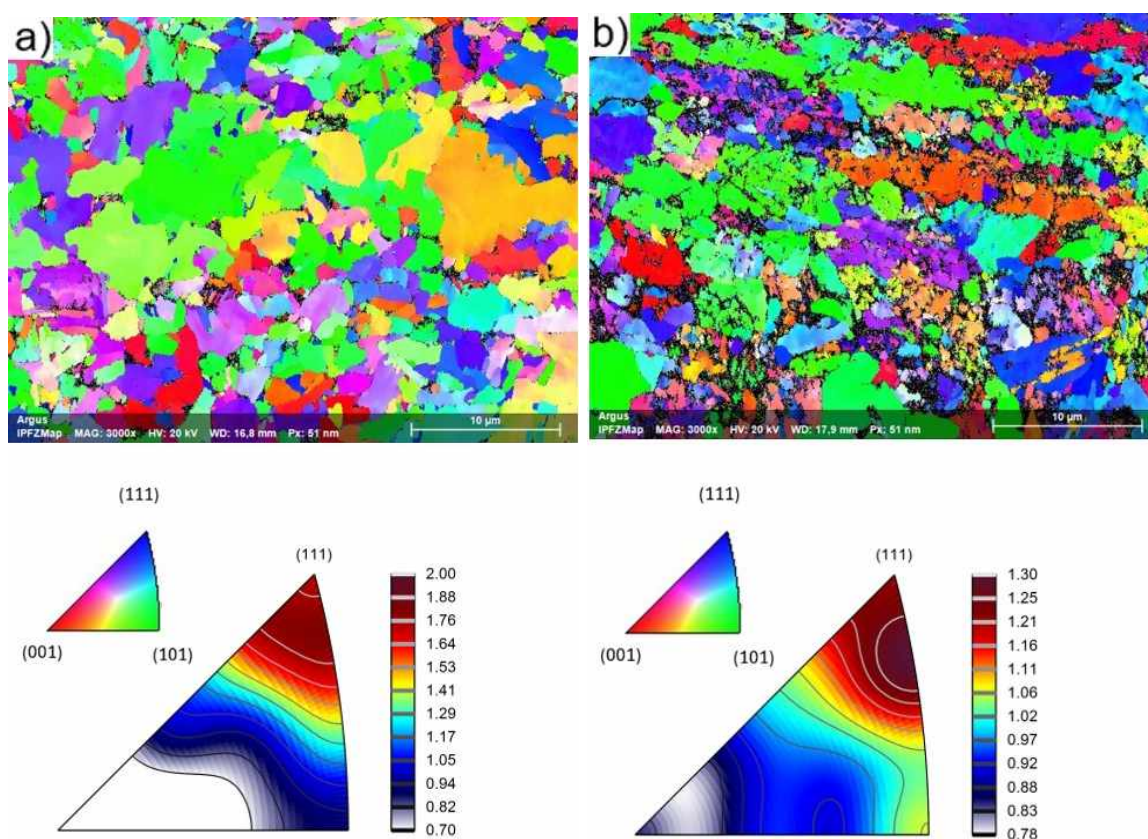


Figura 64 - Mapas de orientação cristalográfica (IPF-Z) obtidos por EBSD do aço TRIP1000: a) seção transversal e b) seção longitudinal, evidenciando variações de textura cristalográfica.

A análise de frações volumétricas de ferrita, austenita retida e fase secundária, em função da direção de análise são apresentados na Tabela 11. Na direção transversal, a fração volumétrica de ferrita é de $40,06 \pm 0,36$ %, enquanto na direção longitudinal apresenta-se reduzida, com $34,11 \pm 0,33$ %. Por outro lado, a fração de austenita retida é ligeiramente maior na direção longitudinal (5,02 %) em comparação à transversal (4,57 %). A fase secundária, ocupa a maior parte da microestrutura, com $55,37 \pm 0,36$ % na direção transversal e $60,87 \pm 0,33$ % na longitudinal, indicando uma distribuição predominante independente da orientação, mas com maior prevalência na longitudinal.

Tabela 11 - Fração volumétrica das fases do TRIP1000 em porcentagem.

Material	Direção	Fração Volumétrica de Ferrita	Fase secundária	Fração Volumétrica de Austenita Retida (obtida via EBSD)
TRIP1000	Transversal	$40,06 \pm 0,36$	$55,37 \pm 0,36$	4,57
	Longitudinal	$34,11 \pm 0,33$	$60,87 \pm 0,33$	5,02

Nos mapas de austenita retida no aço TRIP1000 nas seções transversal e longitudinal na Figura 65, mostra que essa fase não apresenta um padrão específico de distribuição nas duas direções analisadas. Na seção transversal, a austenita retida aparece de forma dispersa, sem formar um padrão claro ou uniforme, o que sugere que sua distribuição é aleatória ou influenciada por variações locais no processamento do material. Da mesma forma, na seção longitudinal, a austenita retida não exibe um alinhamento preferencial ou uma concentração definida em regiões específicas, indicando que a fase está distribuída de maneira irregular ao longo da direção longitudinal. Essa ausência de um padrão específico de distribuição da austenita retida pode indicar que, embora essa fase seja estabilizada, sua transformação não é completamente controlada pela direção do material, o que pode afetar as propriedades mecânicas do aço.

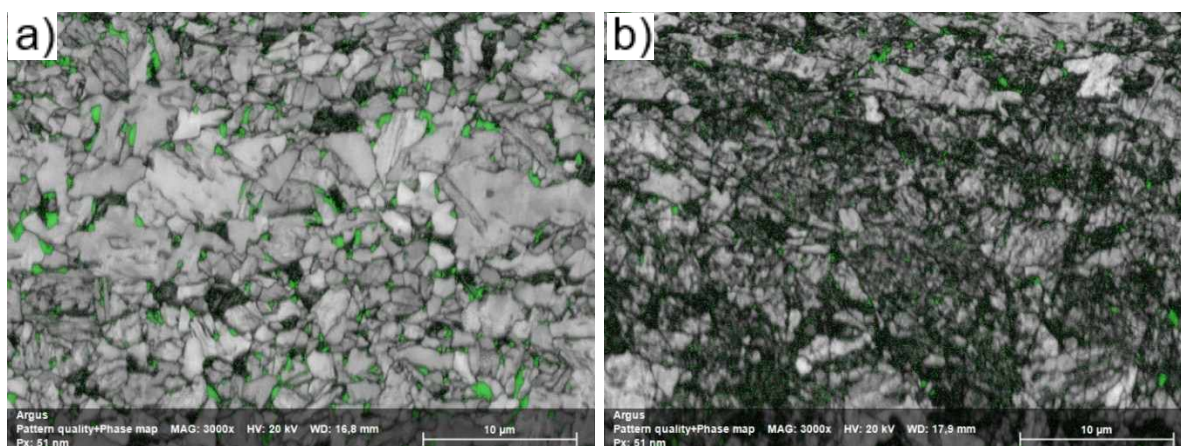


Figura 65 – Distribuição da austenita retida do aço TRIP1000 na a) seção transversal e b) longitudinal.

4.1.3. Distribuição de fases ao longo da espessura

As Figura 66 e Figura 67 mostram a fração volumétrica de ferrita nos aços DP780 na seção transversal e longitudinal em diferentes localizações em relação a espessura, no centro, na região de $\frac{1}{4}$ e próximo da borda.

Na Figura 66, referente à seção transversal, observa-se que a fração volumétrica de ferrita diminui ligeiramente na medida em que se aproxima da região central da chapa no aço DP780 S. Nos aços DP780 P e DP780 M, a fração volumétrica de ferrita permanece basicamente constante ao longo de toda espessura. Na seção longitudinal, todos os aços analisados mantêm a mesma fração volumétrica de ferrita ao longo de toda espessura.

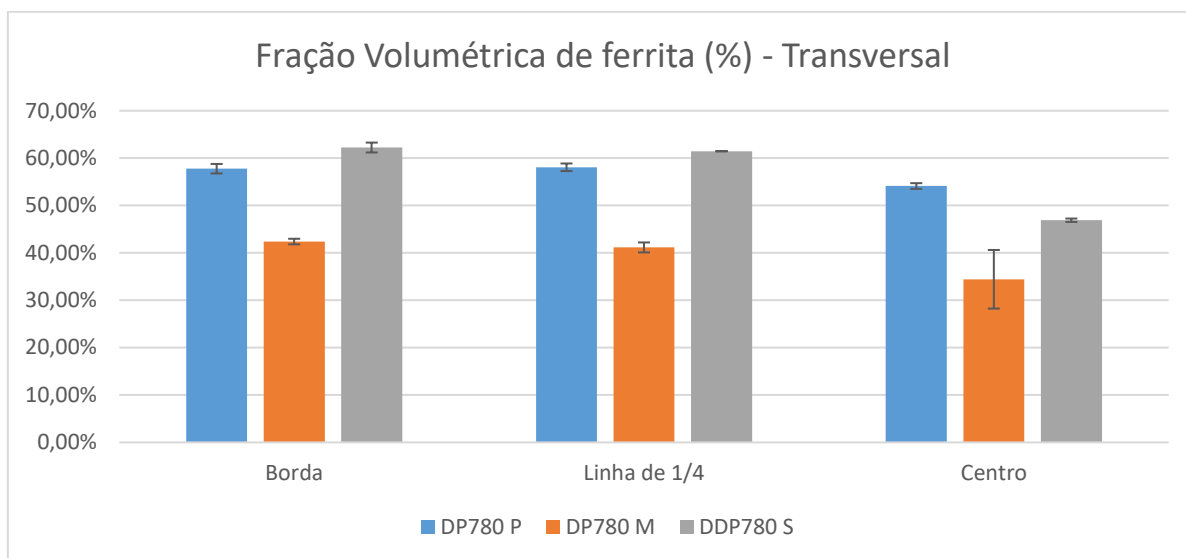


Figura 66 - Gráfico da fração volumétrica de ferrita em função da espessura, seção transversal.

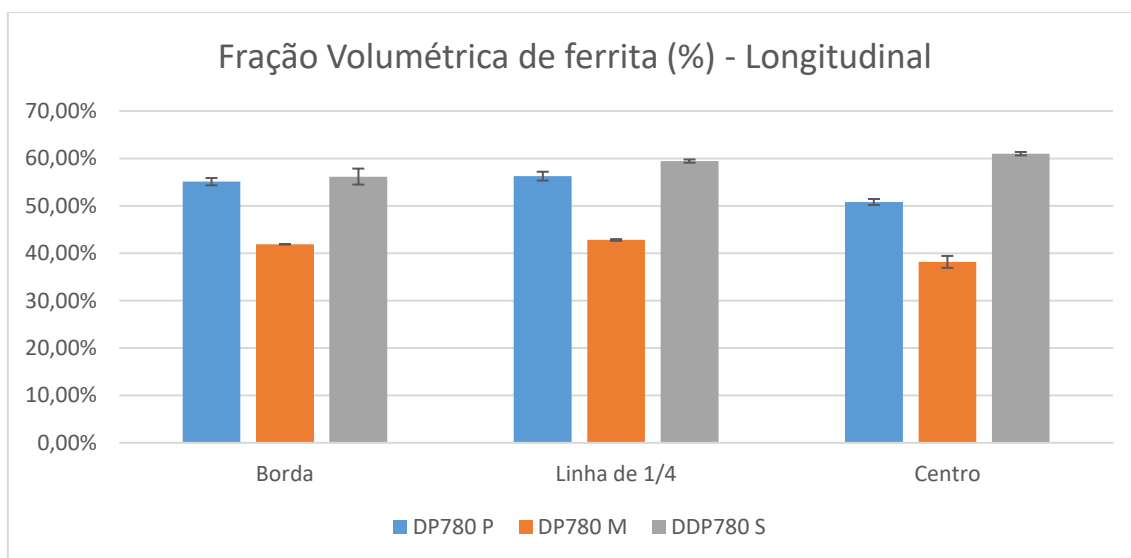


Figura 67 - Gráfico da fração volumétrica de ferrita em função da espessura, seção longitudinal.

4.1.4. Análise de inclusões

Os resultados da análise de inclusão, apresentados nas Tabelas 5 e 6, mostram as características das inclusões nas seções transversal e longitudinal dos aços

analisados. Observa-se uma variação entre os materiais em termos de contagem de inclusões, área relativa, tamanho médio das inclusões e índice de forma circular, sendo adotado o valor de 0,6 como limite, observado empiricamente como representativo de inclusões que tendem a apresentar-se mais alongadas.

Tabela 12: Inclusões da seção transversal.

	Número de inclusões avaliadas	Área (%)	Média da área das inclusões (μm^2)	Quantidade de inclusões com índice de forma circular menor que 0,6
DP780 P	2752	$0,20 \pm 0,09$	$15,67 \pm 3,60$	88
DP780 M	3956	$0,20 \pm 0,07$	$11,17 \pm 3,32$	18
DP780 S	2254	$0,10 \pm 0,02$	$9,08 \pm 1,81$	6
TRIP780	1108	$0,06 \pm 0,05$	$12,01 \pm 9,39$	99
TRIP1000	1579	$0,10 \pm 0,05$	$13,99 \pm 1,81$	6

Na seção transversal, o DP780 M apresentou a maior contagem de inclusões e a maior área relativa de inclusões, indicando uma concentração mais elevada em relação aos outros materiais. O DP780 S, por outro lado, destacou-se pelo menor percentual de área ocupada por inclusões e pela menor contagem total, refletindo uma microestrutura com menor densidade de inclusões, o que pode estar relacionado a processos de fabricação mais controlados. O TRIP1000 apresentou uma média de área de inclusões próxima à do DP780 P, mas com menor área ocupada por inclusões, enquanto o TRIP780 teve a menor área percentual de inclusões e a menor contagem total, indicando que pode favorecer melhores propriedades mecânicas.

Tabela 13: Inclusões da seção longitudinal.

	Número de inclusões avaliadas	Área (%)	Média da área das inclusões (μm^2)	Quantidade de inclusões com índice de Forma circular menor que 0,6
DP780 P	1915	$0,092 \pm 0,332$	$10,573 \pm 3,615$	435
DP780 M	3138	$0,163 \pm 0,055$	$11,288 \pm 3,604$	19
DP780 S	943	$0,053 \pm 0,025$	$12,743 \pm 5,136$	35
TRIP780	2869	$0,141 \pm 0,064$	$10,475 \pm 3,285$	44
TRIP1000	3681	$0,202 \pm 0,177$	$11,993 \pm 3,667$	61

Na seção longitudinal, o comportamento é distinto. O TRIP1000 apresentou a maior contagem de inclusões e a maior área, o que sugere uma maior concentração de inclusões nesta seção. O DP780 M também manteve uma alta densidade de inclusões, porém com um menor percentual de área e tamanho médio semelhante ao da seção transversal. O DP780 S continuou a demonstrar o menor percentual de área ocupada e uma contagem de inclusões consideravelmente baixa, confirmando sua tendência de menor presença de inclusões. O TRIP780, embora tenha apresentado uma contagem elevada, manteve um tamanho médio de inclusões baixo.

Na seção transversal, os materiais apresentaram baixa quantidade de inclusões com índice de forma menor que 0,6, com destaque para o DP780 S e TRIP1000 (apenas 6 inclusões cada), refletindo uma maior tendência de inclusões mais esféricas e, possivelmente, menos prejudiciais às propriedades mecânicas. Na seção longitudinal, houve um aumento considerável dessas inclusões no DP780 P, contrastando com os valores baixos observados nos demais materiais. As imagens das inclusões presentes em cada aço estudado, tanto em seu estado original quanto após o seu processamento de inclusões, encontram-se reunidas nas Figura 68 até a Figura 77.

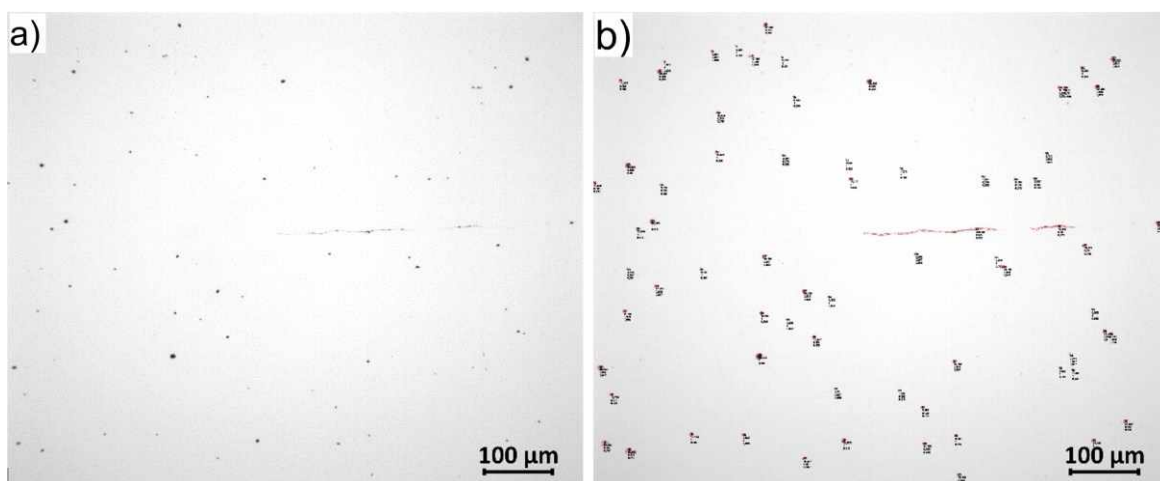


Figura 68 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 P, seção transversal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho.

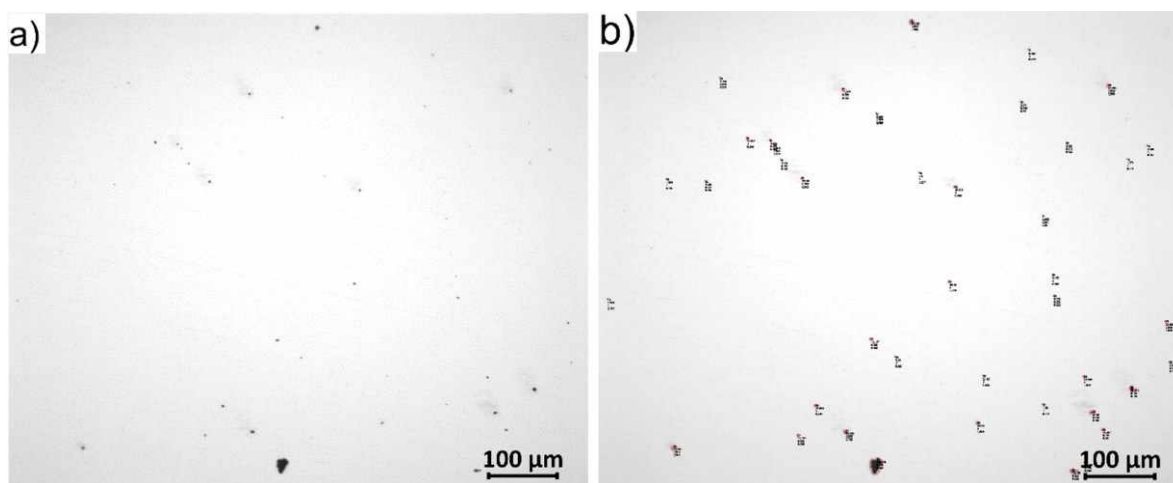


Figura 69 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 P, seção longitudinal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho.

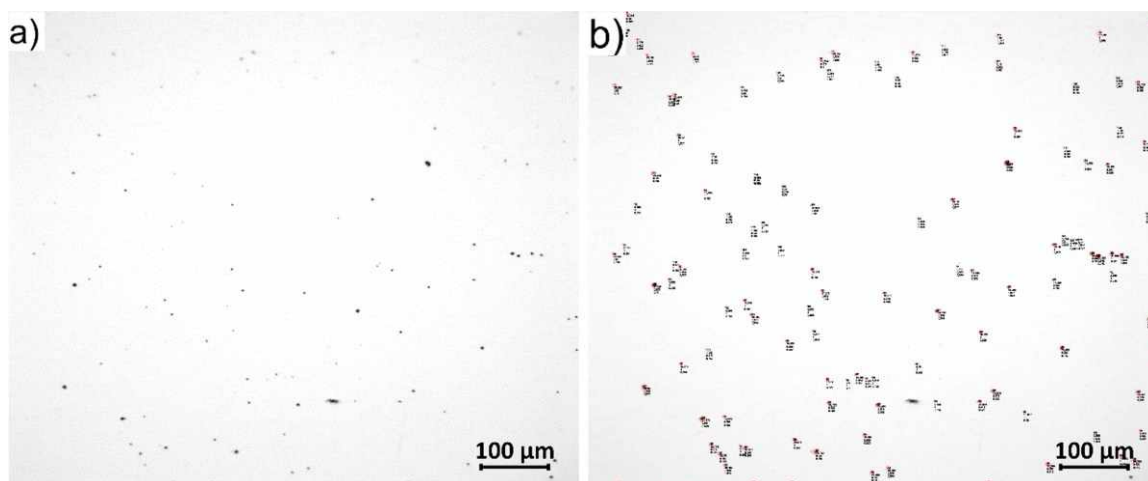


Figura 70 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 M, seção transversal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho.

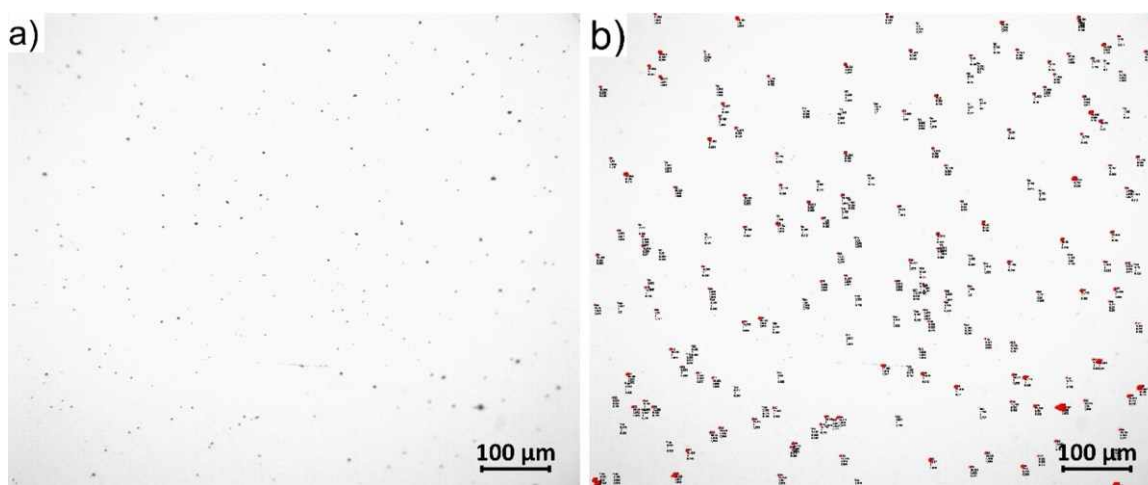


Figura 71 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 M, seção longitudinal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho.

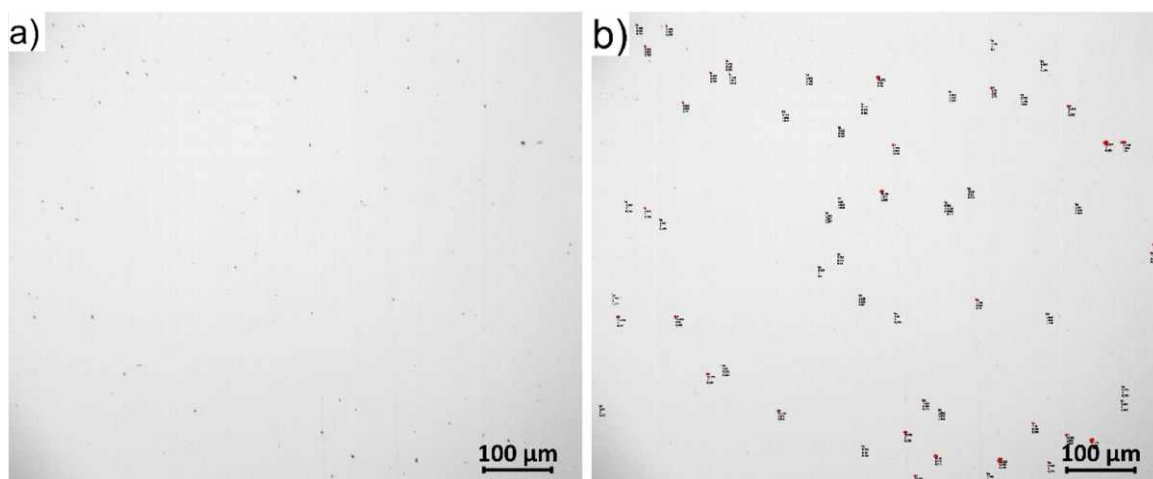


Figura 72 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 S, seção transversal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho.

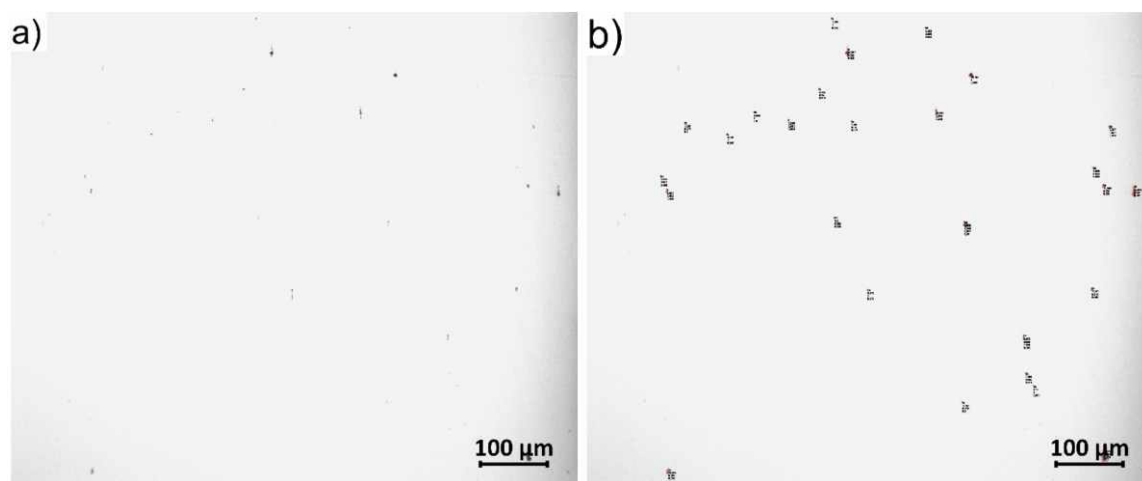


Figura 73 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço DP780 S, seção longitudinal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho.

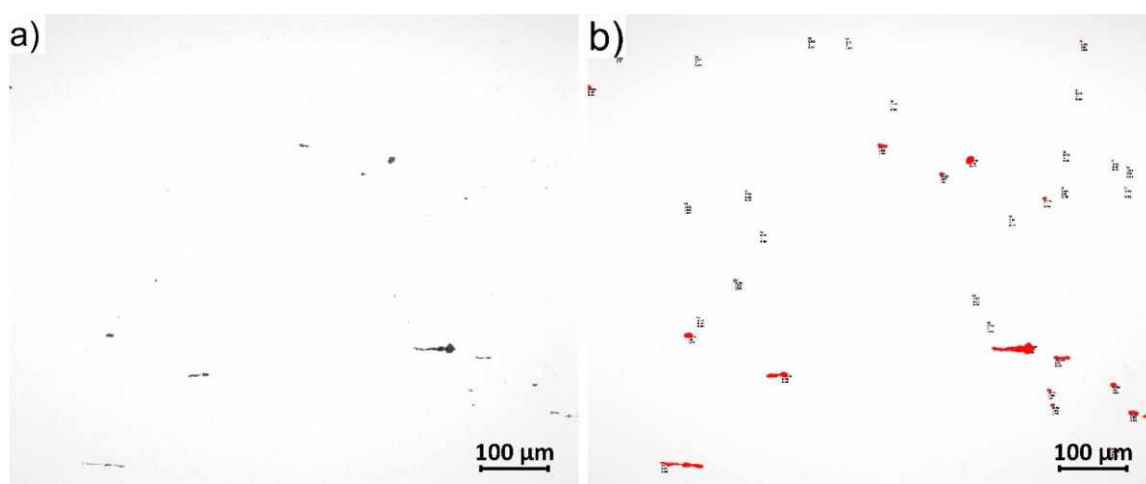


Figura 74 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço TRIP780, seção transversal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho.

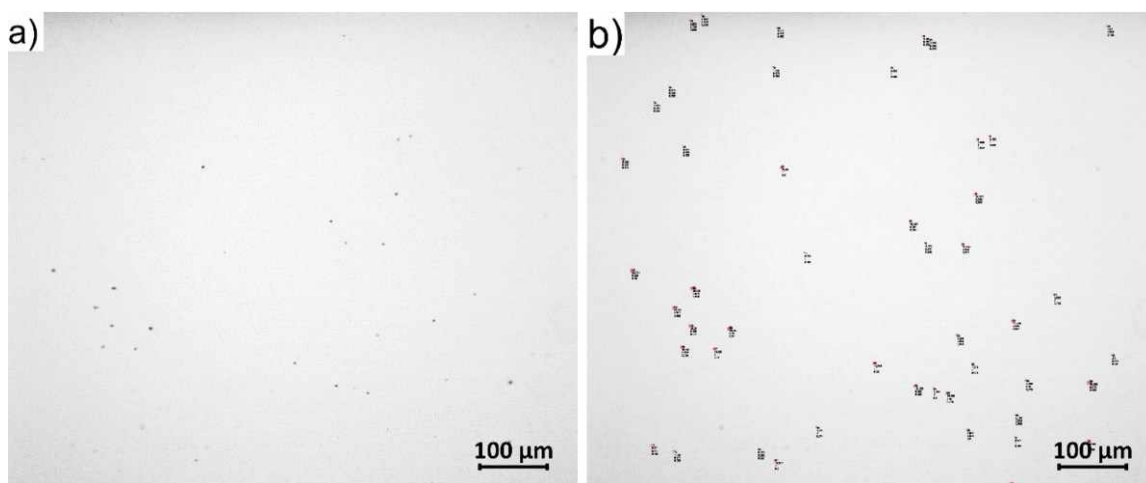


Figura 75 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço TRIP780, seção longitudinal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho.

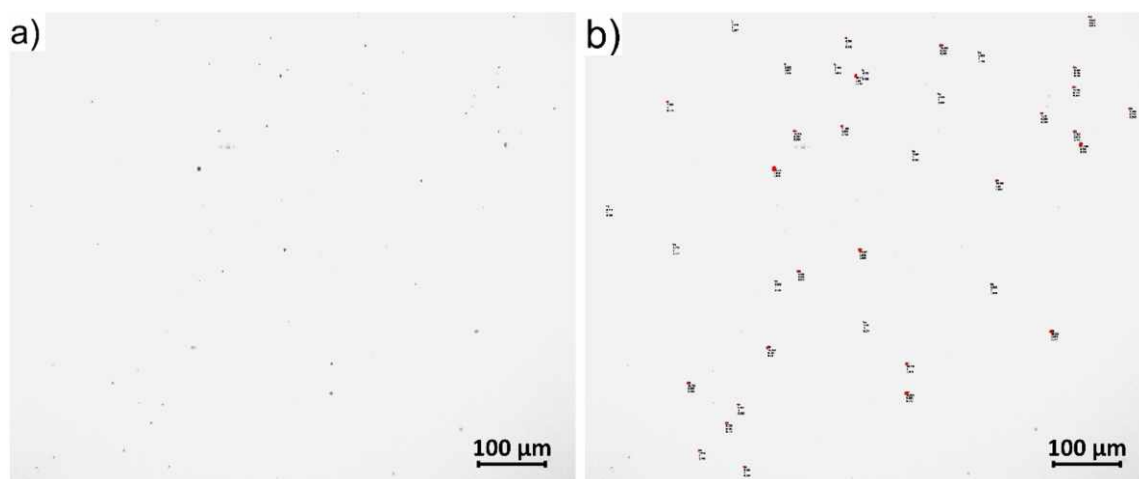


Figura 76 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço TRIP1000, seção transversal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho.

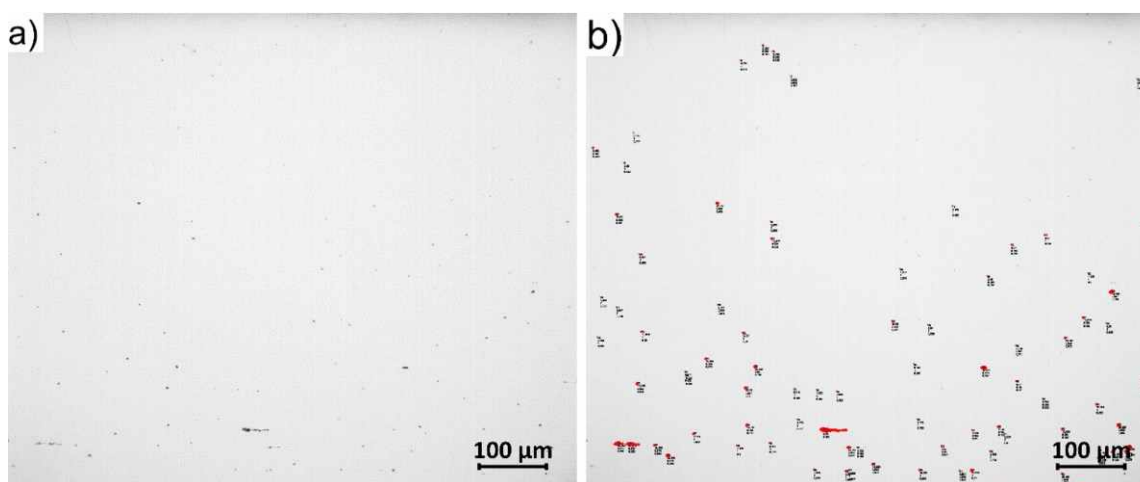


Figura 77 - Imagens obtidas da análise de inclusões não metálicas no aço TRIP1000, seção longitudinal. a) Micrografia original da amostra sem processamento. b) Mesma micrografia com detecção automatizada das inclusões, destacadas em vermelho.

Em geral, os resultados demonstram diferenças de limpidez entre os materiais em termos de distribuição, tamanho e forma das inclusões, com o DP780 S apresentando menor densidade e área relativa de inclusões em ambas as seções, enquanto o DP780 M e o TRIP1000 mostraram maiores concentrações de inclusões, o que pode influenciar negativamente na resistência à fratura e a ductilidade desses materiais.

4.2. Propriedades mecânicas

4.2.1. Ensaios de tração

Os resultados dos ensaios de tração dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 em diferentes orientações (0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação) mostram as características sobre o comportamento mecânico dos materiais. Na Tabela 14 são mostrados o comportamento dos aços na orientação de 0° em relação à direção de laminação, na Tabela 15 tem-se os resultados a 45° e a Tabela 16, mostra a 90°. As propriedades mecânicas como limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento uniforme e alongamento total são influenciadas pela microestrutura analisada na seção 3.1.

Tabela 14: Resultados ensaio de tração com corpos de prova a 0° em relação ao sentido de laminação.

	Limite de escoamento	Limite de resistência à tração (MPa)	Alongamento na total (%)	Alongamento uniforme (%)	Alongamento no ponto de escoamento (%)
DP780 P	471,6 ± 6,6	814,1 ± 7,4	24,59 ± 2,47	17,97 ± 2,71	0,42 ± 0,00
DP780 M	549,1 ± 6,9	810,4 ± 6,6	19,54 ± 1,03	12,70 ± 0,83	0,45 ± 0,01
DP780 S	477,9 ± 2,9	849,1 ± 5,1	19,34 ± 0,83	13,14 ± 0,17	0,42 ± 0,00
TRIP780	494,7 ± 17,9	833,6 ± 19,2	42,16 ± 4,14	36,48 ± 3,95	0,43 ± 0,01
TRIP1000	848,5 ± 13,3	1095,5 ± 14,8	21,96 ± 0,87	17,39 ± 1,54	0,59 ± 0,01

Tabela 15: Resultados ensaio de tração com corpos de prova a 45° em relação ao sentido de laminação.

	Limite de escoamento	Limite de resistência à tração (MPa)	Alongamento total (%)	Alongamento uniforme (%)	Alongamento no ponto de escoamento (%)
DP780 P	482,0 ± 9,1	815,5 ± 4,3	26,28 ± 1,21	18,44 ± 1,12	0,43 ± 0,01
DP780 M	552,6 ± 8,6	804,9 ± 4,9	20,79 ± 1,27	12,72 ± 1,16	0,46 ± 0,01
DP780 S	466,6 ± 5,5	829,8 ± 7,9	22,50 ± 1,30	14,27 ± 1,14	0,42 ± 0,01
TRIP780	483,0 ± 8,3	824,9 ± 9,9	42,55 ± 0,70	36,54 ± 0,49	0,43 ± 0,00
TRIP1000	839,4 ± 8,1	1077,7 ± 12,8	24,22 ± 1,23	19,56 ± 1,12	0,60 ± 0,01

Tabela 16: Resultados ensaio de tração com corpos de prova a 90° em relação ao sentido de laminação.

	Limite de escoamento	Resistência à tração máxima (MPa)	Alongamento total (%)	Alongamento uniforme (%)	Alongamento no ponto de escoamento (%)
DP780 P	475,5 ± 6,7	807,7 ± 7,2	26,33 ± 2,01	18,54 ± 1,17	0,43 ± 0,01
DP780 M	540,5 ± 5,4	778,0 ± 4,2	21,03 ± 0,63	13,15 ± 0,73	0,47 ± 0,01
DP780 S	476,9 ± 4,4	838,4 ± 6,8	21,69 ± 0,84	13,53 ± 1,06	0,43 ± 0,01
TRIP780	451,0 ± 4,2	830,3 ± 9,1	42,48 ± 1,30	36,69 ± 1,13	0,42 ± 0,01
TRIP1000	831,9 ± 8,3	1049,5 ± 8,1	25,90 ± 0,41	20,56 ± 1,13	0,62 ± 0,02

Entre os aços DP, o DP780 M, apresentou maior valor de limite de escoamento devido à sua constituição majoritariamente bainítica, sendo responsável por oferecer maior resistência ao material. Para o limite de resistência à tração entre os DP, o DP780 S, mostrou ligeiramente maior. No entanto, em todas as amostras, o limite de resistência à tração é ligeiramente menor na orientação de 90°, possivelmente devido à influência

da microestrutura alinhada ao sentido do esforço aplicado. Para os aços TRIP, o TRIP1000 apresentou maiores valores, limite de escoamento e maior resistência máxima. A fração volumétrica de fases duras, como martensita e bainita, encontradas no TRIP1000 são maiores em relação ao TRIP780, oferecendo maior resistência ao material. Também, a microestrutura mais é mais refinada no TRIP1000 que no TRIP780.

O alongamento total é uma das propriedades do TRIP780 que exibe a maior capacidade de deformação antes da ruptura em todas as direções, refletindo na ductilidade, pois em sua microestrutura, este aço apresenta maior fração volumétrica de ferrita, deixando-o mais dúctil e uma fração volumétrica de austenita retida ligeiramente superior, garantindo que ocorra o efeito TRIP. Esta austenita retida retarda a nucleação de trincas, contribuindo para um aumento do alongamento total. Entre os aços DP, o DP780 P apresentou os melhores valores de alongamento total.

Os resultados obtidos para o expoente de encruamento (n) e o coeficiente de resistência (K) foram analisados considerando as diferentes orientações em relação ao sentido de laminação, como mostrado na Tabela 17 e na Tabela 18.

Para o expoente de encruamento (n), observa-se que o TRIP780 apresenta os maiores valores em todas as orientações, o que reflete sua capacidade superior de endurecimento durante a deformação plástica, pois, o efeito TRIP pode contribuir para um maior valor de n , assim como a elevada fração volumétrica de ferrita e sua maior textura cristalográfica entre todos os aços, conferindo a ele a orientação preferencial dos grãos no plano (111) favorecendo o deslizamento de discordância. O DP780 M, por outro lado, apresenta os menores valores de n , com uma variação mínima entre as orientações, sugerindo uma menor capacidade de encruamento, o que pode ser um fator limitante em aplicações que exigem elevada conformabilidade. O TRIP1000 apresenta índices de encruamento baixos e relativamente constantes em todas as orientações, indicando uma resistência moderada à deformação plástica com menor sensibilidade à anisotropia.

Tabela 17 – Expoente de encruamento dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 obtidos nas direções de 0° , 45° e 90° , com os respectivos

valores de desvio padrão, incerteza padrão e incerteza expandida (U%) associados a cada medida.

		Média	Desvio padrão	Incerteza	U%
DP780 P	0°	0,1586	0,0041	0,00183	1,15
	45°	0,1620	0,0097	0,00434	2,68
	90°	0,1668	0,0053	0,00239	1,43
DP780 M	0°	0,1176	0,0024	0,00108	0,92
	45°	0,1176	0,0029	0,00129	1,10
	90°	0,1205	0,0029	0,00131	1,08
DP780 S	0°	0,1804	0,0022	0,00097	0,54
	45°	0,1830	0,0017	0,00077	0,42
	90°	0,1831	0,0014	0,00063	0,34
TRIP780	0°	0,2357	0,0057	0,00329	1,39
	45°	0,2397	0,0010	0,00059	0,25
	90°	0,2711	0,0211	0,01054	3,89
TRIP1000	0°	0,1077	0,0013	0,00060	0,55
	45°	0,1094	0,0016	0,00070	0,64
	90°	0,1078	0,0024	0,00109	1,01

No que diz respeito ao coeficiente de resistência (K), o TRIP1000 apresenta os maiores valores médios em todas as orientações, sugerindo uma elevada resistência à deformação. O TRIP780 apresenta valores de K próximos, indicando seu bom desempenho em situações que exigem resistência elevada. Entre os DP780, o DP780 S lidera com os maiores valores de K, indicando maior capacidade de suportar tensões antes do escoamento plástico. O DP780 P apresenta valores intermediários e relativamente consistentes entre as orientações, enquanto o DP780 M demonstra os menores valores de K, alinhados com sua menor resistência geral à deformação.

De modo geral, o TRIP780 e o TRIP1000 destacam-se como materiais com elevado desempenho em termos de resistência e encruamento, adequados para aplicações que combinam conformabilidade e alta resistência. Entre os DP780, o DP780 S

oferece o melhor equilíbrio entre resistência e encruamento, enquanto o DP780 M pode ser mais indicado para aplicações que demandem menor capacidade de encruamento.

Tabela 18 - Coeficientes de resistência dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 determinados nas direções de 0°, 45° e 90°, acompanhados dos respectivos valores de desvio padrão, incerteza padrão e incerteza expandida (U%) para cada condição avaliada.

		Média (MPa)	Desvio Padrão	Incerteza	U%
DP780 P	0°	1285,5	28,4	12,68	0,99
	45°	1302,8	22,4	10,04	0,77
	90°	1311,0	24,0	10,75	0,82
DP780 M	0°	1180,0	10,5	4,71	0,40
	45°	1168,9	11,0	4,94	0,42
	90°	1137,5	6,9	3,07	0,27
DP780 S	0°	1478,1	14,0	6,27	0,42
	45°	1448,5	11,4	5,10	0,35
	90°	1467,8	13,8	6,18	0,42
TRIP780	0°	1424,7	57,4	33,14	2,33
	45°	1425,1	17,3	9,98	0,70
	90°	1498,9	27,8	13,90	0,93
TRIP1000	0°	1510,1	22,0	9,84	0,65
	45°	1480,4	20,5	9,19	0,62
	90°	1422,2	9,2	4,12	0,29

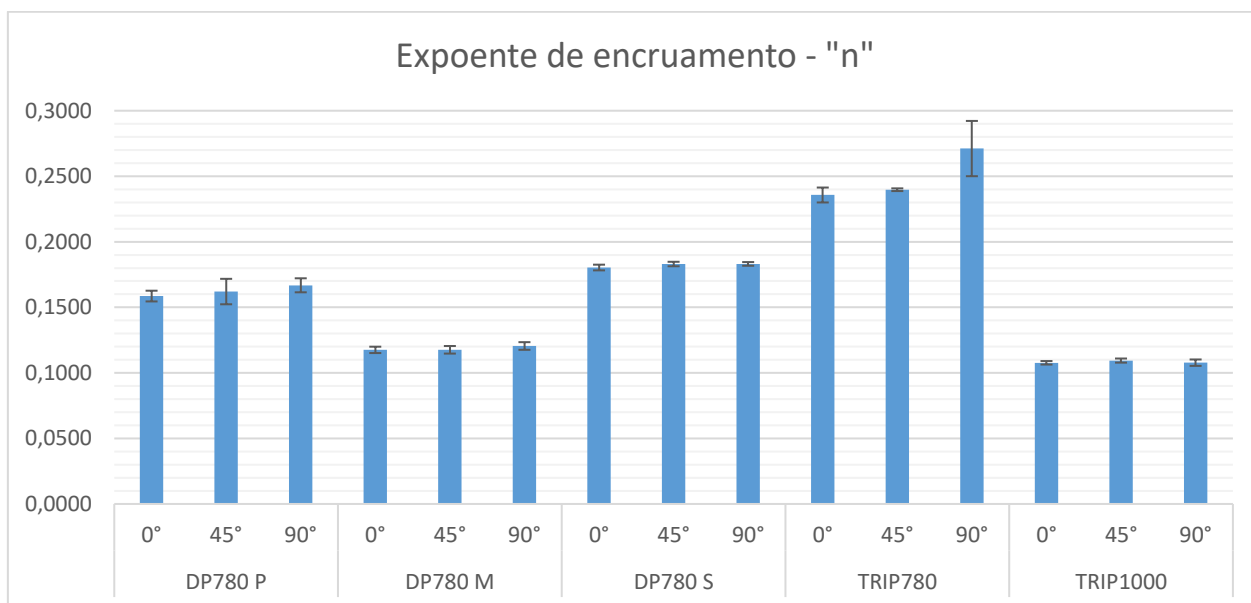


Figura 78 - Gráfico comparativo dos expoentes de encruamento dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, com barras de erro representando o desvio padrão das medições.

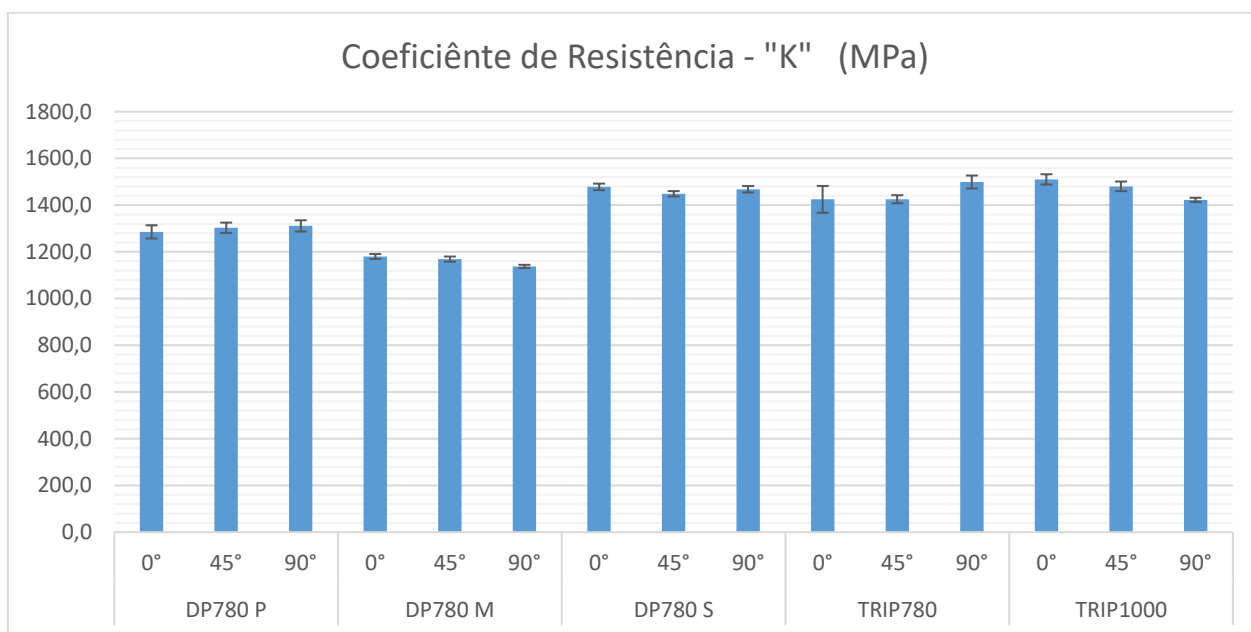


Figura 79 - Gráfico comparativo dos coeficientes de resistência dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, com barras de erro representando o desvio padrão das medições.

4.2.2. Ensaio Small Punch Test

A Tabela 19 mostra os resultados de limite de escoamento e limite de resistência à tração, obtidos através do ensaio de *Small Punch*. Tais resultados podem ser comparados com os do ensaio de tração realizados no item 4.2.1.

Tabela 19 - Resultados médios obtidos pelo ensaio Small Punch para os diferentes aços analisados, com desvio padrão associado ao limite de escoamento e limite de resistência à tração.

	Limite de escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)
DP780 P	487,68 ± 40,44	865,86 ± 21,80
DP780 M	563,67 ± 58,05	809,23 ± 12,30
DP780 S	523,62 ± 4,98	846,45 ± 21,01
TRIP780	485,53 ± 38,13	867,47 ± 18,66
TRIP1000	713,79 ± 28,46	1196,37 ± 24,51

O TRIP1000 apresentou maiores valores para ambos os parâmetros, com limite de escoamento médio de 713,79 MPa e limite de resistência à tração de 1196,37 MPa, sendo um aço de alta resistência mecânica, concordando com sua microestrutura mais refinada e com maior teor de martensita.

Entre os aços DP780, o DP780 M apresentou maior limite de escoamento, com 563,67 MPa, porém com menor limite de resistência à tração, no valor de 809,23 MPa, em comparação aos demais DP. O DP780 S teve menor variação nos dados, com cerca de ±4,98 MPa para limite de escoamento, além disso, apresentou desempenho intermediário, com limite de escoamento de 523,62 MPa e limite de resistência à tração de 846,45 MPa, por possuir uma microestrutura mais homogênea. Sendo assim, no DP780 M, o maior valor de desvio padrão de limite de escoamento, mostra maior variabilidade microestrutural.

A Tabela 20 mostra o erro entre os resultados dos ensaios SPT e ensaio de tração do item 4.2.1, o que mostra uma boa concordância entre os métodos para determinação das propriedades mecânicas.

Tabela 20 - Erro percentual entre os resultados do ensaio Small Punch e os do ensaio de tração para o limite de escoamento e limite de resistência à tração dos diferentes aços.

	DP780 P	DP780 M	DP780 S	TRIP780	TRIP 1000
Limite de resistência à tração	6,6	1,4	0,9	4,6	11,4
Limite de escoamento	2,4	3,0	10,5	2,0	-15,0

Observa-se que os valores de resistência à tração foram semelhantes entre os métodos, com desvios inferiores a 12 %, sendo o maior registrado para o aço TRIP1000, com 11,4 %. Por outro lado, os desvios para o limite de escoamento foram mais elevados. Os aços TRIP780 e DP780 P apresentaram menor erro entre os métodos, com diferenças inferiores a 3%. Por outro lado, o aço DP780 S apresentou uma diferença maior, com 10,5%, possivelmente devido à sensibilidade do método SPT à presença de fases maiores ou inclusões, tendo em vista que o ensaio SPT é realizado em amostras com menor dimensão em comparação com o ensaio de tração, o que pode antecipar o comportamento plástico inicial.

4.2.3. Avaliação da microdureza

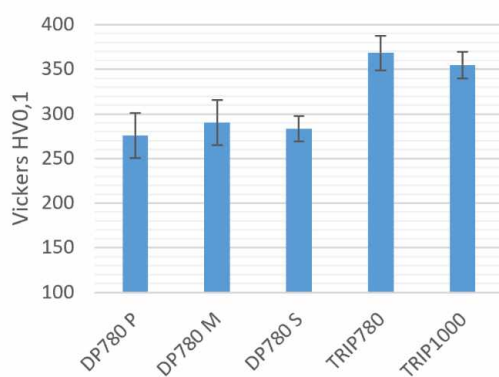
Os resultados de perfil de microdureza são apresentados na Tabela 21, sendo esses valores referente às médias de todas as indentações realizadas no perfil. Para facilitar a visualização e interpretação dos dados, a Figura 80 também é apresentada.

Tabela 21 - Valores de microdureza Vickers média dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 na seção transversal e longitudinal, acompanhados dos respectivos valores de desvio padrão, incerteza padrão e incerteza expandida (U%) associados a cada medição.

Material	Direção	HV0,1	Desvio padrão	Incerteza	U (%)
DP780 P	Transversal	275,9	25,05	2,50	0,91

	Longitudinal	278,3	23,81	2,27	0,81
DP780 M	Transversal	290,1	25,29	2,41	0,83
	Longitudinal	311,2	21,50	2,00	0,64
DP780 S	Transversal	283,3	14,06	1,37	0,48
	Longitudinal	275,3	10,96	1,07	0,39
TRIP780	Transversal	368,2	19,62	1,91	0,52
	Longitudinal	366,3	21,85	2,04	0,56
TRIP1000	Transversal	354,7	15,05	1,50	0,42
	Longitudinal	367,8	16,42	1,53	0,42

a) Microdureza HV0,1 - Seção transversal



b) Microdureza HV0,1 - Seção longitudinal

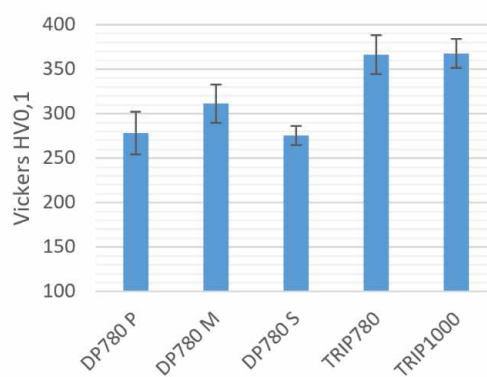


Figura 80 - Gráfico de microdureza HV0,1 com valores referente às médias de todas as indentações realizadas no perfil da a) seção transversal e da b) seção longitudinal.

Avaliando os aços DP780, é possível observar que na seção transversal, os três aços estudados apresentam valores muito próximos. Considerando que os desvios padrão se sobrepõem, pode-se inferir que não há diferença estatística entre eles. Já na seção longitudinal, nota-se que o DP780 M apresenta uma microdureza levemente maior que os aços DP780 P e DP780 S, que por sua vez, estatisticamente também apresentam os mesmos valores de microdureza.

Em relação aos aços TRIP, ambos apresentam valores de microdureza estatisticamente semelhantes. Além disso, por se tratar de um aço mais rico em carbono em comparação aos aços DP780, os aços TRIP apresentam microdureza mais elevada. Um mapa de microdureza comparativo da seção transversal e longitudinal de ambos TRIP analisados pode ser visualizado na Figura 81 e neste mapa é possível observar a distribuição da microdureza ao longo da espessura da chapa, influenciada pelas fases presentes.

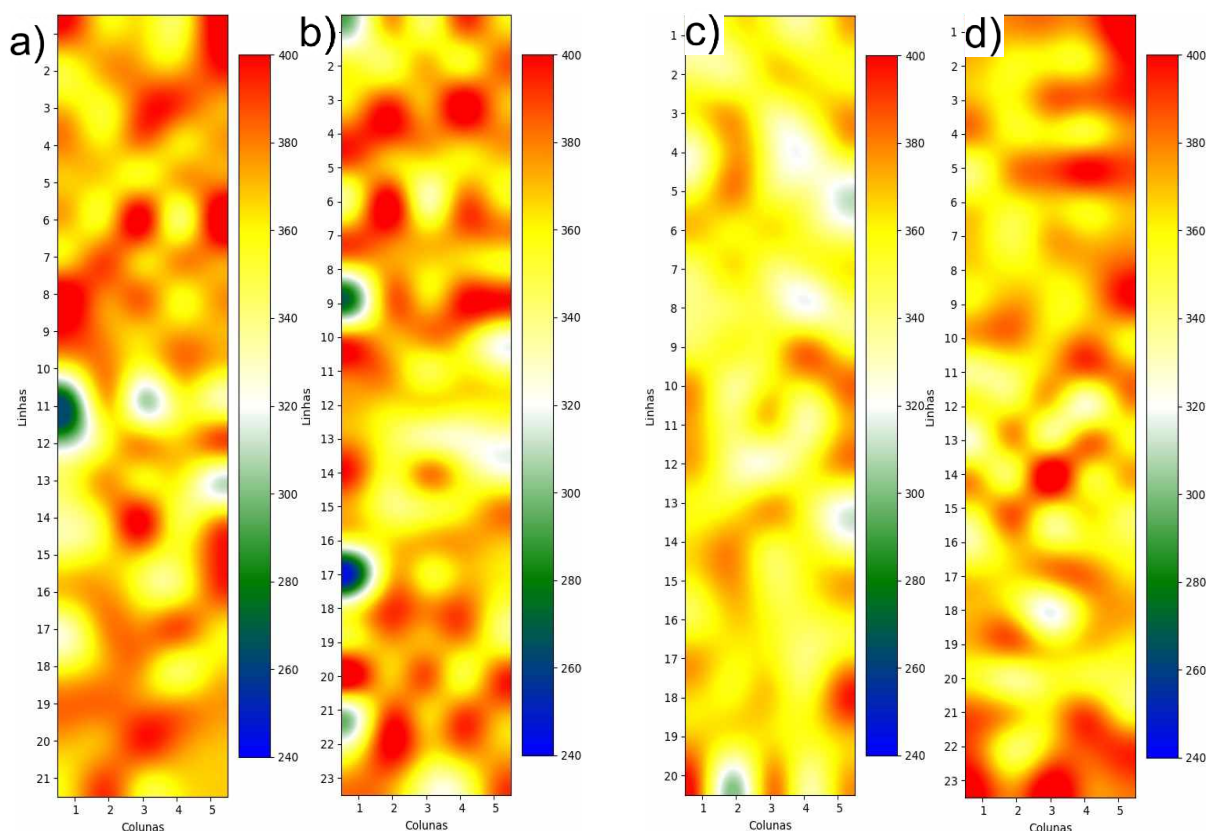


Figura 81 - Mapas de microdureza dos aços TRIP780 e TRIP1000 ao longo da espessura da chapa, apresentando, a distribuição da microdureza na a) seção transversal do TRIP780, b) seção longitudinal do aço TRIP780, c) seção transversal do aço TRIP1000 e d) seção longitudinal do aço TRIP1000.

Os mapas de microdureza dos aços DP780 também foram apresentados na Figura 82 e Figura 83 para analisar a distribuição da microdureza ao longo da espessura da chapa. Apesar dos valores médios de microdureza serem estatisticamente

semelhantes observa-se variação nas seções, devido à presença de fases mais duras e mais macias. Fases como martensita/bainita são responsáveis pela microdureza mais elevada, enquanto a presença de ferrita/austenita retida está associada a regiões de menor microdureza. Pelo mapa também é possível compreender o motivo do desvio padrão do aço DP780 S ser menor que o visto nos aços DP780 P e DP780 M: a distribuição de microdureza é mais uniforme, com transições de cores menores e mais suaves ao longo do perfil.

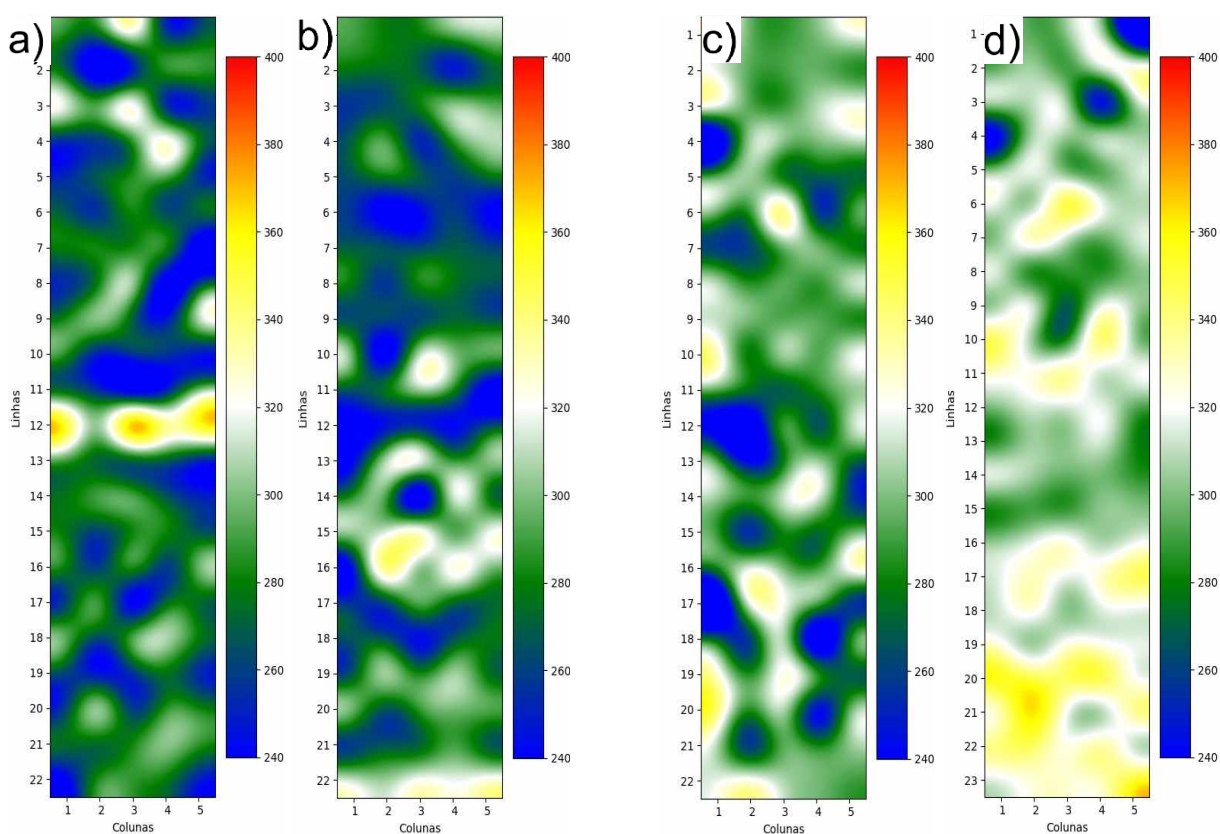


Figura 82 - Mapas de microdureza dos aços DP780 P e DP780 M ao longo da espessura da chapa, mostrando a variação da microdureza na a) seção transversal do DP780 P, b) seção longitudinal do DP780 P, c) seção transversal do DP780 M e d) seção longitudinal do DP780 M.

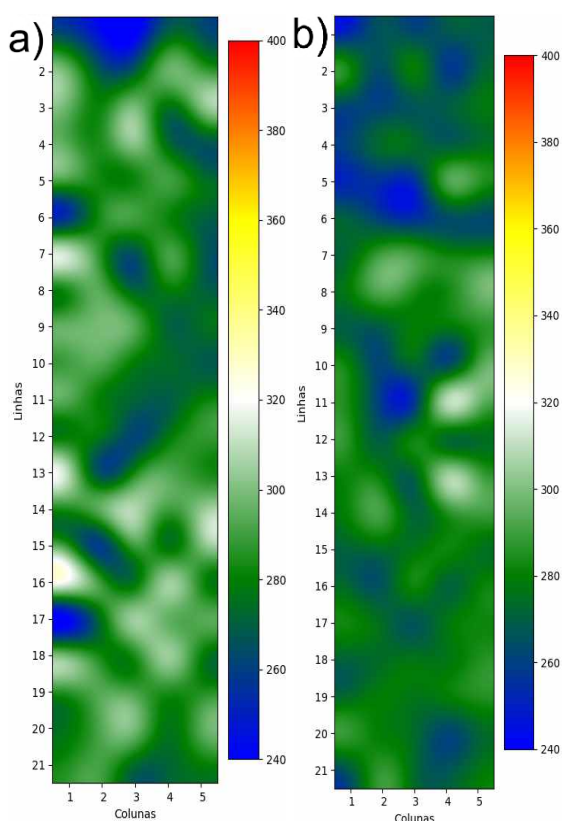


Figura 83 - Mapas de microdureza do aço DP780 S, com a dureza mapeada na, a) seção transversal b) na seção longitudinal.

Para fins de comparação entre os diversos perfis, um gráfico é apresentado na Figura 84 e Figura 85 para comparar os aços analisados na seção transversal e longitudinal. Pelo gráfico, pode-se notar os aços TRIP com microdureza mais elevada, seguido pelos aços DP780. É possível observar também, que o aço DP780 S, apresenta em seu perfil, menores variações, sendo um aço mais homogêneo e um pico de microdureza no aço DP780 P, no centro da espessura da amostra, que será abordado como caso à parte adiante.

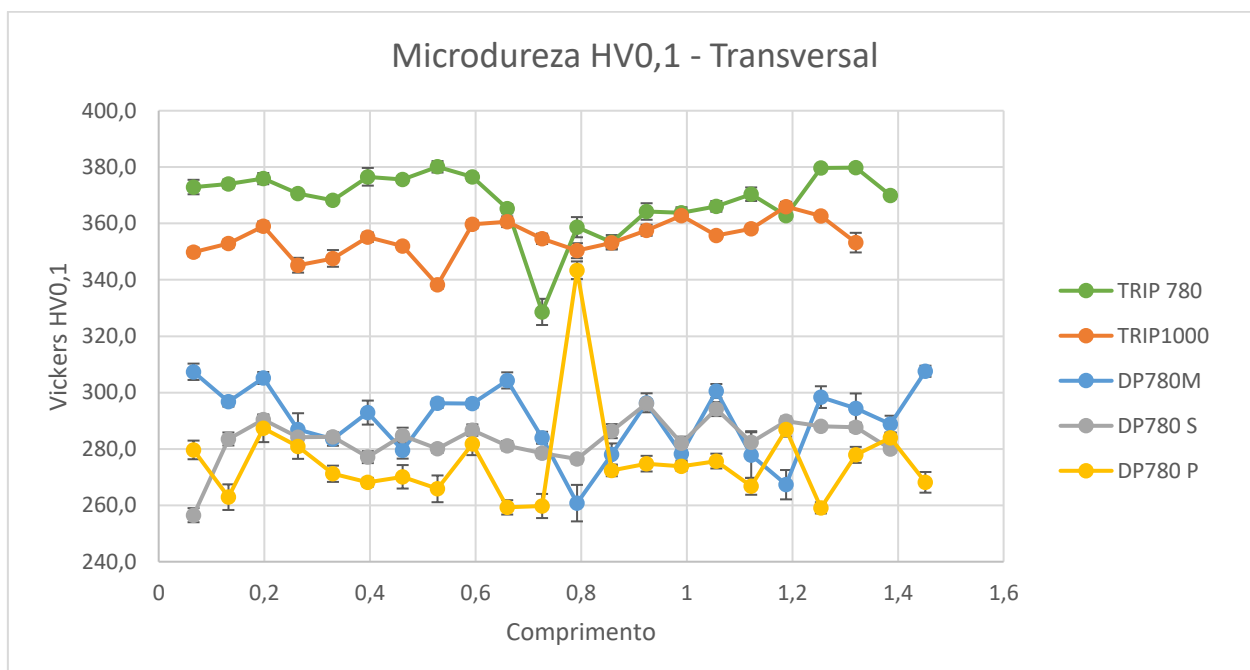


Figura 84 - Perfis de microdureza HV0,1 dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 obtidos ao longo da seção transversal das amostras, com barras de erro representando o desvio padrão das medições.

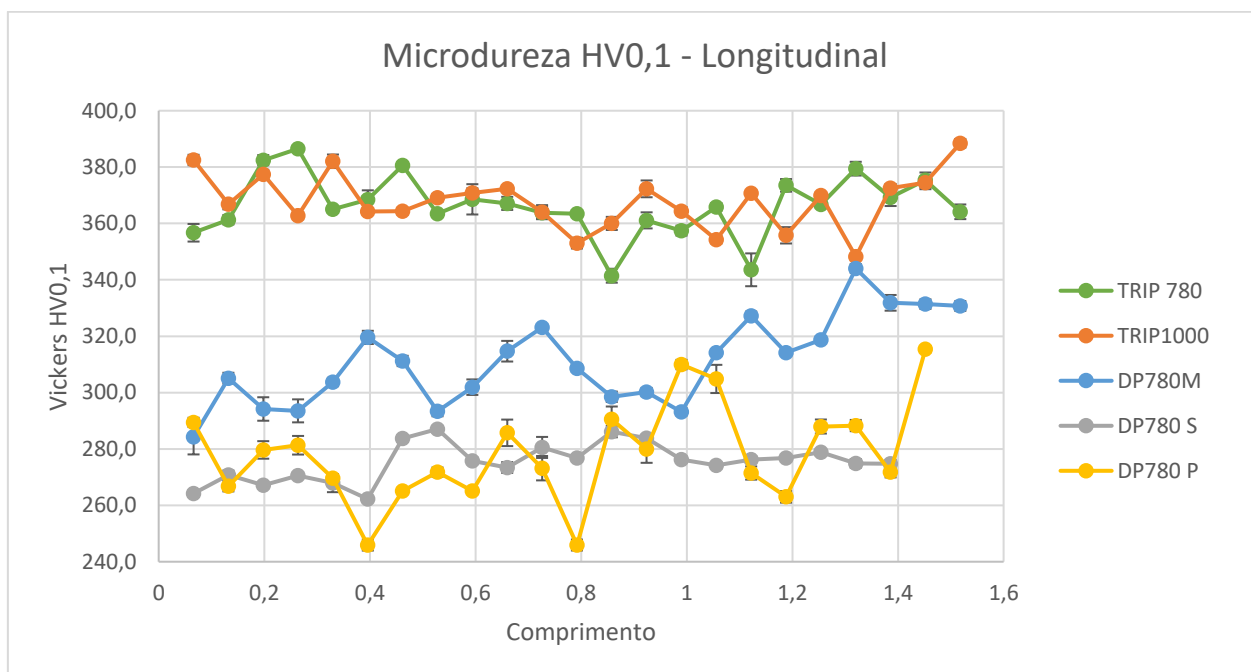


Figura 85 - Perfis de microdureza HV0,1 dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 obtidos ao longo da direção longitudinal das amostras, com barras de erro representando o desvio padrão das medições.

O pico de dureza presente na região central do aço DP780 P é notado na Figura 86. Tal pico de dureza está relacionado à segregação de elementos que promovem e facilitam a formação de martensita/bainita.

Essa condição pode impactar as propriedades mecânicas do aço DP780, como o aumento da microdureza, da fragilidade no centro da espessura, reduzir a ductilidade do material e favorecer a nucleação de trincas durante processos de conformação.

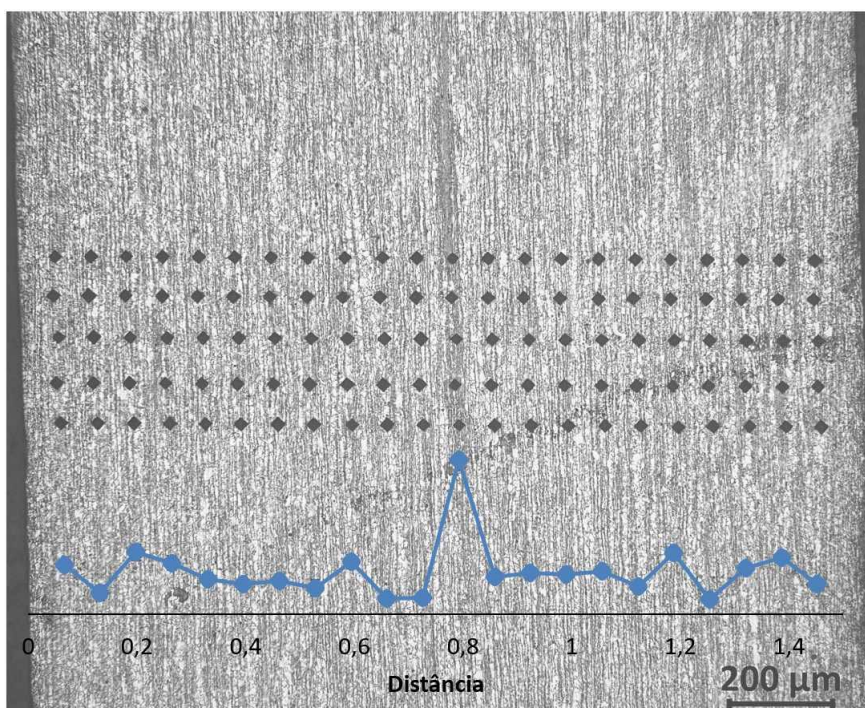


Figura 86 - Perfil de microdureza HV0,1 do aço DP780 P ao longo da seção transversal da amostra, evidenciando uma elevação localizada no valor da dureza na região central da espessura, atribuída à presença de segregação martensítica.

4.2.4. Ensaio de MiniCharpy

Os resultados do ensaio de Minicharpy são apresentados na Figura 87, onde observa-se a tenacidade ao impacto dos materiais, que é influenciada pela microestrutura e do posicionamento do entalhe em relação ao sentido de laminação. No presente ensaio, o ângulo apresentado refere-se à direção em que o entalhe se encontra em relação ao sentido de laminação.

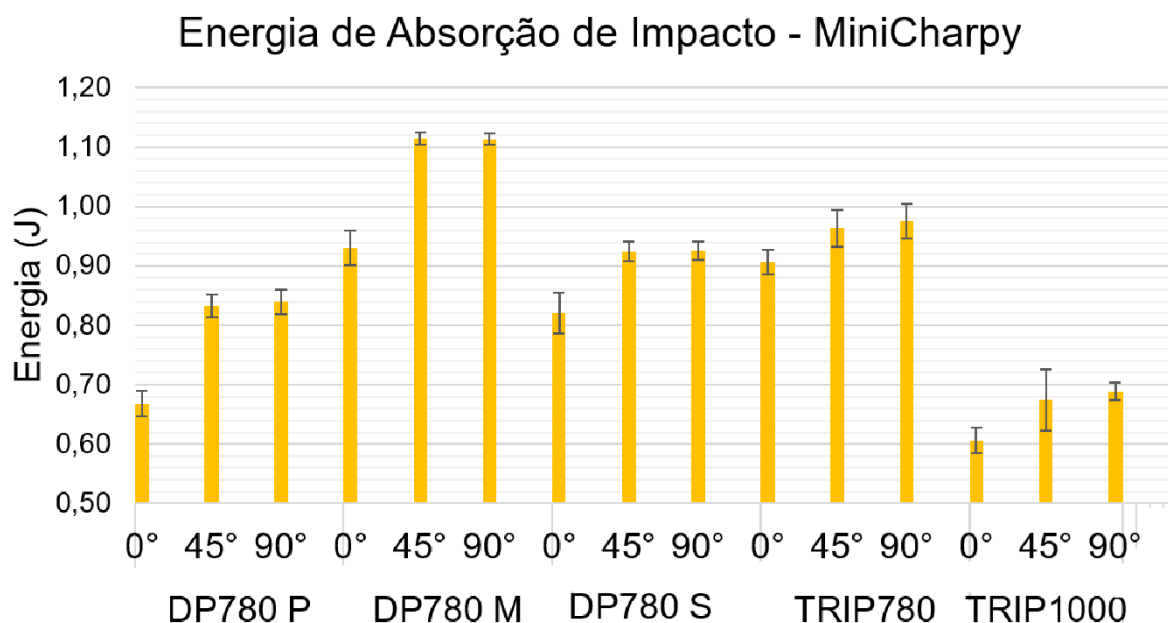


Figura 87 - Energia de absorvida no ensaio de impacto MiniCharpy para os aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, com barras de erro representando o desvio padrão das medições.

Nos resultados do ensaio de miniCharpy para o aço DP780 P, observou-se que a energia absorvida no impacto é menor na amostra entalhada a 0°, enquanto os valores obtidos para os entalhes a 45° e 90° foram bastante próximos entre si. A maior parte da capacidade de absorver energia de impacto vem da ferrita, que oferece mais ductilidade ao material. A variação de energia de impacto nos diferentes ângulos está relacionada à orientação das fases alongadas no corpo de prova. Como resultado do processo de laminação, quando o entalhe está a 90°, oferece maior dificuldade à propagação de trinca quando comparado a 0°.

O DP780 M apresentou maior energia absorvida no impacto entre todos os aços analisados, ou seja, uma maior resistência ao impacto. Este resultado pode ser atribuído à sua microestrutura, que apresenta uma distribuição de fases mais homogênea e sem bandeamentos, inibindo propagações de trinca durante o ensaio.

Entre os aços DP780, o DP780 P apresentou no ensaio de impacto os valores mais baixos de energia. Esse comportamento pode ser explicado pela microestrutura com

maior quantidade de bandejamento e sua variação de fases mais heterogênea ao longo da espessura.

Já entre os aços TRIP, o TRIP1000 apresentou os valores mais baixos de energia absorvida no impacto. Apesar de sua microestrutura ser mais refinada que a do TRIP780 (o que, teoricamente, dificultaria a propagação de trinca) este comportamento não foi observado. Porém, este aço apresenta maior resistência a tração, tornando-o mais frágil. Além disso, esse aço apresenta maior quantidade de bandejamento que o TRIP780, fator que provoca propagação de trinca no ensaio realizado. Na Tabela 22 é possível observar os valores de energia de absorção de impacto para as seções transversal e longitudinal dos cinco aços analisados.

Tabela 22 - Valores da energia de absorção de impacto obtidos no ensaio de Charpy miniaturizado para os aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, acompanhados dos respectivos desvios padrão, incerteza padrão e incerteza expandida (U%).

		Energia	Desvio padrão	Incerteza	U%
DP780 P	0°	0,67	0,02	0,01	1,43
	45°	0,83	0,02	0,01	1,04
	90°	0,84	0,02	0,01	1,08
DP780 M	0°	0,93	0,03	0,01	1,42
	45°	1,12	0,01	0,01	0,41
	90°	1,11	0,01	0,00	0,36
DP780 S	0°	0,82	0,03	0,02	1,87
	45°	0,92	0,02	0,01	0,82
	90°	0,93	0,02	0,01	0,75
TRIP780	0°	0,91	0,02	0,01	1,02
	45°	0,96	0,03	0,01	1,47
	90°	0,98	0,03	0,01	1,33
TRIP1000	0°	0,61	0,02	0,01	1,60
	45°	0,67	0,05	0,02	3,40
	90°	0,69	0,02	0,01	0,98

4.2.5. *Ensaio de dobramento*

Os resultados apresentados na Tabela 23 mostra a capacidade de dobramento e o raio de dobramento dos aços analisados. O raio de dobramento é uma medida do raio interno da curvatura formado na amostra. A capacidade de dobramento indica a facilidade com que o material pode ser dobrado sem falhar, sendo definido pela relação entre raio de dobramento e a espessura da amostra (R/t). Quanto menor essa razão, maior a ductilidade do material.

Para os aços DP780 P e DP780 M, que possuem espessura de 1,6 mm, nota-se que o raio de dobramento e a capacidade de dobramento foram os mesmos, tanto na direção transversal quanto na longitudinal. Isso ocorreu apesar da elevada quantidade de inclusões com índice de forma circular inferior a 0,6 (conforme apresentado no item 4.1.4), possivelmente associadas a inclusões de sulfeto de manganês, que podem atuar como concentradores de tensão e favorecer a formação e propagação de trincas, principalmente no sentido longitudinal. O aço DP780 S apresentou comportamento igual, com valores idênticos de capacidade de dobramento em ambas as direções.

O TRIP780, por sua vez, apresentou um raio de dobramento de 1 mm, tanto na direção transversal quanto na longitudinal, com um valor de capacidade de dobramento ligeiramente maior, devido à espessura da chapa de 1,5 mm.

O TRIP1000, apresenta uma diferença de comportamento entre as direções transversal e longitudinal. Na direção transversal, o raio de dobramento é maior, e a capacidade de dobramento é significativamente maior, indicando que o material apresenta menor resistência ao dobramento e uma menor facilidade de conformação. Na direção longitudinal, o raio de dobramento volta para 1 mm, com a capacidade de dobramento igual a 0,67, semelhante ao TRIP780.

Tabela 23: Valores de raio e capacidade de dobramento.

Materiais	Direção	Raio de dobramento (mm)	Capacidade de dobramento
DP780 P	Transversal	1	0,63
	Longitudinal	1	0,63
DP780 M	Transversal	1	0,63
	Longitudinal	1	0,63
DP780 S	Transversal	1	0,63
	Longitudinal	1	0,63
TRIP780	Transversal	1	0,67
	Longitudinal	1	0,67
TRIP1000	Transversal	2	1,33
	Longitudinal	1	0,67

4.3. Estampabilidade

4.3.1. Ensaio de Estiramento Erichsen

A Tabela 24 apresenta os valores de altura média de estiramento (AME) e a classificação associada para os materiais avaliados. A capacidade do material ser conformado em processos de estampagem é dada pela altura máxima de embutimento que o material atinge neste ensaio. A classificação "EM" (Estampabilidade Média) indica que todos os materiais testados têm desempenho médio de conformabilidade.

O DP780 P e o DP780 M têm valores semelhantes de AME, com 10,5 mm e 11,0 mm, respectivamente, ambos classificados como "EM", apesar do DP780 P apresentar maior fração volumétrica de fase dúctil, o DP780 M compensa com menor quantidade de bandeamento na microestrutura e maior quantidade de bainita que o DP780 P. Mas entre os DP780, o DP780 S apresenta maior valor de AME, devido à sua microestrutura homogênea, menos bandeamentos, elevado expoente de encruamento e maior fração volumétrica de ferrita.

O TRIP780 apresenta a maior altura de estiramento, com 11,3 mm, é classificado como "EP" (Estampabilidade Profunda). Esse valor mais elevado de AME pode ser atribuído à sua microestrutura, que combina ferrita e austenita retida que garante o efeito TRIP, transformando a austenita retida em martensita durante a deformação, aumentando gradativamente a resistência ao afinamento da chapa. Outro fator que influencia é seu elevado valor de expoente de encruamento. Essa combinação permite que o material tenha uma boa capacidade de deformação plástica.

O TRIP1000, por outro lado, apresenta a menor altura de estiramento, com 9,2 mm, mas ainda é classificado como "EM". Isso indica que, apesar de seu AME ser inferior aos outros materiais, o TRIP1000 ainda possui a mesma classificação que os demais aços. A menor altura pode ser explicada pelo seu baixo valor de índice de encruamento.

Tabela 24: Valores de altura máxima de embutimento e sua classificação no ensaio de estiramento Erichsen.

Aço	AME (mm)	Classificação
DP780 P	10,5	EM
DP780 M	11,0	EM
DP780 S	11,2	EM
TRIP780	11,3	EP
TRIP1000	9,2	EM

4.3.2. Ensaio de Expansão de Furo Cônico ECF

Esse ensaio avalia a capacidade do material de suportar deformações plásticas sem apresentar falhas, sendo, portanto, bem correlacionado com a habilidade do material em resistir ao estiramento na região de flange. A Tabela 25 apresenta os valores de taxa média de expansão de furo cônico (λ) dos aços estudados, onde nota-se a superioridade dos resultados dos DP780 em relação aos aços TRIP.

Entre os aços DP780, o DP780 M e DP780 S apresentam resultado de λ estatisticamente similares, e mostram um desempenho superior ao DP780 P. A maior taxa de expansão nesses aços pode ser atribuída à menor quantidade de bandejamento, microestruturas mais homogêneas e no caso do DP780 M, à presença de maior quantidade de bainita.

O TRIP780 e o TRIP1000 apresentam leve diferenças em suas capacidades de expansão de furo cônico, devido a influência de suas microestruturas. O TRIP780, com uma taxa de expansão de furo média de $22,5 \pm 0,3 \%$, demonstra ligeira maior capacidade de deformação em comparação ao TRIP1000 (com $21,0 \pm 1,0 \%$).

Tabela 25 - Valores de taxa média de expansão de furo cônico λ para os diferentes aços estudados em porcentagem.

Aço	λ Médio (%)	Desvio padrão
DP780 P	26,4	2,0
DP780 M	31,1	1,6
DP780 S	30,2	1,8
TRIP780	22,5	0,3
TRIP1000	21,0	1,0

4.3.3. Ensaio de Curva Limite de Conformação – CLC

O comportamento das curvas de fratura e das curvas ISO dos aços avançados analisados são mostrados na Figura 88 e Figura 89 e pode ser explicado com base em suas microestruturas e propriedades mecânicas. Entre os TRIP, o aço TRIP780 apresenta o melhor desempenho devido à maior fração volumétrica de austenita retida e da transformação da austenita retida em martensita durante a deformação e do maior expoente de encruamento. Dentre os aços DP780, o DP780 S mostrou maior capacidade devido à microestrutura com menos bandeamentos de martensita e devido à morfologia da martensita que se mostrou menos acicular. O DP780 M

demonstrou maior capacidade de deformação em relação ao DP780 P, devido à sua menor quantidade de bandejamento microestrutural e maior quantidade de bainita.

Já o TRIP1000, apesar de sua alta resistência, exibe a menor ductilidade e conformabilidade devido ao seu baixo expoente de encruamento e à sua microestrutura com a presença de bandamentos.

No gráfico da curva ISO, que representa o momento em que o corpo de prova começa a diminuir sua espessura, observa-se que o TRIP780 exige maiores deformações para iniciar a redução de espessura. Embora o DP780 M apresente a segunda melhor curva limite de conformação, sua curva ISO se aproxima da do TRIP1000, que exibe a menor curva de fratura entre os aços analisados. O desempenho superior do TRIP780 em relação aos aços DP780 pode ser atribuído à sua microestrutura, caracterizada pela presença de austenita retida e maior expoente de encruamento maior.

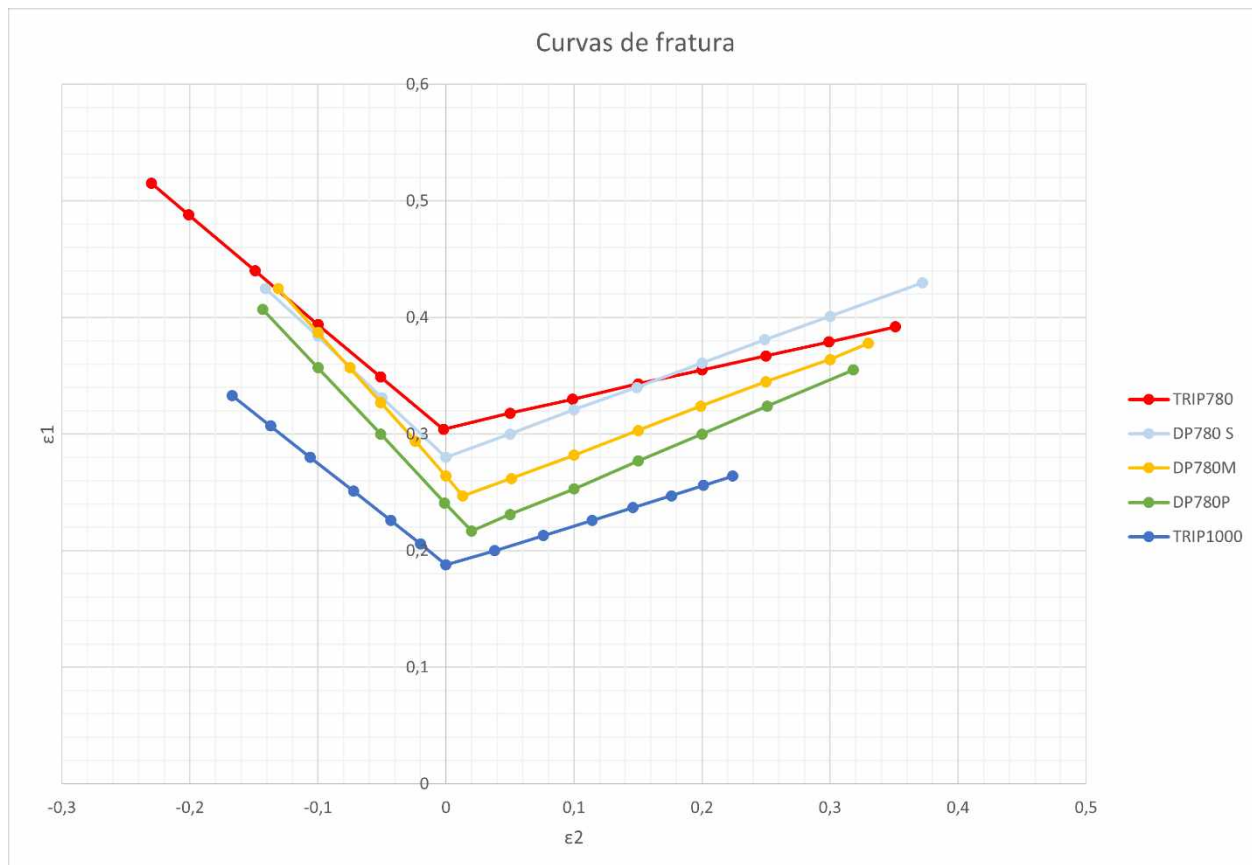


Figura 88 - Curvas Limite de Conformação à fratura para os aços TRIP780, DP780 S, DP780 M, DP780 P e TRIP1000.

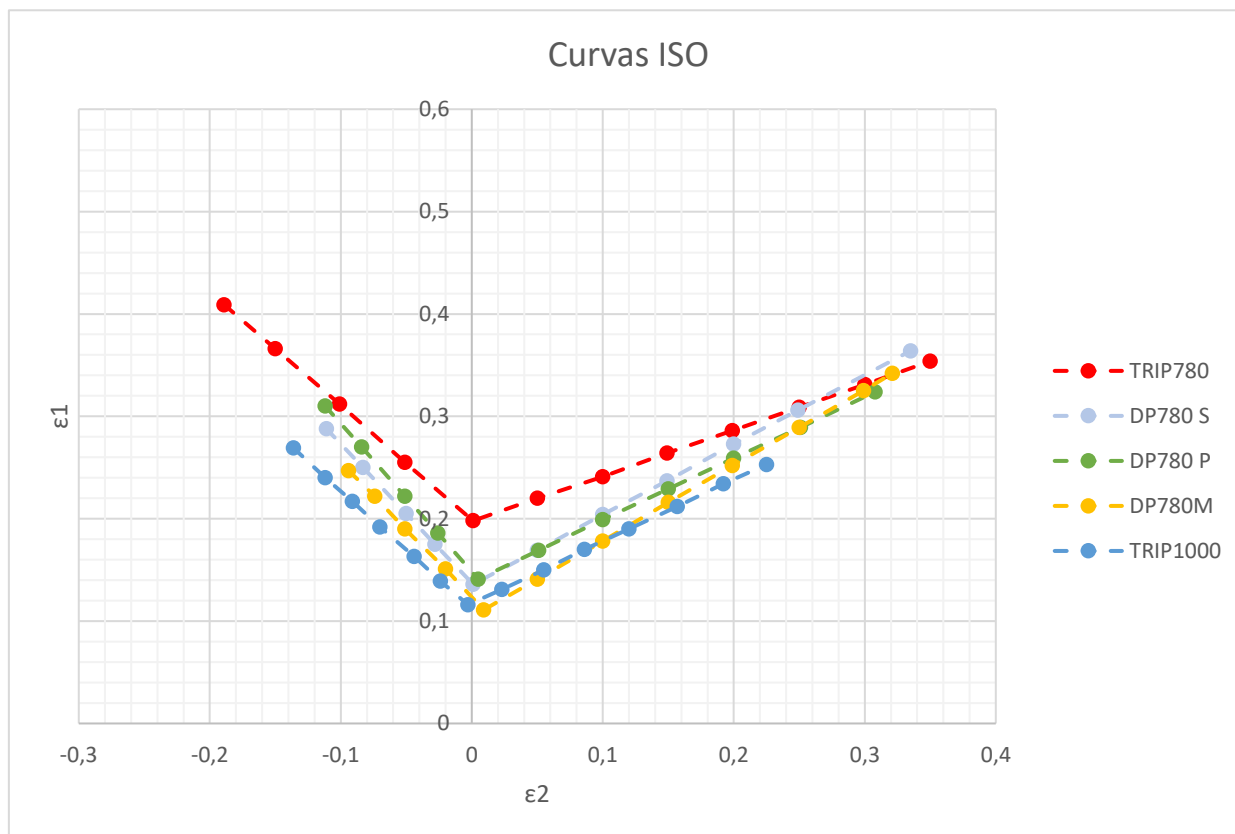


Figura 89 - Curvas Limite de Conformação à estricção, que representam o limite de conformação seguro para evitar falhas por fratura, obtidas no ensaio de curva limite de conformação para os aços TRIP780, DP780 S, DP780 P, TRIP1000 e DP780 M.

4.3.4. Ensaio de Razão Limite de Estampagem – RLE

Na Tabela 26, os resultados indicam a condição do material durante o ensaio de estampagem, classificados como "OK" ou "Rompimento". A indicação "OK" significa o maior diâmetro de amostra que suportou a deformação aplicada pelo punção. Já a indicação "Rompimento" representa o diâmetro da amostra que não suportou a deformação e apresentou falhas.

O DP780 P e o DP780 S, possuem uma razão limite de estampagem de 1,9, valor suportado de 95 mm e valor de rompimento de 100 mm, que é similar ao resultado obtido pelo TRIP780. Apesar de apresentarem microestruturas diferentes, tanto o DP780 P quanto o TRIP780 apresentaram razão limite de estampagem de 1,9, se rompendo com 100 mm. Este fato pode ser atribuído a microestrutura que no caso do DP780 P e DP780 S apresenta maior quantidade de ferrita e o TRIP780 com maior quantidade de austenita retida, favorecendo a deformação similar. Outro fator importante para a estampabilidade é a anisotropia (ver seção 4.4), onde, quanto maior a anisotropia, maior será a resistência ao afinamento do corpo de prova em relação a espessura.

O DP780 M, com uma RLE de 2,0, apresenta uma razão limite superior à do aço DP780 P. O aumento da razão limite de estampagem pode ser devido à sua anisotropia (ver seção 4.4).

O TRIP1000, com uma RLE inferior a 1,8, apresenta o valor mais baixo de razão limite de estampagem, indicando que tem uma menor capacidade de ser conformado antes de falhar. Apesar de apresentar anisotropia, o baixo expoente de encruamento influenciou negativamente no resultado do ensaio.

Tabela 26: Valores da razão limite de estampagem e valor de rompimento.

	RLE (Do/Dp)	OK (mm)	Rompimento (mm)
DP780 P	1,9	95	100
DP780 M	2,0	100	105
DP780 S	1,9	95	100
TRIP780	1,9	95	100
TRIP1000	< 1,8	-	90

4.4. Efeito da Anisotropia

Os resultados do coeficiente de Lankford (r) e anisotropia normal ($\bar{r}$), presentes na Tabela 27, ajudam a caracterizar o material em relação a sua capacidade de estampagem.

Tabela 27 - Valores do coeficiente de Lankford e anisotropia normal para os cinco aços nas direções de 0°, 45° e 90°, acompanhados dos respectivos desvios padrão.

	Direção	r	$\bar{r}$
DP780 P	0°	$0,8731 \pm 0,0115$	$1,0112 \pm 0,0043$
	45°	$1,0009 \pm 0,0298$	
	90°	$1,1699 \pm 0,0713$	
DP780 M	0°	$1,2262 \pm 0,1159$	$1,2355 \pm 0,0261$
	45°	$1,2913 \pm 0,0232$	
	90°	$1,1330 \pm 0,0612$	
DP780 S	0°	$1,0937 \pm 0,0700$	$1,0739 \pm 0,0597$
	45°	$1,1632 \pm 0,0787$	
	90°	$0,8753 \pm 0,0663$	
TRIP780	0°	$1,5155 \pm 0,2401$	$1,2499 \pm 0,1220$
	45°	$1,0788 \pm 0,0505$	
	90°	$1,3264 \pm 0,1765$	
TRIP1000	0°	$1,2294 \pm 0,0068$	$1,5211 \pm 0,0449$
	45°	$1,6177 \pm 0,1063$	
	90°	$1,6194 \pm 0,1054$	

O aço DP780 P apresentou valores de r e $\bar{r}$ próximos de 1, com r mostrando o menor valor na direção 0° e o maior na direção 90°, sugerindo que o aço tende à isotropia. Já o aço DP780 M apresentou valores de r mais elevados entre os DP780, com maior valor na direção 45°, o que contribuiu para o valor $\bar{r}$ mais elevado que os outros aços DP780. Isso indica maior resistência ao afinamento da espessura da chapa, favorecendo o processo de estampagem. O DP780 S também mostrou valores próximos de 1, refletindo um desempenho que tende à isotropia do material. Sua microestrutura com fases mais homogêneas influenciou o resultado isotrópico.

Entre os aços TRIP, o TRIP1000 apresentou maiores valores de anisotropia, com valores do coeficiente de Lankford próximos à 1,6 nas direções de 45° e 90°. Também apresentou anisotropia normal de 1,5211 evidenciando a maior resistência ao

afinamento durante deformações. O TRIP780 obteve valor de coeficiente de Lankfor menor na direção de 45° e uma anisotropia normal de 1,2499 mostrando menor dificuldade de afinamento quando comparado ao TRIP1000, devido à melhor distribuição de fases do TRIP780. A Figura 90 mostra o gráfico comparativo do coeficiente de Lankfor dos aços analisados em todas as direções.

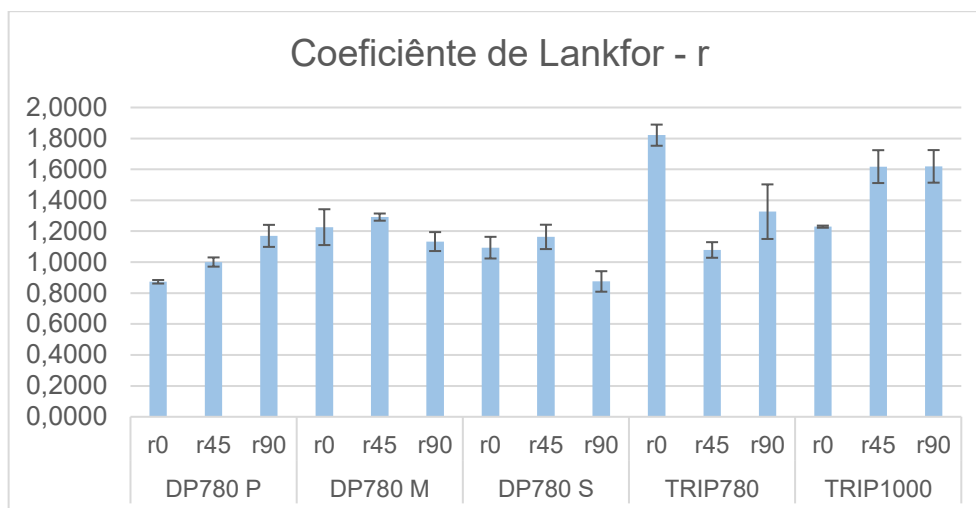


Figura 90 - Valores do coeficiente de Lankford r dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, com indicação dos respectivos desvios padrão.

A Figura 91 mostra graficamente os valores de anisotropia normal ($\bar{r}$), mostra o quanto o material resiste à deformação em relação a sua espessura. Materiais com $\bar{r}$ próximos de 1, indicam uma deformação mais uniforme, sendo um material isotrópico. Materiais com $\bar{r}$ acima de 1, mostra melhor capacidade de conformação, tendo em vista que o material sofrerá deformação na espessura menor.

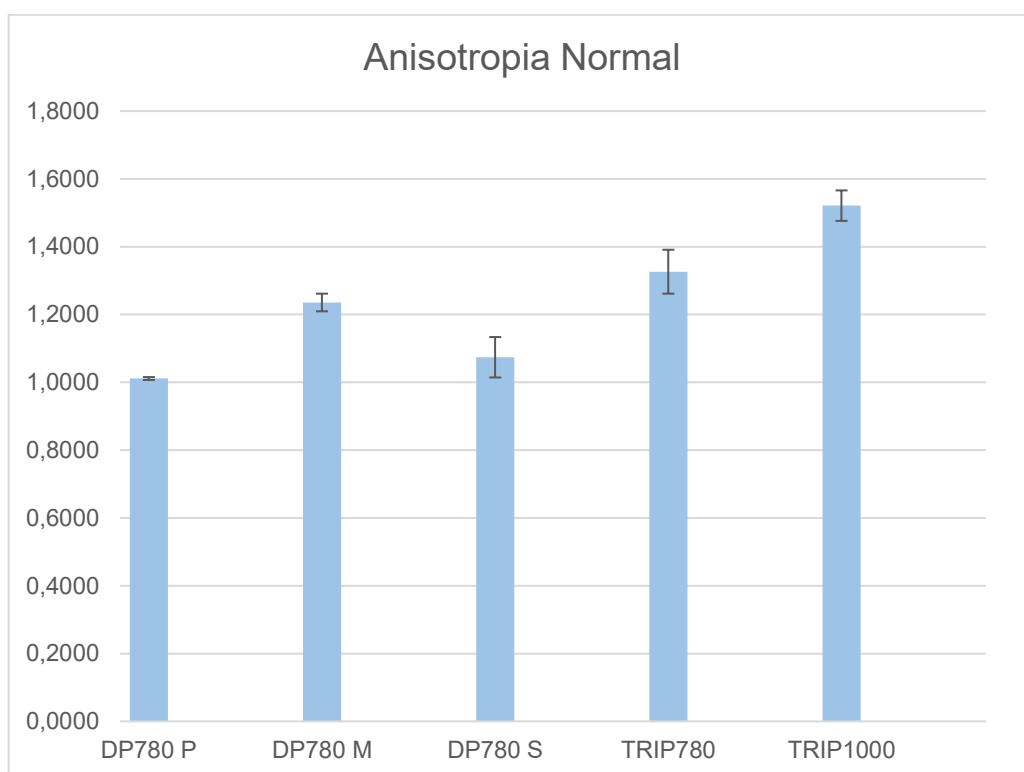


Figura 91 - Valores de anisotropia normal dos aços DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000 nas direções de 0°, 45° e 90°, com indicação dos respectivos desvios padrão.

4.5. Comparação entre os aços analisados

Os aços analisados apresentam características distintas em termos de propriedades mecânicas, microestrutura e estampabilidade. A análise comparativa entre eles permite identificar os fatores que influenciam seu desempenho e como essas características podem ser relacionadas às demandas da indústria automotiva.

O DP780 P exibe uma microestrutura composta predominantemente por ferrita e martensita/bainita, além de apresentar bandeamentos ao longo da microestrutura. A presença moderada de martensita/bainita proporciona boa resistência, enquanto a ferrita contribui para o alongamento total e a conformabilidade. Apesar disso, apresenta muitas inclusões alongadas e uma contagem total de inclusões elevada. Em contrapartida, o DP780 M apresenta uma maior fração de fase secundária, com

possível ênfase na bainita, e uma menor fração de ferrita. Esta relação entre fases e a ausência de bandeamentos, resultando em maiores valores de limite de escoamento e limite de resistência a tração, redução no alongamento total e estampabilidade superior à do aço DP780 P. O aço DP780 S, por sua vez, possui uma microestrutura mais homogênea, sem bandeamentos, elevado expoente de encruamento e com morfologia martensítica acicular, o que contribui para sua elevada resistência e boa energia de impacto. O aço DP780 S possui em sua composição química, menores quantidades de elementos de liga e menores quantidades de inclusões.

Os aços TRIP são caracterizados pela presença de austenita retida em suas microestruturas, sendo compostos também por ferrita e martensita/bainita. O TRIP1000, com uma maior fração de segunda fase, apresenta valores elevados de resistência máxima e limite de escoamento, mas com uma redução no alongamento total e na capacidade de estampagem. Apesar da sua microestrutura ser a mais refinada dos aços analisados, sua microestrutura, enriquecida em martensita/bainita, também impacta negativamente a energia de impacto, tornando-o mais suscetível a falhas.

As propriedades mecânicas também refletem as diferenças microestruturais entre os materiais. O DP780 S apresenta maior ductilidade comparado aos demais DP, apresentando maior capacidade de encruamento, enquanto o DP780 M e o DP780 P oferecem menor limite de escoamento devido à maior fração de fase secundária e no caso do DP780 P, presença de bandeamento. Nos aços TRIP, a transformação progressiva de austenita retida em martensita durante a deformação explica os altos expoentes de encruamento no TRIP780, enquanto a predominância de martensita/bainita no TRIP1000 resulta em uma resistência elevada, mas menor ductilidade.

Essas diferenças também são observadas nos ensaios de estampabilidade, onde o aço TRIP1000 apresenta menor capacidade de estampagem que todos os aços analisados, refletindo influência da sua microestrutura. O TRIP780 apresentou melhores resultados até quando comparado com aços DP780, sendo responsável pelos melhores resultados nos ensaios de estiramento Erichsen e curva limite de conformação. Entre os aços DP780, os aços DP780 M e DP780 S, destacam-se pela

alta capacidade de expansão do furo devido à sua microestrutura que não contém bandamentos severos, possuindo uma microestrutura mais homogênea, o que dificulta propagação de trinca neste ensaio.

A energia absorvida no ensaio de impacto, avaliada por meio do ensaio Charpy miniaturizado, reflete a influência direta das fases presentes em cada aço. Os aços DP demonstraram boa capacidade de absorção de impacto, particularmente o DP780 M, devido à possível predominância de bainita sobre a martensita na microestrutura e uma ausência de bandamento. Em contraste, os aços TRIP, especialmente o TRIP1000, apresentaram valores mais baixos, atribuídos à alta fração de martensita/bainita.

Portanto, os resultados evidenciam como a microestrutura, influencia suas propriedades mecânicas e sua capacidade de estampabilidade. As Figura 92 e Figura 93, apresentam a comparação das propriedades mecânicas dos aços DP780 e TRIP no sentido transversal, enquanto a Figura 94 e Figura 95 mostram os mesmos parâmetros na seção longitudinal. É possível comparar os resultados de propriedades mecânicas dos aços DP780 e TRIP no sentido longitudinal. Já na Figura 96 e Figura 97 observa-se a comparação da capacidade de estampagem dos aços DP780 e TRIP, respectivamente.

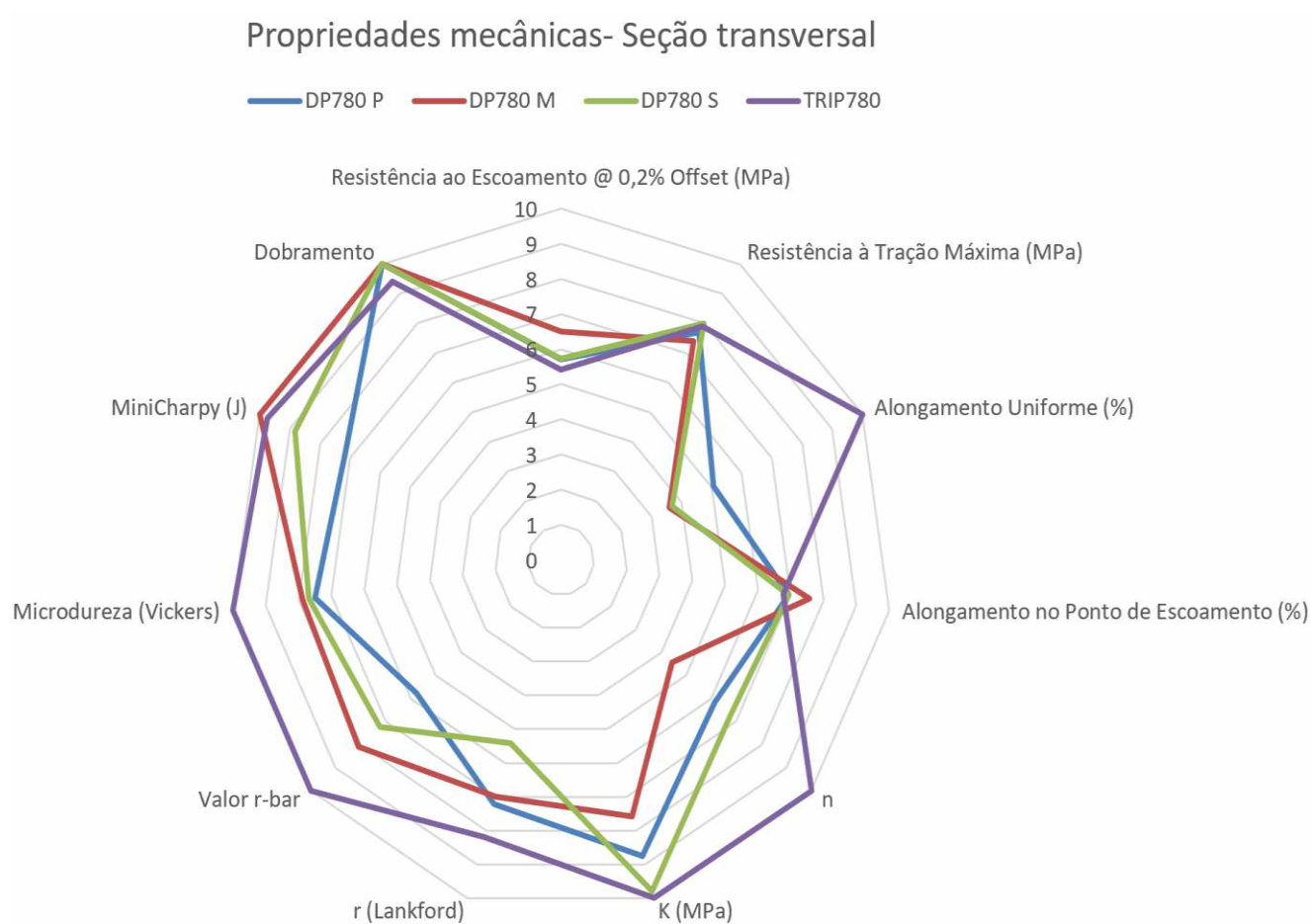


Figura 92 - Gráfico comparativo das propriedades mecânicas dos aços DP780 na seção transversal.

Propriedades mecânicas dos aços TRIP - Seção transversal

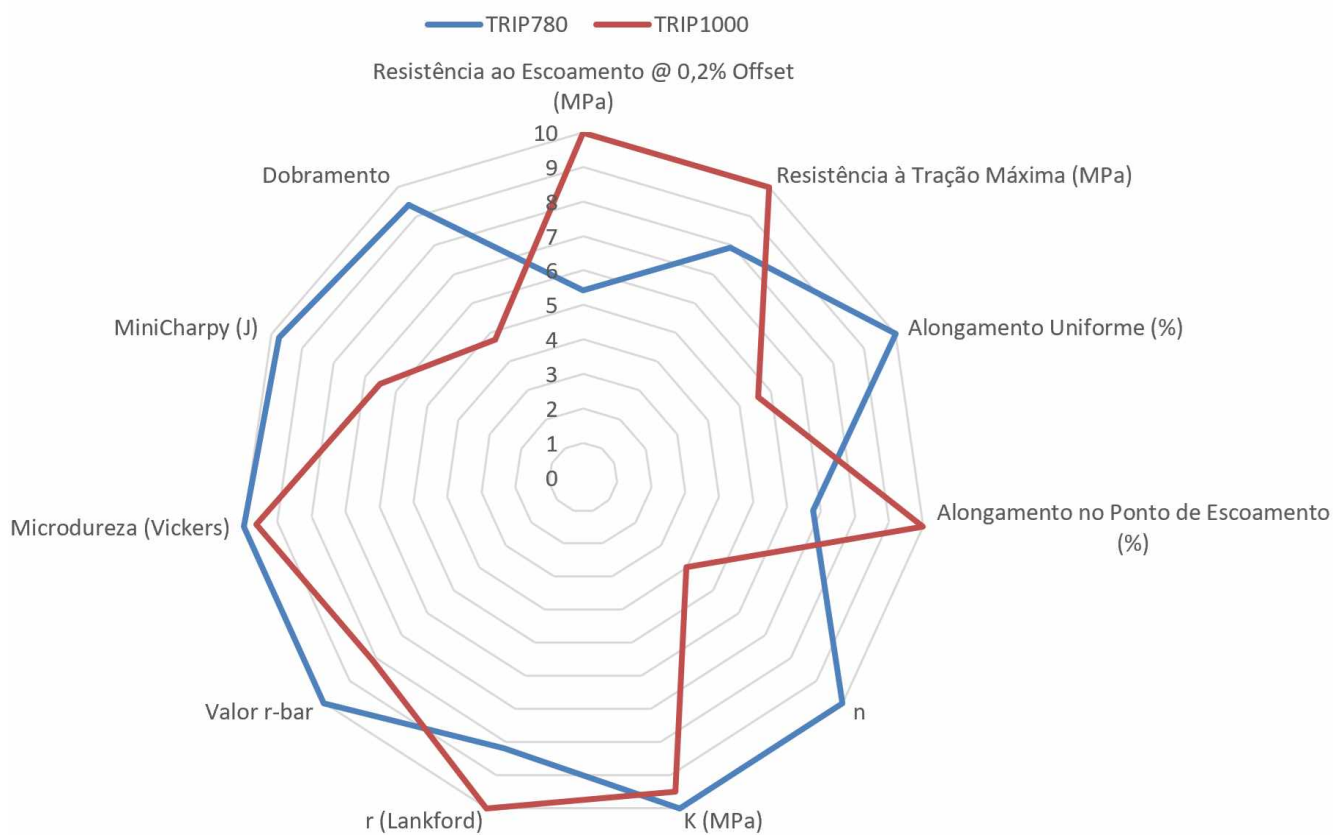


Figura 93 - Gráfico comparativo das propriedades mecânicas dos aços TRIP na seção transversal.

Propriedades mecânicas - Seção longitudinal

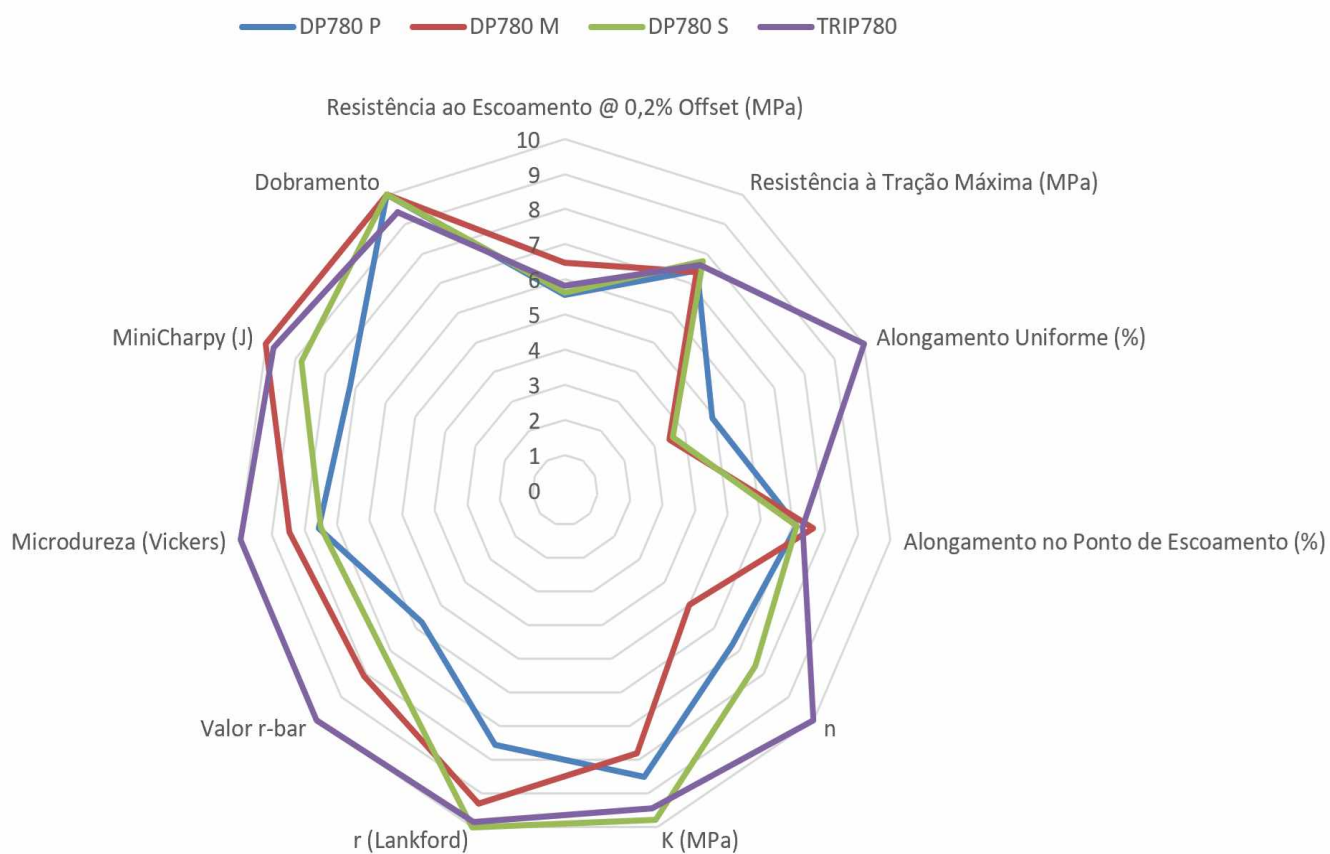


Figura 94 - Gráfico comparativo das propriedades mecânicas dos aços DP780 na seção longitudinal.

Propriedades mecânicas dos aços TRIP - Seção longitudinal

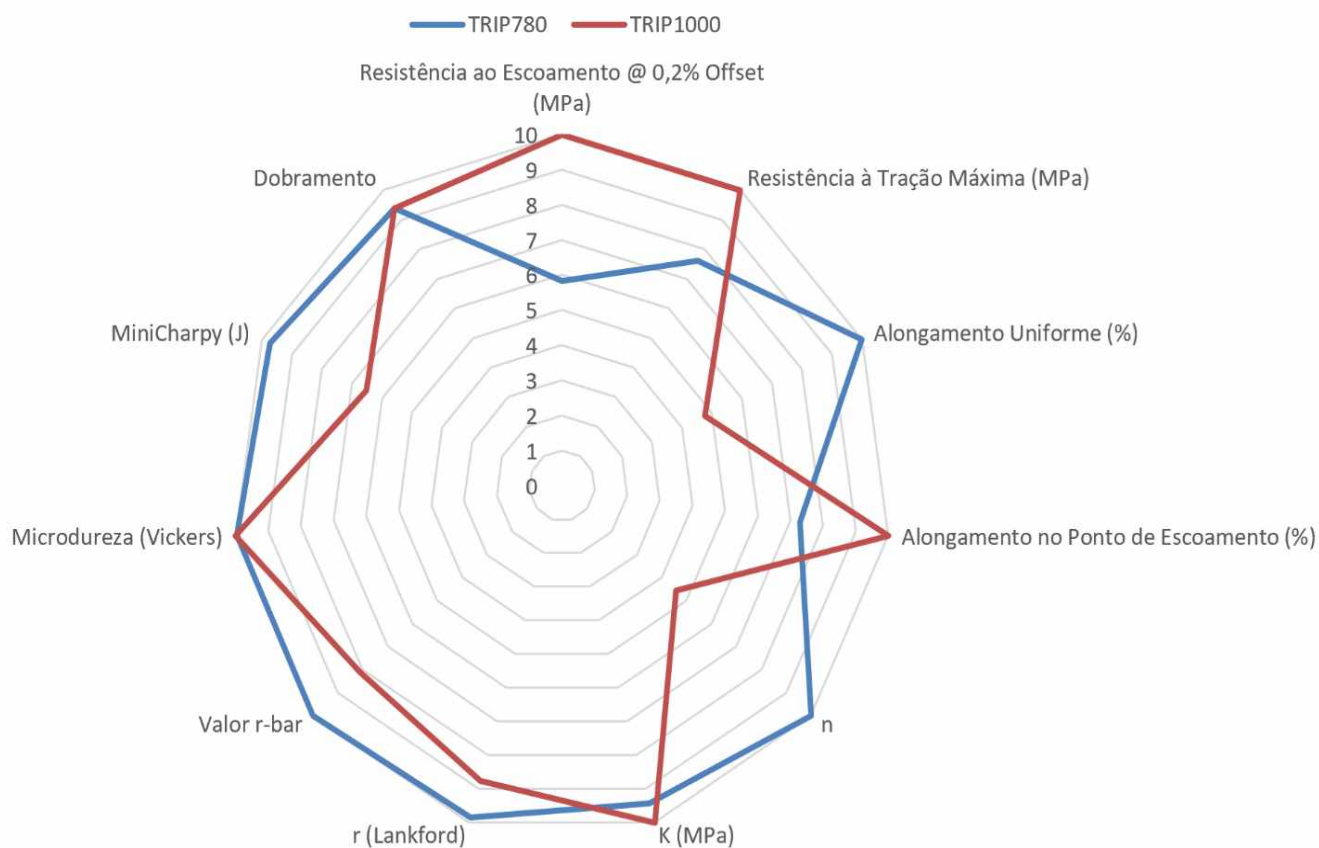


Figura 95 - Gráfico comparativo das propriedades mecânicas dos aços TRIP na seção longitudinal.

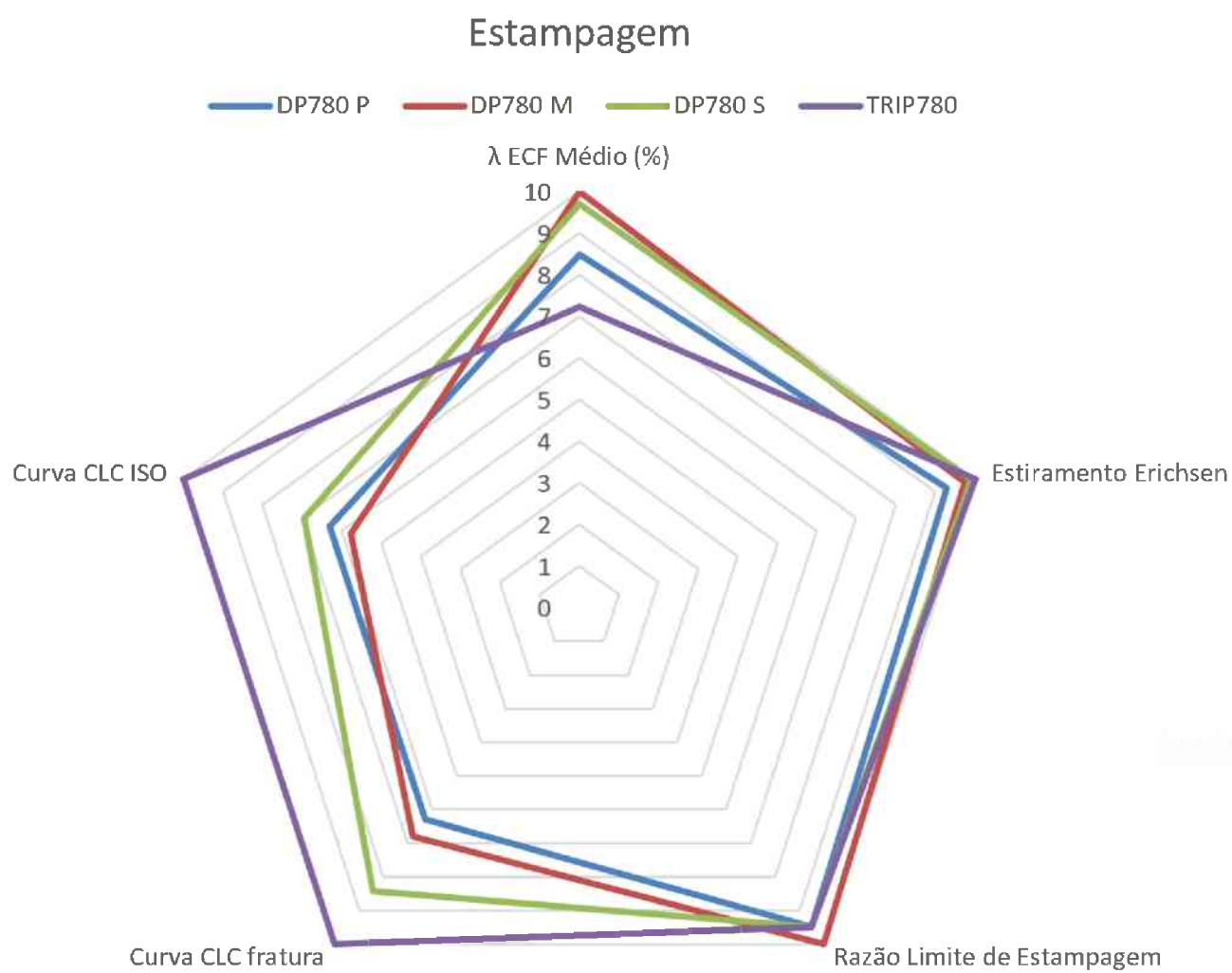


Figura 96 - Gráfico comparativo da estampabilidade para os aços DP780.

Estampagem dos aços TRIP

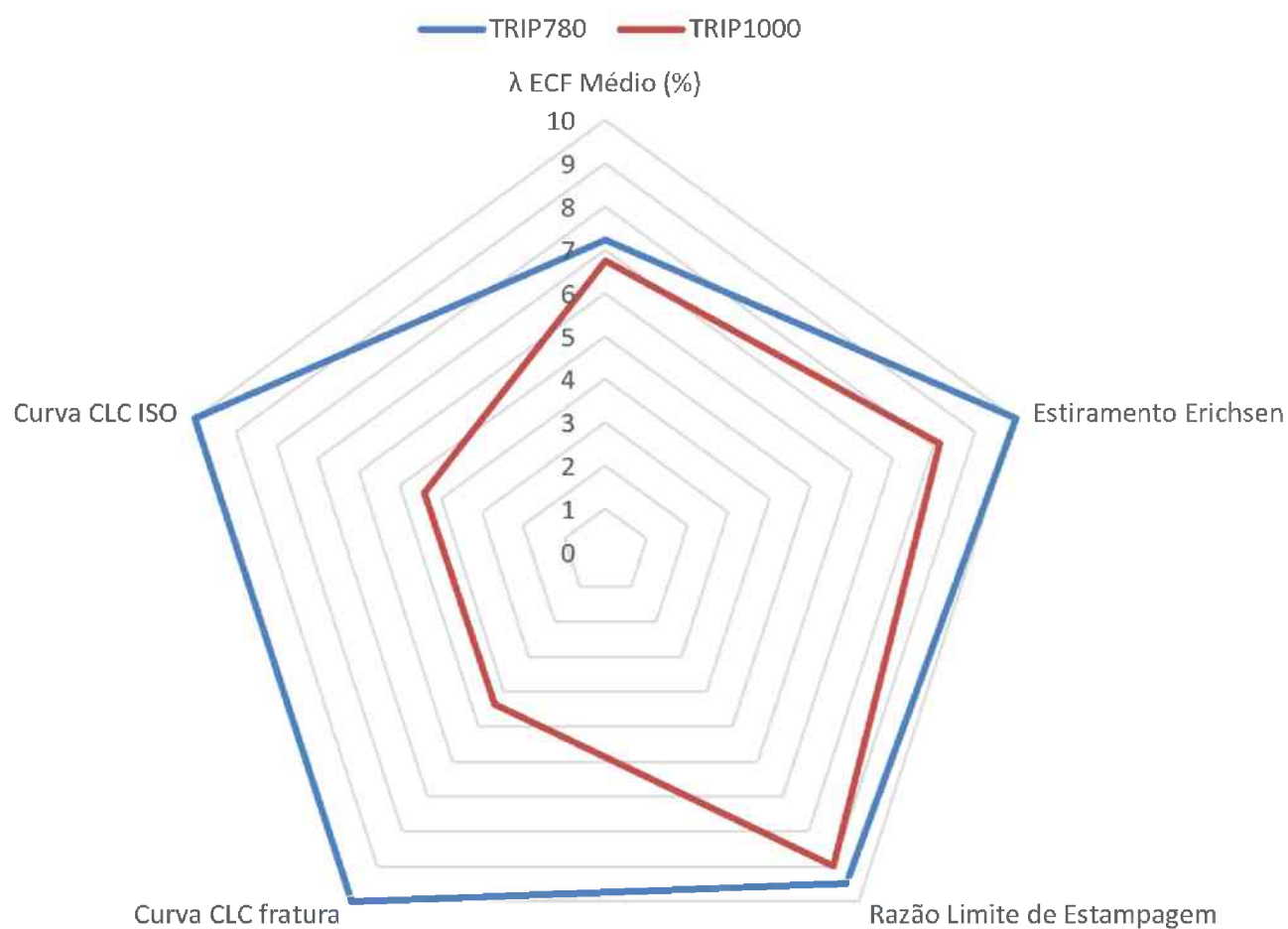


Figura 97 - Gráfico comparativo da estampabilidade para os aços TRIP.

5. Conclusões

5.1. Síntese dos Resultados Obtidos

A presente dissertação teve como objetivo a avaliação da estampabilidade dos aços avançados de alta resistência DP780 P, DP780 M, DP780 S, TRIP780 e TRIP1000, para aplicações em componentes de segurança veicular. Para tal, estes materiais foram submetidos à avaliação microestrutural, ensaios para propriedades mecânicas e ensaios de estampabilidade.

A partir dos resultados obtidos, é possível citar as seguintes conclusões:

- a. A microestrutura dos aços DP780 apresentou ferrita, martensita/bainita e leve fração volumétrica de austenita retida, além de textura cristalográfica fraca. Todos os aços DP780 apresentaram microdureza estatisticamente semelhante.
- b. O DP780 P apresentou elevada quantidade de bandejamento, apresentou também martensita/bainita com morfologia acicular. A fração volumétrica de ferrita manteve-se constante ao longo da espessura. Destacou-se por apresentar os maiores alongamentos total e uniforme entre os DP780. Por outro lado, apresentou variação no perfil de microdureza e a menor tenacidade ao impacto entre todos os aços DP780 analisados.
- c. O DP780 M apresentou microestrutura mais homogênea, com maior proporção de segunda fase, com ênfase em bainita, também com morfologia acicular. Sua fração volumétrica de ferrita manteve-se constante ao longo da espessura. Dentre os DP780, apresentou o maior limite de escoamento, os menores valores de expoente de encruamento e de coeficiente de resistência, além da melhor energia absorvida no impacto Charpy.
- d. O DP780 S apresentou microestrutura homogênea, com baixa quantidade de bandeamentos. A martensita/bainita não exibiu morfologia acicular, e observou-se descarbonetação ao longo da borda. Destacou-se por apresentar

- a maior resistência à tração entre os DP780 e um perfil de microdureza mais uniforme. Também apresentou, ligeiramente, maior limite de resistência, além de valores de expoente de encruamento e coeficiente de resistência.
- e. A microestrutura dos aços TRIP incluiu ferrita, martensita/bainita e austenita retida. Ambos apresentaram textura fraca e microdureza estatisticamente semelhante.
 - f. O aço TRIP780 apresentou leve bandeamento na região central da chapa. A distribuição de fases ao longo da espessura manteve-se constante. Destacou-se pelos maiores alongamentos total e uniforme entre todos os aços analisados, além de boa tenacidade ao impacto.
 - g. O aço TRIP1000 apresentou microestrutura mais refinada que todos os demais aços, com presença de bandeamentos. A distribuição de fases também permaneceu constante ao longo da espessura. Apresentou os maiores valores de limite de escoamento e resistência à tração entre todos os materiais avaliados. No entanto, foi o aço com menor energia absorvida no impacto e o menor expoente de encruamento.
 - h. Em termos de capacidade de estampabilidade, os melhores resultados entre os aços DP780 foram obtidos pelos aços DP780 M e DP780 S. O DP780 M destacou-se nos ensaios de expansão de furo cônico e razão limite de estampagem, enquanto o DP780 S apresentou melhor desempenho nos ensaios de curva limite de conformação e estiramento Erichsen. Entre os aços analisados, o TRIP780 apresentou melhor capacidade de estampagem.

5.2. Sugestões para Trabalhos Futuros

Avaliação de outros tipos de aços avançados e suas variações microestruturais e mecânicas.

Estudo de tratamentos térmicos alternativos ou modificações nos processos de conformação para otimizar ainda mais as propriedades dos aços para segurança veicular.

Aprofundamento em técnicas analíticas como EBSD e microscopia avançada para um estudo mais focado das fases de transformação e suas interações durante a deformação.

6. Referência Bibliográfica

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *ABNT NBR 5915: Produtos siderúrgicos planos — Ensaio de embutimento Erichsen*. Rio de Janeiro: ABNT, 1986.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. *ABNT NBR 16281: Materiais metálicos — Ensaio de tração em pequena escala (Small Punch)*. Rio de Janeiro: ABNT, 2014.

ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E45-18: Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2018.

ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E8/E8M-24: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2024.

ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E290: Standard Test Methods for Bend Testing of Material for Ductility*. West Conshohocken, PA: ASTM International.

ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E384-17: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2017.

ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E517-19: Standard Test Method for Plastic Strain Ratio (r Value) for Sheet Metal*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2019.

ASTM INTERNATIONAL. *ASTM E3205-20: Standard Guide for Application of Digital Image Correlation to Measurement of Displacements and Strains*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2020.

AHSSGuidelines - GUIA DE APLICACAO. [S.d.].

BLECK, Wolfgang; PHU-ON, Kriangyut. Microalloying of Cold-Formable Multi Phase Steel Grades. **Materials Science Forum**, v. 500–501, p. 97–114, nov. 2005. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.97>

BOUAZIZ, Olivier; ZUROB, Hatem; HUANG, Mingxin. Driving force and logic of development of advanced high strength steels for automotive applications. **Steel Research International**, v. 84, n. 10, p. 937–947, out. 2013. <https://doi.org/10.1002/srin.201200288>

CORA, Ömer Necati; KOÇ, Muammer. Promises and Problems of Ultra/Advanced High Strength Steel (U/AHSS) Utilization in Auto Industry Ballistic Performance of Armour Steels View project PROMISES AND PROBLEMS OF ULTRA/ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL (U/AHSS) UTILIZATION IN AUTOMOTIVE INDUSTRY. 2014.

DA ROCHA, Rafael Pandolfo *et al.* Determinação das curvas limite de conformação dos aços inoxidáveis Aisi 304 e Aisi 430 para diferentes condições superficiais de lubrificação. **Brazilian Journal of Development**, v. 8, n. 7, p. 54251–54273, 28 jul. 2022. <https://doi.org/10.34117/bjdv8n7-344>

HE, Binbin; XU, Wei; HUANG, Mingxin. Effect of boron on bainitic transformation kinetics after ausforming in low carbon steels. **Journal of Materials Science & Technology**, v. 33, n. 12, p. 1494–1503, 1 dez. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.05.006>

HILDITCH, T. B.; DE SOUZA, T.; HODGSON, P. D. Properties and automotive applications of advanced high-strength steels (AHSS). *In: **Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)***. [S.l.]: Elsevier Inc., 2015. p. 9–28. <https://doi.org/10.1016/B978-0-85709-436-0.00002-3>

HOSFORD, William F. ..; CADDELL, Robert M. .. **Metal forming : mechanics and metallurgy**. [S.l.]: Cambridge University Press, 2007. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511811111>

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *ISO 12004-2: Metallic materials — Sheet and strip — Determination of forming-limit curves — Part 2: Determination of forming-limit curves in the laboratory*. Geneva: ISO, 2021.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *ISO 14556: Steel — Charpy V-notch pendulum impact test — Instrumented test method*. Geneva: ISO, 2015.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. *ISO/TS 16630: Metallic materials — Sheet and strip — Hole expanding test*. Geneva: ISO, 2003.

KOCAÑDA, A.; JASIŃSKI, C. Extended evaluation of Erichsen cupping test results by means of laser speckle. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 16, n. 2, p. 211–216, 1 fev. 2016a. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2015.10.007>

KOCAÑDA, A.; JASIŃSKI, C. Extended evaluation of Erichsen cupping test results by means of laser speckle. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 16, n. 2, p. 211–216, 1 fev. 2016b. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2015.10.007>

LORA, Fábio André. **AVALIAÇÃO DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM PROFUNDA DE CHAPAS DE AÇO BH 180 e BH 220 UTILIZADO NA INDÚSTRIA AUTOMOBILÍSTICA.** [S.l.: S.n.].

LUIZ FERNANDO MAIA DE ALMEIDA **SIMULAÇÃO DE ENSAIOS DE PUNÇONAMENTO ESFÉRICO UTILIZANDO O MÉTODO DOS ELEMENTOS FINITOS UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA.** . [S.l.: S.n.].

NARAYANASAMY, R. *et al.* Effect of mechanical and fractographic properties on hole expandability of various automobile steels during hole expansion test. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 47, n. 1–4, p. 365–380, mar. 2010. <https://doi.org/10.1007/s00170-009-2201-x>

PAUL, Surajit Kumar. **Controlling factors of forming limit curve: A review.** **Advances in Industrial and Manufacturing Engineering** Elsevier B.V., , 1 maio 2021. <https://doi.org/10.1016/j.aime.2021.100033>

QU, Hao. **ADVANCED HIGH STRENGTH STEEL THROUGH PARAEQUILIBRIUM CARBON PARTITIONING AND AUSTENITE STABILIZATION.** [S.l.: S.n.].

SOLEIMANI, Maryam; KALHOR, Alireza; MIRZADEH, Hamed. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. **Materials Science and Engineering: A**, v. 795, p. 140023, 23 set. 2020. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140023>

TAKAHASHI, Manabu. **Development of High Strength Steels for Automobiles.** [S.l.: S.n.].

TASAN, C. C. *et al.* **An Overview of Dual-Phase Steels: Advances in Microstructure-Oriented Processing and Micromechanically Guided Design.** **Annual Review of Materials Research** Annual Reviews Inc., , 1 jul. 2015. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070214-021103>

TSOUPIS, Ioannis; HILDERING, Sven; MERKLEIN, Marion. Bending of high-strength low-alloyed steel with respect to edge crack sensitivity caused by shearing operations. *In*: Elsevier Ltd, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.10.065>

WELDING SOCIETY, American. **By Authority Of THE UNITED STATES OF AMERICA Legally Binding Document.** [S.l.: S.n.].

WINZER, Nicholas *et al.* Factors influencing the resistance of dual-phase steels to edge cracking. **Materials Science and Engineering: A**, v. 880, 26 jul. 2023. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145334>

XIE, C. L.; NAKAMACHI, E. **Investigations of the formability of BCC steel sheets by using crystalline plasticity finite element analysis.** [S.l.: S.n.].

7. Anexos

Anexo A – Certificado de calibração do equipamento de Charpy miniaturizado.



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FAÇULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
LABORATÓRIO DE TECNOLOGIA EM ATRITO E DESGASTE
Avenida João Naves de Ávila, 2121, bloco 5F, Santa Mônica
38.400-902 – Uberlândia/MG



Certificado de Calibração do Equipamento MiniCharpy 2 (Verificação Indireta)

Documento do Sistema da Qualidade

Página 1/6

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO N. 3/2024

1.1. IDENTIFICAÇÃO DA MÁQUINA

Minicharpy 2
Fabricante: LTAD/UFU
Modelo: MCY-DE-000-01-B
Raio do cutelo: 2 mm
Faixa nominal: 14 J

1.2. PADRÕES UTILIZADOS NA CALIBRAÇÃO

Unidade SRM 2216 de corpos de prova miniaturizados do tipo KLST
SRM 2216 LL103
SRM 2216 LL107
SRM 2216 LL142
Certificado de calibração: Lot. LL103 (ID: 180130)

Unidade SRM 2218 de corpos de prova miniaturizados do tipo KLST
SRM 2218 HH66
SRM 2218 HH183
SRM 2218 HH230
Certificado de calibração: Lot. HH103 (ID: 180202)

Unidade SRM 2219 de corpos de prova miniaturizados do tipo KLST
SRM 2219 SH66
SRM 2219 SH112
SRM 2219 SH141
Certificado de calibração: Lot. SH36 (ID: 180213)

1.3. PROCEDIMENTO DE MEDIÇÃO

A verificação indireta foi conduzida seguindo a ISO 148-2 – Materiais metálicos – Ensaio de impacto por pêndulo Charpy (Parte 2: Verificação de máquinas de ensaio). 2016. Também foram seguidas as normas ASTM E23-24. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2024 e a ASTM E2248-18. Standard Test Method for Impact Testing of Miniaturized Charpy V-notch Specimens. 2018. Os valores de energia absorvida indicados pela máquina de ensaio foram verificados comparativamente com os valores de energia absorvida declarados no certificado de calibração de cada unidade de corpos de prova de referência. Os valores de força máxima também foram verificados.

Data da verificação: de 9 a 13 de setembro 2024

Data de emissão do certificado: 15 de outubro de 2024

Os resultados deste certificado referem-se exclusivamente à máquina submetida à verificação nas condições especificadas, não sendo extensivo a outras máquinas.

Anexo A (continuação) – Certificado de calibração do equipamento de Charpy miniaturizado.



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
LABORATÓRIO DE TECNOLOGIA EM ATRITO E DESGASTE
Avenida João Naves de Ávila, 2121, bloco 5F, Santa Mônica
38.400-902 – Uberlândia/MG



1.4. RESULTADOS DA VERIFICAÇÃO

Página 2/6

Tabela 1 – Resumo dos resultados dos ensaios de verificação indireta (Energia absorvida)

Resultados do ensaio e dados de certificados		Cálculo do erro e da incerteza	
Identificação dos corpos de prova de referência	Energia de referência	incerteza	
SRM 2216 LL103 Lot LL103 (ID: 180130)	1,59 J	$\overline{KV}_V$	1,53
SRM 2216 LL107 Lot LL103 (ID: 180130)	1,59 J	s_V	0,07
SRM 2216 LL142 Lot LL103 (ID: 180130)	1,59 J	n_V	3
Do certificado: graus de liberdade, ν_{MR}	8	$u(\overline{KV}_V)$	0,04
Do certificado: Incerteza expandida U_{MR} com 95 % de abrangência e $k=2,306$	0,12 J	B_V	-0,06
Incerteza padrão combinada u_{CRM} :	0,05 J	$u(B_V)$	0,06
		u_V	0,09
		vB_V	2,00
SRM 2218 HH66 Lot. HH103 (ID: 180202)	5,65 J	$\overline{KV}_V$	5,60
SRM 2218 HH183 Lot. HH103 (ID: 180202)	5,65 J	s_V	0,07
SRM 2218 HH230 Lot. HH103 (ID: 180202)	5,65 J	n_V	3
Do certificado: graus de liberdade, ν_{MR}	8	$u(\overline{KV}_V)$	0,04
Do certificado: Incerteza expandida U_{RM} com 95 % de abrangência e $k=2,306$	0,10 J	B_V	-0,05
Incerteza padrão combinada u_{CRM} :	0,04 J	$u(B_V)$	0,06
		u_V	0,08
		vB_V	2,00
SRM 2219 SH66 Lot SH36 (ID: 180213)	10,03 J	$\overline{KV}_V$	10,10
SRM 2219 SH112 Lot SH36 (ID: 180213)	10,03 J	s_V	0,05
SRM 2219 SH141 Lot SH36 (ID: 180213)	10,03 J	n_V	3
Do certificado: graus de liberdade, ν_{MR}	8	$u(\overline{KV}_V)$	0,03
Do certificado: Incerteza expandida U_{RM} com 95 % de abrangência e $k=2,306$	0,17 J	B_V	0,07
Incerteza padrão combinada u_{CRM} :	0,07 J	$u(B_V)$	0,08
		u_V	0,11
		vB_V	2,00

Os resultados deste certificado referem-se exclusivamente à máquina submetida à verificação nas condições especificadas, não sendo extensivo a outras máquinas.

Anexo A – Certificado de calibração do equipamento de Charpy miniaturizado.



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
 FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
 LABORATÓRIO DE TECNOLOGIA EM ATRITO E DESGASTE
 Avenida João Naves de Ávila, 2121, bloco 5F, Santa Mônica
 38.400-902 – Uberlândia/MG



Tabela 2 – Resumo dos resultados dos ensaios de verificação indireta (Força máxima) Página 3/6

Resultados do ensaio e dados de certificados		Cálculo do erro e da incerteza	
Identificação dos corpos de prova de referência	Força máxima		
SRM 2216 LL103 Lot LL103 (ID: 180130)	2,43 kN	$(\bar{F})$	2,51
SRM 2216 LL107 Lot LL103 (ID: 180130)	2,43 kN	s_F	0,05
SRM 2216 LL142 Lot LL103 (ID: 180130)	2,43 kN	n_F	3
Do certificado: graus de liberdade, v_{MR}	8	$u(\bar{F})$	0,03
Do certificado: Incerteza expandida U_{MR} com 95 % de abrangência e $k=2,306$	0,15 kN	B_F	0,08
Incerteza padrão combinada u_{cMR} :	0,07 J	$u(F)$	0,07
		u_F	0,11
		v_F	2,00
SRM 2218 HH66 Lot. HH103 (ID: 180202)	1,78 kN	$\bar{F}$	1,85
SRM 2218 HH183 Lot. HH103 (ID: 180202)	1,78 kN	s_F	0
SRM 2218 HH23 Lot. HH103 (ID: 180202)	1,78 kN	n_F	3
Do certificado: graus de liberdade, v_{MR}	8	$u(\bar{F})$	0
Do certificado: Incerteza expandida U_{MR} com 95 % de abrangência e $k=2,306$	0,08 kN	B_F	0,07
Incerteza padrão combinada u_{cMR} :	0,04 J	$u(F)$	0,03
		u_F	0,08
		v_F	2,00
SRM 2219 SH66 Lot SH36 (ID: 180213)	1,79 kN	$\bar{F}$	1,82
SRM 2219 SH112 Lot SH36 (ID: 180213)	1,79 kN	s_F	0,01
SRM 2219 SH141 Lot SH36 (ID: 180213)	1,79 kN	n_F	3
Do certificado: graus de liberdade, v_{MR}	8	$u(\bar{F})$	0,06
Do certificado: Incerteza expandida U_{MR} com 95 % de abrangência e $k=2,306$	0,08 kN	B_F	0,03
Incerteza padrão combinada u_{cMR} :	0,04 J	$u(F)$	0,04
		u_F	0,05
		v_F	2,00

Os resultados deste certificado referem-se exclusivamente à máquina submetida à verificação nas condições especificadas, não sendo extensivo a outras máquinas.

Anexo A (continuação) – Certificado de calibração do equipamento de Charpy miniaturizado.

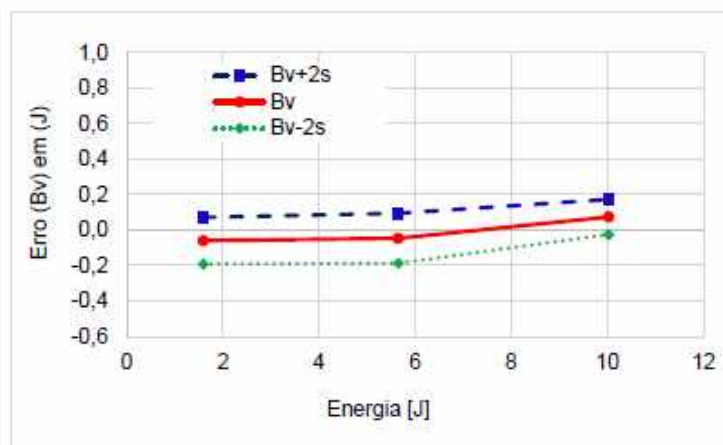


Figura 1 – Curva de calibração (Energia absorvida).

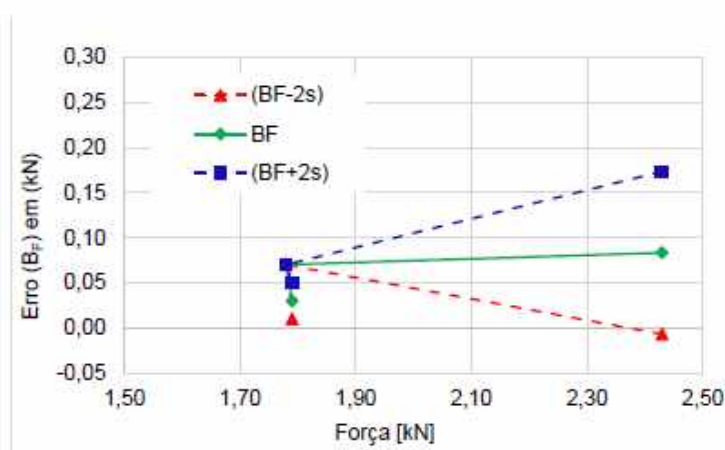


Figura 2 – Curva de calibração (Força máxima).

Os resultados deste certificado referem-se exclusivamente à máquina submetida à verificação nas condições especificadas, não sendo extensivo a outras máquinas.

Anexo A (continuação) – Certificado de calibração do equipamento de Charpy miniaturizado.



1.5. ESTABILIDADE

Página 5/6

O MiniCharpy 2 até a presente data passou por três verificações indiretas. A primeira verificação foi efetuada em 24 de outubro 2021, a segunda em 26 de janeiro de 2023 e a terceira em 9 de setembro de 2024. A Figura 3 mostra os valores dos parâmetros metrológicos (erro, repetibilidade, incerteza e erro máximo) relacionados à energia absorvida nas três verificações. Por sua vez, a Figura 4 mostra os valores desses parâmetros metrológicos relacionados à força máxima.

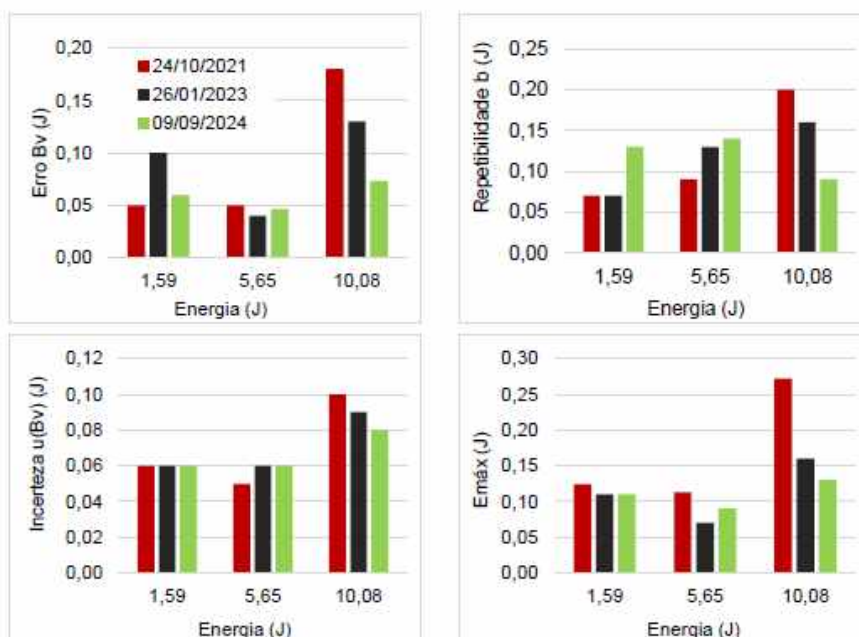


Figura 3 - Parâmetros metrológicos, associados à energia absorvida, considerados na avaliação da estabilidade do MiniCharpy 2.

Os resultados deste certificado referem-se exclusivamente à máquina submetida à verificação nas condições especificadas, não sendo extensivo a outras máquinas.

Anexo A (continuação) – Certificado de calibração do equipamento de Charpy miniaturizado.

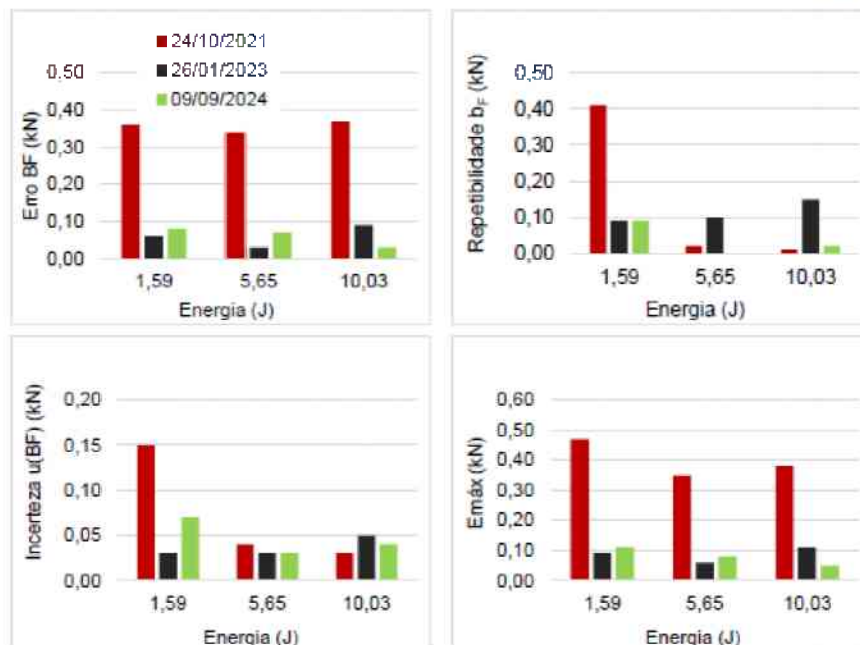


Figura 4 - Parâmetros metrológicos, associados à força máxima, considerados na avaliação da estabilidade do MiniCharpy 2.

1.6. INCERTEZA DE MEDIÇÃO

A incerteza padrão combinada relatada foi calculada seguindo as determinações da ISO 148-2 (ISO, 2016) a qual considera a incerteza padrão associada aos valores de energia absorvida obtidos durante os ensaios, a incerteza padrão associada aos valores de energia absorvida de referência e a tendência. Esta última foi adicionada uma vez que a correção dos efeitos sistemáticos não foi realizada.

1.7. TEMPERATURA

Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente de $21,0 \pm 1,0$ °C.

Doc. em meio eletrônico digitalmente
gov.br
RAFAEL DE LIMA COSTA
Data: 11/11/2024 14:40:44 (GMT-03:00)
Verifique em: <https://validar-rti.gov.br>

Eng. Rafael de Lima Costa

ROSENDA VALDES

ARENCIBIA:21460806808

Profa. Rosenda Valdés Arencibia

Assinado de forma digital por ROSENDA
VALDES ARENCIBIA:21460806808
Dados: 2024.11.09 09:27:41 -03'00'

Os resultados deste certificado referem-se exclusivamente à máquina submetida à verificação nas condições especificadas, não sendo extensivo a outras máquinas.

Anexo B – Certificado de calibração do extensômetro instron.

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO

EMITENTE: LABORATÓRIO DE CALIBRAÇÃO INSTRON

DATA DE EMISSÃO:
Ver na assinatura

NÚMERO DO CERTIFICADO:
240710011C



INSTRON Brasil Equipamentos Científicos Ltda
Rua Quirino Zagonel, 257 - Itália
São José dos Pinhais, PR CEP 83020-250
Telefone: +55 41 3035-9400
E-mail: servicebrasil@instron.com

Página 1 de 4 páginas

SIGNATÁRIO APROVADO

SILVIO OYAMA
25489838892

Signature of the responsible person (authorized signatory) of the calibration laboratory, according to the requirements of the ISO/IEC 17025:2017 standard.
- Nome: Silvano Oyama
- Cargo: Gerente Técnico
- Qualificação: TS - Instron
Data: 10/07/2024

Tipo de calibração: Deformação
Norma relevante: ASTM E83-23
Data da calibração: 10-jul-2024

*** RESULTADO DA CALIBRAÇÃO ***

ID do sistema: 8801MTU6168

Identificação do cliente: Patrimônio 720459

Extensômetro ID: 2620-801 / 301432

Indicador 1. - Leitura digital: Console B.9 Build 374 (mm)

% da Faixa Total	Faixa Calibrada (mm)	Sentido	Classe*	Limite inferior (mm)
100	0.20002 a 5.00046	Tração	C	0.1

* A classificação para uma faixa é a pior das seguintes classes: classe do comprimento base, classe de resolução, classe de erro de ponto individual, classe de repetibilidade e também é baseada na capacidade de medição do aparelho de calibração.

Cliente

Nome: FAU - Fundação de Apoio Universitário
Endereço: R. Francisco Vicente Ferreira, 126
Uberlândia, MG 38406-102
Brasil
Contrato: Joyce Anunes
E-mail: joyce.anunes@fauad.com.br
Ordem de Serviço: 21295

Máquina

Fabricante: Instron
Número de série: 8801 / 8801MTU6168
Tipo de intervalo: Único
Condição: Bom

Extensômetro

Fabricante: Instron
Tipo de Extensômetro: Tipo 1
Direção: Estática (Tração)
Eixo de Medição: Axial
Curso (Tração): 5 mm
Curso (Compressão): 5 mm
Comprimento Base: 25 mm

Metodologia

A avaliação da máquina de ensaio foi realizada nas instalações do cliente acima mencionada, de acordo com a norma ASTM E83-23 "Prática padrão para verificação e classificação de Sistemas Extensômetros" usando o procedimento Instron PTEC 002.

O Sistema foi calibrado na condição "Conforme Encontrado" sem que ajustes ou reparos tenham sido realizados. Esta também é a condição "Conforme Deixado".

Instron Calpro Version 3.56

Este certificado atende aos requisitos de acreditação pela Cgma que avalia a competência do laboratório e comprovou sua rastreabilidade a padrões nacionais de medida (ou ao Sistema Internacional de Unidades - SI). Os resultados indicados neste certificado e o relatório seguem a referência apenas aos itens calibrados. Qualquer limitação de uso com relação ao resultado desta calibração, será indicada na seção correspondente. Este relatório não deve ser reproduzido, mesmo na totalidade, sem a aprovação do laboratório emissor.

Anexo B (continuação) – Certificado de calibração do extensômetro instron.

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO

Laboratório Calibração acreditado Cgcre de acordo com ABNT NBR ISO/IEC 17025 sob número CAL 0187

NÚMERO DO CERTIFICADO:
240710011C

Página 2 de 4 páginas

Classificação do Sistema

A calibração e os equipamentos utilizados estão em conformidade com um programa controlado de Garantia de Qualidade, que atende às especificações descritas na norma ISO/IEC 17025:2017.

O sistema de medição de deformação foi calibrado para as deformações indicadas usando equipamento calibrado dentro dos requisitos da norma ASTM E83-23.

Medições do Comprimento Base e Classificação

Medições Comprimento do gabarito (mm)	Real Comprimento do gabarito (mm)	Tipo de Medição	Erro Relativo do Comprimento Base para cada Medição Realizada (%)			Classe do Comprimento Base	Incerteza da Medição* (+/- mm)
25	24.973	Indireta	-0.120	-0.080	-0.120	B-2	0.041

* A incerteza expandida relatada é baseada em uma incerteza padrão multiplicada por um fator de abrangência, $k = 2$, proporcionando um nível de confiança de aproximadamente 95%.

Resumo de Dados

Indicador 1. - Leitura digital: Console 8.9 Build 374 (mm)

% da Faixa	Execução 1		Execução 2		Repetibilidade (mm)	Pior Classe	Incerteza da Medição* (+/- mm)
	Erro (mm)	Erro Relativo (% of strain)	Erro (mm)	Erro Relativo (% of strain)			
Faixa de 100% (Escala Total: 5.00046 mm)							
4	0.00084	0.419	-0.00002	-0.010	0.00085	B-1	0.0026
8	0.00094	0.235	0.00196	0.489	0.00102	B-1	0.0026
16	0.00492	0.614	0.00674	0.841	0.00182	C	0.0026
28	0.00956	0.682	0.01088	0.776	0.00132	C	0.0026
40	0.01396	0.697	0.01460	0.729	0.00064	C	0.0027
60	0.02185	0.728	0.02396	0.798	0.00210	C	0.0027
80	0.03158	0.789	0.03308	0.826	0.00150	C	0.0029
100	0.03954	0.790	0.04000	0.799	0.00046	C	0.0030

* A incerteza expandida relatada é baseada em uma incerteza padrão multiplicada por um fator de abrangência, $k = 2$, proporcionando um nível de confiança de aproximadamente 95%.

A incerteza declarada refere-se aos valores obtidos durante a calibração e não leva em consideração fatores como desvio a longo prazo, temperatura e alinhamento - a influência de tais fatores devem ser levadas em consideração.

Dados

Indicador 1. - Leitura digital: Console 8.9 Build 374 (mm)

% da Faixa	Execução 1		Execução 2		Resolução (mm)	
	Indicado (mm)	Aplicado (mm)	Indicado (mm)	Aplicado (mm)		
Faixa de 100% (Escala Total: 5.00046 mm)						
Temperatura de execução: 22.6 °C						
Temperatura de execução: 22.4 °C						
0	0.000	0.00000	0.000	0.00000	0.001	

Instron Calpro Versão 3.56

Anexo B (continuação) – Certificado de calibração do extensômetro instron.

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO

Laboratório Calibração acreditado Cgcre de acordo com ABNT NBR ISO/IEC 17025 sob número CAL 0187

NÚMERO DO CERTIFICADO:
240710011C

Página 3 de 4 páginas

Dados

Indicator 1 - Leitura digital: Console 8.9 Build 374 (mm)

% da Faixa	Execução 1		Execução 2		Resolução (mm)
	Indicado (mm)	Aplicado (mm)	Indicado (mm)	Aplicado (mm)	
Faixa de 100% (Escala Total: 5.00046 mm)					
Temperatura de execução: 22.6 °C			Temperatura de execução: 22.4 °C		
4	0.201	0.20016	0.200	0.20002	0.001
8	0.401	0.40006	0.402	0.40004	0.001
16	0.805	0.80008	0.807	0.80026	0.001
28	1.410	1.40044	1.411	1.40012	0.001
40	2.014	2.00004	2.015	2.00040	0.001
60	3.022	3.00014	3.024	3.00004	0.001
80	4.032	4.00042	4.036	4.00292	0.001
100	5.040	5.00046	5.040	5.00000	0.001

Equipamentos de Calibração

Fabricante/Modelo	Número de série	Descrição	Calibração Agência	Data da cal.	Validade da cal.
Epsilon 3590VHR	A5093 (ASTM)	indicador de desl.	CERTI	30-out-2023	30-out-2024
Múmpa MTH-1361	136100223	indicador de temp.	K&L Laboratórios	05-out-2022	05-out-2024
Mitutoyo 150mm Caliper (Digital)	B17561104 (ASTM)	indicador de desl.	K&L Laboratórios	20-nov-2023	20-nov-2025

A Classe do Equipamento de Calibração usado era igual ou melhor que a Classe para a qual a máquina de testes foi calibrada.

Equipamentos Usados na Calibração

Tipo de Medição	Número de série	Faixa (% do FS)	Modo	Porcentagem(s) da Faixa	Precisão (+/-)
Deslocamento	A5093 (ASTM)	100	I	4: 8: 16: 28: 40: 60: 80: 100	0.000016 in
Comprimento Base	B17561104 (ASTM)	NA	NA	NA*	0.001 in
Temperatura	136100223	Todos	Todos	Todos	1 °C

* Consulte a seção Medição e classificação do comprimento do gabarito para ver instruções de utilização.

A precisão do equipamento de calibração usado era igual ou melhor que a precisão indicada na tabela acima.

Comentários

Local da Calibração: Bloco 5F - Lab. Tecnologia em Arto e Desgaste

Declaração de Conformidade – Regra de decisão: a declaração de conformidade é realizada pela análise comparativa entre os valores encontrados na(s) calibração(ões) e o critério de aceitação obtido na norma de referência e/ou especificações fornecidas pelo solicitante, sem levar em consideração a incerteza de medição.

Instron Calpro Version 3.56

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO

Laboratório Calibração acreditado Cgcre de acordo com ABNT NBR ISO/IEC 17025 sob número CAL 0197

NÚMERO DO CERTIFICADO:
240710011C

Página 4 de 4 páginas

Realizado por: Igor de Souza Coelho
Field Service Engineer

NOTA: O Artigo 9 da norma ASTM E83 declara: Recomenda-se que os sistemas de extensômetros sejam verificados anualmente ou com uma frequência maior, se necessário. Em nenhum caso o intervalo de tempo entre as verificações deverá exceder 18 meses (a não ser que o extensômetro esteja sendo usado em um teste de longo prazo além do período de 18 meses). Um sistema de extensômetros não deve ser usado após um ajuste ou reparo que possa afetar sua precisão sem primeiramente se verificar sua precisão utilizando o procedimento descrito nesta prática.

Instron Calpro Versão 3.5d

Anexo C – Certificado de calibração do micrometro.

Mitutoyo

Mitutoyo S.A. - Instrumentos Ltda.

**LABORATÓRIO
DE
METROLOGIA**

REDE BRASILEIRA DE CALIBRAÇÃO

Pag. 1 / 2

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO Nº. 02099/13

Cliente: " MARGO BADIO DA SILVA (CAPES / PROEX)"
Endereço: Avenida João Naves Avila, 2-221 - Uberlândia - MG.

Ordem de Serviço: 066.660

1 - Objeto calibrado:

MICRÔMETRO EXTERNO
Fabricante Mitutoyo Corporation
Código 103-128
Número 27906963
Faixa Nominal 0 - 25 mm
Faixa de Medição 25 mm
Valor na uma divisão 0,001 mm
Identificação do proprietário Não consta

2 - Padrão utilizado na calibração:

Jogo de Blocos-padrão
Número da série: 5E7944
Certificação Nº.: 10383-12 - RBC - Mitutoyo
Validade: 08/2013

Jogo de paralelos óptico
Número da série: 110610
Certificação Nº.: 12357-12 - RBC - Mitutoyo
Validade: 03/2013

3 - Procedimento de medição: PMI - 0339 Versão 3

O micrômetro foi calibrado com Blocos padrão e o paralelismo
mediado com paralelo óptico e a leitura de indicação aferida no instrumento

Data de calibração: 12 de Março de 2013
Data de emissão: 12 de Março de 2013

Celso Kazuo Sakabe
Gerente do Departamento de Qualidade

Toda calibragem realizada nos instrumentos de metrologia deve ser acompanhada por um certificado de calibração emitido pelo laboratório de metrologia credenciado pelo INMETRO.
A responsabilidade pela validade dos resultados das calibrações é do cliente, sendo que a responsabilidade pelo controle de qualidade é do laboratório de metrologia credenciado pelo INMETRO.
Os resultados devem ser fornecidos em conformidade com as normas técnicas vigentes e os procedimentos internos do laboratório de metrologia credenciado pelo INMETRO.
Laboratório de Metrologia Credenciado pelo INMETRO - Rua Santa Helena, 1540 - São Carlos - SP - Fone: (19) 2043-0000 - Fax: (19) 2043-0001
Atendimento: Tel: (19) 2043-0001 - Fax: (19) 2043-0002 - E-mail: atendimento@inmetro.gov.br
Assistência Técnica Especial: Tel: (19) 2043-0001 - Fax: (19) 2043-0002 - E-mail: assistencia@inmetro.gov.br
Assistência Técnica Geral: Tel: (19) 2043-0001 - Fax: (19) 2043-0002 - E-mail: geral@inmetro.gov.br

Anexo C (continuação) – Certificado de calibração do micrometro.

Milutuyo

Milutuyo Engenharia Ltda.

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO Nº 02099113

REDE BRASILEIRA DE CALIBRAÇÃO

Pág. 2 / 2

Laboratório de Calibração acreditado pela Cgcre de acordo com a ABNT NBR ISO/IEC 17025, sob o número CAL 0331

4 - Resultado da calibração: O resultado é a média das calibrações

Padrão (mm)	Indicação do equipamento (mm)	Incerteza de medição (mm)	Fator de abrangência (k)	Graus de liberdade (Vet)
0,0	0,000	0,002	2,00	31
2,5	2,500			
5,1	5,100			
7,7	7,700			
10,3	10,300			
12,9	12,900			
15,5	15,500			
17,5	17,500			
20,2	20,200			
22,8	22,800			
25,0	25,000			

Item	Emc (mm)	Incerteza de medição (mm)	Fator de abrangência (k)	Graus de liberdade (Vet)
Plataforma da face do furo	0,0003	0,0002	2,00	infinito
Plataforma da face do furo	0,0003	0,0002	2,00	infinito
Plataforma das faces de medição	0,0003	0,0003	2,00	infinito

5 - Incerteza da medição:

 A incerteza expandida de medição relatada é declarada como a incerteza padrão de medição multiplicada pelo fator de abrangência k , o qual para uma distribuição t com 31 graus de liberdade efetivos corresponde a uma probabilidade de abrangência de aproximadamente 95%.

A incerteza padrão de medição foi determinada de acordo com a publicação EA-4/02.

6 - Nota: Temperatura ambiente: $(20,0 \pm 0,5) ^\circ\text{C}$

 Milutuyo Engenharia Ltda. Rua Carlos de Sá, 800, Jd. São Carlos, 13130-000, São Paulo, SP, Brasil. CNPJ: 06.940.000/0001-11, INSC: 069.120.000-00.
 Fone: (11) 4745-5962 Fax: (11) 4745-5962 E-mail: contato@milutuyo.com.br
 Laboratório: Fone: (11) 4745-5962 Fax: (11) 4745-5962 E-mail: laboratorio@milutuyo.com.br
 Rua: (11) 4745-5962 Fax: (11) 4745-5962 E-mail: contato@milutuyo.com.br
 Rua: (11) 4745-5962 Fax: (11) 4745-5962 E-mail: contato@milutuyo.com.br