

ANA LUIZA MARTINS GOMES SILVA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE AÇOS
AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA PARA
APLICAÇÃO EM COMPONENTES DE SEGURANÇA
VEICULAR**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2026

ANA LUIZA MARTINS GOMES SILVA

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DE AÇOS AVANÇADOS
DE ALTA RESISTÊNCIA PARA APLICAÇÃO EM COMPONENTES DE
SEGURANÇA VEICULAR**

Dissertação apresentada 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.

Orientadora: Prof^a. Dr^a. Rosenda Valdés Arencibia

Coorientador: Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho

UBERLÂNDIA – MG

2026

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

S586 Silva, Ana Luiza Martins Gomes, 1999-
2026 Avaliação da resistência à fadiga de aços avançados de alta
resistência para aplicação em componentes de segurança veicular
[recurso eletrônico] / Ana Luiza Martins Gomes Silva. - 2026.

Orientadora: Rosenda Valdés Arencibia.

Coorientador: Waldek Wladimir Bose Filho .

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia,
Pós-graduação em Engenharia Mecânica.

Modo de acesso: Internet.

DOI <http://doi.org/10.14393/ufu.di.2026.151>

Inclui bibliografia.

1. Engenharia mecânica. I. Arencibia, Rosenda Valdés, 1969-,
(Orient.). II. , Waldek Wladimir Bose Filho, 1959-, (Coorient.). III.
Universidade Federal de Uberlândia. Pós-graduação em
Engenharia Mecânica. IV. 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 674, PPGEM				
Data:	19/02/2026	Hora de início:	13:30	Hora de encerramento:	16:10
Matrícula:	12412EMC004				
Nome do Discente:	Ana Luiza Martins Gomes Silva				
Título do Trabalho:	Avaliação da resistência à fadiga de aços avançados de alta resistência para aplicação em componentes de segurança veicular				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Tribologia e Materiais				
Projeto de Pesquisa de vinculação:	FUNDEP Rota 2030 Linha V - Biocombustíveis, Segurança Veicular e Propulsão Alternativa à Combustão. Eixo II - Condução segura e eficiente de veículos 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. Jorge Luiz de Almeida Ferreira - UNB; Prof. Dr. Washington Martins da Silva Junior - UFU; Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho (coorientador) - UFU/USP e Profa. Dra. Rosenda Valdés Arencibia - UFU; orientadora da candidata.

Iniciando os trabalhos, a presidente da mesa, Profa. Dra. Rosenda Valdés Arencibia, apresentou a Comissão Examinadora e a candidata, agradeceu a presença do público, e concedeu à Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação da Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

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

Aprovada.

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 **Rosenda Valdes Arencibia, Professor(a) do Magistério Superior**, em 19/02/2026, às 16:07, 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 **Jorge Luiz de Almeida Ferreira, Usuário Externo**, em 19/02/2026, às 16:08, 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 **Washington Martins da Silva Junior, Professor(a) do Magistério Superior**, em 19/02/2026, às 16:08, 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 20/02/2026, às 08:54, 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 **6996441** e o código CRC **D4E4BFDF**.

AGRADECIMENTOS

Antes de tudo, agradeço a Deus pela minha vida, pela saúde, sabedoria e resiliência concedidas para a concretização deste trabalho;

Agradeço aos meus pais, Ricardo e Denismar, pela educação que me proporcionaram, pelo lar que me deram, pelas demonstrações de carinho no dia a dia e pelo apoio em tudo o que me proponho a fazer, mas, sobretudo, por me fazerem sentir a filha mais abençoada por vivenciar o amor de vocês;

À minha irmã, Beatriz, por ser a pessoa com quem compartilho tudo, por ser a primeira a me apoiar e incentivar minha carreira acadêmica e por me fazer sempre querer ser melhor;

Ao meu namorado, Marcus, por caminhar ao meu lado, por ser o meu maior companheiro e por sempre me encorajar a desafiar a mim mesma para minha evolução, profissional e pessoal;

À professora Dra. Rosenda Valdés Arencibia, uma pessoa excepcional, por quem tenho grande admiração e me inspiro, não apenas profissionalmente, mas também como mulher forte, exemplar e competente. Agradeço por confiar mais uma vez em mim e por aceitar ser minha orientadora. É uma honra imensa ser sua orientanda;

Ao meu coorientador, professor Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, que também acreditou em mim para o desenvolvimento deste trabalho, agradeço por todas as contribuições importantíssimas e por todo o conhecimento compartilhado, bem como pelo profissionalismo, educação e honestidade;

Ao aluno de iniciação científica Riann Lucas Carvalho, pelas horas de trabalho dedicadas a este projeto, sem as quais não teria sido possível o seu desenvolvimento;

A todos os profissionais do LTAD, engenheiros, técnicos, professores e alunos, que, de alguma maneira, contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho;

À Universidade Federal de Uberlândia e ao programa de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica pela oportunidade de realizar esta formação;

Aos demais professores e técnicos da Faculdade de Engenharia Mecânica;

À CAPES pela concessão da bolsa de estudos;

À USIMINAS, EESC/USP, POLI/USP, COSMA do Brasil e GM do Brasil pelo apoio financeiro e material.

*“Aos meu pais e avós;
De vocês eu herdei mais do que o sobrenome.
Herdei a fé, a coragem e a maneira de continuar.
Tudo o que eu vencer tem um pedaço de vocês.”*

SILVA, A. L. M. G. **Avaliação da Resistência à Fadiga de Aços Avançados de Alta Resistência para Aplicação em Componentes de Segurança Veicular.** 2026. 193 f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

Resumo

Este trabalho avaliou o comportamento à fadiga de aços avançados de alta resistência (AHSS) voltados para a fabricação de componentes de segurança veicular, com foco no comportamento em fadiga de baixo ciclo sob controle de deformação axial. Para tanto três aços *Dual Phase* (DP780P, DP780M e DP780S) e dois aços *Transformation Induced Plasticity* (TRIP780 e TRIP1000) foram avaliados por meio da i) determinação do coeficiente e do expoente de resistência à fadiga (σ'_f e b), do coeficiente e expoente de ductilidade em fadiga (ϵ'_f e c) e do coeficiente de resistência cíclica (H') e expoente de encruamento cíclico (n'), ii) da verificação da ocorrência de endurecimento ou amolecimento cíclico e iii) da realização de análises fractográficas das superfícies de fratura após os ensaios de fadiga. A metodologia compreendeu a fabricação dos corpos de prova (CPs), a realização de ensaios de fadiga sob controle axial de deformação, em regime totalmente reverso, com amplitudes de deformação variando entre 0,2 % e 1 %, conforme a norma ISO 12106 (ISO, 2017), seguida do tratamento dos dados experimentais e da realização de análises fractográficas por microscopia eletrônica de varredura nas superfícies de fratura dos CPs. Os resultados obtidos mostraram que: i) o DP780S apresentou desempenho em fadiga de baixo ciclo levemente superior ao DP780M e o TRIP780, seguido pelos DP780P e, por último, o TRIP1000; ii) o DP780P exibiu endurecimento cíclico para deformações superiores a 0,4 %, o DP780M apresentou endurecimento cíclico em toda faixa de deformação analisada e o DP780S apresentou comportamento misto enquanto o TRIP780 apresentou amolecimento cíclico na faixa entre 0,2 % e 0,4 % e endurecimento cíclico para deformações superiores a 0,4 %, e o TRIP1000 exibiu amolecimento cíclico em toda faixa de deformação analisada e iii) as análises fractográficas revelaram a presença recorrente de microtrincas secundárias em todos os aços, sendo observada maior dificuldade na identificação de estrias de fadiga nos aços TRIP do que nos aços DP.

Palavras Chave: *Fadiga de Baixo Ciclo. Aços Dual Phase. Aços TRIP. Ensaio de Fadiga em Controle de Deformação.*

SILVA, A. L. M. G. **Evaluation of the Fatigue Resistance of Advanced High-Strength Steels for Application in Vehicle Safety Components**. 2026. 193 p. Master's Dissertation, Federal University of Uberlândia, Uberlândia – MG.

Abstract

This work evaluated the fatigue behavior of advanced high-strength steels (AHSS) aimed at the manufacture of vehicle safety components, with a focus on low-cycle fatigue behavior under axial strain control. For this purpose, three Dual Phase steels (DP780P, DP780M, and DP780S) and two Transformation Induced Plasticity steels (TRIP780 and TRIP1000) were evaluated through: i) determining the fatigue strength coefficient and exponent (σ'_f and b), the fatigue ductility coefficient and exponent (ϵ'_f and c), and the cyclic strength coefficient (H') and cyclic strain-hardening exponent (n'); ii) verifying the occurrence of cyclic hardening or softening; and iii) conducting fractographic analyses of the fracture surfaces after the fatigue tests. The methodology included manufacturing the specimens (CPs), performing fatigue tests under axial strain control, in a fully reversed regime, with strain amplitudes ranging between 0,2 % and 1 %, in accordance with ISO 12106 (ISO, 2017), followed by processing the experimental data and conducting fractographic analyses by scanning electron microscopy on the fracture surfaces of the CPs. The results obtained showed that: i) DP780S presented low-cycle fatigue performance slightly superior to DP780M and TRIP780, followed by DP780P and, lastly, TRIP1000; ii) DP780P exhibited cyclic hardening for strains above 0.4 %, DP780M showed cyclic hardening over the entire strain range analyzed, and DP780S exhibited mixed behavior, whereas TRIP780 presented cyclic softening in the range between 0.2 % and 0.4 % and cyclic hardening for strains above 0.4 %, and TRIP1000 exhibited cyclic softening over the entire strain range analyzed; and iii) fractographic analyses revealed the recurrent presence of secondary microcracks in all steels, with more difficulty in identifying fatigue striations in the TRIP steels than in the DP steels.

Keywords: *Low-Cycle Fatigue. Dual Phase Steels. TRIP Steels. Strain-Controlled Fatigue Test.*

Lista de Símbolos e Siglas

Símbolos latinos:

A	Área instantânea da seção transversal
A_0	Área inicial da seção transversal
b	Expoente de resistência à fadiga
c	Expoente de ductilidade em fadiga
e	Deformação de engenharia
e_a	Amplitude de deformação de engenharia total
e_p	Amplitude de deformação de engenharia plástica
e_e	Amplitude de deformação de engenharia elástica
E	Módulo de elasticidade
$F_{m\acute{a}x}$	Força máxima
$F_{m\acute{i}n}$	Força mínima
H	Coefficiente de resistência
H'	Coefficiente de resistência cíclica
k	Fator de abrangência
l	Comprimento instantâneo do extensômetro
l_0	Comprimento inicial do extensômetro
Δl	Variação em relação ao comprimento inicial
n	Expoente de encruamento
n'	Expoente de encruamento cíclico
N_f	Número de ciclos para a falha
N_{mv}	Ciclo de meia-vida
P	Força axial
R	Razão de tensões
S	Tensão nominal de engenharia
S_a	Amplitude de tensão de engenharia

Símbolos gregos:

σ	Tensão verdadeira
σ_{max}	Tensão verdadeira máxima

$\sigma_{\min}$	Tensão verdadeira mínima
σ_m	Tensão verdadeira média
σ_a	Amplitude de tensão
σ'_f	Coefficiente de resistência à fadiga
σ_u	Limite de resistência à tração
σ_y	Limite de escoamento
ε	Deformação verdadeira
$\varepsilon_{\max}$	Deformação verdadeira máxima
$\varepsilon_{\min}$	Deformação verdadeira mínima
ε_a	Deformação verdadeira total
ε_p	Deformação plástica verdadeira
ε_e	Deformação elástica verdadeira
ε'_f	Coefficiente de ductilidade em fadiga

Siglas e abreviaturas:

AHSS	<i>Advanced high strength steel</i>
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Material</i>
BH	<i>Bake hardening</i>
BIW	<i>Body in White</i>
CP	Corpo de prova
CP	<i>Complex phase</i>
DP	<i>Dual phase</i>
EBSB	<i>Electron Backscatter Diffraction</i>
EESC/USP	Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo
FEMEC/UFU	Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia
FUNDEP	Fundação de Desenvolvimento da Pesquisa
GM	<i>General Motors</i>
HCF	<i>High Cycle Fatigue</i>
HSLA	<i>High strength low alloy</i>
HSS	<i>High strength steels</i>
IF	<i>Interstitial free</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
LCF	<i>Low Cycle Fatigue</i>
LMEst	Laboratório de Mecânica de Estruturas "Prof. José Eduardo Tannús Reis"

LTAD/UFU	Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste da Universidade Federal de Uberlândia
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MS	<i>Martensitic steels</i>
PD&I	Pesquisa, Desenvolvimento e Inovação
POLI/USP	Escola Politécnica da Universidade de São Paulo
PTFE	Politetrafluoretileno
TRIP	<i>Transformation induced plasticity</i>
TWIP	<i>Twinning-induced plasticity</i>
ULSAB	<i>Ultra-light steel auto body</i>
USIMINAS	Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A.

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO	1
1.1. Objetivos.....	3
1.1.1 Objetivo Geral.....	3
1.1.2 Objetivos Específicos.....	3
1.2. Justificativa	3
1.3. Contribuição técnico-científica do trabalho.....	5
1.4. Estrutura do trabalho.....	5
REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	1
2.1. Aços avançados de alta de resistência (AHSS)	1
2.1.1 Definição e classificação.....	1
2.1.2 Aços Dual Phase (DP)	4
2.1.3 Aços TRIP.....	6
2.2. Fadiga dos metais	9
2.2.1 Falha por fadiga.....	9
2.2.2 Aspectos macroscópicos e microscópicos da falha por fadiga	10
2.2.3 Comportamento cíclico dos materiais	13
2.2.4 Fadiga de alto ciclo e de baixo ciclo.....	20
2.2.5 Abordagem deformação-vida (ϵ -N)	21
2.3. Comportamento em fadiga dos AHSS	24
2.4. Revisão Norma ISO 12106 (ISO, 2017)	27
METODOLOGIA.....	31
3.1. Caracterização dos materiais.....	31
3.1.1 Composição química	32
3.1.2 Propriedades mecânicas.....	32

3.2. Fabricação dos CPs	32
3.3. Realização dos ensaios de fadiga por controle de deformação	35
3.4. Tratamento dos dados obtidos nos ensaios de fadiga por controle de deformação	39
3.5. Análises fractográficas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das superfícies de fratura dos CPs	41
RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
4.1. Caracterização dos materiais.....	43
4.2. Resultados dos ensaios de fadiga por controle de deformação	45
4.2.1 Resultados dos ensaios de fadiga dos aços DP.....	45
4.2.2 Comparativo entre os resultados dos ensaios de fadiga por controle de deformação dos aços DP	58
4.2.3 Resultados dos ensaios de fadiga dos aços TRIP	60
4.2.4 Comparativo entre os resultados dos ensaios de fadiga por controle de deformação dos aços TRIP	70
4.2.5 Comparativo entre os resultados dos cinco aços analisados	72
4.3. Análise de Microscopia Eletrônica de Varredura.....	74
4.3.1 DP780P	74
4.3.2 DP780M.....	76
4.3.3 DP780S	79
4.3.4 TRIP780	82
4.3.5 TRIP1000	85
4.3.6 Panorama geral da análise fractográfica pós-fadiga dos cinco aços	89
CONCLUSÕES	91
5.1. Sugestões para trabalhos futuros	92
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	93
ANEXO I – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO PAQUÍMETRO.....	97
ANEXO II – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO MICRÔMETRO DIGITAL.....	99
ANEXO III – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO TERMOHIGRÔMETRO	101
ANEXO IV – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO EXTENSÔMETRO	103

APÊNDICE A – DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA.....	105
APÊNDICE B – GRÁFICOS DE FORÇA VERSUS NÚMERO DE CICLOS.....	116
APÊNDICE C – TABELAS DO NÚMERO DE CICLOS PARA FRATURA E DO CICLO DE MEIA VIDA.....	136
APÊNDICE D – HISTERESES.....	138
APÊNDICE E – TABELAS DEFORMAÇÃO VERDADEIRA TOTAL, PLÁSTICA, ELÁSTICA E TENSÃO MÉDIA VERDADEIRA.....	158
APÊNDICE F – IMAGENS DOS CORPOS DE PROVA FRATURADOS.....	160
APÊNDICE G – AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO TORQUE DE APERTO DO DISPOSITIVO ANTIFLAMBAGEM SOBRE AS FORÇAS AXIAIS TRANSMITIDAS AO CP.....	170

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Quando um veículo está em operação, fatores como cargas de trabalho, condições climáticas, correntes de ar, estado da via e outros efeitos externos impõem carregamentos cíclicos às peças estruturais e aos outros componentes. Ao longo do tempo, o dano causado por esses carregamentos intermitentes, denominado de dano por fadiga, pode evoluir e levar a nucleação de microtrincas, que crescem e se propagam progressivamente até levar a fratura por fadiga do componente ou estrutura automotiva, resultando em falhas funcionais e, em situações críticas, colocar em riscos à integridade do motorista, passageiros e bens transportados (ZHU; ZHENG; ZHAO, 2019).

Nesse contexto, os ensaios laboratoriais e as análises da evolução do processo do dano por fadiga constituem uma das principais abordagens para a obtenção, interpretação e uso de dados experimentais para garantia da integridade estrutural. Diversos estudos têm sido realizados com o objetivo de desenvolver métodos que possibilitem a elaboração de planos acelerados de ensaio para determinação da vida em fadiga a partir das cargas atuantes nos componentes/estruturas, visando à confiabilidade estrutural (ZHU; ZHENG; ZHAO, 2019).

Progressos significativos em diversos campos, como energia, transporte, segurança e infraestrutura foram alcançados a partir do desenvolvimento de Aços Avançados de Alta resistência, em inglês *Advanced High Strength Steel* (AHSS), impulsionados pelas demandas conflitantes da indústria automotiva de melhorar simultaneamente a segurança em colisões e a economia de combustível (TASAN *et al.*, 2015).

De acordo com Asghari; Zarei-Hanzaki; Eskandari (2013), elevada ductilidade combinada a alta resistência mecânica pode ser obtida nos aços AHSS e essas propriedades os tornam especialmente atrativos para estruturas automotivas, onde também é necessário que os materiais e peças possuam elevada capacidade de absorção de energia quando

submetidos a impactos. A Figura 1.1.1 ilustra aplicações potenciais dos aços avançados na estrutura de um automóvel.

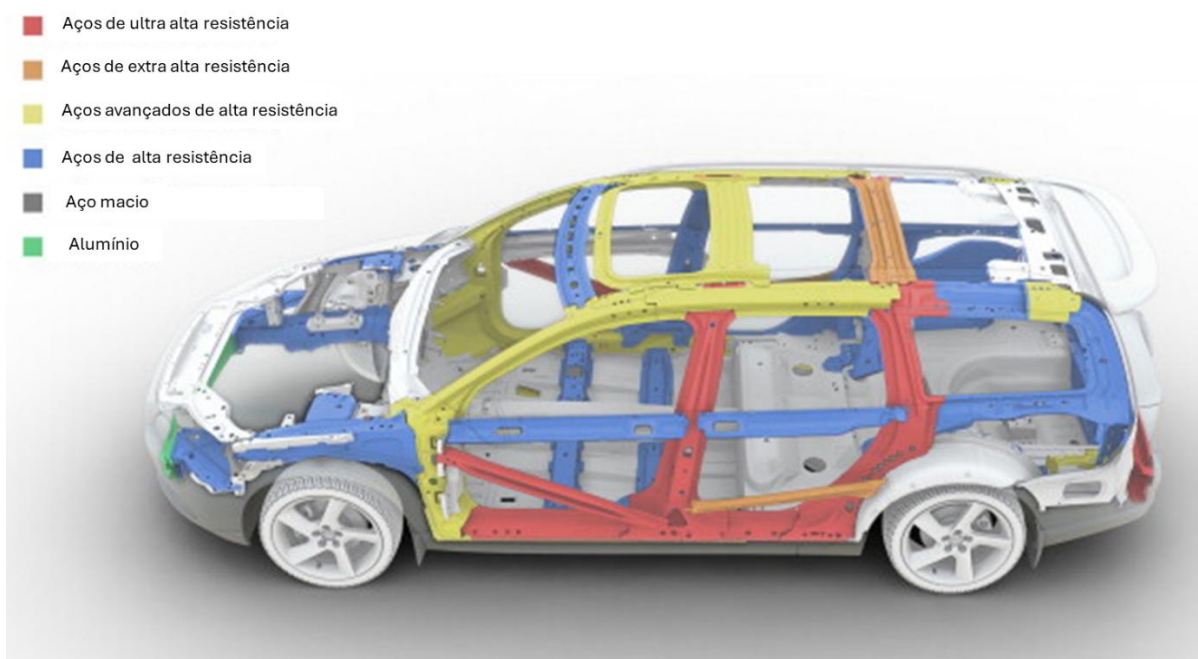


Figura 1.1.1 - Aplicações de aços avançados nas estruturas dos automóveis Fonte: Asghari; Zarei-Hanzaki; Eskandari (2013).

Segundo Kuziak; Kawalla; Waengler (2008), os principais motivos que justificam o uso crescente dos AHSS na indústria automotiva incluem:

- Redução da massa dos veículos, decorrente da utilização de chapas de menor espessura associadas à elevada resistência mecânica, o que resulta em menor consumo de combustível;
- Aumento da segurança dos passageiros, proporcionado pela melhoria da capacidade de absorção de energia em colisões;
- Intensa concorrência com materiais leves, como ligas de alumínio e magnésio, além de polímeros, no desenvolvimento de estruturas automotivas.

Nesse cenário, a validação estrutural de peças automotivas de segurança migrou para as simulações computacionais, com o objetivo de prever o desempenho e vida em fadiga do componente. Porém, faz-se necessária a obtenção experimental dos parâmetros que determinam o comportamento em fadiga (coeficientes relacionados à resistência e ductilidade) para que as simulações de carregamentos cíclicos, aos quais os componentes estarão sujeitos, sejam mais próximas da realidade.

1.1. Objetivos

1.1.1 Objetivo Geral

O presente estudo foi desenvolvido com o objetivo de estudar o comportamento em fadiga de diferentes aços AHSS de produção nacional e um importado, com a finalidade de aplicação para confecção de componentes de segurança em veículos automotivos.

1.1.2 Objetivos Específicos

- a) Determinar os parâmetros de fadiga para cinco tipos de aços de alta resistência, os quais três são aços *Dual Phase* (DP), quais sejam DP780U, DP780M e DP780S, e dois são aços *Transformation Induced Plasticity* (TRIP), quais sejam TRIP780 e TRIP1000. Dessa forma, serão determinados o coeficiente de resistência à fadiga (σ'_f), expoente de resistência à fadiga (b), coeficiente de ductilidade em fadiga (ϵ'_f) e expoente de ductilidade em fadiga (c) a partir da curva deformação-vida e das equações de Basquin e Coffin-Manson.
- b) A partir da curva tensão-deformação cíclica e da equação de Ramberg-Osgood, serão determinados os parâmetros coeficiente de resistência cíclica (H') e expoente de encruamento cíclico (n').
- c) Verificação da ocorrência de endurecimento ou amolecimento cíclico através da comparação entre o comportamento cíclico e o monotônico dos aços;
- d) Análise dos sítios de nucleação das trincas e do caminho da trinca;
- e) Estabelecer um ranqueamento entre os aços avaliados, destacando as principais vantagens e limitações de cada material.

1.2. Justificativa

Nos últimos anos, esforços significativos têm sido direcionados ao aumento da segurança veicular por meio da adoção de aços com maior resistência mecânica. Esse avanço não apenas contribui para a proteção dos ocupantes em situações de colisão, como também possibilita a redução da massa estrutural dos veículos, resultando em menor consumo de combustível e diminuição das emissões de CO₂. Nesse contexto, destacam-se os AHSS, em especial os aços DP e TRIP, amplamente empregados em componentes estruturais automotivos.

Os aços DP apresentam uma microestrutura bifásica constituída por ferrita e martensita, com frações de martensita que podem variar de aproximadamente 10 % a 90 %, conforme a aplicação. Já os aços TRIP possuem uma microestrutura mais complexa, composta por fases duras, como martensita e/ou bainita, dispersas em uma matriz ferrítica, além da presença de austenita retida, a qual se transforma em martensita durante a deformação plástica. Essa característica confere aos aços TRIP uma combinação singular de elevada resistência mecânica e elevada ductilidade. Em conjunto, os aços DP e TRIP apresentam propriedades mecânicas que os tornam particularmente adequados para aplicações estruturais que exigem simultaneamente resistência e capacidade de deformação.

A adoção desses materiais em componentes estruturais tem permitido reduções expressivas de massa e custo, com impactos diretos na eficiência energética e nas emissões veiculares (HU *et al.*, 2010). Um exemplo consolidado é o aço DP780, com limite de resistência à tração em torno de 780 MPa, amplamente utilizado na fabricação de reforços estruturais do *Body in White* (BIW), como o reforço da caixa de ar, conhecido como “aranha”, cuja função é aumentar a segurança do veículo em colisões laterais. Entretanto, apesar dos benefícios técnicos, a dependência de aços importados para esse tipo de aplicação eleva o custo final do conceito estrutural, muitas vezes inviabilizando sua adoção pelas montadoras e limitando a disseminação dessas tecnologias no mercado nacional.

Além disso, embora os AHSS contribuam significativamente para a redução de massa e aumento da segurança, os conjuntos estruturais dos veículos permanecem submetidos a carregamentos cíclicos variados ao longo de sua vida em serviço, condição que favorece a ocorrência de falhas por fadiga caso não haja um controle adequado de projeto e de processo (PAUL *et al.*, 2015). Para garantir a integridade estrutural e a durabilidade desses componentes, tornou-se cada vez mais comum o uso de modelos de simulação numérica capazes de prever o desempenho estrutural em condições próximas ao uso real. A confiabilidade dessas simulações, contudo, depende diretamente da qualidade dos parâmetros de fadiga do material, como coeficientes e expoentes que descrevem seu comportamento sob carregamento cíclico, os quais devem ser obtidos por meio de ensaios experimentais controlados.

Nesse sentido, a determinação experimental dos parâmetros de fadiga para aços DP e TRIP fabricados por usinas nacionais torna-se essencial. Essa avaliação permite comparações com materiais importados, qualificando o uso de alternativas nacionais em aplicações estruturais críticas. Além de fomentar a substituição de aços importados, tal abordagem possibilita a redução de custos e de massa dos componentes automotivos, sem comprometer a segurança veicular. Dessa forma, o presente estudo atende a uma necessidade técnica e econômica da indústria automotiva, ao mesmo tempo em que contribui

para o fortalecimento da competitividade da indústria nacional e para o desenvolvimento de projetos automotivos mais seguros e eficientes.

1.3. Contribuição técnico-científica do trabalho

Esta dissertação de mestrado faz parte de um projeto apoiado pelo programa Rota 2030, da Linha V – Biocombustíveis, Segurança Veicular e Propulsão Alternativa à Combustão, Eixo II – Condução segura e eficiente de veículos (Chamada Pública de PD&I 03/2022) e é intitulado “Avaliação do desempenho de aços avançados de alta resistência nacionais para uso em componentes de segurança veicular”, desenvolvido em parceria com o LTAD/UFU, USIMINAS, EESC/USP, POLI/USP, COSMA do Brasil e GM do Brasil. O objetivo do projeto é qualificar aços de produção nacional para aplicação em componentes de segurança veicular, visando à redução de massa e de custos na fabricação por meio da substituição de materiais importados por alternativas da indústria siderúrgica brasileira.

Dessa forma, este trabalho apresenta uma contribuição direta para a indústria nacional, uma vez que os resultados obtidos possuem aplicabilidade prática, especialmente no contexto da obtenção de parâmetros de fadiga voltados à alimentação e validação de simulações numéricas de componentes de segurança automotiva fabricados com os aços em estudo, fornecendo subsídios técnicos relevantes para a tomada de decisão no ambiente industrial.

No âmbito acadêmico, o trabalho também apresenta contribuição significativa, uma vez que originou dois trabalhos científicos decorrentes dos resultados aqui apresentados. O primeiro foi submetido e aprovado nos Anais do 25º Congresso Internacional de Engenharia Mecânica e Industrial, com o título “Avaliação do Comportamento em Fadiga do Aço DP800S em Controle de Deformação Axial” (SILVA *et al.*, 2025). O segundo trabalho foi submetido e aprovado nos Anais do 33º Simpósio do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, intitulado “Avaliação do Comportamento em Fadiga de Três Variantes do Aço DP780 em Controle de Deformação Axial” (CARVALHO *et al.*, 2025). Ademais, um trabalho será elaborado para publicação em periódico relevante na área.

1.4. Estrutura do trabalho

Para melhor compreensão do processo de estudo e pesquisa, este trabalho está organizado da seguinte forma:

No Capítulo II, é apresentada a revisão bibliográfica, com ênfase nos aços avançados de alta resistência, fadiga dos metais, com foco em fadiga de baixo ciclo, abordagem deformação–vida (ϵ –N), no comportamento em fadiga dos AHSS e na norma ISO 12106 (ISO, 2017).

No Capítulo III, descrevem-se as metodologias adotadas para a caracterização dos materiais, a fabricação dos corpos de prova (CPs), a realização dos ensaios de fadiga sob controle de deformação, o tratamento dos dados experimentais e, por fim, as análises fractográficas das superfícies de fratura por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

No Capítulo IV, são apresentados os resultados obtidos, acompanhados das respectivas discussões.

Por fim, no Capítulo V, são apresentadas as principais conclusões do trabalho, bem como as propostas para trabalhos futuros.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Este capítulo apresenta a revisão bibliográfica dos temas necessários para o desenvolvimento do trabalho, sendo estes: aços avançados de alta de resistência; fadiga dos metais com ênfase em fadiga de baixo ciclo e abordagem deformação–vida (ϵ –N); comportamento em fadiga dos AHSS e norma ISO 12106 (ISO, 2017).

2.1. Aços avançados de alta de resistência (AHSS)

2.1.1 Definição e classificação

Conforme Hilditch; De Souza; Hodgson (2015), o aço é o principal material utilizado em peças estruturais automotivas devido à sua versatilidade e custo. Os aços laminados empregados na indústria automotiva foram, tradicionalmente, selecionados por apresentarem boas características de conformabilidade, permitindo que fossem convenientemente estampados à temperatura ambiente nas formas dos componentes projetados. Esses aços iniciais possuíam uma microestrutura predominantemente ferrítica, resultando em níveis de resistência relativamente baixos e elevada ductilidade. O aumento da resistência do aço por meio de mecanismos como o endurecimento por solução sólida, o refinamento de grão e o endurecimento por precipitação normalmente resulta em uma redução da conformabilidade. Essa relação entre resistência e conformabilidade limitou, por muito tempo, o uso de aços de maior resistência (e, consequentemente, de chapas de menor espessura) na indústria automotiva.

A Figura 2.1.1 mostra a redução do alongamento com o aumento do limite de escoamento para uma variedade de aços, incluindo os aços de alta resistência convencionais

(HSS) atualmente utilizados em peças estruturais automotivas, como os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA) e os aços endurecíveis por cozimento (BH). Esses aços tradicionais apresentam resistência à tração inferior a 600 MPa. Na década de 1980, os aços de baixa resistência predominavam nas peças estruturais automotivas, sendo apenas uma pequena fração composta por aços laminados a quente de maior resistência (HILDITCH; DE SOUZA; HODGSON, 2015).

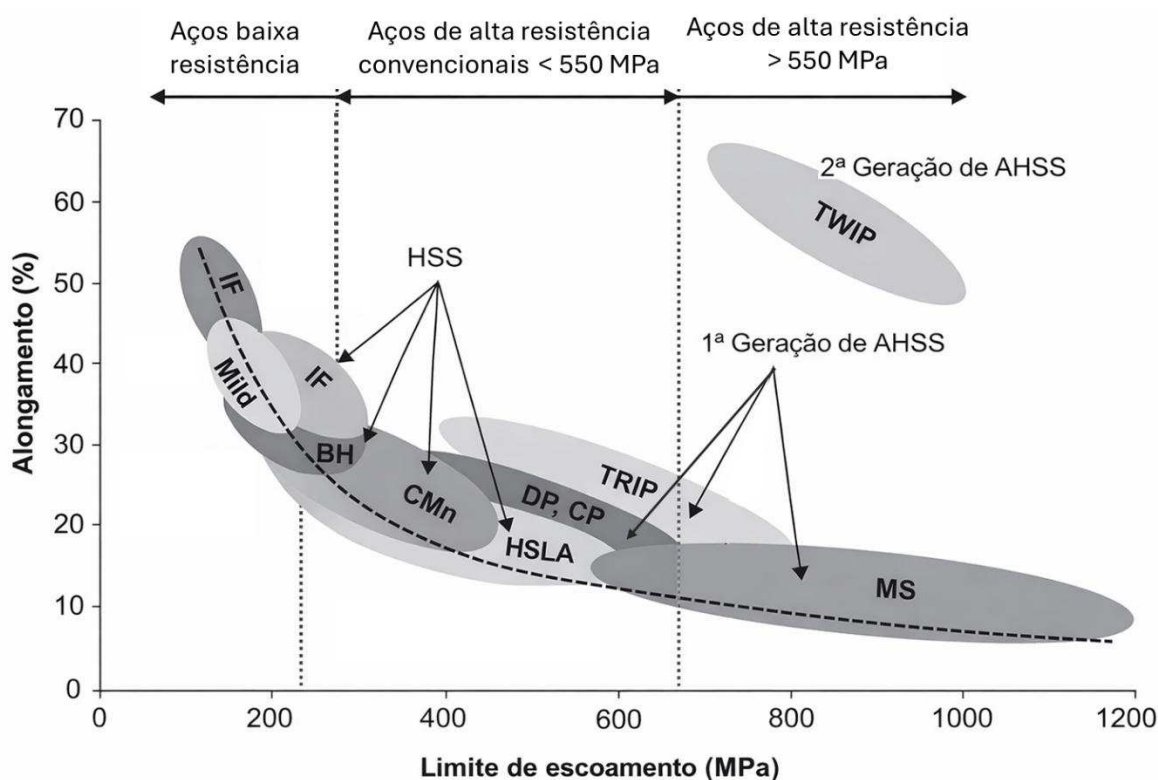


Figura 2.1.1 - Alongamento em função do limite de escoamento para as diferentes classes de aços laminados: AHSS, aços avançados de alta resistência; BH, aço de endurecimento por cozimento; CMn, aços carbono–manganês; CP, aços de fase complexa; DP, aços bifásicos; HSLA, aços de alta resistência e baixa liga; HSS, aços de alta resistência; IF, aços livres de elementos intersticiais; MS, aços martensíticos; TRIP, aços com plasticidade induzida por transformação e TWIP, aços com plasticidade induzida por maclação. Fonte: Hilditch; De Souza; Hodgson (2015).

Em 1994, o setor siderúrgico mundial iniciou um consórcio de produtores de aço denominado Ultra Light Steel Auto Body (ULSAB), cujo objetivo principal era o projeto de aços voltados à redução de massa veicular (AISI, 1998). A principal contribuição desse consórcio foi o surgimento de uma nova classe de materiais, os AHSS, caracterizados por microestruturas diferenciadas que combinam elevados níveis de resistência mecânica e

ductilidade, mantendo a compatibilidade com ferramental e métodos de estampagem já consolidados na indústria. Esse avanço possibilitou melhorias significativas no desempenho estrutural em ensaios de colisão, além de viabilizar a redução de massa dos veículos, uma vez que a maior resistência desses aços permite a fabricação de componentes com menores espessuras.

Os AHSS derivam suas propriedades de microestruturas complexas e multifásicas. Como esses aços são relativamente recentes, sua classificação difere daquela utilizada para os aços de alta resistência convencionais e foi desenvolvida pelo consórcio ULSAB. A prática atualmente aceita consiste na especificação conjunta do limite de escoamento e da resistência à tração, de acordo com o formato XX aaa/bbb, em que XX corresponde ao tipo de aço, aaa representa o valor mínimo do limite de escoamento, em MPa, e bbb o valor mínimo da resistência à tração, também em MPa.

Por exemplo, DP 280/600 designa um aço *dual phase* com limite de escoamento mínimo de 280 MPa e resistência à tração última mínima de 600 MPa (AHSS APPLICATION GUIDELINES, 2024).

Os AHSS podem ser distinguidos com base em suas propriedades de resistência, que podem ser, de forma aproximada, definidas como: limite de escoamento superior a 300 MPa e resistência à tração superior a 600 MPa. Em contraste com os aços de alta resistência convencionais, nos quais a ductilidade diminui com o aumento da resistência, os AHSS modernos combinam elevada resistência mecânica com boa conformabilidade e ductilidade (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

Segundo Kuziak; Kawalla; Waengler (2008), de maneira geral, esses aços podem ser classificados da seguinte forma:

- Aços de alta resistência com elevado potencial de absorção de energia, como os aços DP e TRIP, com resistência à tração inferior a 1000 MPa, destinados a suportar carregamentos dinâmicos típicos de impactos e colisões veiculares.
- Aços de resistência extremamente elevada, tipicamente aços martensíticos, com resistência à tração muito alta (> 1200 MPa), que proporcionam elevada rigidez e atuam como barreiras estruturais anti-intrusão e de transferência de carga, contribuindo para a proteção dos ocupantes do veículo.

Conforme o *AHSS Application Guidelines* (2024), a principal diferença entre os aços HSLA convencionais e os AHSS está em sua microestrutura. Os aços HSLA convencionais são aços monofásicos ferríticos, podendo apresentar alguma quantidade de perlita no caso dos aços carbono-manganês (C–Mn). Em contraste, os AHSS são predominantemente aços com microestrutura multifásica, contendo uma ou mais fases além da ferrita, perlita ou

cementita — por exemplo, martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida, em quantidades suficientes para conferir propriedades mecânicas diferenciadas.

Os AHSS de Terceira Geração AHSS baseiam-se nos desenvolvimentos anteriores dos AHSS de primeira geração (DP, TRIP, CP, MS) e dos AHSS de segunda geração (TWIP), com o início de sua comercialização em escala global por volta de 2020. Os AHSS de terceira geração são aços multifásicos projetados para apresentar conformabilidade aprimorada, avaliada por meio de ensaios de tração, borda cortada e/ou dobramento. De modo geral, esses aços dependem da presença de austenita retida em uma matriz de bainita ou martensita, podendo ainda conter determinadas frações de ferrita e/ou precipitados, todos distribuídos em proporções e morfologias específicas, de forma a proporcionar esse conjunto aprimorado de propriedades mecânicas (AHSS APPLICATION GUIDELINES, 2024).

2.1.2 Aços Dual Phase (DP)

Os aços do tipo DP apresentam uma microestrutura composta por ilhas de martensita distribuídas em uma matriz de ferrita, conforme ilustrado na Figura 2.1.2, conferindo ao material uma combinação de ductilidade e resistência. Uma micrografia constituída por ferrita e martensita é mostrada na Figura 2.1.3. A ferrita, sendo a fase macia, é responsável pelo baixo limite de escoamento e boa conformabilidade, enquanto a martensita confere elevada resistência mecânica (HILDITCH; DE SOUZA; HODGSON, 2015).

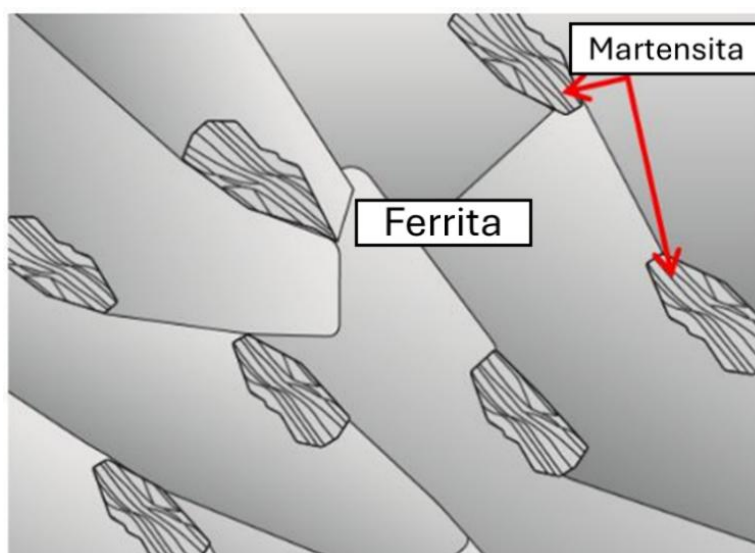


Figura 2.1.2 - Esquema de uma microestrutura de aço DP, mostrando ilhas de martensita em uma matriz de ferrita. Fonte: (AHSS Application Guidelines, 2024).

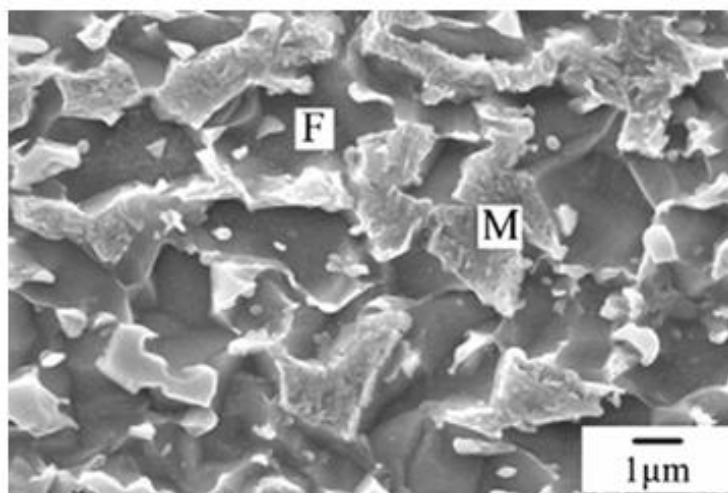


Figura 2.1.3 - Imagem de microscopia eletrônica de varredura de uma microestrutura de aço DP, mostrando ferrita (F) e martensita (M). Fonte: Kang *et al* (2013).

Essa microestrutura possibilita alcançar valores de resistência à tração tipicamente situados entre 500 MPa e 1200 MPa. Em determinadas aplicações, a presença do constituinte bainita também pode ser desejável na microestrutura dos aços DP. As principais características que governam o comportamento mecânico dessa estrutura bifásica incluem a forma, as dimensões, a fração e a distribuição das fases ferrítica e martensítica, bem como o teor de carbono da martensita e a fração volumétrica de austenita retida. Quando a fração volumétrica de martensita ultrapassa 20 %, os aços DP passam a ser frequentemente classificados como parcialmente martensíticos (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

A fração de martensita nos aços DP pode variar de 10 % a 90 %, dependendo da aplicação, sendo que a resistência à tração e o limite de escoamento dos aços DP aumenta com o aumento da fração volumétrica de martensita. Os graus de menor resistência possuem aproximadamente 20 % de martensita (DAVIES, 1978 apud HILDITCH; DE SOUZA; HODGSON, 2015).

A microestrutura típica dos aços DP confere vantagens em relação aos aços HSS convencionais, uma vez que a resistência mecânica é predominantemente controlada pela quantidade de martensita, enquanto a ductilidade depende do tamanho e da distribuição dessa fase. Além disso, esses aços não apresentam um escoamento bem definido, possuem baixa razão entre resistência à tração e limite de escoamento (em torno de 0,5) e elevada capacidade de encruamento (alto valor do expoente n), especialmente nos estágios iniciais da deformação plástica. Como consequência, os aços DP não são, em geral, os materiais mais adequados para aplicações que demandam alta estampabilidade, apresentando

também valores reduzidos de razão de expansão de furo, conforme reportado por Kuziak; Kawalla; Waengler (2008).

A composição química típica dos aços DP inclui cerca de 0,1 % de carbono e 1,5 % de manganês, elementos fundamentais para garantir a temperabilidade necessária e evitar a formação de fases indesejadas, como perlita ou bainita. Essas características fazem dos aços DP uma escolha comum em aplicações automotivas que exigem elevada resistência mecânica combinada à boa conformabilidade, como colunas estruturais, longarinas e zonas de absorção de impacto (HILDITCH; DE SOUZA; HODGSON, 2015).

Segundo Tasan *et al.* (2015), para alcançar as microestruturas desejadas, os aços DP normalmente contêm 0,06 – 0,15 % em massa de C e 1,5 – 3 % de Mn (o primeiro reforça a martensita, o segundo provoca endurecimento por solução sólida na ferrita, e ambos estabilizam a austenita), além de Cr e Mo (para retardar a formação de perlita ou bainita), Si (para promover a transformação ferrítica) e V e Nb (para endurecimento por precipitação e refinamento microestrutural).

2.1.3 Aços TRIP

Os aços TRIP são aços que possuem microestrutura multifásica, composta por ferrita (50–55 % em volume), bainita (30–35 % em volume), austenita retida (7–15 % em volume) e, possivelmente, martensita (1 – 5 % em volume) (KUZIYAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008). A Figura 2.1.4 apresenta um esquema da microestrutura de um aço TRIP, enquanto a Figura 2.1.5 mostra uma micrografia de uma amostra real de aço TRIP.

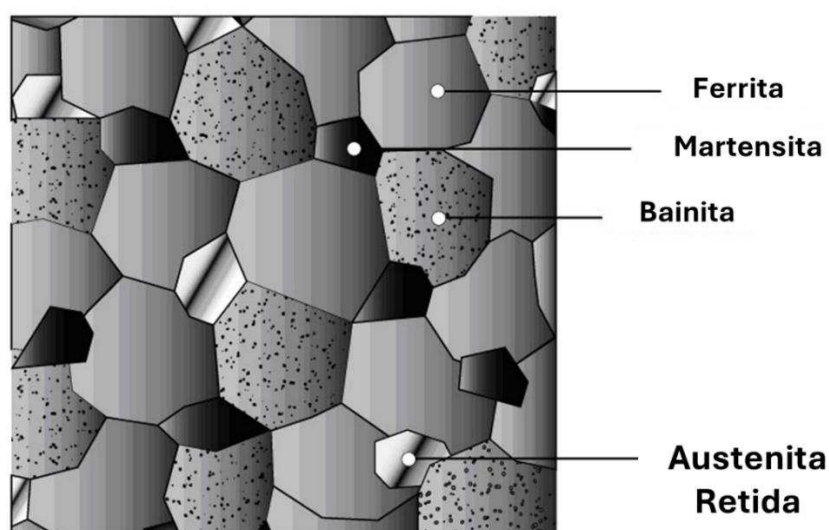


Figura 2.1.4 - Esquema de uma microestrutura de aço TRIP, mostrando uma matriz de ferrita, com martensita, bainita e austenita retida como fases adicionais. Fonte: (AHSS Application Guidelines, 2024).

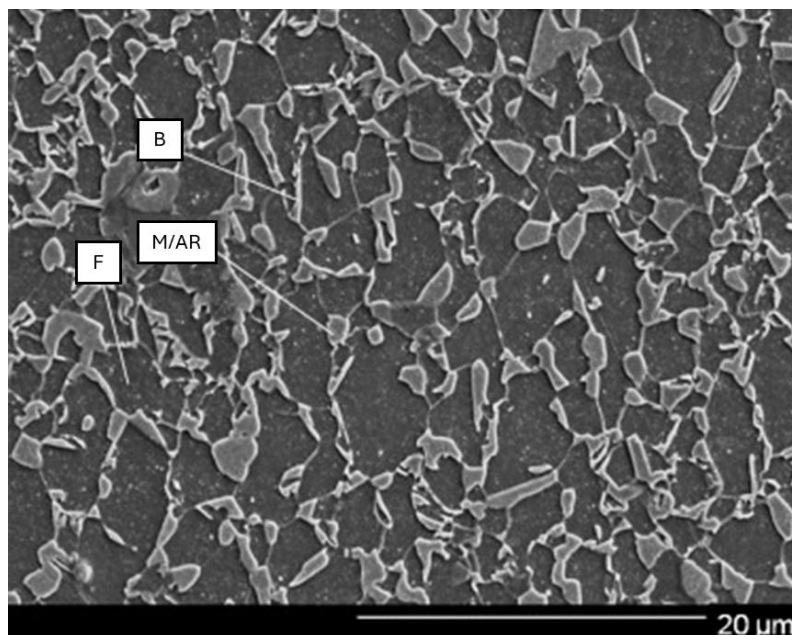


Figura 2.1.5 - Imagem de microscopia eletrônica de varredura da microestrutura de um aço TRIP, mostrando bainita (B), martensita (M) e austenita retida (AR) em uma matriz ferrítica (F). Fonte: Chiang *et al.* (2011).

De acordo com Soleimani; Kalhor; Mirzadeh (2020), o efeito de plasticidade induzida por transformação em AHSS pode ser definido como a transformação da austenita (retida) em martensita durante a deformação plástica, visando o aumento tanto da resistência quanto da ductilidade. Essa transformação aumenta substancialmente a taxa de encruamento e fortalece o material na região da seção que experimentou maior deformação, e, portanto, interrompe a deformação dessa região. Isso leva ao adiamento do estiramento, o que resulta na observação de um alto equilíbrio entre resistência e ductilidade.

A austenita retida é o constituinte de fase mais importante, pois durante a deformação transforma-se em martensita, atuando na inibição do estiramento, conforme ilustrado esquematicamente na Figura 2.1.6 (SOLEIMANI; KALHOR; MIRZADEH, 2020).

Kuziak; Kawalla; Waengler, (2008) destacam que os aços TRIP são caracterizados por um teor relativamente baixo de elementos de liga. Por exemplo, nos aços TRIP atuais com resistência à tração em torno de 800 MPa, o teor total de elementos de liga é de aproximadamente 3,5 % em massa. Assim, a seleção adequada dos elementos de liga e das quantidades necessárias para se obter as propriedades desejadas constitui uma etapa crítica no projeto da liga.

O teor de carbono nos aços TRIP atuais é limitado a 0,20 – 0,25 % em massa devido a questões de soldabilidade. O manganês é um estabilizador de austenita, é solúvel na cementita, diminuindo a temperatura de transformação inicial da cementita. Também diminui a atividade do carbono na austenita e ferrita e aumenta a solubilidade do carbono na ferrita. O silício, ao contrário, aumenta significativamente a atividade de carbono tanto na ferrita quanto na austenita e diminui sua solubilidade na ferrita. No entanto, é importante notar que

o Si retarda a cinética da transformação bainítica. Como resultado, os aços TRIP laminados a frio devem ser ainda recozidos, permitindo que o longo estágio de austêmpera seja realizado (KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

Os aços TRIP disponíveis abrangem aproximadamente a mesma faixa de resistência à tração que os aços DP (500 – 1000 MPa). Os graus de maior resistência dos aços TRIP normalmente retêm maiores quantidades de austenita e de outros produtos de transformação (bainita e/ou martensita), e, conseqüentemente, apresentam menor fração de ferrita de baixa resistência. Embora os aços TRIP possuam limite de escoamento mais elevado do que os aços DP para um mesmo valor de resistência à tração última, eles também exibem maiores alongamentos. A taxa instantânea de encruamento dos aços TRIP é inferior à dos aços DP em baixas deformações; contudo, a ductilidade aprimorada resulta em um aumento da taxa de encruamento com o aumento da deformação, enquanto, nos aços DP, essa taxa tende a diminuir.

2.2. Fadiga dos metais

2.2.1 Falha por fadiga

De acordo com Dowling (2018), a falha de um componente ou estrutura ocorre quando esta deixa de cumprir a função para a qual foi projetada. Esse conceito é abrangente e está diretamente relacionado ao ambiente de operação do sistema, ao nível de responsabilidade de sua aplicação e ao desempenho esperado, entre outros fatores.

A falha por deformação, por sua vez, ocorre quando há alterações significativas nas dimensões ou na forma de um componente estrutural, comprometendo ou inviabilizando sua função. Normalmente, esse tipo de falha é associado a deflexões excessivas, ocasionadas por tensões que ultrapassam o limite de escoamento do material. Nesses casos, é possível substituir o componente antes que ocorra uma fratura. Esse tipo de falha se caracteriza pela formação de trincas que se propagam até dividir o componente em duas ou mais partes (DOWLING, 2018). Assim, no desenvolvimento de projetos estruturais, é fundamental considerar as condições ambientais e operacionais às quais a estrutura estará submetida, para prevenir esses tipos de falhas.

Garcia *et al.* (2012) afirmam que quando submetidos a tensões variáveis ou repetidas, ou seja, a carregamentos cíclicos, os componentes fabricados de materiais metálicos podem fraturar sob níveis de tensão significativamente inferiores àqueles obtidos em ensaios estáticos de tração, compressão ou torção. A fratura que ocorre sob essas condições dinâmicas é denominada falha por fadiga e manifesta-se após um período prolongado de

operação do componente. Com o avanço tecnológico e a crescente aplicação de componentes e equipamentos em setores como as indústrias automotiva e aeronáutica, nos quais os materiais são continuamente expostos a esforços dinâmicos e vibrações, a fadiga passou a ser responsável por mais de 90 % das falhas em serviço de componentes metálicos.

Os componentes fabricados de materiais metálicos podem falhar quando submetidos a carregamentos cíclicos. A fratura final de um componente em serviço ocorre, de modo geral, em três estágios distintos: (1) nucleação da trinca, (2) propagação cíclica da trinca, fenômeno lento, e (3) falha catastrófica, fenômeno rápido. A Figura 2.2.1 apresenta um esquema representativo de superfícies fraturadas por fadiga, ilustrando as diferentes etapas do processo de fratura por fadiga (GARCIA *et al*, 2012).

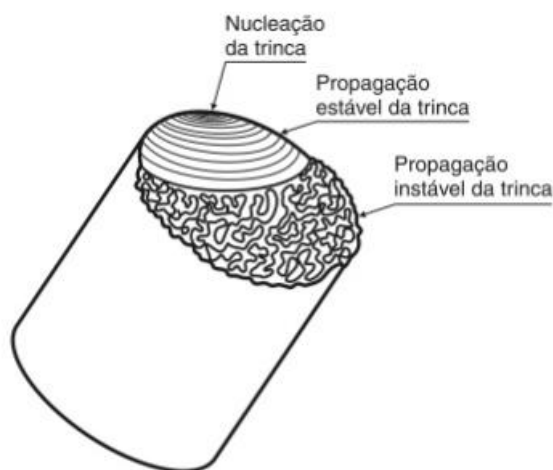


Figura 2.2.1 - Esquema das etapas do processo de fratura por fadiga. Fonte: Garcia *et al*. (2012).

2.2.2 Aspectos macroscópicos e microscópicos da falha por fadiga

Duggan e Byrne (1977) destacam que uma fratura por fadiga geralmente consiste em duas regiões distintas, a saber, a zona de fadiga e a zona de fratura final. A zona de fadiga é decorrente da propagação da trinca e, devido às aberturas e aos fechamentos contínuos da trinca, essa região apresenta um aspecto liso, isto é, uma topografia suave. A zona de fratura final, por outro lado, é resultante de uma fratura súbita e apresenta um aspecto grosseiro. Baixos níveis de carregamentos resultam em uma elevada razão entre a zona de fadiga e a zona de fratura final, enquanto altos níveis resultam em baixa razão entre a zona de fadiga e a zona de fratura final; a Figura 2.2.2 ilustra esse comportamento de forma esquemática para um CP com seção transversal circular.

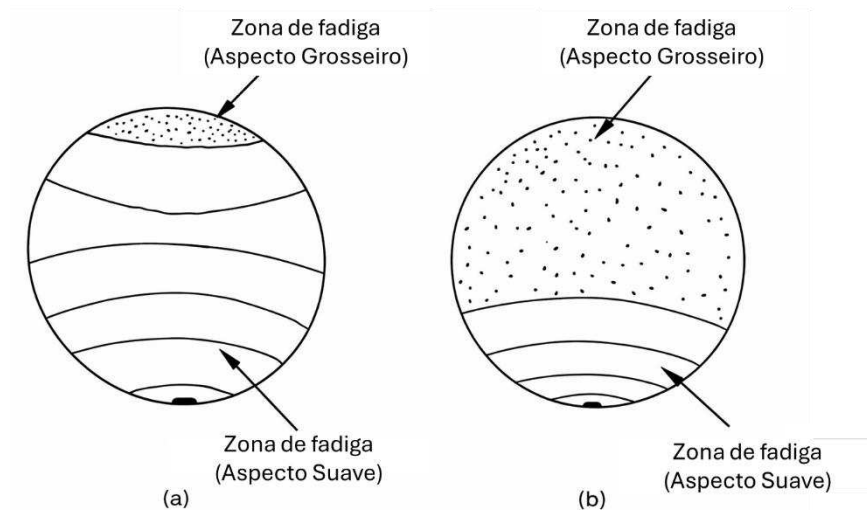


Figura 2.2.2 - Esquema dos aspectos da fratura por fadiga: a) Baixa carga; b) Alta carga. Fonte: Duggan e Byrne (1977).

A falha geralmente se inicia na superfície externa, principalmente porque é nela que ocorre a máxima tensão ou amplitude de deformação (seja devido a um gradiente de tensão ou deformação associado ao tipo de carregamento, seja devido a uma concentração de tensões decorrente da configuração geométrica), mas também porque na superfície externa existem grãos não suportados que introduzem fragilidades locais. A forma da zona de fratura final (por vezes denominada zona de ruptura instantânea) depende da natureza do carregamento e da geometria dos componentes, podendo ainda ser influenciada por fatores como o endurecimento superficial, caso em que é possível que a falha por fadiga seja iniciada abaixo da superfície (DUGGAN; BYRNE, 1977).

Linhas curvas concêntricas em torno da origem da trinca, denominadas *beach marks* (marcas de praia), estão frequentemente presentes e indicam o progresso da trinca em diferentes estágios. As marcas de praia indicam alterações na textura da superfície de fratura resultantes do retardo ou da aceleração do crescimento da trinca, o que pode ocorrer devido a variações no nível de tensão, na temperatura ou no ambiente químico. Ademais, a análise microscópica das superfícies de fratura por fadiga em materiais dúcteis frequentemente revela a presença de marcas deixadas pelo avanço da trinca a cada ciclo de carregamento. Essas marcas são denominadas *striations* (estrias de fadiga) (DOWLING, 2018).

O trabalho de Sharma; Oh; Ahn (2020) mostra que as superfícies fraturadas por fadiga após a falha são avaliadas por meio de diferentes tipos de características superficiais, denominadas padrões ondulados de marcas de praia e estrias de fadiga. Essas características indicam a posição da ponta da trinca, a qual se manifesta como cristas concêntricas que se afastam do sítio de nucleação da trinca. As marcas de praia podem ser

observadas a olho nu, possuem dimensões macroscópicas e estas somente ocorrem em situações de carregamentos de amplitudes variáveis. Microscopicamente, é possível identificar ainda a presença de trincas secundárias e estrias de fadiga bem definidas, conforme mostrado nas Figura 2.2.3(a–e). Cada marca de praia indica um período durante o qual ocorre o crescimento da trinca, enquanto as estrias de fadiga, observadas na fractografia por fadiga, constituem características microscópicas que só podem ser visualizadas por meio de microscopia eletrônica. Destaca-se que milhares de estrias podem estar contidas dentro de uma única marca de praia.

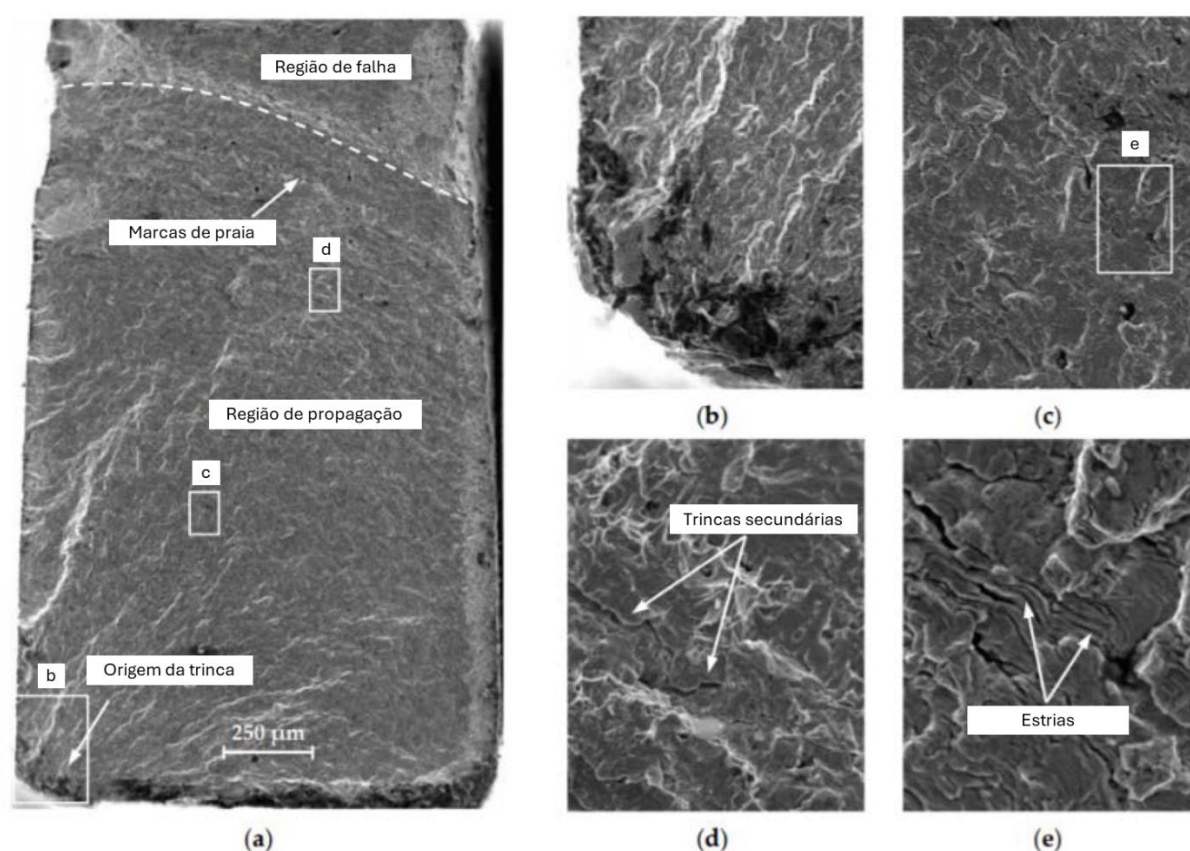


Figura 2.2.3 - Superfícies de fratura de um mini-CP confeccionado em aço S235JR: (a) visão geral da superfície; (b) origem da trinca; (c) região de propagação; (d) trincas secundárias; (e) marcas de estrias de fadiga. Fonte: Tomaszewski (2020).

As superfícies de fratura de todos os CPs submetidos a amplitudes de carga semelhantes apresentam três regiões distintas: a origem da trinca, a região de propagação e a região de fratura final (Figura 2.2.3a). Observa-se que a iniciação da trinca ocorre diretamente na quina do CP ou em sua proximidade. As trincas iniciaram-se na superfície do CP a partir de um ponto bem definido, no qual ocorre deformação plástica local (Figura 2.2.3b). A região ao redor da origem da trinca apresenta uma aparência de grão fino e baixa

rugosidade, resultante da velocidade de propagação da trinca e do atrito entre as superfícies da trinca. À medida que o número de ciclos aumenta, a trinca se propaga, formando a região de propagação (Figura 2.2.3c). A extensão dessa região aumenta com a diminuição da amplitude de carga, o que implica um aumento do comprimento da fratura principal e, conseqüentemente, da vida em fadiga. A fratura do CP ocorre de forma súbita quando este não é mais capaz de suportar a carga aplicada, dando origem à região de fratura final. As marcas de praia são visíveis à frente da região de fratura final, indicando a taxa de crescimento da trinca por fadiga. Também podem ser observadas trincas secundárias (Figura 2.2.3d). Partículas finas não dissolvidas e inclusões podem inibir a propagação da trinca e provocar a formação de estrias de fadiga na superfície de fratura. Em amplitudes de carga mais elevadas, essas partículas e inclusões resultam em estrias mais profundas na superfície (Figura 2.2.3e). Com a redução da amplitude de carga, a profundidade das estrias também diminui (TOMASZEWSKI, 2020).

Segundo Garcia *et al.* (2012), a literatura descreve quatro micromecanismos principais associados à fratura por fadiga:

- ruptura com alvéolos ou dimples (coalescência de microvazios): fratura dútil; fratura com sobrecarga;
- formação de estrias dúcteis: crescimento subcrítico;
- clivagem ou quase clivagem: fratura frágil; fratura prematura ou sobrecarga; quase clivagem por fragilização por hidrogênio;
- fratura intergranular: fragilização do contorno de grão (por segregação ou precipitação); crescimento subcrítico (tensão–corrosão ou fragilização por hidrogênio).

2.2.3 Comportamento cíclico dos materiais

De acordo com Dowling (2018), na maioria das aplicações práticas e dos ensaios de fadiga predominam carregamentos cíclicos caracterizados por valores constantes de tensão máxima e mínima, σ_{max} e σ_{min} , respectivamente. A diferença entre esses valores define a variação de tensão ($\Delta\sigma$) enquanto a média aritmética corresponde à tensão média (σ_m); a amplitude de tensão (σ_a) é obtida como metade dessa variação, conforme expresso nas Eqs. (2.1) a (2.3). A Figura 2.2.4 ilustra esses parâmetros para um carregamento cíclico de forma senoidal. Outro parâmetro relevante é a razão de tensões, R (Eq. 2.4).

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (2.1)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad (2.2)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (2.3)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.4)$$

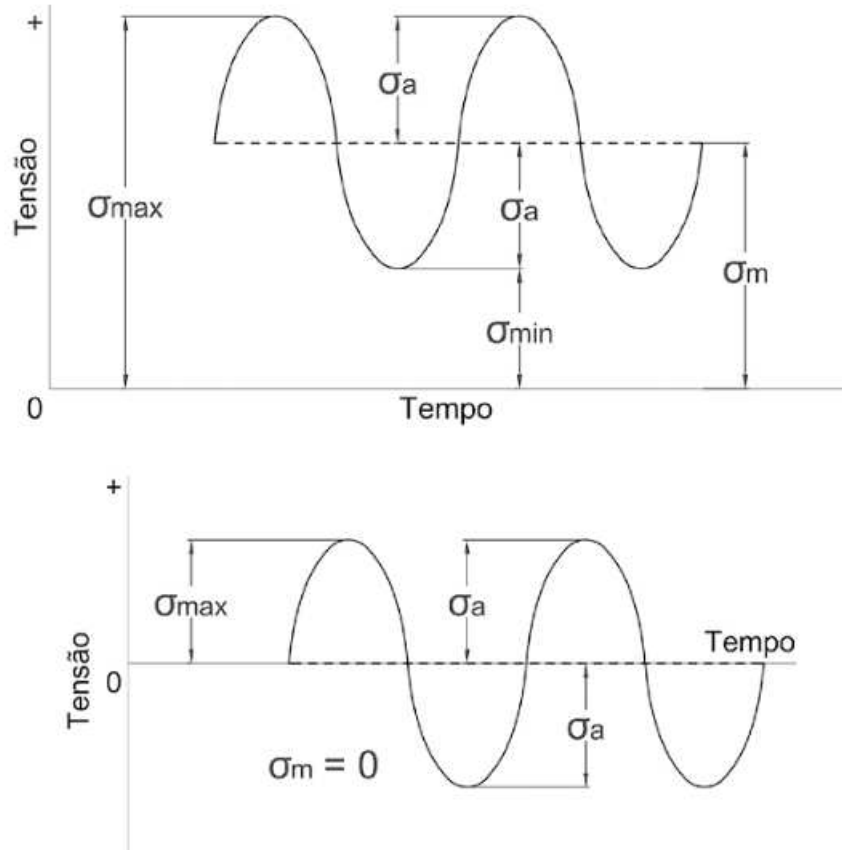


Figura 2.2.4 - Exemplos de cargas senoidais típicas com as correspondentes indicações das tensões existentes. Fonte: Almeida (2024).

A curva tensão–deformação monotônica inicial pode ser baseada nas relações tensão–deformação de engenharia ou tensão–deformação verdadeira. A tensão nominal de engenharia, S , em um CP submetido a ensaio uniaxial, é definida pela Eq. (2.5), onde P é a força axial aplicada e A_0 é a área inicial da seção transversal. A tensão verdadeira, σ , nesse mesmo CP, é dada pela Eq. (2.6), onde A é a área instantânea da seção transversal. A tensão verdadeira em tração é maior que a tensão de engenharia, uma vez que a área da seção transversal diminui durante o carregamento (STEPHENS *et al.*, 2001).

$$S = \frac{P}{A_0} \quad (2.5)$$

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (2.6)$$

A deformação de engenharia, e , é baseada no comprimento inicial do extensômetro (*gage length*) e é definida pela Eq. (2.7), onde l é o comprimento instantâneo do extensômetro e Δl é a variação em relação ao comprimento inicial, l_0 . A deformação verdadeira ε , é baseada no comprimento instantâneo do extensômetro e é dada pela Eq. (2.8).

$$e = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (2.7)$$

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} \text{ ou } \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad (2.8)$$

Assumindo a condição de volume constante durante a deformação plástica, podem ser derivadas as relações entre a tensão de engenharia e a tensão verdadeira, Eq. (2.9), e entre a deformação de engenharia e a deformação verdadeira, Eq. (2.10) (STEPHENS *et al.*, 2001).

$$\sigma = S(1 + e) \quad (2.9)$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{A_0}{A}\right) = \ln(1 + e) \quad (2.10)$$

O comportamento representativo das curvas tensão–deformação de engenharia e verdadeira é apresentado na Figura 2.2.5. A região elástica também foi representada em escala ampliada, a fim de evidenciar com maior clareza o limite de escoamento e o módulo de elasticidade.

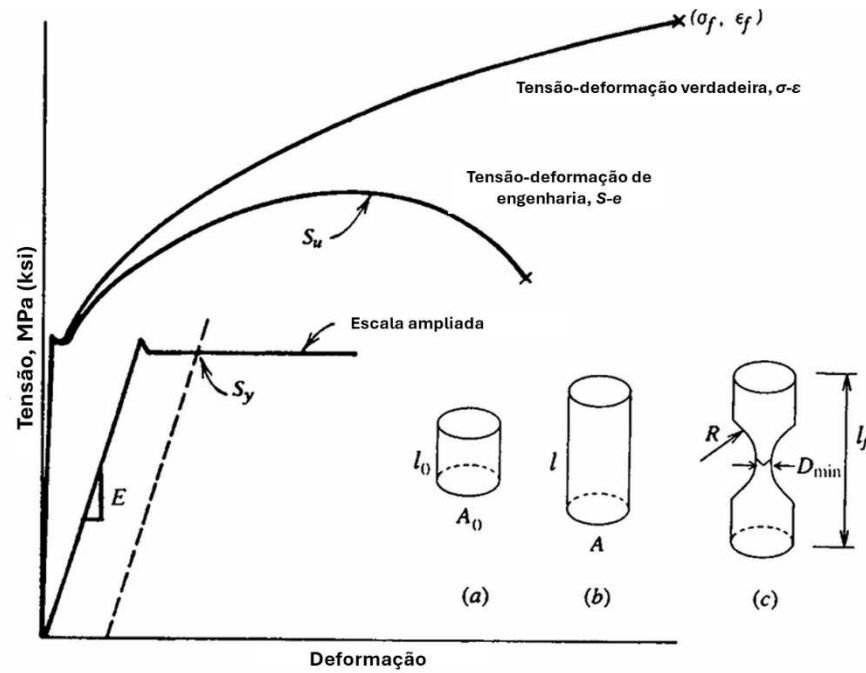


Figura 2.2.5 – Tensão-deformação verdadeira e de engenharia. (a) Seção original do CP. (b) Seção do CP alongada de forma uniforme. (c) Seção do CP na fratura com estricção. Fonte: Stephens *et al.* (2001).

Para muitos metais, conforme descrito por Stephens *et al.* (2001), o gráfico da tensão verdadeira em função da deformação plástica verdadeira, representado em coordenadas log-log, resulta em uma relação linear. Eq. (2.11). Essa relação pode ser representada por uma função do tipo potência, na qual H é o coeficiente de resistência plástica (intercepto de tensão para $\epsilon_p = 1$ e n é o expoente de encruamento (inclinação da reta). O valor do expoente n fornece uma medida do comportamento de encruamento do material, assumindo geralmente valores entre 0 e 0,5.

$$\sigma = H\epsilon_p^n \quad (2.11)$$

A deformação verdadeira total ϵ_a é então dada pela soma das contribuições elástica ϵ_e e plástica ϵ_p , Eq. (2.12). Esse tipo de relação entre tensão verdadeira e deformação verdadeira é frequentemente denominado relação de Ramberg–Osgood.

$$\epsilon_a = \epsilon_e + \epsilon_p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{H}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.12)$$

De forma semelhante à deformação monotônica em um ensaio de tração, um gráfico da amplitude de tensão verdadeira (σ_a), em função da amplitude de deformação plástica verdadeira, em coordenadas log-log, resulta, para a maioria dos metais, em uma curva linear representada pela função potência da Eq. (2.13), em que H' e n' são, respectivamente, o coeficiente de resistência cíclica e o expoente de encruamento cíclico. Substituindo a amplitude de deformação plástica obtida a partir da Eq. (2.13) na Eq. (2.12), obtém-se a equação tensão-deformação cíclica, representada pela relação de Ramberg-Osgood (Eq. 2.14). O valor de n' situa-se, para a maioria dos metais, entre aproximadamente 0,05 e 0,25.

$$\sigma_a = H' \left(\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (2.13)$$

$$\varepsilon_a = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta \sigma}{2H'} \right)^{\frac{1}{n'}} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{H'} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (2.14)$$

Conforme discutido por Dowling (2018), o ensaio cíclico tensão-deformação mais utilizado consiste na aplicação de um ciclo completamente reverso ($R = -1$), entre limites constantes de deformação, conforme ilustrado na Figura 2.2.6. Inicialmente, define-se uma amplitude de deformação, $\varepsilon_a = \Delta \varepsilon / 2$, e o CP é carregado axialmente até atingir a deformação máxima em tração, $\varepsilon_{\max} = +\varepsilon_a$. Em seguida, o sentido do carregamento é invertido até alcançar a deformação mínima, $\varepsilon_{\min} = -\varepsilon_a$, prosseguindo-se o ensaio com inversões sucessivas do carregamento sempre que esses limites são atingidos.

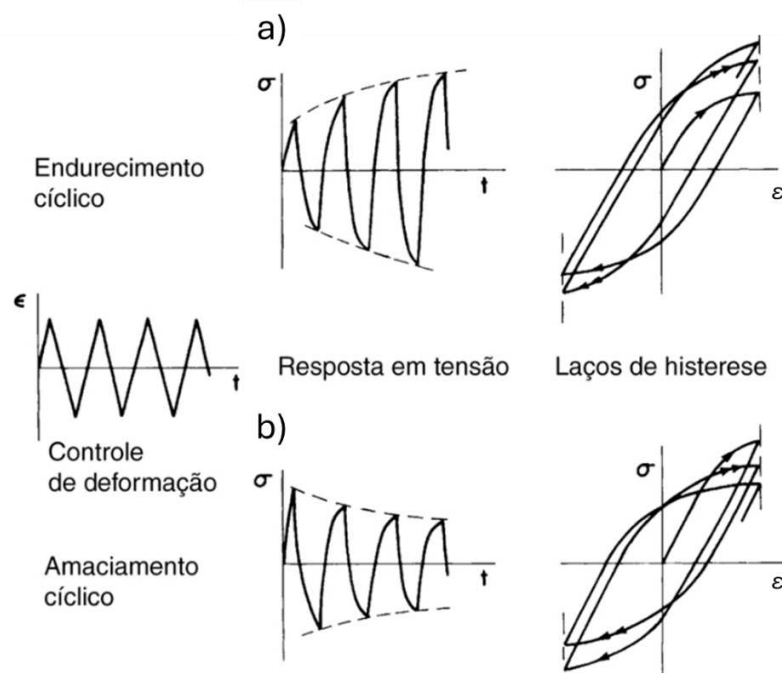


Figura 2.2.6 - Ensaio de deformação controlada totalmente reverso e duas possíveis respostas em termos de tensão: a) endurecimento cíclico e b) amolecimento cíclico. Fonte: Dowling (2018).

Tais ensaios cíclicos são executados até ocorrer falha de fadiga. As tensões necessárias para atingir os limites de deformação, normalmente, mudam ao longo do ensaio. Alguns materiais exibem um endurecimento cíclico, o que significa que as tensões aumentam, como mostrado na Figura 2.2.6(a). Outros exibem um amolecimento cíclico, ou uma diminuição na tensão com números crescentes de ciclos, como também na Figura 2.2.6(b).

De modo geral, metais que apresentam expoente de encruamento cíclico elevado ($n > 0,15$) tendem a exibir endurecimento cíclico, enquanto materiais com valores mais baixos desse expoente ($n < 0,15$) são mais propensos ao amolecimento cíclico. Uma abordagem adicional amplamente empregada para avaliar esse comportamento consiste na análise da razão entre o limite de resistência à tração (σ_u) e o limite de escoamento do material (σ_y), como expressos pela Eq. (2.15), a qual expressa o endurecimento cíclico e pela Eq. (2.16), a qual expressa o amolecimento cíclico. Relações compreendidas entre 1,2 e 1,4 caracterizam a condição de o material manter-se estável (ALMEIDA, 2024).

$$\frac{\sigma_u}{\sigma_y} > 1,4 \rightarrow \text{Endurecimento Cíclico} \quad (2.15)$$

$$\frac{\sigma_u}{\sigma_y} < 1,2 \rightarrow \text{Amolecimento Cíclico} \quad (2.16)$$

Em metais de engenharia, o endurecimento ou amolecimento cíclico é geralmente rápido no início, mas a mudança entre os ciclos diminui, à medida que mais ciclos são submetidos ao material. Muitas vezes, o comportamento torna-se aproximadamente estabilizado, de forma que mudanças posteriores são pequenas. Se a variação tensão-deformação durante o comportamento cíclico estável é traçada, forma-se um ciclo (laço) fechado de histerese em cada ciclo, como indicado na Figura 2.2.7.

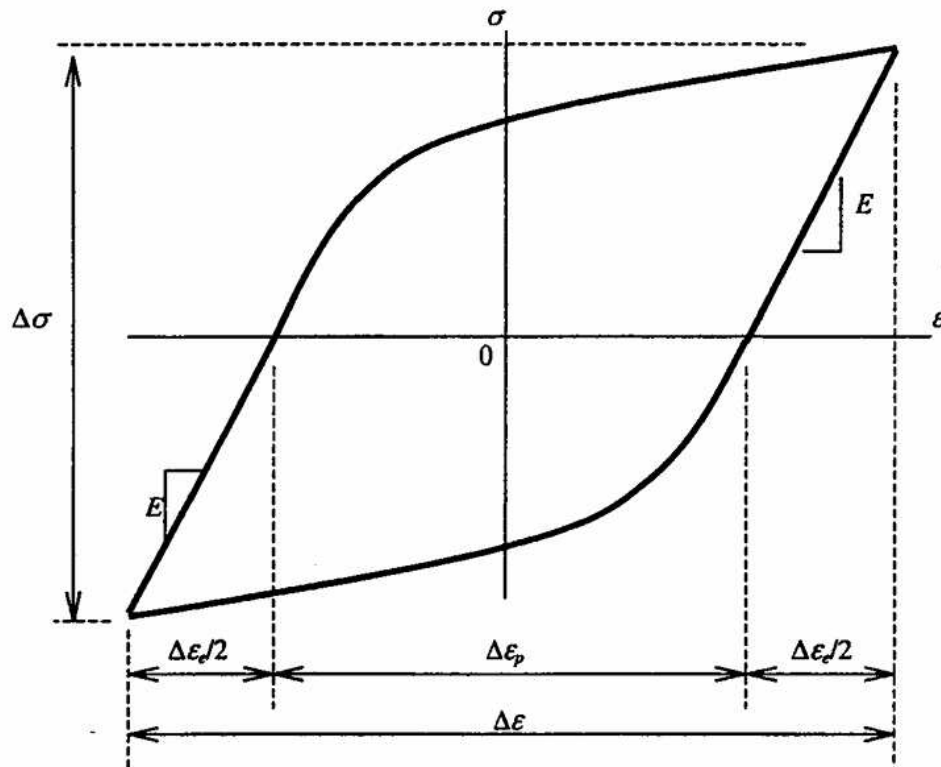


Figura 2.2.7 – Laço de histerese. Fonte: Stephens *et al.* (2001).

Os ciclos de histerese obtidos aproximadamente na metade da vida em fadiga são, por convenção, utilizados para representar o comportamento cíclico estabilizado do material. Esses laços, determinados para diferentes amplitudes, podem ser representados conjuntamente no plano σ - ϵ , permitindo a definição da curva cíclica tensão-deformação (Figura 2.2.8), a qual relaciona as amplitudes de tensão e deformação sob carregamento cíclico. As curvas descritas pela equação de Ramberg-Osgood possuem esse caráter e são, portanto, comumente usadas para representar curvas tensão-deformação cíclicas:

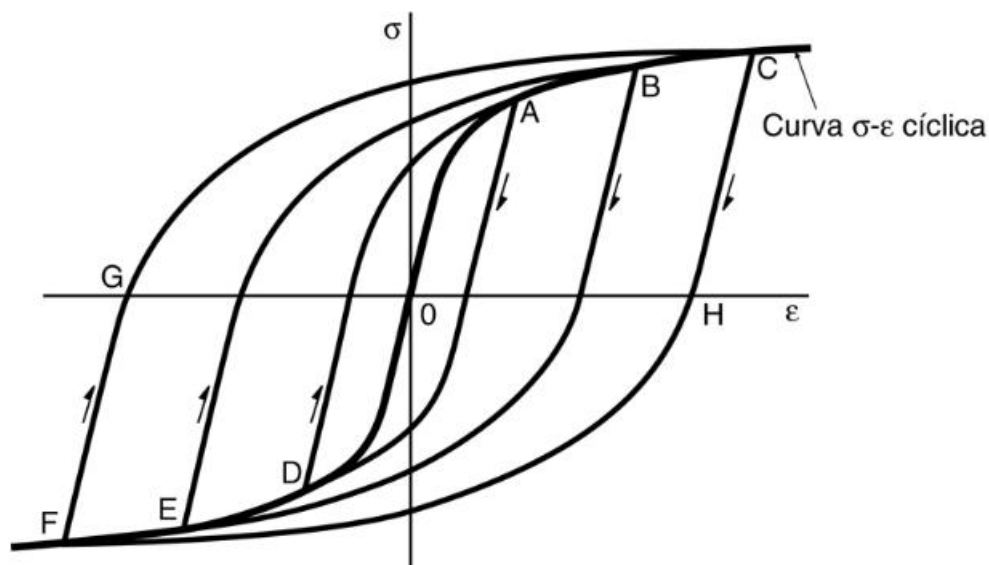


Figura 2.2.8 - Curva tensão-deformação cíclica definida a partir dos ciclos de histerese. Três laços são mostrados, A-D, B-E e C-F. O trecho de tração da curva tensão-deformação cíclica é O-A-B-C, e o trecho compressivo é O-D-E-F. Fonte: Dowling (2018).

Quando a curva cíclica está acima da monotônica, o material apresenta endurecimento cíclico e vice-versa. Um comportamento misto pode também ocorrer, com o cruzamento das curvas indicando amolecimento em alguns níveis de deformação e endurecimento em outros (DOWLING, 2018).

2.2.4 Fadiga de alto ciclo e de baixo ciclo

Com base no ciclo de vida em fadiga, este pode ser classificado de acordo com o número de ciclos necessários para que ocorra a falha, a saber: (1) fadiga de baixo número de ciclos (LCF), tipicamente na faixa de aproximadamente 10^4 a 10^5 ciclos, e (2) fadiga de alto número de ciclos (HCF), compreendendo aproximadamente de 10^5 a 10^7 ciclos (SHARMA; OH; AHN, 2020).

A fadiga de alto ciclo ocorre quando as tensões cíclicas aplicadas são inferiores ao limite de escoamento do material, as deformações plásticas são pequenas ou inexistentes, e a falha ocorre após um elevado número de ciclos ($N_f > 10^5$). Nessa condição, o carregamento é predominantemente elástico, com deformação plástica restrita a regiões localizadas. A apresentação dos dados de fadiga de alto ciclo é, em geral, realizada por meio das curvas de Wöhler, também conhecidas como curvas S-N (OLIVEIRA, 2001). Essa curva, normalmente possui em sua abscissa o número de ciclos para a falha do material (N_f) e no eixo das ordenadas a amplitude de tensão (σ_a) (DOWLING, 2018).

A fadiga de baixo ciclo ocorre sob elevados níveis de tensão e baixo número de ciclos ($N_f < 10^5$), sendo caracterizada pela predominância da deformação plástica cíclica em relação à deformação elástica. Os ensaios de fadiga de baixo ciclo são conduzidos sob controle de deformação, e os resultados são apresentados em gráficos curvas de deformação (ϵ) em função do número de reversos para falhar ($2N_f$) (OLIVEIRA, 2001). Neste estudo, o enfoque será direcionado exclusivamente à segunda abordagem, a deformação-vida (ϵ -N).

2.2.5 Abordagem deformação-vida (ϵ -N)

Os ensaios de fadiga por controle de deformação são realizados sob amplitude constante de deformação, com ciclos completamente reverso ($R=-1$). Ao longo da maior parte da vida em fadiga, predominam laços de histerese em regime estabilizado, os quais podem ser decompostos em componentes elástica e plástica da deformação, expressas em termos de amplitudes ou intervalos. O número de ciclos até a falha pode variar aproximadamente de 10 a 10^6 ciclos, enquanto as frequências de ensaio situam-se, em geral, entre 0,1 e 10 Hz. Para vidas superiores a 10^6 ciclos, ensaios sob controle de carga ou de tensão, realizados em frequências mais elevadas, podem ser empregados, em razão da pequena ou inexistente deformação plástica e do maior tempo até a falha. As curvas deformação-vida são frequentemente denominadas de fadiga de baixo número de ciclos, uma vez que grande parte desses dados corresponde a vidas inferiores a aproximadamente 10^5 ciclos.

As curvas deformação-vida (ϵ -N), representadas em escala log-log, são ilustradas de forma esquemática na Figura 2.2.9, na qual N_f e $2N_f$ correspondem, respectivamente, ao número de ciclos e número de reversos até a falha (STEPHENS *et al.*, 2001).

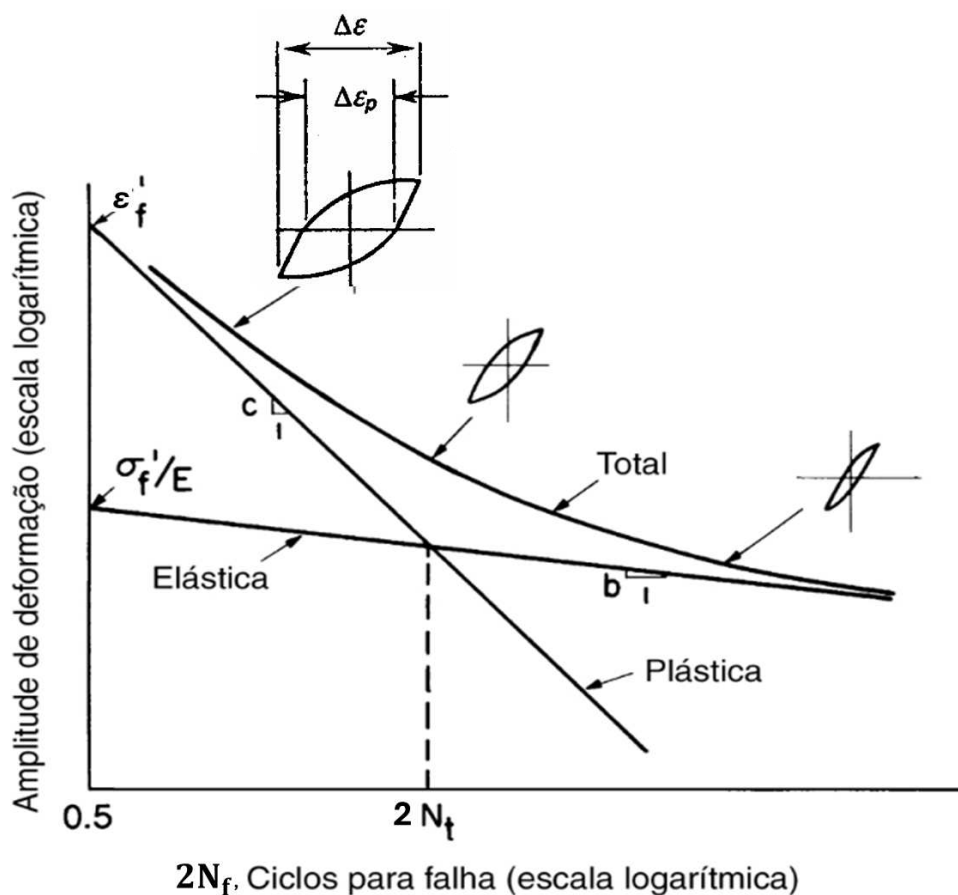


Figura 2.2.9 - Curvas de deformação elástica, plástica e total versus vida. Fonte: adaptado de Dowling (2018).

A amplitude total de deformação apresentada na Figura 2.2.9 é decomposta em componentes elástica e plástica a partir dos laços de histerese em regime estacionário. Para uma dada vida em fadiga, N_f , a deformação total corresponde à soma das parcelas elástica e plástica. Tanto a contribuição elástica quanto a plástica podem ser aproximadas por retas quando representadas em escala log-log. Em altas amplitudes de deformação ou vidas curtas, a deformação plástica é predominante, enquanto em baixas amplitudes de deformação ou vidas mais longas, predomina a deformação elástica. Esse comportamento é evidenciado pelas retas e pelas dimensões dos laços de histerese mostrados na Figura 2.2.9 (STEPHENS *et al.*, 2001).

Conforme apresentado por Almeida (2024), em 1954, Coffin e Manson propuseram a determinação da vida em fadiga a partir da amplitude de deformação plástica, por meio da Eq. (2.17), em que o parâmetro ϵ_f' representa o coeficiente de ductilidade à fadiga, que em muitos casos é experimentalmente próximo da deformação verdadeira na fratura, correspondente ao ponto de ruptura no ensaio de tração monotônica. O termo c refere-se ao

expoente de ductilidade em fadiga, cujos valores para a maioria dos metais situam-se entre $-0,4$ e $-0,7$.

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.17)$$

Escrevendo a deformação total em termos das amplitudes das componentes elástica e plástica, tem-se a Eq. (2.18), na qual a parcela elástica é definida explicitamente pela Eq. (2.19).

$$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \quad (2.18)$$

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{1}{E} \frac{\Delta \sigma}{2} = \frac{\sigma_a}{E} \quad (2.19)$$

Considerando ainda a equação de Basquin, expressa pela Eq. (2.20), em que σ'_f representa o coeficiente de resistência à fadiga, enquanto b corresponde ao expoente de resistência à fadiga (expoente de Basquin), cujos valores, para a maioria dos metais, situam-se entre $-0,05$ e $-0,12$.

$$\frac{\Delta \sigma}{2} = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (2.20)$$

Dessa forma, a substituição da Eq. (2.20) na Eq. (2.19), resulta na Eq. (2.21). Dessa forma, é possível escrever a Eq. (2.22), a qual expressa a deformação total, como a soma da componente elástica com a componente plástica.

$$\frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b \quad (2.21)$$

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.22)$$

Na *Figura 2.2.9*, os interceptos das duas retas em $2N_f = 1$ correspondem a σ'_f/E para a componente elástica e a ε'_f para a componente plástica. As inclinações das retas elástica e plástica são dadas, respectivamente, pelos expoentes b e c . Dessa forma, obtém-se a equação deformação–vida para CPs axiais lisos de pequenas dimensões (STEPHENS et al., 2001).

2.3. Comportamento em fadiga dos AHSS

Hu, Zhu e Meng (2010) compararam o comportamento em fadiga de baixo ciclo de aços TRIP590 e DP590, com o objetivo de avaliar o potencial desses AHSS para aplicações automotivas submetidas a elevados níveis de deformação cíclica. A metodologia baseou-se em ensaios de fadiga axial sob controle de deformação total, conforme a ASTM E606-04, com amplitudes de deformação variando entre 0,002 e 0,007, complementados por ensaios de tração monotônica. Os resultados mostraram que o aço TRIP590 apresentou um comportamento cíclico misto, caracterizado por amolecimento cíclico para amplitudes de deformação compreendidas entre aproximadamente 0,002 e 0,004 seguido por endurecimento cíclico em amplitudes superiores. Em contraste, o aço DP590 exibiu amolecimento cíclico predominante em toda a faixa de deformação avaliada. As curvas ϵ -N evidenciaram que o TRIP590 apresentou vida em fadiga superior e maiores níveis de amplitude de tensão em comparação ao DP590 para uma mesma amplitude de deformação total, indicando maior resistência à acumulação de deformação plástica cíclica.

O comportamento da tensão no aço DP590 foi caracterizado por amolecimento cíclico consistente, seguido de estabilização progressiva ao longo de toda a faixa de amplitudes de deformação investigada. Em contraste, o aço TRIP apresentou maior resistência ao amolecimento cíclico, em razão do encruamento associado tanto à austenita retida original quanto à martensita formada durante o carregamento cíclico. De modo geral, carregamentos cíclicos promovem alterações nas microestruturas internas de aços multifásicos, influenciando a distribuição da microdeformação entre as diferentes fases e, conseqüentemente, o comportamento mecânico macroscópico do material. Nos ciclos iniciais, observou-se frequentemente endurecimento cíclico decorrente da elevada densidade de discordâncias e da redução de sua mobilidade; por outro lado, o amolecimento cíclico está principalmente relacionado à geração de discordâncias móveis adicionais, à reorganização das estruturas de discordâncias preexistentes e à formação de estruturas celulares associadas à redução das tensões internas. Em maiores amplitudes de deformação, o alívio das tensões internas locais decorrente da transformação da austenita retida em martensita contribui adicionalmente para o amolecimento cíclico do aço TRIP590 (HU, ZHU E MENG, 2010).

Hilditch *et al.* (2012) investigaram o papel da microestrutura no comportamento em fadiga de baixo ciclo de aços comerciais DP780 e TRIP590. A metodologia experimental baseou-se em ensaios de fadiga axial sob controle de deformação total, em regime totalmente reverso ($R = -1$), conforme a ASTM E606-92 com amplitudes de deformação variando entre 0,004 e 0,010. A análise das curvas deformação-vida mostrou que, para baixas amplitudes de deformação total ($\epsilon_a \approx 0,004$), o DP780 apresentou maior vida em fadiga, atribuída à sua maior

resistência ao escoamento e, conseqüentemente, a uma menor fração de deformação plástica por ciclo. Em termos dos parâmetros de Coffin–Manson, o DP780 apresentou coeficiente de ductilidade em fadiga $\varepsilon'_f \approx 0,23$ e expoente de ductilidade $c \approx -0,48$, enquanto o TRIP590 apresentou valores superiores em módulo de ductilidade cíclica, com $\varepsilon'_f \approx 0,42$ e $c \approx -0,58$.

A resposta de tensão cíclica revelou endurecimento cíclico inicial seguido de amolecimento para ambos os materiais, sendo que o DP780 exibiu maior razão de amolecimento cíclico ao longo da vida, ao passo que o TRIP590 apresentou maior resistência ao amolecimento, associada à presença de austenita retida. A análise da evolução microestrutural durante o carregamento cíclico indicou que, em ambos os aços, a deformação plástica se concentrou predominantemente na ferrita, com formação de subestruturas de discordâncias; entretanto, no TRIP590, a transformação parcial da austenita retida nos ciclos iniciais contribuiu para retardar a degradação da resposta cíclica. Concluiu-se que a transformação da austenita retida não atua como mecanismo dominante para o aumento da vida em fadiga de baixo ciclo, sendo a concentração de deformação na ferrita o fator crítico que governa tanto a resposta cíclica quanto a nucleação de trincas, especialmente no DP780 (HILDITCH et al., 2012).

Paul *et al.* (2015) analisaram o comportamento tensão–deformação cíclico de um aço DP sob condições de fadiga de baixo ciclo. O estudo foi conduzido em um aço DP780, ensaiado sob controle de deformação total em regime totalmente reverso, com amplitudes de deformação variando entre 0,005 e 0,012. Os resultados evidenciaram comportamento predominante de amolecimento cíclico em todas as amplitudes de deformação avaliadas, com a curva tensão–deformação cíclica posicionando-se abaixo da curva monotônica. A partir da curva cíclica, foram determinados o coeficiente de resistência cíclica $H = 2020$ MPa e o expoente de encruamento cíclico $n = 0,24$.

Gonzalez-Zapatero *et al.* (2023) investigaram o comportamento em fadiga de baixo ciclo de um aço DP 500/800. Para isso, foram conduzidos ensaios de fadiga axial sob controle de deformação total, conforme a ISO 12106-03, em regime totalmente reverso, amplitudes de deformação entre 0,002 e 0,01. Assim, foram determinados os principais parâmetros de fadiga do material, incluindo o coeficiente de resistência à fadiga $\sigma'_f = 1419$ MPa e o expoente de resistência à fadiga $b = -0,106$, bem como o coeficiente de ductilidade em fadiga $\varepsilon'_f = 0,291$ e o expoente de ductilidade em fadiga $c = -0,538$. Adicionalmente, a curva tensão–deformação cíclica permitiu a obtenção do coeficiente de resistência cíclica $H = 1691$ MPa e do expoente de encruamento cíclico $n = 0,184$. Em relação ao comportamento tensão–deformação cíclico comparado à resposta monotônica, observou-se amolecimento cíclico para amplitudes de deformação $\varepsilon_a < 0,004$. No entanto, com o aumento de ε_a , foi observado um fenômeno de endurecimento cíclico.

Com relação ao comportamento de endurecimento e amolecimento cíclico dos aços TRIP, a literatura reporta resultados divergentes, fortemente dependentes do material avaliado e de sua microestrutura. Em aços TRIP austeníticos fundidos investigados em Glage *et al.* (2009) apud Christodoulou (2017) observou-se que o aumento da amplitude de deformação promove maior formação de martensita no interior das bandas de deformação, resultando em endurecimento cíclico pronunciado. De forma semelhante, Ackermann *et al.* (2014) apud Christodoulou (2017) verificaram que o endurecimento cíclico acentuado está diretamente associado à taxa de formação de martensita e à amplitude de deformação plástica aplicada durante o carregamento cíclico.

Por outro lado, embora a fração volumétrica de martensita aumente e a taxa de transformação de fase diminua com o número de ciclos de fadiga, a transformação induzida por deformação da austenita retida em martensita contribui predominantemente para o endurecimento cíclico inicial, exercendo pouca ou nenhuma influência sobre o comportamento subsequente de estabilização ou amolecimento. De modo geral, a literatura indica que, embora o efeito da transformação de fase seja relevante no regime de fadiga de baixo ciclo, o desempenho mecânico dos aços TRIP sob carregamento cíclico é governado por mecanismos interativos, que incluem a transformação da austenita retida, a presença da martensita como produto dessa transformação, a interação entre as fases constituintes e a densidade e mobilidade de discordâncias (DAN; HU; ZHANG, 2013 e KANG, 2016 apud CHRISTODOULOU, 2017).

Christodoulou (2017) investigou o comportamento em fadiga de baixo ciclo de dois aços TRIP700 com diferentes condições de processamento, designados TRIP700 (A) e TRIP700 (B), sendo o primeiro recebido na condição laminada a quente e o segundo na condição laminada a frio, o que resultou em diferenças nas propriedades mecânicas desses aços. Os parâmetros de fadiga obtidos foram para o TRIP700 (A), $\sigma'_f = 1073$ MPa, $b = -0,08096$, $\epsilon'_f = 0,3601$, $c = -0,6305$, $H' = 1160$ MPa e $n' = 0,1189$, enquanto o TRIP700 (B) apresentou $\sigma'_f = 794$ MPa, $b = -0,0544$, $\epsilon'_f = 0,2787$, $c = -0,5803$, $H' = 1551$ MPa e $n' = 0,1971$. Nos aços TRIP700(A) e (B), observou-se uma transição gradual do amolecimento cíclico para o endurecimento cíclico com o aumento da amplitude de deformação. A mudança gradual para o endurecimento cíclico é observada quando a amplitude da deformação plástica aumenta. Em particular, em níveis de deformação acima de 1 %, observou-se um efeito claro de endurecimento, que se torna mais pronunciado quando as amplitudes de deformação atingem o valor de 2 %. A mudança do amolecimento cíclico para o endurecimento cíclico pode estar associada ao aumento da transformação de austenita retida com o aumento da amplitude de deformação. Sob amplitudes de deformação com componente plástico muito pequeno (0,25 % - 4 % de amplitude total de deformação), ocorre amolecimento cíclico em ambos os

materiais. Quando o componente de deformação plástica se torna significativo, o aço (B) apresenta amolecimento reduzido em comparação ao (A). Para níveis de deformação acima de 1 %, o endurecimento por deformação controla o comportamento dos materiais, sendo a quantidade de endurecimento maior para o aço (B). Contribuindo para esse comportamento está a tendência geral do aço TRIP700(B) para maior transformação de austenita retida em comparação ao (A).

2.4. Revisão Norma ISO 12106 (ISO, 2017)

A norma ISO 12106 (ISO, 2017) estabelece o método para realizar ensaios de fadiga sob controle axial de deformação e foi utilizada para conduzir os ensaios de fadiga apresentados nesse trabalho. Assim, será apresentado um breve resumo das principais partes dessa norma.

O método descrito utiliza amplitude constante, temperatura uniforme e relação de deformação $R = -1$. A norma abrange especificações geométricas e tolerâncias dos CPs para assegurar uniformidade nas tensões e deformações, métodos de preparação dos CPs, incluindo usinagem e acabamento superficial para minimizar tensões residuais e contaminações, além de procedimentos padronizados para a condução dos ensaios. No presente estudo, a ISO 12106 (ISO, 2017) foi utilizada como referência para estabelecer as condições experimentais.

A ISO 12106 (ISO, 2017) também especifica que o sistema de ensaio deve apresentar alta rigidez lateral, alinhamento preciso, capacidade de aplicar ciclos de tensão-compressão sem folga e controle eficiente da deformação e força. O sistema de medição de deformação deve utilizar extensômetros com precisão mínima de 1 %, conforme os critérios estabelecidos na ISO 9513 (ISO, 2012), enquanto os sistemas de monitoramento precisam registrar, com alta fidelidade, os ciclos de histerese tensão-deformação, além dos parâmetros de força e temperatura ao longo dos ensaios.

No caso de CPs em chapas planas com espessura inferior a 2,5 mm, é frequentemente necessário o uso de dispositivos anti-flambagem. Para minimizar o atrito entre o CP e esses dispositivos, são recomendados materiais como filmes de politetrafluoretileno (PTFE) de 1 mm de espessura. Além disso, a norma determina que os raios dos filetes devem variar entre 10 e 20 vezes o valor da espessura, conforme ilustrado na Figura 2.4.1.

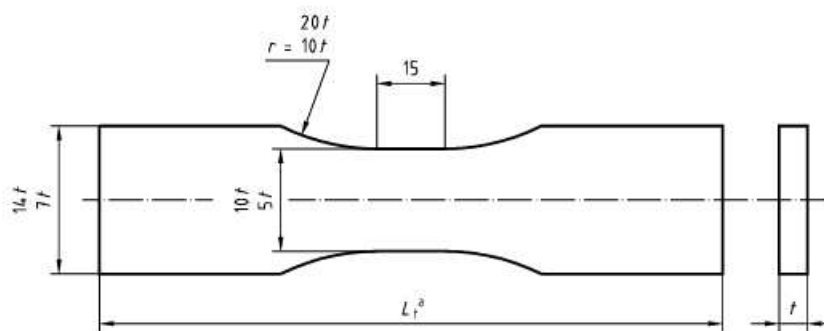


Figura 2.4.1 - Geometria para CPs planos e de chapas finas ($t < 5 \text{ mm}$). Fonte: ISO 12106 (ISO, 2017).

A preparação dos CPs exige atenção rigorosa ao acabamento superficial, eliminando riscos localizados por meio de polimento mecânico na direção longitudinal. Cada CP deve ser marcado de forma confiável para assegurar rastreamento durante todas as etapas do ensaio, sem que a marcação interfira na qualidade dos resultados. As dimensões finais precisam ser verificadas com métodos que não alterem a superfície, e o armazenamento deve prevenir danos físicos, oxidação ou contaminação, utilizando embalagens individuais ou, em casos críticos, vácuo ou dessecadores com sílica gel.

Nos procedimentos de ensaio, o ambiente laboratorial deve ser controlado quanto à temperatura e umidade. A montagem do CP deve garantir posicionamento cuidadoso, evitando pré-deformações ou esforços residuais, e alinhamento perfeito com o eixo de carga para prevenir tensões indesejadas ou flambagem. O ciclo de carga deve adotar ondas triangulares, e ensaios de fadiga de baixo ciclo geralmente utilizam taxas de deformação constantes, com frequências típicas de 0,01 Hz a 1 Hz e deformações totais (ε_d) mantidas entre $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ e $5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (0,05 %/s a 5 %/s).

Para gerar uma curva de vida em fadiga representativa, recomenda-se ensaiar pelo menos oito CPs, cobrindo três décadas de número de ciclos (por exemplo, 10^2 a 10^5). Os dados obtidos devem incluir valores máximos e mínimos de tensão, deformação e temperatura. No início do ensaio, o registro contínuo é essencial para capturar as curvas completas de histerese, sendo possível, posteriormente, registrar os dados de forma periódica, com base em intervalos logarítmicos ex.: ciclos 1, 2, 5, 10, 20, 50, 100, 200, 500, etc.).

Os critérios de falha definidos pela norma incluem: separação total do CP; variação significativa na tensão máxima de tração, geralmente em torno de 25 %; redução do módulo de elasticidade na fase de tração para metade do valor na fase de compressão; ou alteração expressiva na relação entre tensões de tração e compressão. Após o ensaio, é fundamental

registrar a localização da falha e verificar se esta ocorreu na seção útil, descartando falhas prematuras causadas por defeitos superficiais ou desalinhamentos.

Após o encerramento do ensaio, a norma detalha os principais dados que devem ser registrados e processados durante os ensaios para análise das propriedades do material. Os resultados devem incluir dados essenciais, como o módulo de elasticidade, tensões e deformações máximas, mínimas e suas variações em cada ciclo. As curvas de histerese devem ser registradas nos primeiros ciclos, em ciclos intermediários (com base em intervalos logarítmicos) e próximos à falha. O número de ciclos até a falha (N_f) deve ser determinado a partir do critério de falha selecionado.

Além disso, a norma detalha como diferenciar e calcular os diversos componentes de deformação registrados no ensaio. Isso é importante para estabelecer relações fundamentais entre tensão, deformação e ciclos de vida para prever o desempenho do material em condições de carregamento cíclico.

A deformação total (ε_a) é determinada diretamente a partir das medições realizadas pelo extensômetro durante o ensaio. As relações matemáticas que descrevem o comportamento do material em termos de tensão, deformação e vida em fadiga, são as curvas de tensão-deformação cíclica, dada pela Eq. (2.13) e a curva deformação-vida, dada pela Eq. (2.22).

As curvas das Eqs. (2.13), (2.17) e (2.21) podem ser linearizadas quando representadas graficamente em coordenadas bi-logarítmicas, como mostrado pelas Eqs. (2.23), (2.24) e (2.25). Dessa forma, a determinação do coeficiente de resistência cíclica e expoente de encruamento cíclico; do coeficiente de resistência à fadiga e expoente de resistência à fadiga; do coeficiente de ductilidade à fadiga e o expoente de ductilidade à fadiga torna-se viável por meio da obtenção dos coeficientes linear e angular da reta.

$$\log \sigma_a = \log H' + n' \cdot \log \varepsilon_p \quad (2.23)$$

$$\log \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f + c \cdot \log(2N_f) \quad (2.24)$$

$$\log \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} = \log \frac{\sigma'_f}{E} + b \cdot \log(2N_f) \quad (2.25)$$

Por último, a norma ISO 12106 (ISO, 2017) especifica as informações que devem constar no relatório do ensaio de fadiga com controle de deformação axial. Primeiramente, o relatório deve incluir a designação padronizada do material, como o nome ou código conforme norma ou especificação relevante, bem como a composição química, a forma do produto (como chapa, barra ou tubo) e as características microestruturais e de dureza. Além disso, é

fundamental registrar as propriedades mecânicas, incluindo o limite de escoamento, a resistência à tração e o alongamento na temperatura de ensaio, assim como quaisquer tratamentos térmicos aplicados ao material.

No que diz respeito aos CPs, estes precisam ser descritos com desenhos técnicos detalhados que indiquem as dimensões, a localização e a orientação da amostragem no material. Também deve ser registrado o acabamento final, abrangendo aspectos como rugosidade e características de usinagem. Da mesma forma, devem ser descritos os equipamentos utilizados, incluindo a máquina de ensaio e os extensômetros, além das condições de teste. Estas, por sua vez, devem englobar a faixa de deformação aplicada, a relação de deformação (R), a forma da onda, a taxa de deformação e a frequência.

Quanto à organização dos resultados individuais, eles devem ser apresentados de maneira sistemática em tabelas que contenham valores de deformação total (máxima, mínima e amplitude), tensão verdadeira (máxima, mínima e amplitude) e a variação de deformação plástica por ciclo. Além disso, devem ser apresentados gráficos da relação entre as tensões de tração e compressão com o número de ciclos, em escalas logarítmica e linear, bem como os ciclos de histerese representativos do início, ciclo intermediário e próximo à falha.

Por último, para as séries de ensaios, os resultados devem ser resumidos em tabelas organizadas por amplitudes de deformação em ordem decrescente. Nesse contexto, as curvas devem representar a amplitude de deformação total em função do número de ciclos ($\frac{\Delta \epsilon}{2} \times N_f$); a amplitude de tensão no meio da vida em fadiga ($\frac{\Delta \sigma}{2} \times N_f$) e as deformações totais, elásticas e plásticas como funções do número de ciclos.

CAPÍTULO III

METODOLOGIA

Este capítulo apresenta a metodologia adotada para a caracterização dos materiais, a fabricação dos CPs, a realização dos ensaios de fadiga por controle de deformação, o tratamento dos dados obtidos nos ensaios de fadiga e, por fim, as análises fractográficas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das superfícies de fratura dos CPs.

A fim de proporcionar uma visualização clara e sequencial da metodologia empregada, a Figura 3.1 apresenta um fluxograma contendo as etapas desenvolvidas ao longo deste trabalho para o atendimento dos objetivos estabelecidos.

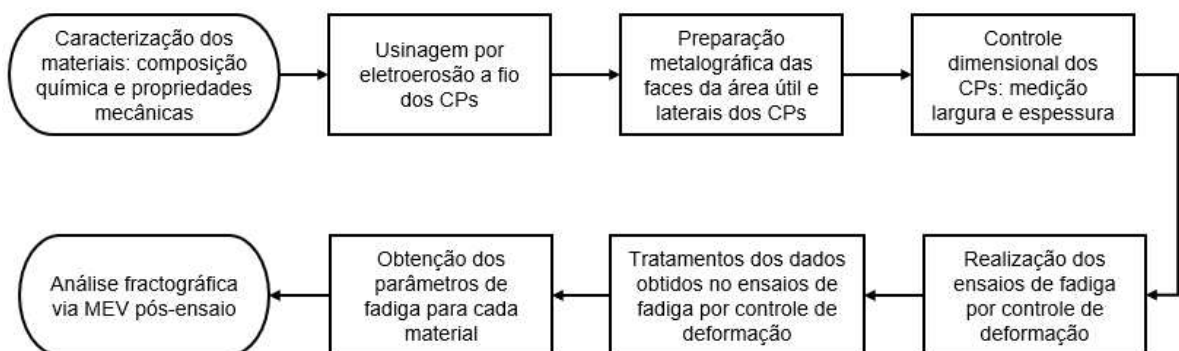


Figura 3.1 – Fluxograma das etapas da metodologia. Fonte: Autor (2026).

3.1. Caracterização dos materiais

Uma vez que esta dissertação integra o projeto FUNDEP Rota 2030 – Linha V: Biocombustíveis, Segurança Veicular e Propulsão Alternativa à Combustão, no Eixo II – Condução segura e eficiente de veículos, a etapa de caracterização dos aços utilizados nesse

estudo foi conduzida por outra frente do projeto, conforme descrito em Bonifácio (2025). No entanto, como essas informações são importantes para a interpretação dos resultados apresentados nesta dissertação, será realizada uma breve descrição da metodologia utilizada para a análise da composição química e para obtenção das propriedades mecânicas dos aços.

3.1.1 Composição química

A caracterização química dos aços foi realizada com o objetivo de quantificar elementos como carbono, enxofre e demais elementos de liga, cuja presença influenciam diretamente nas propriedades do material. Entre esses efeitos, destacam-se a resistência mecânica, a formação de inclusões na microestrutura e, por consequência, o comportamento do aço em fadiga.

As análises foram conduzidas utilizando um espectrômetro de emissão óptica por descarga luminescente da marca LECO, modelo GDS500A, com resolução de 0,001 % em peso.

3.1.2 Propriedades mecânicas

O ensaio de tração foi conduzido com o propósito de determinar as propriedades limite de escoamento, limite de resistência à tração, módulo de elasticidade e alongamento total. Para isso, foram ensaiados cinco CPs cilíndricos (retirados na direção paralela à direção de laminação da chapa), conforme especificado na norma ASTM E8/E8M (ASTM, 2021). Os ensaios foram realizados em uma máquina de tração servohidráulica Instron®, modelo 8801.

3.2. Fabricação dos CPs

A primeira etapa foi definir a geometria do CP a ser ensaiado. Seguindo as determinações da norma ISO 12106 (ISO, 2017) foi selecionado o CP com seção transversal retangular. Os ensaios nos aços DP780P, DP780S e TRIP1000 foram realizados com CPs com as dimensões apresentadas na Figura 3.2.1, enquanto que para os ensaios realizados nos aços DP780M e TRIP780 foram utilizados CPs com as dimensões mostradas na Figura 3.2.2.

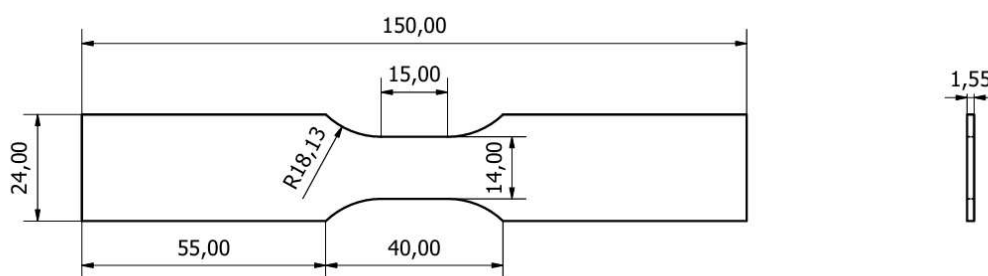


Figura 3.2.1 – Desenho técnico CP com raio do filete de 18,13 mm. Fonte: Autor (2026).

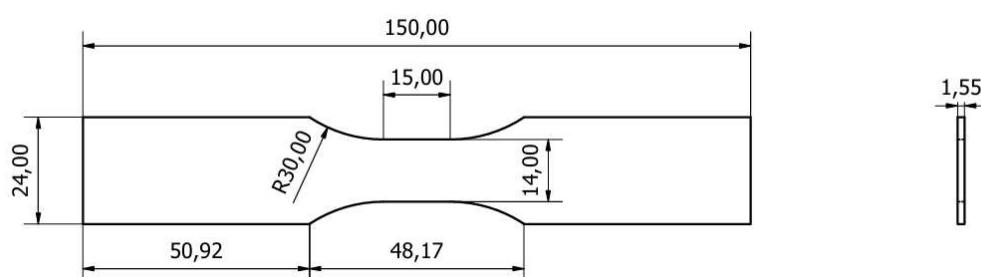


Figura 3.2.2 - Desenho técnico CP com raio do filete de 30,00 mm. Fonte: Autor (2026).

A fabricação dos CPs foi realizada utilizando uma máquina de eletroerosão a fio da marca AgieCharmilles modelo FW2U. Para cada material, foram fabricados vinte CPs, ou seja, oito CPs a mais do que o número inicialmente previsto para os ensaios, com o objetivo de dispor de CPs sobressalentes em caso de imprevistos antes ou durante a realização dos ensaios. Além disso, é importante ressaltar que os CPs foram usinados com o eixo longitudinal na direção perpendicular à direção de laminação da chapa, conforme ilustrado na Figura 3.2.3.



Figura 3.2.3 – Esquema de usinagem dos CPs na chapa de aço laminada, evidenciando a extração na direção paralela à laminação. Fonte: Autor (2026).

Após a fabricação dos CPs, as faces da área útil e as faces laterais foram preparadas de forma a minimizar os efeitos oriundos do processo de usinagem nos resultados de vida em fadiga. As faces foram lixadas utilizando lixas de água de SiC em diferentes granulometrias (#80, #200, #500 e #1200) e água como lubrificante. As imagens dos CPs antes e depois da preparação metalográfica são mostradas na Figura 3.2.4.

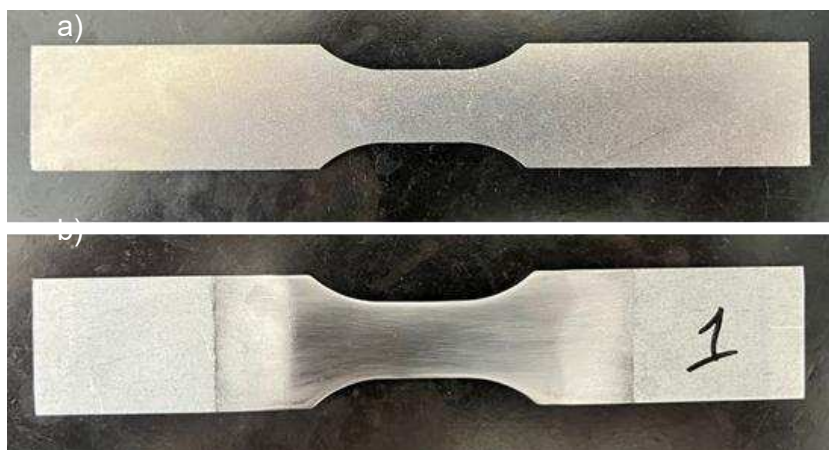


Figura 3.2.4 – CPs antes (a) e depois (b) da preparação metalográfica. Fonte: Autor (2026).

Foi utilizado um paquímetro digital Mitutoyo, com resolução de 0,01 mm e faixa nominal de 150 mm, para realizar três medições da largura do CP. O certificado de calibração do paquímetro (ANEXO I) declara uma incerteza associada à calibração do paquímetro de 0,01 mm para a realização de medições externas. A incerteza expandida associada ao desvio de paralelismo entre as superfícies para medições externas é de 0,01 mm. Em ambos os casos o fator de abrangência (k) é igual a 2,00 e a probabilidade de abrangência de 95 %.

Além disso, a espessura dos CPs foi medida três vezes utilizando um micrômetro digital para medições externas, com resolução 0,001 mm. O certificado de calibração do micrômetro (ANEXO II) indica uma incerteza associada de 0,001 mm para medições externas, considerando um fator de abrangência $k = 2,00$, correspondente a uma probabilidade de abrangência de 95 %. Todos os valores das dimensões dos CPs podem ser consultados no Apêndice A.

As medições foram realizadas à temperatura ambiente de 20 ± 1 °C, sendo que essa temperatura foi monitorada em todas as medições por meio de um termo-higrômetro digital Instrutherm, com resolução de 0,1 °C e faixa nominal de -20,0 a 60,0 °C (ANEXO III).

3.3. Realização dos ensaios de fadiga por controle de deformação

Os ensaios de fadiga foram realizados segundo a norma ISO 12106 (ISO, 2017) sob controle de deformação e com relação de deformação mínima para deformação máxima, R , igual a -1, utilizando os níveis de deformação e frequências descritos na Tabela 3.3.1. Para cada nível de deformação, foram ensaiados três CPs.

Tabela 3.3.1 – Parâmetros estabelecidos para os ensaios de fadiga ϵ -N.

Amplitude de Deformação (%)	Frequência (Hz)
1	0,4
0,8	0,5
0,5	0,8
0,2	2,0

Fonte: Autor (2026).

Em alguns casos específicos, quando o material ultrapassou 1 milhão de ciclos no nível de deformação de 0,2 %, optou-se por aumentar a deformação em incrementos de 0,05 %. Essa estratégia foi adotada para garantir pontos experimentais suficientes na região de alto ciclo, permitindo uma caracterização adequada da vida em fadiga nesse regime. Dessa forma, para alguns materiais, também foram utilizados os níveis de deformação adicionais apresentados na Tabela 3.3.2, juntamente com suas respectivas frequências.

Tabela 3.3.2 – Parâmetros estabelecidos para os ensaios de fadiga ϵ -N em casos em que o material não fratura ao nível de deformação de 0,2 %.

Amplitude de Deformação (%)	Frequência (Hz)
0,35	1,14
0,30	1,33
0,25	1,60

Fonte: Autor (2026).

A frequência f foi ajustada para cada valor de amplitude de deformação, de modo a garantir uma taxa de deformação constante $\dot{\epsilon}$ de $0,016 \text{ s}^{-1}$ ao longo de todos os ensaios. A Equação (3.1) expressa a relação utilizada entre a amplitude da deformação, a taxa de deformação e a frequência para que ϵ se mantenha constante como recomendado por Gonzalez-Zapatero *et al.* (2023).

$$f = \frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_a} \quad (3.1)$$

Para realização dos ensaios foi utilizada uma máquina de tração servohidráulica da marca modelo 647 (Figura 3.3.1), a qual está disponível no Laboratório de Mecânica de Estruturas "Prof. José Eduardo Tannús Reis" (LMEst), vinculado à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia (FEMEC/UFU). O controle e aquisição de dados foram realizados por meio de um microcomputador acoplado ao sistema de ensaio e utilizando o *software* MTS TestSuite™.



Figura 3.3.1 - Máquina servohidráulica de tração utilizada para realização dos ensaios de fadiga. Fonte: MTS (2026).

O extensômetro utilizado nos ensaios para a medição da deformação total (ϵ_a) foi um extensômetro axial da marca Epsilon Technology Corp., modelo 3442-006M-020M-ST. Esse equipamento possui *gauge length* de 6,00 mm, curso de +2,00 mm / –1,00 mm, garantindo capacidade suficiente para acompanhar deformações tanto em tração quanto em compressão dentro da faixa aplicada nos ensaios. Além disso, opera em uma faixa de temperatura de – 40 °C a 100 °C, possibilitando uso seguro em condições laboratoriais típicas. O certificado de calibração do extensômetro pode ser visto no ANEXO IV.

Considerando que o CP possui espessura de 1,5 mm, a aplicação de cargas compressivas pode resultar na flambagem deste. Para mitigar esse efeito, foi projetado e

fabricado um dispositivo antinflambagem de um aço de alta resistência com as dimensões apresentadas na Figura 3.3.2.

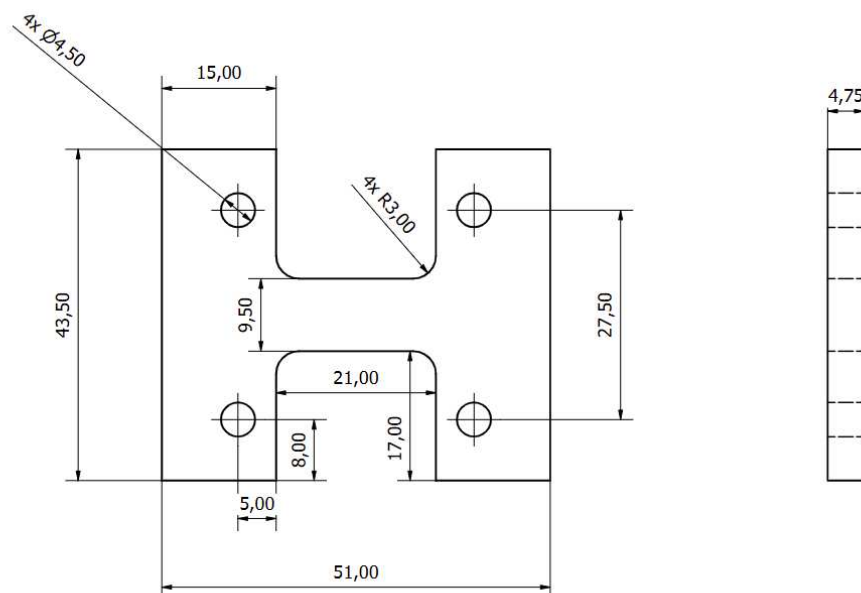


Figura 3.3.2 – Desenho técnico do dispositivo antinflambagem. Fonte: Autor (2026).

Assim, para a concepção e fabricação deste dispositivo antinflambagem, utilizou-se como referência o dispositivo desenvolvido por González-Zapatero *et al.* (2023) para a realização de ensaios de fadiga de baixo ciclo em aços DP500/800, mostrado na Figura 3.3.3.

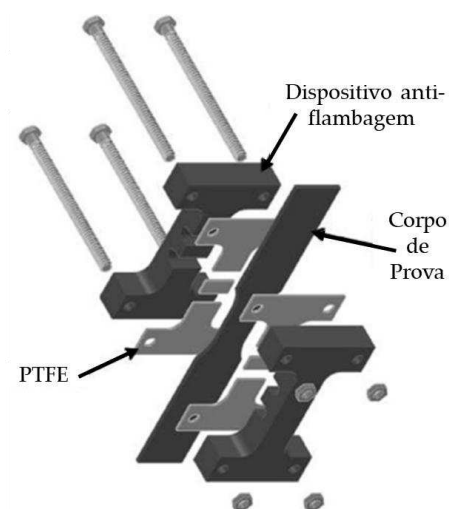


Figura 3.3.3 – Referência para fabricação do dispositivo antinflambagem. Fonte: González-Zapatero *et al.* (2023).

Para minimizar o atrito entre o CP e o dispositivo, foi inserida uma folha de teflon com 1 mm de espessura. O teflon possui baixo coeficiente de atrito, facilitando o deslizamento

entre as superfícies em contato. O dispositivo foi preso no CP por parafusos que foram roscados com o auxílio de um torque máximo constante de 1,2 N.m, controlados por um torquímetro axial modelo AYQ-1,2, com faixa de medição de 0,2 a 1,2 N·m e resolução de 0,02 N·m. A Figura 3.3.4 mostra a configuração da montagem do dispositivo antilambagem ao CP e a Figura 3.3.5 mostra o CP montado na máquina servohidráulica de tração, com o dispositivo antilambagem e o extensômetro devidamente acoplados.



Figura 3.3.4 – Dispositivo antilambagem montado no CP. Fonte: Autor (2026).

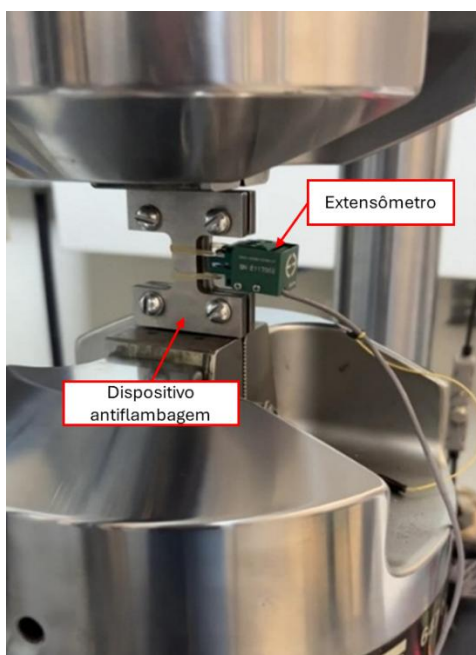


Figura 3.3.5 – Extensômetro acoplado ao CP. Fonte: Autor (2026).

O *software* MTS TestSuite™ registra, a cada 0,01 s, os seguintes dados: número de ciclos, deslocamento axial (mm), força axial (kN), deformação axial (mm/mm) e tempo de ensaio (s). Esse registro contínuo garante o monitoramento completo do ensaio, interrompendo automaticamente a aquisição de dados no momento da ruptura do CP e armazenando todos os dados brutos de forma segura.

A Figura 3.3.6 apresenta uma visão geral da sala onde os ensaios foram realizados, mostrando o sistema de ensaio com o CP montado na máquina e o microcomputador utilizado para operar o *software*. A sala onde os ensaios foram realizados era mantida a uma temperatura de 22 ± 1 °C.



Figura 3.3.6 – Vista geral da sala onde os ensaios foram realizados. Fonte: Autor (2026).

3.4. Tratamento dos dados obtidos nos ensaios de fadiga por controle de deformação

Após a realização dos ensaios, os dados obtidos foram processados utilizando códigos desenvolvidos no *software* Matlab®. O número de ciclos até a falha (N_f) foi determinado com base no critério estabelecido pela norma ISO 12106 (ISO, 2017). De acordo com essa norma, o ciclo de falha é caracterizado por uma variação significativa na tensão máxima de tração, geralmente em torno de 25 %. Contudo, neste estudo, adotou-se um critério mais rigoroso, fixando a variação em 10 %. A partir de N_f , o ciclo de meia-vida (N_{mv}) foi definido pela metade desse valor, ou seja, $N_{mv} = N_f / 2$.

O ciclo de meia-vida corresponde a um ciclo representativo de uma região estável de deformação e de força aplicada ao longo do tempo de ensaio. Com base nesse ciclo, foram geradas as curvas de histerese para cada amplitude de deformação analisada.

A curva de histerese (força versus deformação) é utilizada para obter as deformações de engenharia, as quais são: a amplitude de deformação de engenharia total (e_a), a amplitude

de deformação de engenharia plástica (e_p) e a amplitude de deformação de engenharia elástica (e_e), conforme ilustrado na Figura 3.4.1. as deformações

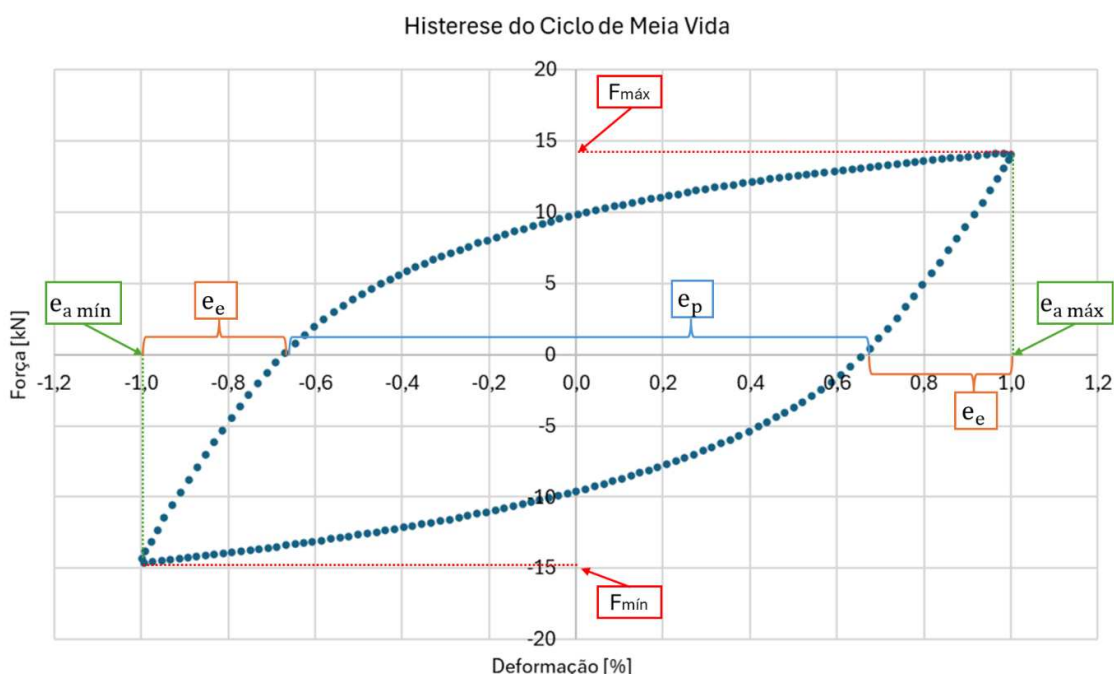


Figura 3.4.1 – Exemplo de histerese do ciclo de meia vida de um ensaio qualquer do DP780P. Fonte: Autor (2026).

Também por meio da curva de histerese do ciclo de meia vida, é possível determinar os valores de força máxima ($F_{máx}$) e força mínima ($F_{mín}$) correspondentes a esse ciclo. Com as dimensões da seção útil do corpo de prova (espessura e largura), calcula-se a área transversal (A), permitindo a obtenção da amplitude de tensão de engenharia (S_a) por meio das Eqs. (3.2), (3.3) e (3.4).

$$S_{máx} = \frac{F_{máx}}{A} \quad (3.2)$$

$$S_{mín} = \frac{F_{mín}}{A} \quad (3.3)$$

$$S_a = \frac{S_{máx} - S_{mín}}{2} \quad (3.4)$$

A partir dos valores experimentais de deformação e tensão de engenharia obtidos nos ensaios, torna-se necessário convertê-los para deformação e tensão verdadeiras. Isso se deve ao fato de que os valores de engenharia consideram apenas a geometria inicial do corpo

de prova, enquanto os valores verdadeiros levam em conta as variações contínuas de comprimento e área durante a deformação, proporcionando uma descrição mais precisa do comportamento do material, especialmente em grandes deformações. Para essa conversão, utilizam-se as Eqs. (2.9) e (2.10).

Dessa forma, tem-se os valores experimentais da amplitude de deformação verdadeira total (ε_a), amplitude de deformação plástica verdadeira (ε_p) e amplitude de deformação elástica verdadeira (ε_e) e amplitude de tensão verdadeira (σ_a) obtidos em cada ensaio — sendo três ensaios por nível de deformação — totalizam-se doze pontos experimentais.

Esses pontos são plotados em escala bi-logarítmica para a construção da curva Deformação-Vida (ε -N), na qual o eixo y representa as amplitudes de deformação (total, plástica e elástica) e o eixo x corresponde ao dobro do número de ciclos até a falha ($2N_f$).

Além disso, a partir dos valores de amplitude de tensão (σ_a) e amplitude de deformação plástica (ε_p) obtidos em cada ensaio, constrói-se a curva tensão-deformação cíclica (σ - ε_p), também em escala bi-logarítmica, na qual o eixo y representa as amplitudes de tensão e o eixo x corresponde a amplitude de deformação plástica (ε_p).

Dessa forma, o coeficiente de resistência cíclica e expoente de encruamento cíclico; do coeficiente de resistência à fadiga e expoente de resistência à fadiga; do coeficiente de ductilidade à fadiga e o expoente de ductilidade à fadiga são obtidos calculando coeficientes lineares e angulares das equações das retas, por meio das Eqs. (2.19), (2.20) e (2.21).

3.5. Análises fractográficas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das superfícies de fratura dos CPs

As análises fractográficas dos CPs fraturados foram realizadas por meio de microscopia eletrônica de varredura. Para isso, utilizou-se um MEV de alta resolução (MEV/FEG – *Field Emission Gun*) da marca Zeiss, modelo Supra 40, equipado com sistema de EDS (*Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy*) para análise química pontual.

Para realizar a análise fractográfica, foram selecionados pelo menos três CPs de cada material, assegurando que cada um deles pertencesse a níveis de deformação distintos. Além disso, CPs que não se separaram completamente após o ensaio também foram incluídos, a fim de possibilitar a avaliação do trajeto da trinca ao longo da área útil.

Os CPs selecionados foram seccionados na região de interesse utilizando um disco de corte. Em seguida, realizou-se a limpeza das amostras em banho ultrassônico contendo álcool etílico por cinco minutos, procedimento adotado para remover resíduos superficiais antes da análise no MEV.

O objetivo dessa análise foi identificar o sítio de nucleação da trinca, caracterizar os micromecanismos de fratura envolvidos em sua propagação, avaliar a velocidade e o padrão de avanço da trinca e, por fim, descrever a região final de ruptura. Busca-se, assim, reconhecer as características típicas de fraturas por fadiga, como a presença de estrias, possível nucleação associada a inclusões, e indícios de diferenças de ductilidade entre os materiais. Esses aspectos são então correlacionados com o comportamento em fadiga previamente determinado por meio dos ensaios ϵ -N, permitindo uma compreensão mais abrangente dos mecanismos que governam a falha dos materiais avaliados.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados e discutidos os resultados obtidos ao longo do trabalho. Para um melhor entendimento, esse foi dividido em quatro tópicos, quais sejam: caracterização dos materiais, resultados dos ensaios de fadiga sob controle de deformação realizados para cada material, comparação entre os comportamentos em fadiga dos diferentes aços avaliados e análises fractográficas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) das superfícies de fratura de alguns CPs selecionados após a realização dos ensaios de fadiga.

4.1. Caracterização dos materiais

A Tabela 4.1.1 e Tabela 4.1.2 apresentam os valores médios e desvios padrão obtidos a partir de três medições, acompanhados do desvio padrão amostral, calculados para um nível de confiança de 95 %, para os aços DPs e TRIPs, respectivamente.

Tabela 4.1.1 - Valores médios e desvios padrão resultantes da análise de composição química dos materiais ensaiados (% em massa) para os aços *DP*.

Elemento	Material		
	DP780P	DP780M	DP780S
C	0,157 ± 0,004	0,150 ± 0,006	0,124 ± 0,000
Mn	2,064 ± 0,017	2,066 ± 0,074	1,552 ± 0,002
Si	0,481 ± 0,001	0,437 ± 0,007	0,217 ± 0,001
P	0,023 ± 0,000	0,028 ± 0,003	0,020 ± 0,000
S	0,004 ± 0,000	0,004 ± 0,000	0,003 ± 0,000
Cr	0,030 ± 0,000	0,028 ± 0,001	0,028 ± 0,000
Ni	0,022 ± 0,004	0,028 ± 0,003	0,049 ± 0,004
Mo	0,011 ± 0,000	0,004 ± 0,001	0,005 ± 0,000
Al	0,035 ± 0,000	0,035 ± 0,000	0,033 ± 0,000
Cu	0,018 ± 0,000	0,011 ± 0,000	0,005 ± 0,000
Ti	0,004 ± 0,000	0,004 ± 0,000	0,001 ± 0,000
W	0,000 ± 0,000	0,001 ± 0,001	0,001 ± 0,001
V	0,002 ± 0,000	0,000 ± 0,000	0,014 ± 0,000
Nb	0,003 ± 0,000	0,000 ± 0,001	0,011 ± 0,002
B	0,000 ± 0,000	0,002 ± 0,000	0,000 ± 0,000

Fonte: Bonifácio (2025).

Tabela 4.1.2 - Valores médios e desvios padrão resultantes da análise de composição química dos materiais ensaiados (% em massa) para os aços *TRIP*.

Elemento	Material	
	TRIP780	TRIP1000
C	0,260 ± 0,004	0,242 ± 0,004
Mn	1,573 ± 0,019	2,260 ± 0,025
Si	1,410 ± 0,013	1,249 ± 0,012
P	0,026 ± 0,001	0,028 ± 0,002
S	0,002 ± 0,000	0,002 ± 0,001
Cr	0,018 ± 0,000	0,021 ± 0,001
Ni	0,012 ± 0,002	0,027 ± 0,003
Mo	0,008 ± 0,000	0,004 ± 0,001
Al	0,028 ± 0,000	0,037 ± 0,000
Cu	0,014 ± 0,001	0,014 ± 0,001
Ti	0,003 ± 0,000	0,005 ± 0,001
W	0,000 ± 0,000	0,002 ± 0,002
V	0,002 ± 0,000	0,001 ± 0,000
Nb	0,000 ± 0,000	0,003 ± 0,001
B	0,001 ± 0,000	0,002 ± 0,000

Fonte: Bonifácio (2025).

A Tabela 4.1.3 apresenta os valores médios das propriedades mecânicas obtidas, acompanhados do seu respectivo desvio padrão, com um nível de confiança de 68,27 %.

Tabela 4.1.3 - Valores médios das propriedades mecânicas dos materiais avaliados, com nível de confiança de 68,27 %.

Material	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Alongamento (%)	Expoente de encruamento n
DP780P	471,6 ± 6,6	814,1 ± 7,4	215,6 ± 5,7	24,59 ± 2,46	0,16 ± 0,00
DP780M	549,1 ± 6,9	810,4 ± 6,6	219,9 ± 13,1	19,54 ± 1,02	0,12 ± 0,00
DP780S	477,9 ± 2,9	849,1 ± 5,1	220,2 ± 4,4	19,34 ± 1,03	0,18 ± 0,00
TRIP780	497,7 ± 17,9	833,6 ± 19,2	212,0 ± 2,8	42,16 ± 4,14	0,24 ± 0,00
TRIP1000	848,5 ± 13,3	1095,5 ± 14,8	216,3 ± 6,3	21,96 ± 0,87	0,11 ± 0,00

Fonte: Bonifácio (2025).

4.2. Resultados dos ensaios de fadiga por controle de deformação

A fim de tornar a apresentação dos resultados mais coerente, esses foram organizados em dois blocos distintos: um reunindo os aços DP (DP780P, DP780M e DP780S) e outro os aços TRIP (TRIP780 e TRIP1000). No entanto, ao final, os cinco aços foram examinados conjuntamente em uma seção comparativa, de modo a consolidar as principais diferenças e convergências observadas.

4.2.1 Resultados dos ensaios de fadiga dos aços DPs

Após a realização dos doze ensaios de fadiga em controle de deformação para cada aço DP, conforme descrito na metodologia, o primeiro passo consistiu na construção dos gráficos de força em função do número de ciclos, nos quais se observa a evolução da força axial (em kN) ao longo do ensaio. Os gráficos individuais de força em função do número de ciclos podem ser consultados no Apêndice B. A partir desses dados, e considerando o critério de falha definido previamente, identificou-se o número de ciclos para falhar (N_f), e o ciclo correspondente à meia-vida de cada CP. As tabelas contendo os valores de número de ciclos até a fratura e de ciclo de meia-vida para todos os ensaios são encontradas no Apêndice C.

Com os ciclos de meia-vida definidos, foi possível construir os gráficos dos laços de histerese correspondentes a esse ciclo. Esses gráficos representam a variação da tensão verdadeira em função da deformação verdadeira total registrada durante o ciclo de meia-vida. Os laços de histerese de todos os ensaios estão apresentados no Apêndice D.

A partir dos dados desses laços de histerese, foi possível determinar os valores experimentais de deformação de engenharia total, plástica e elástica, bem como a tensão média de engenharia. Na sequência, esses parâmetros foram convertidos para deformação verdadeira total, plástica e elástica, além da tensão média verdadeira. As tabelas contendo todos esses valores são apresentadas no Apêndice E.

Ao colocar em gráfico os dados de deformação verdadeira total, plástica e elástica em função do número de reversos até a falha ($2N_f$), em coordenadas bilogarítmicas, obtém-se o gráfico Deformação-Vida (ϵ -N). Os gráficos são apresentados na Figura 4.2.1 para o DP780P, Figura 4.2.2 para o DP780M e Figura 4.2.3 para o DP780S.

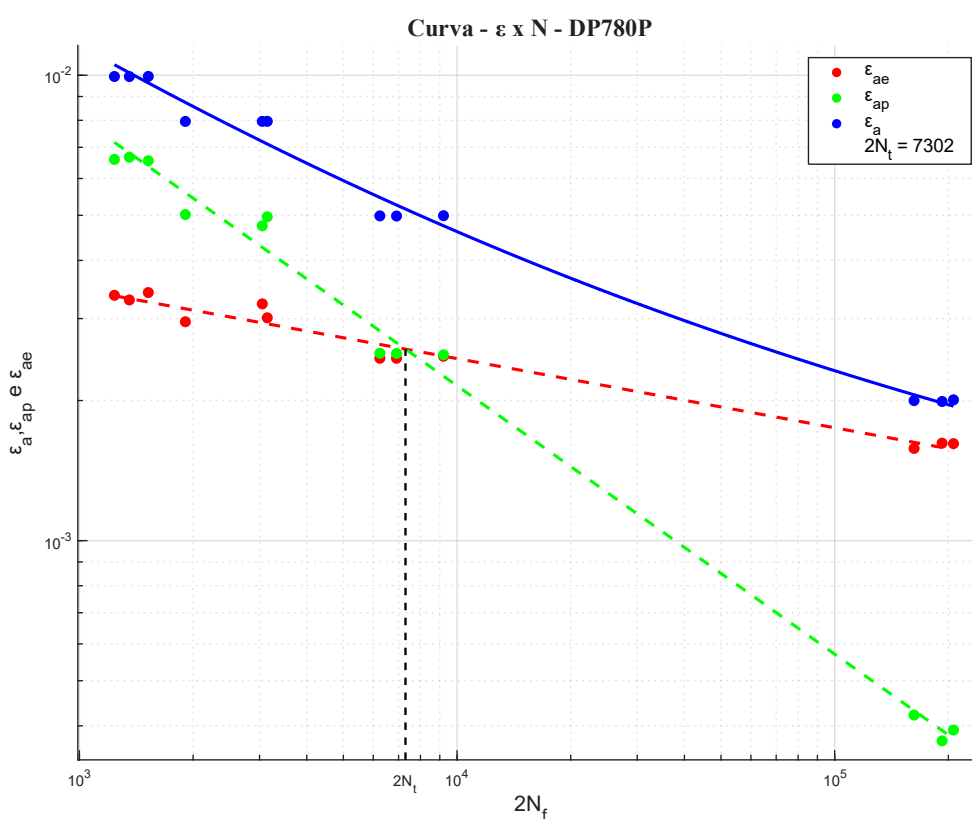


Figura 4.2.1 – Gráfico Deformação-vida (ϵ -N) do material DP780P. Fonte: Autor (2026).

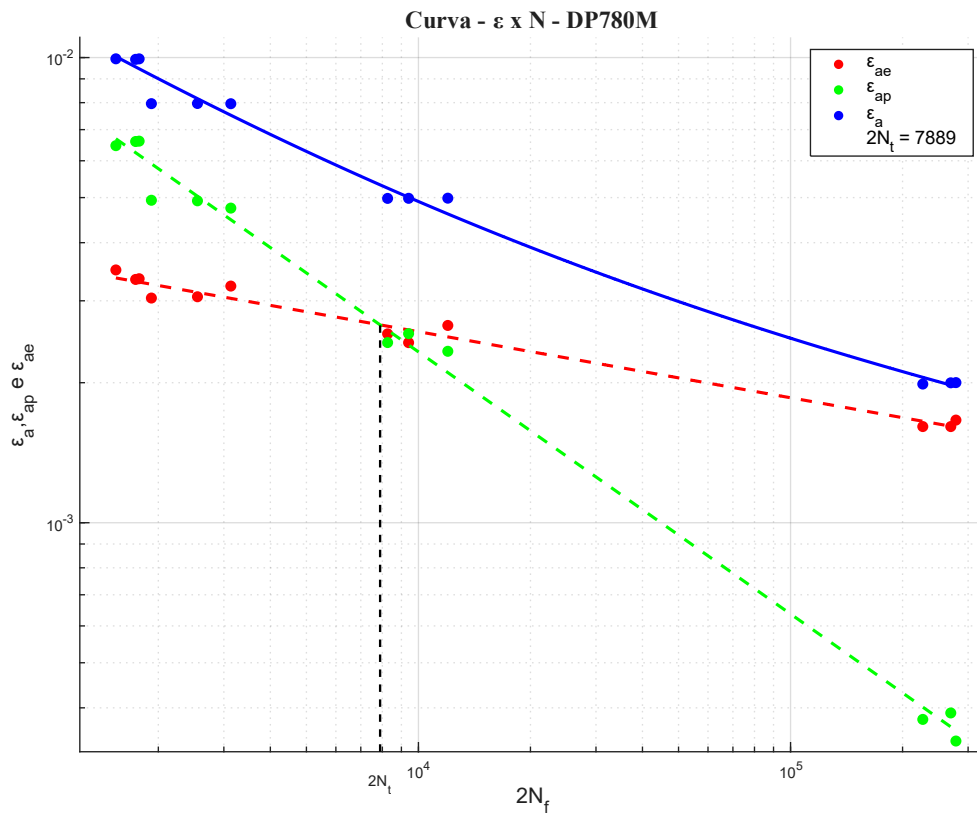


Figura 4.2.2 – Gráfico Deformação-vida (ϵ -N) do material DP780M. Fonte: Autor (2026).

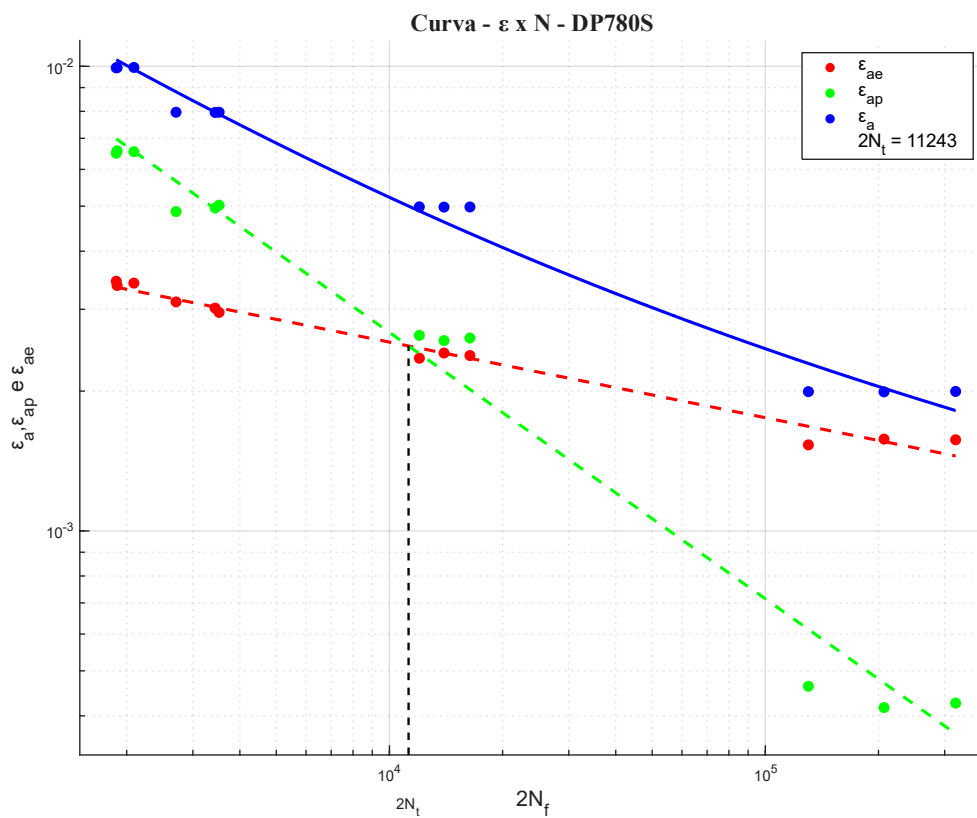


Figura 4.2.3 – Gráfico Deformação-vida (ϵ -N) do material DP780S. Fonte: Autor (2026).

Nos gráficos Deformação-vida (ϵ -N), a linha tracejada em vermelho indica a componente de deformação elástica, que corresponde ao ajuste dos pontos experimentais por meio da equação de Basquin. A linha tracejada em verde representa a componente plástica, ajustada aos pontos experimentais por meio da equação de Coffin-Manson. A curva em azul corresponde à deformação total, obtida a partir da soma das equações de Basquin e Coffin-Manson.

Nesses gráficos também é possível determinar o ponto $2N_t$, localizado na interseção entre as componentes elástica e plástica, o qual identifica a transição entre os regimes de fadiga de baixo ciclo (LCF) e de fadiga de alto ciclo (HCF). Para o DP780P, esse ponto ocorreu em 7302 ciclos; para o DP780M, em 7889 ciclos; e para o DP780S, em 11243 ciclos.

A aplicação das equações de Basquin e Coffin-Manson aos dados experimentais permite determinar os parâmetros de fadiga: coeficiente de resistência à fadiga (σ'_f), expoente de resistência à fadiga (b), coeficiente de ductilidade em fadiga (ϵ'_f) e expoente de ductilidade em fadiga (c). Esses valores estão organizados na Tabela 4.2.1 para o DP780P, na Tabela 4.2.2 para o DP780M e na Tabela 4.2.3 para o DP780S.

Tabela 4.2.1 - Parâmetros de fadiga obtidos para o DP780P.

Parâmetro	Valor	Equação	Coeficiente de Determinação (R^2)
σ'_f	2087,17 MPa		
b	-0,15	$\epsilon_e = \frac{2087,17}{E} (2N_f)^{-0,15}$	0,97
ϵ'_f	0,44		
c	-0,58	$\epsilon_p = 0,44 \cdot (2N_f)^{-0,58}$	0,99

Fonte: Autor (2026).

Tabela 4.2.2 – Parâmetros de fadiga obtidos para o DP780M.

Parâmetro	Valor	Equação	Coeficiente de Determinação (R^2)
σ'_f	2095,16 MPa		
b	-0,14	$\epsilon_e = \frac{2095,16}{E} (2N_f)^{-0,14}$	0,98
ϵ'_f	0,42		
c	-0,56	$\epsilon_p = 0,42 \cdot (2N_f)^{-0,56}$	0,99

Fonte: Autor (2026).

Tabela 4.2.3 - Parâmetros de fadiga obtidos para o DP780S.

Parâmetro	Valor	Equação	Coefficiente de Determinação (R²)
σ'_f	2511,64 MPa		
b	-0,16	$\varepsilon_e = \frac{2511,64}{E} (2N_f)^{-0,16}$	0,98
ε'_f	0,53		
c	-0,57	$\varepsilon_p = 0,53 \cdot (2N_f)^{-0,57}$	0,98

Fonte: Autor (2026).

O gráfico de tensão–deformação cíclica (σ – ε_p) foi construído a partir dos valores de tensão verdadeira média e deformação plástica verdadeira, obtidos no ciclo de meia-vida e plotados em coordenadas bilogarítmicas. A Figura 4.2.4 mostra o gráfico tensão–deformação cíclica do DP780P; a Figura 4.2.5, o do DP780M; e a Figura 4.2.6, o do DP780S.

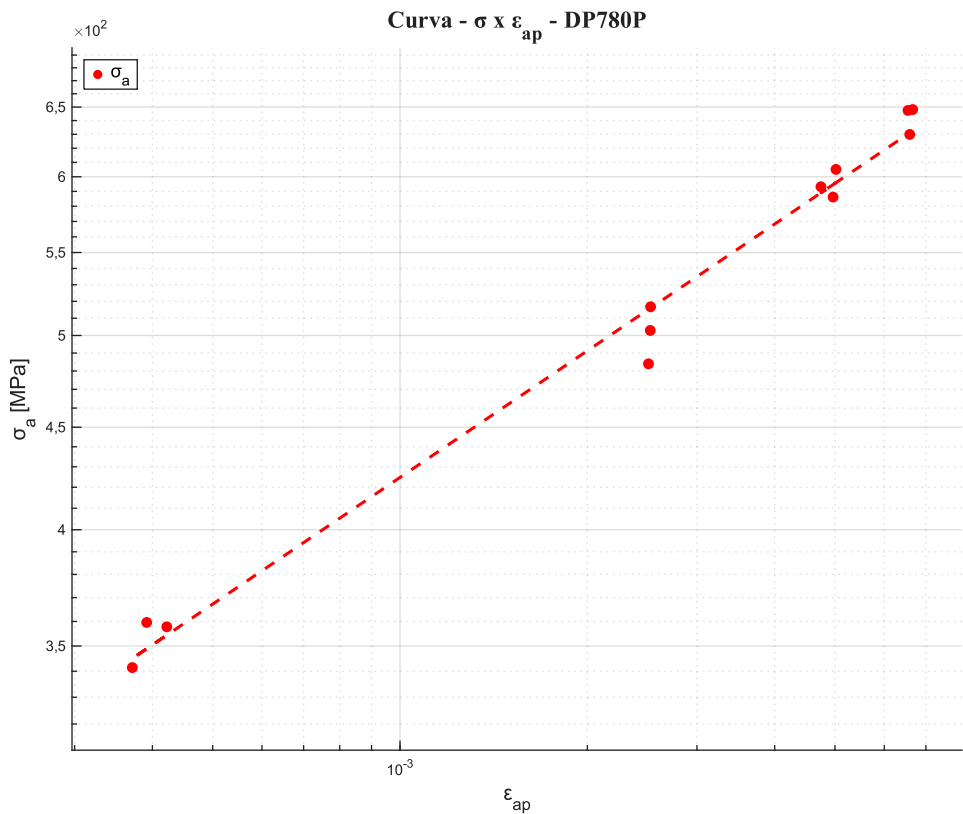


Figura 4.2.4 - Gráfico Tensão-deformação cíclica (σ – ε_p) do DP780P. Fonte: Autor (2026).

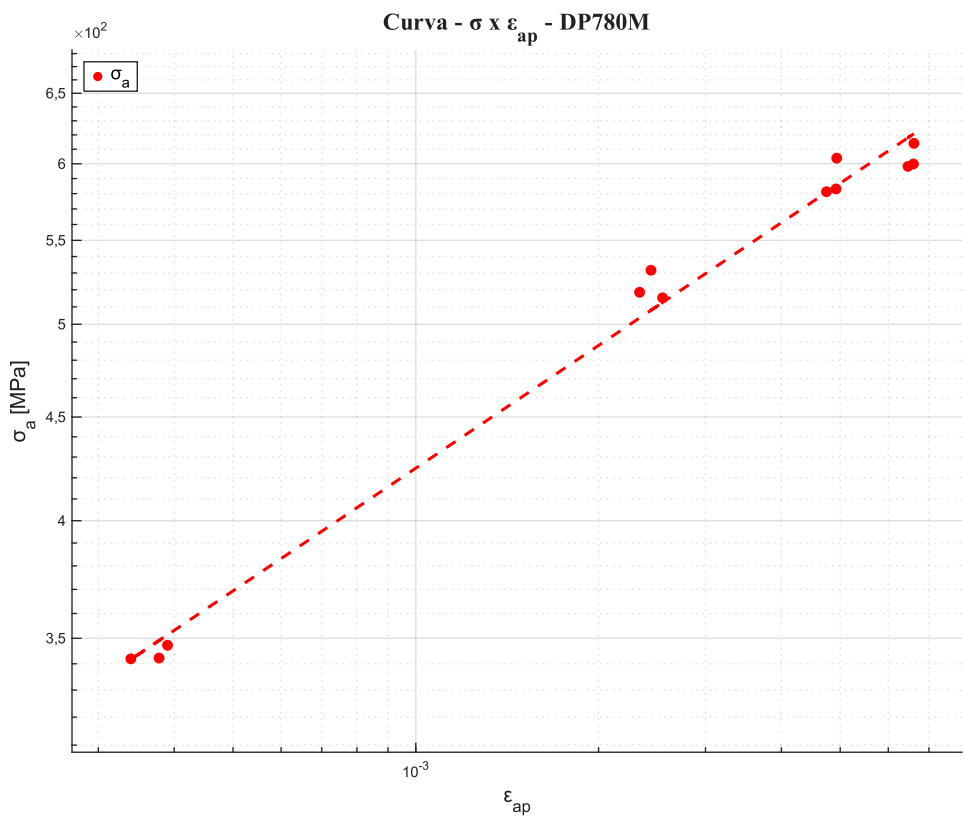


Figura 4.2.5 - Gráfico Tensão-deformação cíclica (σ - ε_p) do DP780M. Fonte: Autor (2026).

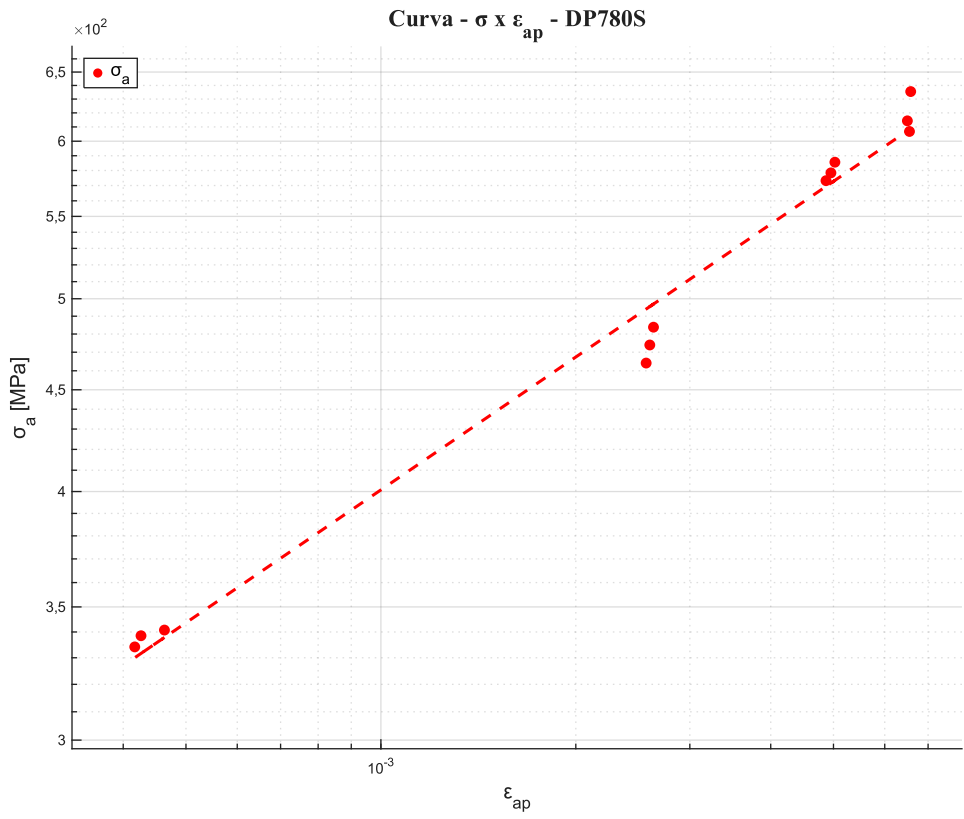


Figura 4.2.6 - Gráfico Tensão-deformação cíclica (σ - ε_p) do DP780S. Fonte: Autor (2026).

A parte plástica da relação de Ramberg–Osgood ajusta os dados experimentais do gráfico tensão-deformação cíclica e permite determinar os parâmetros coeficiente de resistência cíclica (H') e expoente de encruamento cíclico (n'). A Tabela 4.2.4 apresenta esses parâmetros para o DP780P; a Tabela 4.2.5, para o DP780M; e a Tabela 4.2.6 para o DP780S.

Tabela 4.2.4 - Parâmetros do DP780P obtidos por meio da relação de Ramberg–Osgood.

Parâmetro	Valor	Equação	Coeficiente de Determinação (R^2)
H'	1810,89 MPa		
n'	0,21	$\sigma_a = 1810,89 \cdot (\varepsilon_p)^{0,21}$	0,99

Fonte: Autor (2026).

Tabela 4.2.5 - Parâmetros do DP780M obtidos por meio da relação de Ramberg–Osgood.

Parâmetro	Valor	Equação	Coeficiente de Determinação (R^2)
H'	1703,28 MPa		
n'	0,20	$\sigma_a = 1703,28 \cdot (\varepsilon_p)^{0,20}$	0,99

Fonte: Autor (2026).

Tabela 4.2.6 - Parâmetros do DP780S obtidos por meio da relação de Ramberg–Osgood.

Parâmetro	Valor	Equação	Coeficiente de Determinação (R^2)
H'	1855,74 MPa		
n'	0,22	$\sigma_a = 1855,74 \cdot (\varepsilon_p)^{0,22}$	0,98

Fonte: Autor (2026).

De forma geral, os três aços DP780 avaliados apresentaram coeficientes de resistência à fadiga (σ'_f) e coeficientes de ductilidade em fadiga (ε'_f) superiores aos valores reportados na literatura para aços DP de resistência similar, indicando um desempenho superior em fadiga de baixo ciclo.

Nesse contexto, Hilditch *et al.* (2012) reportaram para um aço DP780 valores de $\varepsilon'_f \approx 0,23$ e $c \approx -0,48$, inferiores aos obtidos neste trabalho, no qual ε'_f variou entre 0,42 e 0,53 e c entre $-0,56$ e $-0,58$, evidenciando maior capacidade de acomodação de deformações plásticas cíclicas.

Em comparação com o trabalho de Gonzalez-Zapatero *et al.* (2023), que avaliaram um aço DP500/800 e reportaram $\sigma'_f = 1419$ MPa, $b = -0,106$, $\varepsilon'_f = 0,291$, $c = -0,538$, $H' \approx 1691$ MPa

e $n' \approx 0,184$, os valores de σ'_f obtidos neste estudo são aproximadamente 47–77 % superiores, enquanto ε'_f é cerca de 44–82 % superior e o expoente b apresenta magnitude aproximadamente 32–51 % maior. Por outro lado, os parâmetros c , H' e n' mostraram-se similares ou ligeiramente superiores, com diferenças da ordem de 4–8 % para c , 1–10 % para H' e 9–20 % para n' .

Para melhor visualização do impacto dessas diferenças nos parâmetros de fadiga sobre a vida em fadiga, a Figura 4.2.7 apresenta a curva de deformação total do aço DP500/800, obtida no trabalho de Gonzalez-Zapatero *et al.* (2023), em comparação com as curvas correspondentes aos aços DP avaliados neste estudo. Assim, é possível verificar que a curva do DP500/800 apresenta comportamento equiparável às curvas dos demais aços, ainda que exiba vida em fadiga ligeiramente inferior em amplitudes de deformação mais elevadas. Para amplitudes de deformação menores, as curvas se cruzam, passando o DP500/800 a apresentar desempenho ligeiramente superior à medida que as amplitudes de deformação se tornam mais baixas.

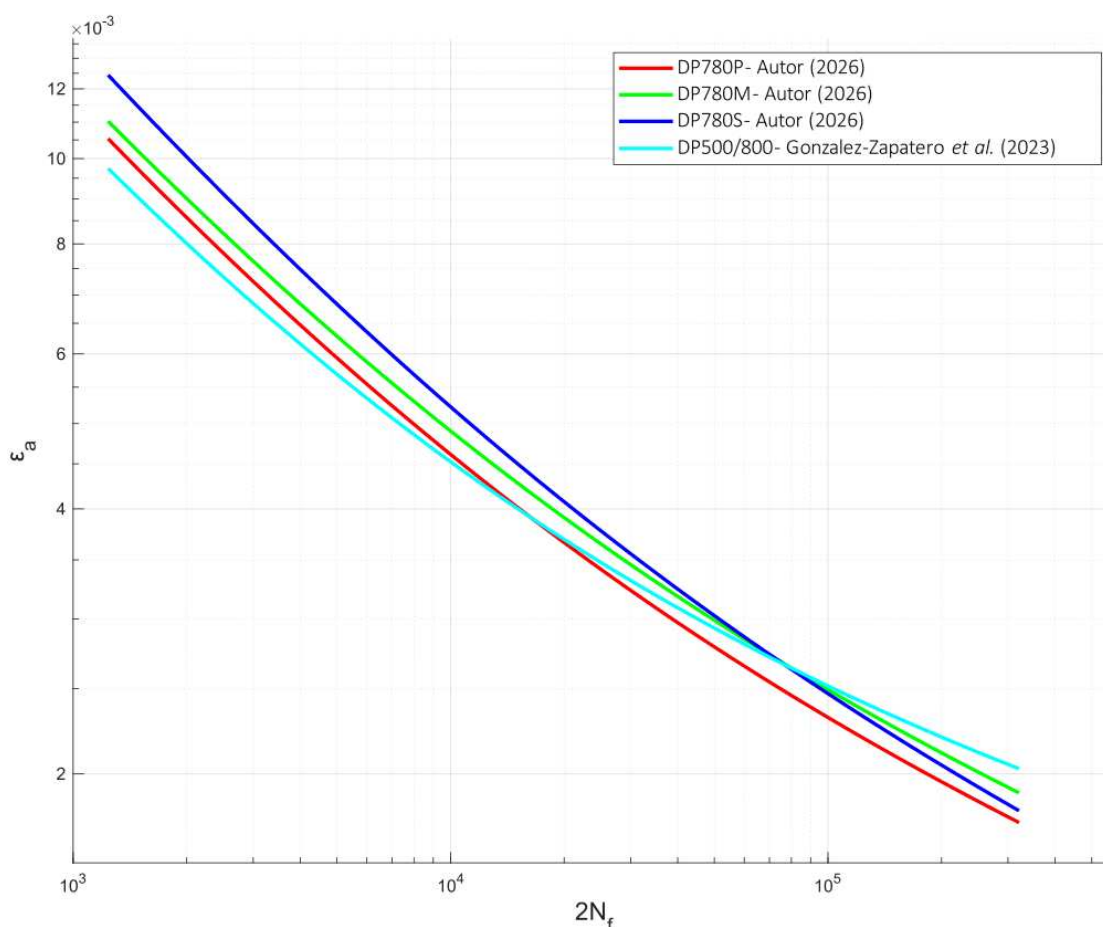


Figura 4.2.7 - Comparação das curvas de deformação-vida (ε - N) do DP500/800 de Gonzalez-Zapatero *et al.* (2023) com os aços DP780P, DP780M e DP780S. Fonte: Autor (2026).

Adicionalmente, Paul *et al.* (2015) reportaram para um DP780 valores de $H' \approx 2020$ MPa e $n' \approx 0,24$, enquanto neste trabalho H' variou entre 1703 e 1856 MPa e n' entre 0,20 e 0,22, sugerindo uma menor taxa de encruamento cíclico para os aços analisados.

As histereses correspondentes ao ciclo de meia-vida, para as diferentes amplitudes de deformação, foram plotadas em um mesmo sistema de eixos, conforme apresentado na Figura 4.2.8 à Figura 4.2.10. A linha traçada a partir da origem, que passa pelos pontos extremos dos ciclos, define a curva tensão–deformação cíclica.

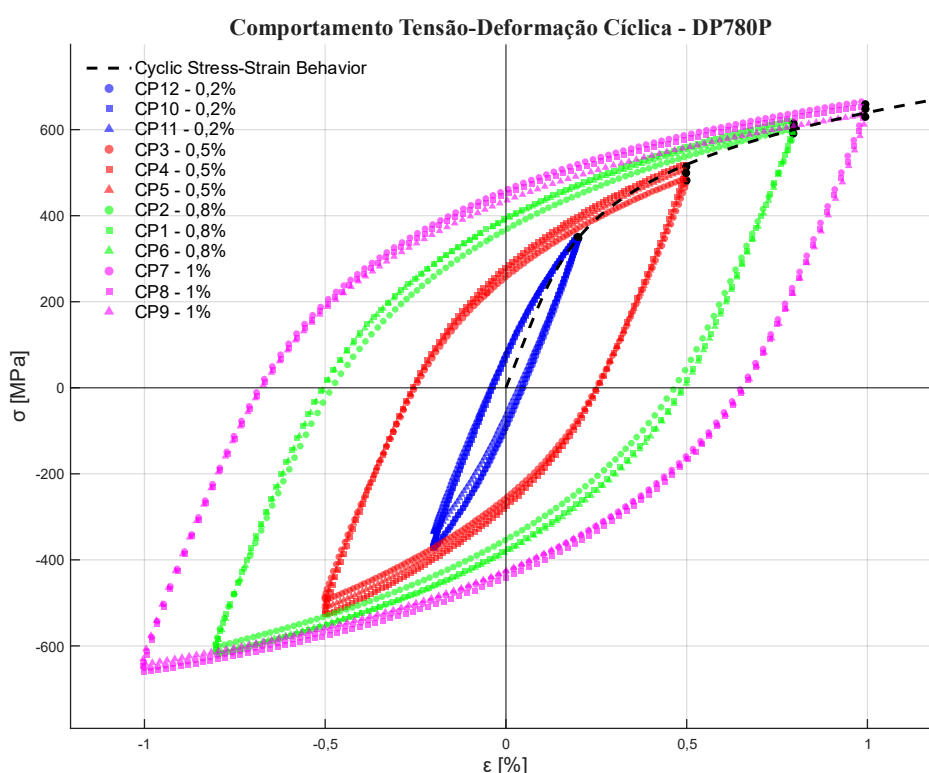


Figura 4.2.8 – Laços de histereses experimentais e comportamento cíclico de tensão-deformação do aço DP780P. Fonte: Autor (2026).

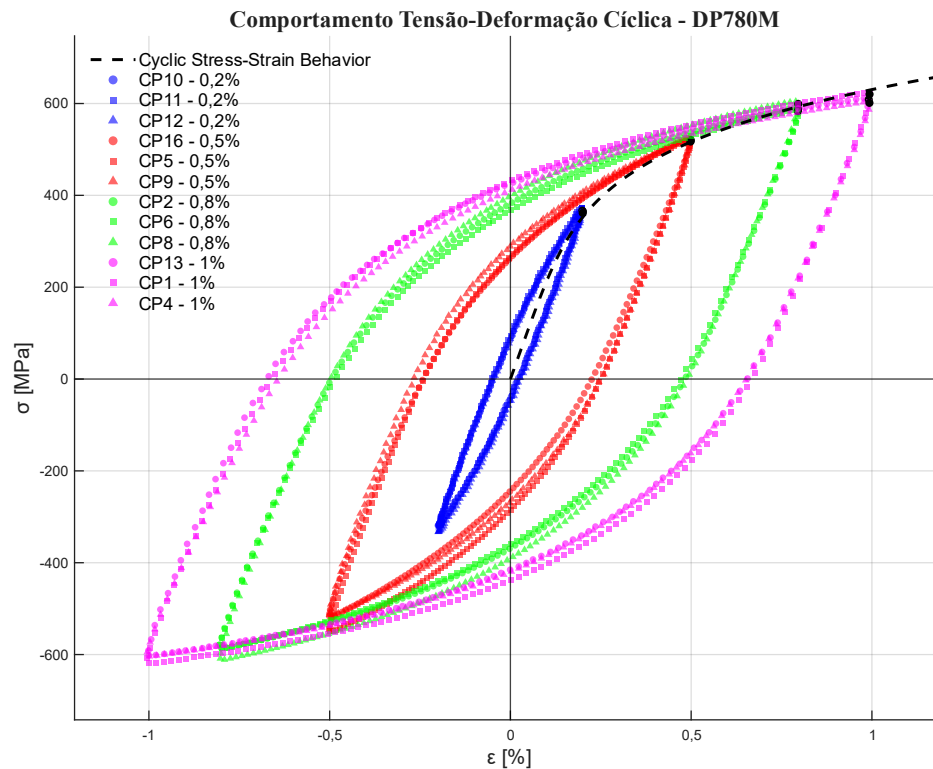


Figura 4.2.9 – Laços de histereses experimentais e comportamento cíclico de tensão-deformação do aço DP780M. Fonte: Autor (2026).

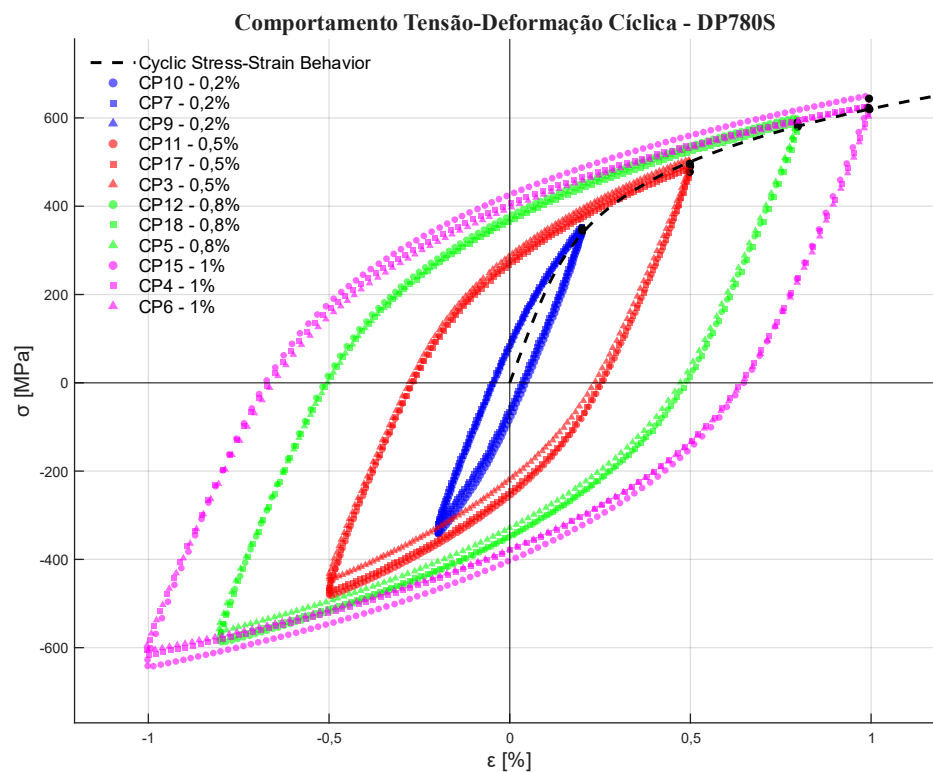


Figura 4.2.10 – Laços de histereses experimentais e comportamento cíclico de tensão-deformação do aço DP780S. Fonte: Autor (2026).

Os parâmetros coeficiente de resistência cíclica (H') e expoente de encruamento cíclico (n') foram utilizados na equação de Ramberg–Osgood para representar a curva de tensão-deformação cíclica. A Figura 4.2.11, a Figura 4.2.12 e a Figura 4.2.13 apresentam as curvas tensão-deformação cíclicas dos aços DP780P, DP780M e DP780S, respectivamente, em comparação com as suas curvas tensão-deformação monotônicas obtidas em ensaio de tração.

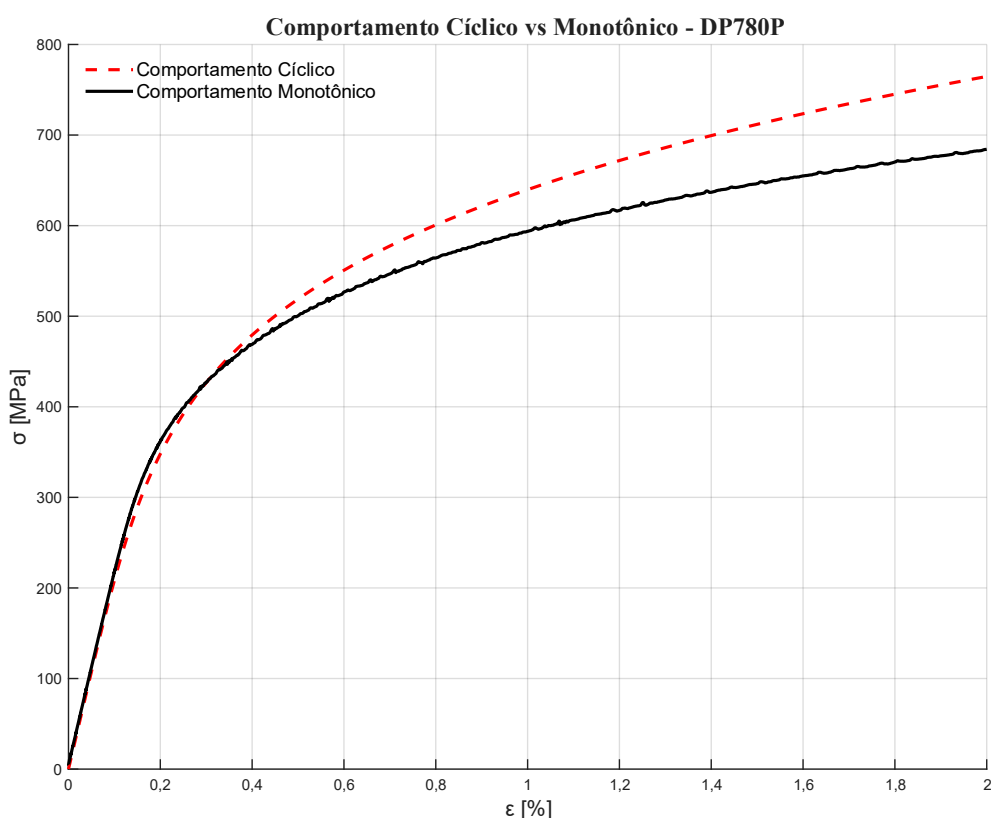


Figura 4.2.11 – Comportamento cíclico e monotônico do aço DP780P. Fonte: Autor (2026).

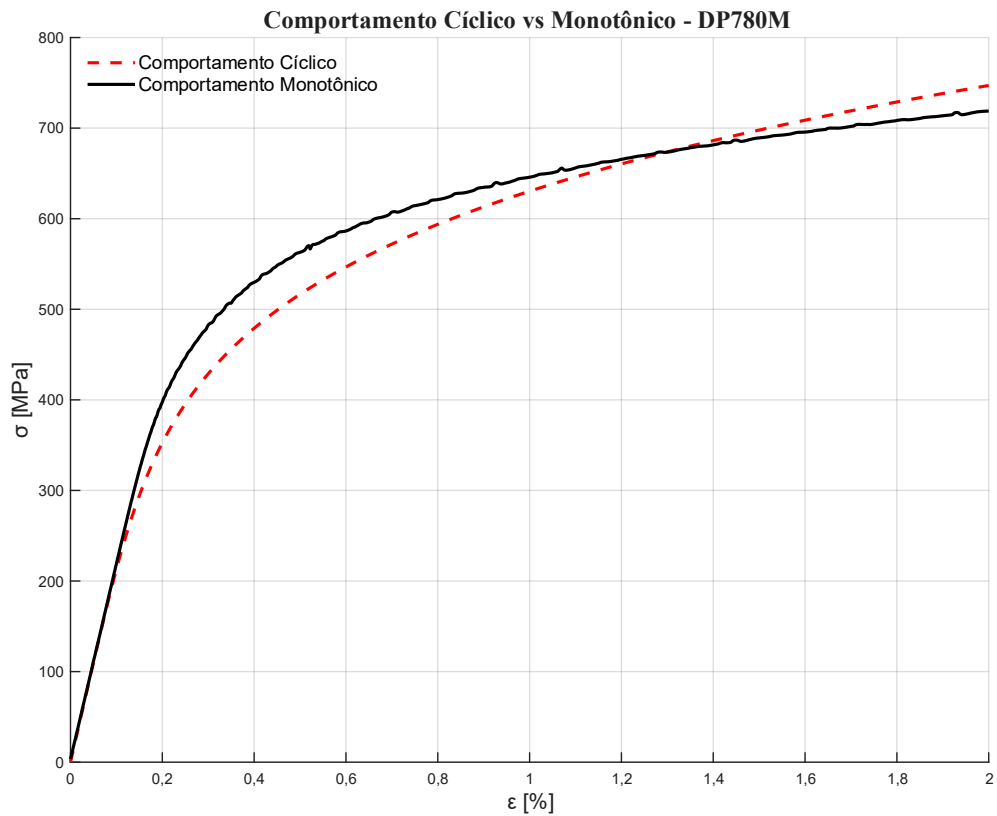


Figura 4.2.12 – Comportamento cíclico e monotônico do aço DP780M. Fonte: Autor (2026).

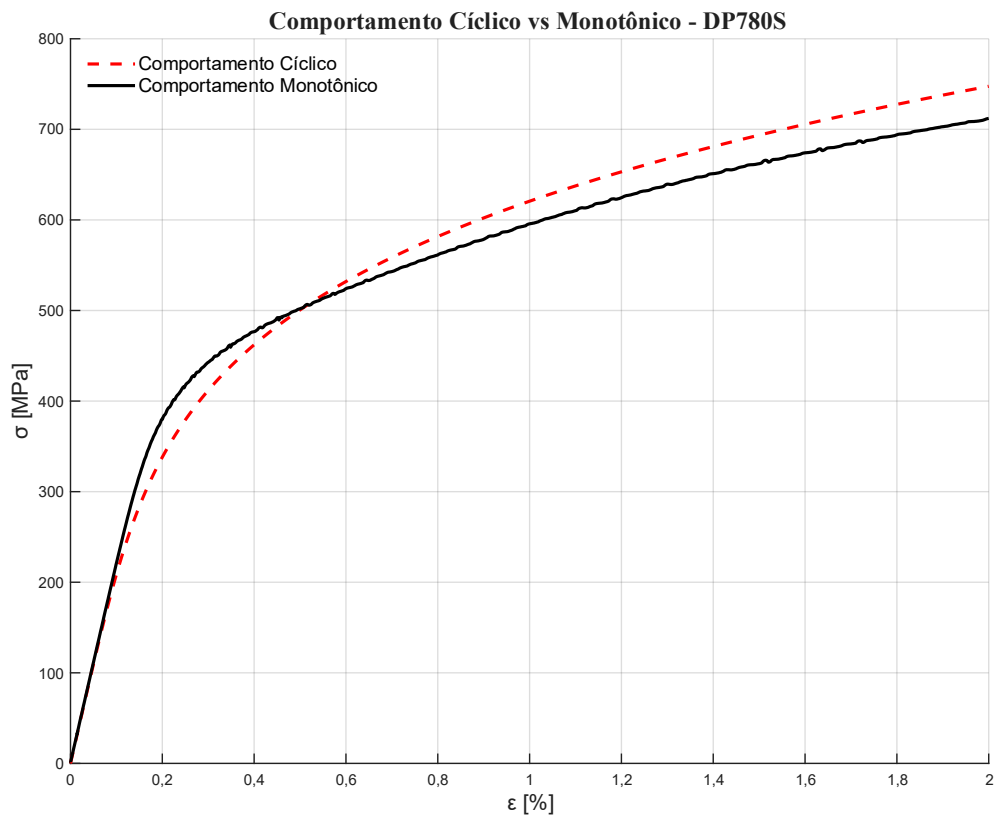


Figura 4.2.13 – Comportamento cíclico e monotônico do aço DP780S. Fonte: Autor (2026).

As discussões baseadas nos gráficos da Figura 4.2.11 à Figura 4.2.13 devem se restringir a amplitudes de deformação de até 1 %, uma vez que valores superiores a esse limite correspondem a extrapolações. A Figura 4.2.11, referente ao aço DP780P, indica que, até aproximadamente 0,4 % de deformação, as curvas de comportamento monotônico e cíclico permanecem praticamente coincidentes. A partir desse nível de deformação, observa-se a ocorrência de endurecimento cíclico do material. O aço DP780P apresentou razão entre o limite de resistência e o limite de escoamento igual a 1,73 ($> 1,4$), bem como expoente de encruamento $n > 0,15$ ($n = 0,16$), o que indica uma tendência ao endurecimento cíclico, em concordância com o comportamento evidenciado no gráfico.

O aço DP780M apresentou razão entre o limite de resistência e o limite de escoamento igual a 1,48 ($> 1,4$), o que indica uma tendência ao endurecimento cíclico; no entanto, exibiu expoente de encruamento $n < 0,15$ ($n = 0,12$), indicando propensão ao amolecimento cíclico. A análise da Figura 4.2.12, referente ao aço DP780M, evidencia apenas o amolecimento cíclico, compreendido na faixa de amplitudes de deformação de aproximadamente 0,1 % e 1,0 %.

O aço DP780S apresentou razão entre o limite de resistência e o limite de escoamento igual a 1,78 ($> 1,4$) e expoente de encruamento $n > 0,15$ ($n = 0,18$), o que indica uma tendência ao endurecimento cíclico. Entretanto, a Figura 4.2.13 mostra que o aço DP780S apresentou comportamento misto, com o amolecimento ocorre aproximadamente entre 0,1 % e 0,5 % de deformação, enquanto o endurecimento cíclico ocorre após os 0,5 % de deformação.

O comportamento do DP780P difere dos resultados reportados por Hu, Zhu e Meng (2010) e por Paul *et al.* (2015). Em seu trabalho, Hu, Zhu e Meng (2010) avaliaram um aço DP590 em amplitudes de deformação entre 0,2 % e 0,7 % e observaram amolecimento cíclico predominante em toda a faixa investigada. Por sua vez, Paul *et al.* (2015) analisaram um aço DP780 em amplitudes de deformação variando entre 0,5 % e 1,2 % e também relataram comportamento predominantemente de amolecimento cíclico ao longo de toda a faixa avaliada. Em contraste, o DP780M, no qual o amolecimento ocorreu entre aproximadamente 0,1 % e 1,0 % de deformação, converge com os resultados de Hu, Zhu e Meng (2010) e Paul *et al.* (2015).

Já o DP780S, no qual o amolecimento ocorreu entre cerca de 0,001 e 0,005 e o endurecimento cíclico ocorreu para amplitudes superiores, tem comportamento similar aos resultados de Gonzalez-Zapatero *et al.* (2023), que analisaram um aço DP500/800 em amplitudes de deformação entre 0,2 % e 1 %, identificando amolecimento cíclico para $\varepsilon_a < 0,004$ e endurecimento cíclico com o aumento da amplitude de deformação.

Hilditch *et al.* (2009) *apud* Hu, Zhu e Meng (2010) e Stephens *et al.* (2001), explicam que os aços multifásicos tendem a apresentar endurecimento cíclico nos ciclos iniciais em função da elevada densidade de discordâncias e da redução de sua mobilidade, mecanismo que pode explicar o comportamento observado para o DP780P. Por outro lado, o amolecimento cíclico é atribuído principalmente à geração de discordâncias móveis adicionais, à reorganização das estruturas de discordâncias existentes e à formação de estruturas celulares de discordâncias associadas à redução das tensões internas, o que possivelmente explica a resposta apresentada pelo DP780M. No caso do DP780S, o comportamento cíclico misto pode estar relacionado à restrição inicial do movimento de discordâncias, seguida pela geração de novas discordâncias móveis para amplitudes de deformação superiores a aproximadamente 0,5 %, resultando na transição de amolecimento para endurecimento cíclico.

4.2.2 Comparativo entre os resultados dos ensaios de fadiga por controle de deformação dos aços DPs

As equações de Coffin-Manson obtidas via ensaio de fadiga por controle de deformação nos aços DP780P, DP780M e DP780S são apresentadas na Tabela 4.2.7. É observado que todos os coeficientes de determinação (R^2) apresentaram valores iguais a 0,99, o que indica um excelente ajuste do modelo de Coffin-Manson aos dados experimentais.

Tabela 4.2.7 – Equações de Coffin-Manson dos aços DP780P, DP780M e DP780S.

Aço	Equação	Coefficiente de Determinação (R^2)
DP780P	$\varepsilon_a = 0,0097 (2N_f)^{-0,15} + 0,44 (2N_f)^{-0,58}$	0,99
DP780M	$\varepsilon_a = 0,0095 (2N_f)^{-0,14} + 0,42 (2N_f)^{-0,56}$	0,99
DP780S	$\varepsilon_a = 0,0114 (2N_f)^{-0,16} + 0,53 (2N_f)^{-0,57}$	0,99

Fonte: Autor (2026).

O gráfico da Figura 4.2.14 apresenta as curvas de deformação total (ε -N) obtidas para os três aços DPs avaliados, evidenciando o comportamento característico em fadiga de cada material. A faixa em amarelo destaca a região de transição entre a fadiga de baixo ciclo (LCF) e a fadiga de alto ciclo (HCF), na qual ocorre a mudança do regime predominantemente plástico para o regime elástico.

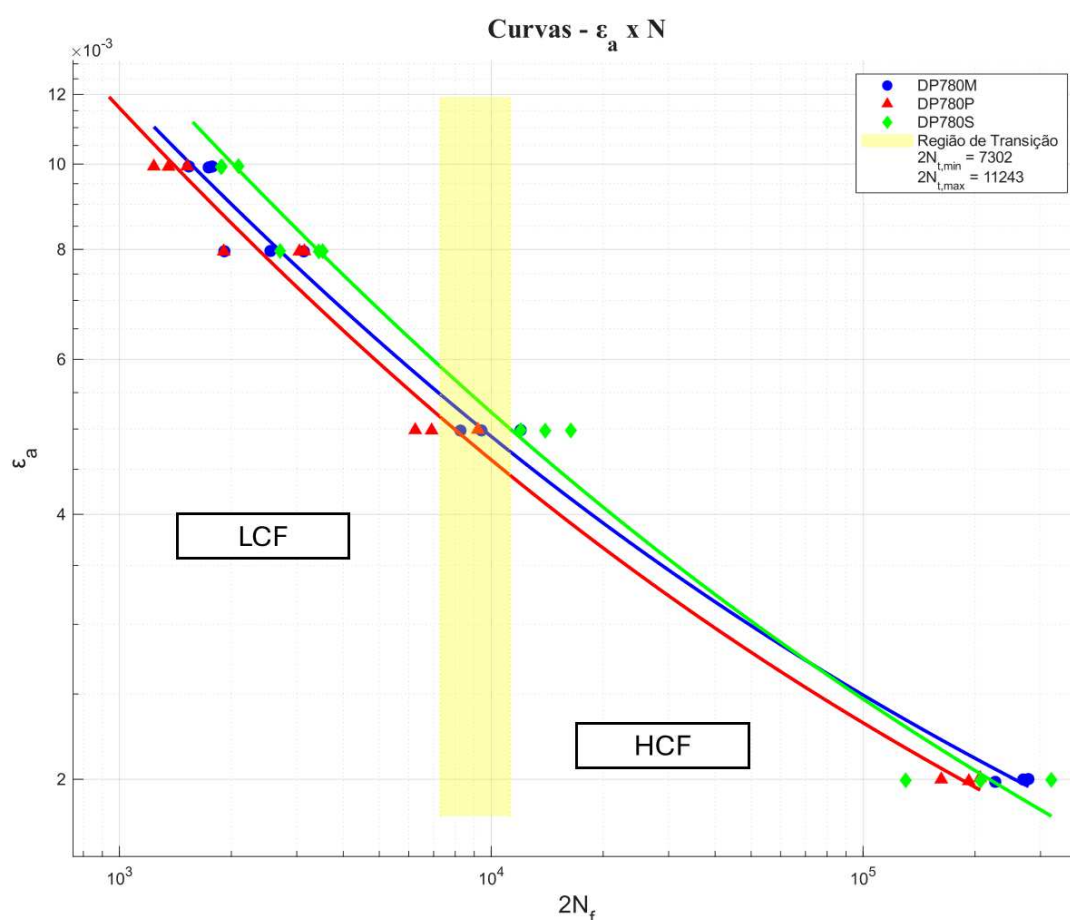


Figura 4.2.14 - Gráfico Deformação-vida (ϵ -N) dos aços DPs. Fonte: Autor (2026).

Ainda que as diferenças sejam pequenas, a partir dos resultados mostrados na Figura 4.2.14, tem-se um indicativo de que o aço DP780S apresenta melhor desempenho em fadiga, seguido pelo DP780M e, por último, pelo DP780P. Os ciclos de transição entre os regimes de fadiga de baixo e alto ciclo foram de 7302 ciclos para o DP780P, 7889 ciclos para o DP780M e 11 243 ciclos para o DP780S, evidenciando o superior desempenho do aço DP780S em fadiga de baixo ciclo, dado que seu ponto de transição ocorre em um número maior de ciclos.

Bonifácio (2025) realizou a caracterização microestrutural dos aços DP780P, DP780M e DP780S. Os resultados indicaram que o DP780P apresenta bandeamentos ao longo da microestrutura, além de elevada quantidade de inclusões alongadas e alta contagem total de inclusões. Em contrapartida, o DP780M apresenta maior fração de fase secundária, possivelmente com predominância de bainita, e menor fração de ferrita. Essa relação entre fases, aliada à ausência de bandeamentos, resulta em maiores valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração, bem como em redução do alongamento total e estampabilidade superior à do aço DP780P. O DP780S, por sua vez, apresenta uma microestrutura mais homogênea, sem bandeamentos, elevado expoente de encruamento e morfologia martensítica acicular, características que contribuem para sua elevada resistência

e boa energia de impacto. Adicionalmente, o DP780S possui, em sua composição química, menores teores de elementos de liga e menor quantidade de inclusões.

Bonifácio (2025) apresentou que o DP780S apresentou maior ductilidade em comparação aos demais aços DP, evidenciando maior capacidade de encruamento, enquanto o DP780M e o DP780P exibiram menores valores de limite de escoamento, associados à maior fração de fase secundária e, no caso do DP780P, à presença de bandeamentos. Nos ensaios de estampabilidade, os aços DP780M e DP780S destacaram-se pela elevada capacidade de expansão do furo, atribuída à ausência de bandeamentos severos e à maior homogeneidade microestrutural, condição que dificulta a propagação de trincas nesse tipo de ensaio.

Diante disso, o melhor desempenho do aço DP780S, quando comparado aos aços DP780P e DP780M, pode ser atribuído principalmente à combinação de fatores microestruturais, tais como: (i) microestrutura mais homogênea propiciando melhor homogeneização das deformações plásticas; (ii) ausência de bandeamentos, o que também influencia na melhor distribuição de deformações; (iii) morfologia martensítica acicular que propicia maior tenacidade à fratura e maior resistência à propagação de trincas; e (iv) menor quantidade de inclusões, o que implica em melhor tenacidade à fratura, em relação aos demais materiais. Esses fatores contribuem para o retardamento da nucleação e da propagação de trincas, resultando, consequentemente, em maior vida em fadiga.

4.2.3 Resultados dos ensaios de fadiga dos aços TRIP

Diferentemente dos ensaios com os aços DPs, foram realizados treze ensaios de fadiga em controle de deformação para cada aço TRIP. Isso porque, no caso do aço TRIP780, ao realizar o ensaio no nível de deformação total de 0,2 %, o resultado obtido foi um *run out*, ou seja, o CP não falhou mesmo após 1 207 068 ciclos, sendo o ensaio encerrado voluntariamente. Diante desse comportamento, optou-se por aumentar o nível de deformação para 0,25 %, a fim de verificar se ocorreria a falha do material, o que de fato foi observado.

Diante disso, para o TRIP780 foram conduzidos treze ensaios válidos, distribuídos da seguinte forma: três repetições para os níveis de deformação de 1,0 %, 0,8 % e 0,5 %, e duas repetições para os níveis de 0,3 % e 0,25 %.

Em relação ao TRIP1000, foram realizadas três tentativas no nível de deformação total de 0,2 % (CP12, CP13 e CP18). Em todos os casos ocorreu *run out*, ou seja, os CPs não apresentaram nucleação de trinca e, por causa disso, os ensaios foram encerrados deliberadamente após ultrapassarem 1 000 000 de ciclos.

Adicionalmente, foi conduzido um ensaio no nível de deformação de 0,25 %. Entretanto, devido a uma queda de energia, o equipamento foi desligado automaticamente, e

o ensaio foi interrompido aos 976 000 ciclos, sem indícios de nucleação de trinca visíveis a olho nu. Diante desse resultado, optou-se por aumentar o nível de deformação sem repetir ensaios no mesmo nível. Assim, para o TRIP1000, no total, foram realizados treze ensaios válidos, distribuídos da seguinte forma: três repetições para os níveis de deformação de 1,0 %, 0,8 % e 0,5 %, e duas repetições para os níveis de 0,4 % e 0,35 %.

O número de ciclos correspondente à meia-vida de cada CP, as histereses do ciclo de meia-vida, os valores experimentais de deformação de engenharia total, plástica e elástica, a tensão média de engenharia, a deformação verdadeira total, plástica e elástica e a tensão média verdadeira foram determinados da mesma forma feita para os aços DP's, descrita no item 4.2.1.

Para os aços TRIP780 e TRIP1000, os gráficos individuais de força em função do número de ciclos estão apresentados no Apêndice B. As tabelas com os valores de ciclos até a fratura e os ciclos de meia-vida referentes a todos os ensaios realizados podem ser consultadas no Apêndice C. Os laços de histerese de todos os ensaios estão apresentados no Apêndice D e as tabelas contendo os valores de deformação e tensão são apresentadas no Apêndice E.

A curva deformação-vida ($\epsilon-N$) foi obtida ao plotar as componentes de deformação verdadeira (total, plástica e elástica) em função do número de reversos até a falha ($2N_f$), em coordenadas bilogarítmicas. As curvas correspondentes aos aços TRIP780 e TRIP1000, são apresentadas, respectivamente, na Figura 4.2.15 e na Figura 4.2.16.

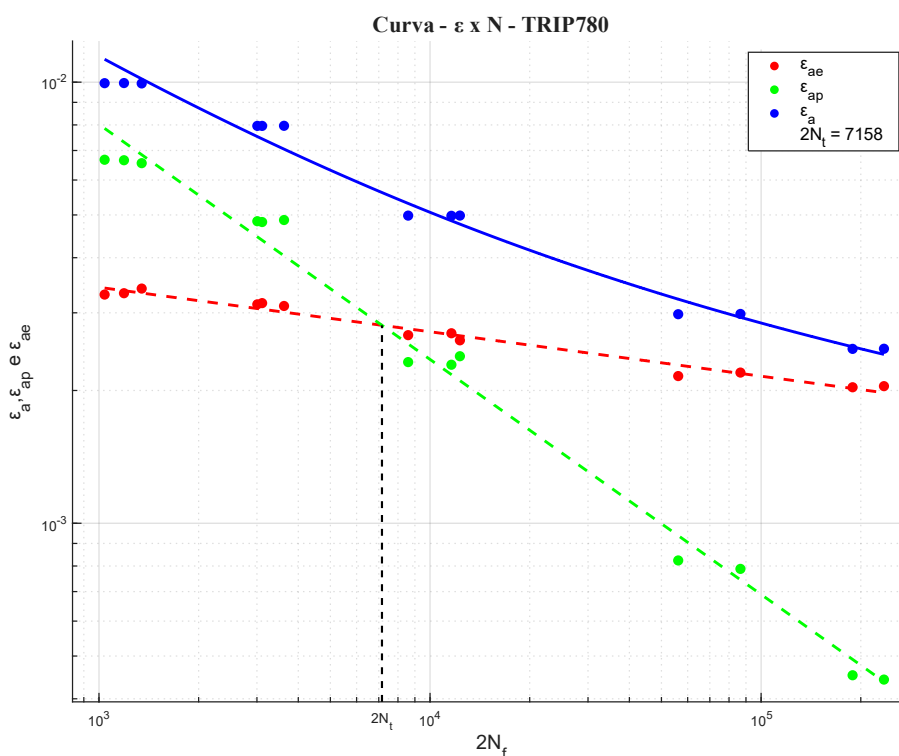


Figura 4.2.15 - Gráfico Deformação-vida (ϵ -N) do material TRIP780. Fonte: Autor (2026).

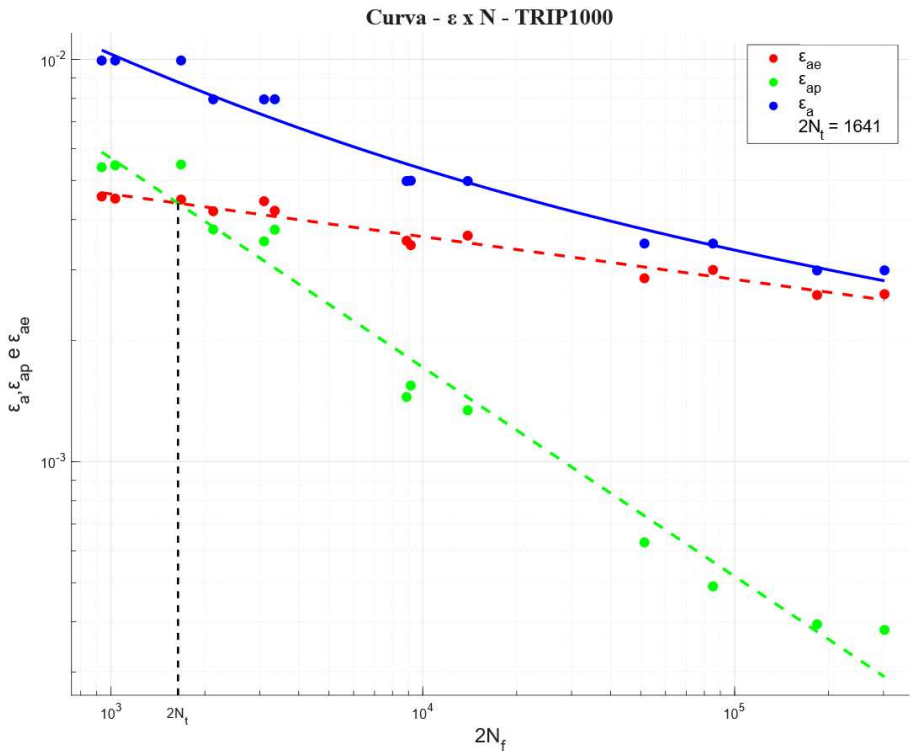


Figura 4.2.16 - Gráfico Deformação-vida (ϵ -N) do material TRIP1000. Fonte: Autor (2026).

Nos gráficos ϵ -N, a linha vermelha tracejada representa a componente elástica ajustada pela equação de Basquin, a linha verde tracejada indica a componente plástica ajustada pela equação de Coffin–Manson, e a curva azul corresponde à deformação total, obtida pela soma de ambas. O ponto $2N_t$ pode ser identificado, ocorrendo em 7158 ciclos para o TRIP780 e 1641 ciclos para o TRIP1000.

O ajuste dos dados experimentais pelas equações de Basquin e Coffin–Manson permite a obtenção dos parâmetros de fadiga (σ'_f , b , ϵ'_f e c), cujos valores para o TRIP780 estão apresentados na Tabela 4.2.8 e para o TRIP1000 na Tabela 4.2.9.

Tabela 4.2.8 - Parâmetros de fadiga obtidos para o TRIP780.

Parâmetro	Valor	Equação	Coeficiente de Determinação (R^2)
σ'_f	1457,43 MPa		
b	-0,10	$\epsilon_e = \frac{1457,43}{E} (2N_f)^{-0,10}$	0,98
ϵ'_f	0,32		
c	-0,53	$\epsilon_p = 0,32 \cdot (2N_f)^{-0,53}$	0,99

Fonte: Autor (2026).

Tabela 4.2.9 - Parâmetros de fadiga obtidos para o TRIP1000.

Parâmetro	Valor	Equação	Coeficiente de Determinação (R²)
σ'_f	2084,39 MPa		
b	-0,11	$\varepsilon_e = \frac{2084,39}{E} (2N_f)^{-0,11}$	0,96
ε'_f	0,20		
c	-0,52	$\varepsilon_p = 0,20 \cdot (2N_f)^{-0,52}$	0,97

Fonte: Autor (2026).

O gráfico tensão–deformação cíclica (σ – ε_p) foi obtido a partir da tensão verdadeira média e da deformação plástica verdadeira no ciclo de meia-vida, plotadas em escala bilogarítmica e podem ser vistos na Figura 4.2.17 para o TRIP780 e na Figura 4.2.18 para o TRIP1000.

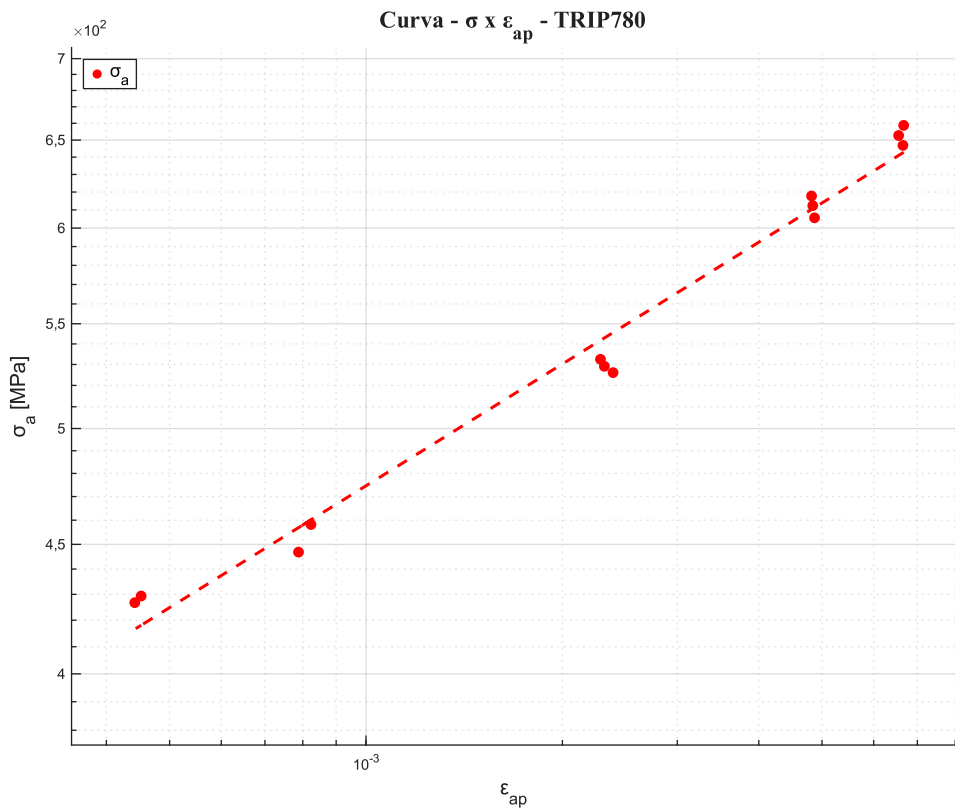


Figura 4.2.17 - Gráfico Tensão-deformação cíclica (σ – ε_p) do TRIP780. Fonte: Autor (2026).

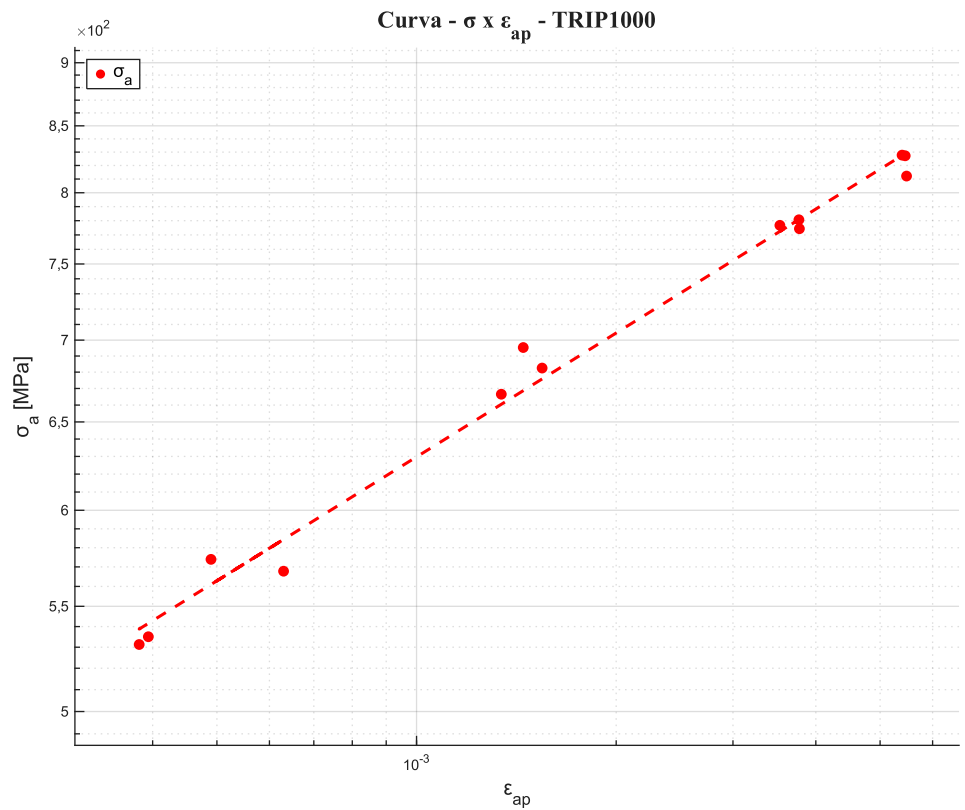


Figura 4.2.18 - Gráfico Tensão-deformação cíclica (σ - ε_p) do TRIP1000. Fonte: Autor (2026).

O ajuste da componente plástica da equação de Ramberg–Osgood aos dados de tensão–deformação cíclica permite obter os parâmetros H' e n' , apresentados na Tabela 4.2.10 e Tabela 4.2.11, para os aços TRIP780 e TRIP1000, respectivamente.

Tabela 4.2.10 - Parâmetros do TRIP780 obtidos por meio da relação de Ramberg–Osgood.

Parâmetro	Valor	Equação	Coefficiente de Determinação (R^2)
H'	1431,77 MPa	$\sigma_a = 1431,77 \cdot (\varepsilon_p)^{0,16}$	0,98
n'	0,16		

Fonte: Autor (2026).

Tabela 4.2.11 - Parâmetros do TRIP1000 obtidos por meio da relação de Ramberg–Osgood.

Parâmetro	Valor	Equação	Coefficiente de Determinação (R^2)
H'	1927,54 MPa	$\sigma_a = 1927,54 \cdot (\varepsilon_p)^{0,16}$	0,99
n'	0,16		

Fonte: Autor (2026).

De forma geral, os aços TRIP780 e TRIP1000 apresentaram diferenças nos parâmetros de fadiga, associadas ao nível de resistência mecânica, e valores que se situam em faixas comparáveis às reportadas na literatura para aços TRIP de resistência similar.

Hilditch *et al.* (2012) reportaram para um aço TRIP590 valores superiores de ductilidade cíclica, com $\varepsilon'_f \approx 0,42$ e $c \approx -0,58$, superiores aos obtidos neste trabalho ($\varepsilon'_f = 0,32$, $c = -0,53$ para TRIP780 e $\varepsilon'_f = 0,20$, $c = -0,52$ para TRIP1000), o que é consistente com o menor nível de resistência desse material.

Os resultados reportados por Christodoulou (2017) para aços TRIP700 evidenciam diferenças associadas à condição de fabricação, sendo que o TRIP700(A), laminado a quente, apresentou $\sigma'_f = 1073$ MPa, $b = -0,08$, $\varepsilon'_f = 0,36$, $c = -0,63$, $H' = 1160$ MPa e $n' = 0,12$, enquanto o TRIP700(B), laminado a frio, exibiu $\sigma'_f = 794$ MPa, $b = -0,05$, $\varepsilon'_f = 0,28$, $c = -0,58$, $H' = 1551$ MPa e $n' = 0,20$. Em comparação, o TRIP780 apresentou σ'_f superior (1457,43 MPa) aos valores observados para os dois aços TRIP700, maior valor em módulo de b ($-0,10$), ε'_f inferior ao TRIP700(A) ($0,32$) e menor valor em módulo de c ($-0,53$). O TRIP1000 apresentou os maiores valores de σ'_f (2084,39 MPa) e maior valor em módulo de b ($-0,11$), enquanto ε'_f ($0,20$) foi inferior aos demais aços e c ($-0,52$) apresentou menor valor em módulo em relação aos demais materiais.

As curvas de deformação total dos aços TRIP780 e TRIP1000 foram plotadas (Figura 4.2.19) em conjunto com aquelas dos aços TRIP700(A) e TRIP700(B), obtidas por Christodoulou (2017), a fim de visualizar o efeito dessas diferenças nos parâmetros de fadiga sobre a vida em fadiga de cada material. É observado que ambos os aços TRIP700 apresentaram desempenho inferior em termos de vida em fadiga em comparação aos aços TRIP780 e TRIP1000.

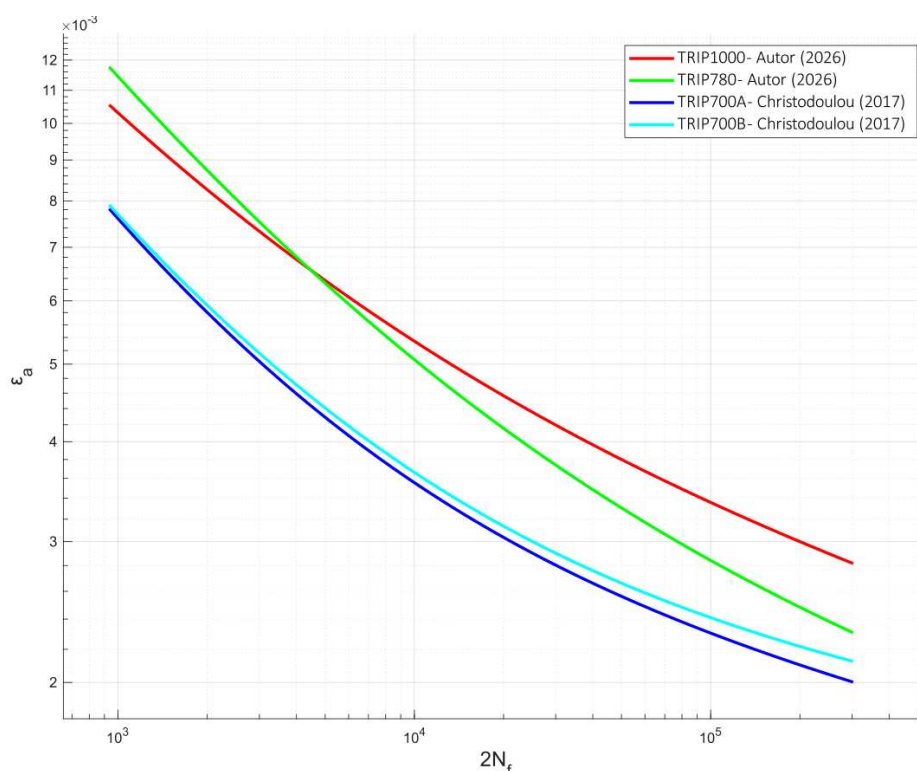


Figura 4.2.19- Comparação das curvas de deformação-vida (ϵ -N) do TRIP700(A) e TRIP700B de Christodoulou (2017) com os aços TRIP780 e TRIP1000. Fonte: Autor (2026).

Com relação aos parâmetros H' e n' , o TRIP700(A) apresentou $H' = 1160$ MPa e $n' = 0,12$, enquanto o TRIP700(B) exibiu valores superiores para ambos os parâmetros, com $H' = 1551$ MPa e $n' = 0,20$. O TRIP780 apresentou $H = 1431,77$ MPa e $n = 0,16$, valores superiores aos do TRIP700(A) e inferiores aos do TRIP700(B). O TRIP1000 apresentou o maior valor de H' (1927,54 MPa) entre todos os aços, enquanto o valor de n' (0,16) foi superior ao do TRIP700(A) e inferior ao do TRIP700(B).

As histereses do ciclo de meia-vida, referentes às diferentes amplitudes de deformação, foram representadas em um mesmo sistema de eixos (Figura 4.2.20 e Figura 4.2.21). A linha que parte da origem e passa pelos pontos extremos dos ciclos define a curva tensão-deformação cíclica.

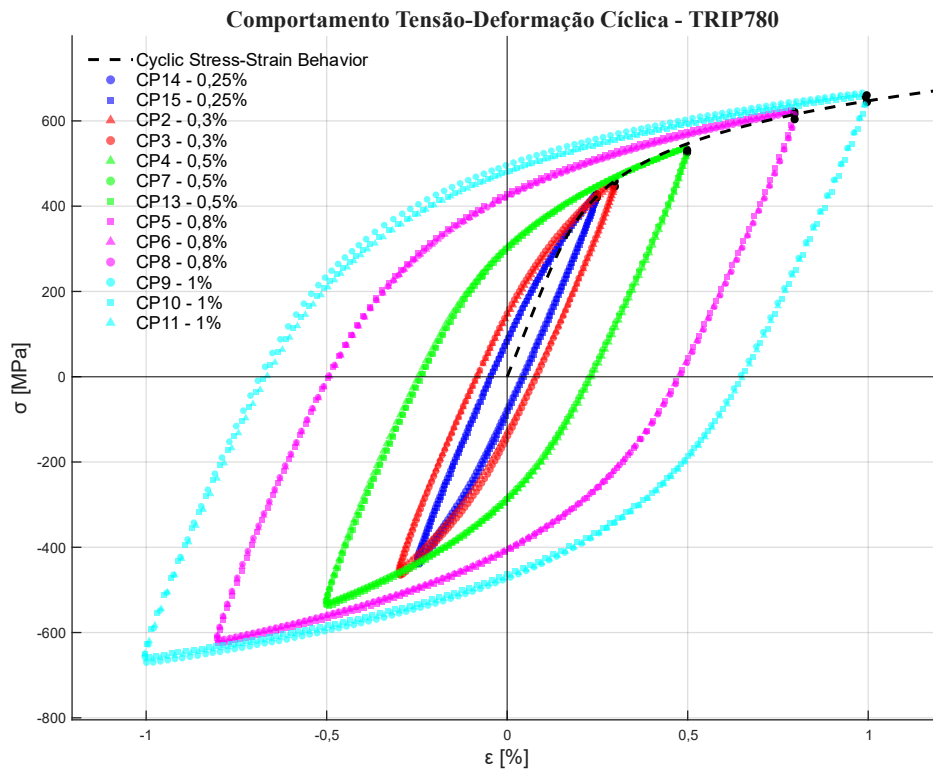


Figura 4.2.20 – Laços de histereses experimentais e comportamento cíclico de tensão-deformação do aço TRIP780. Fonte: Autor (2026).

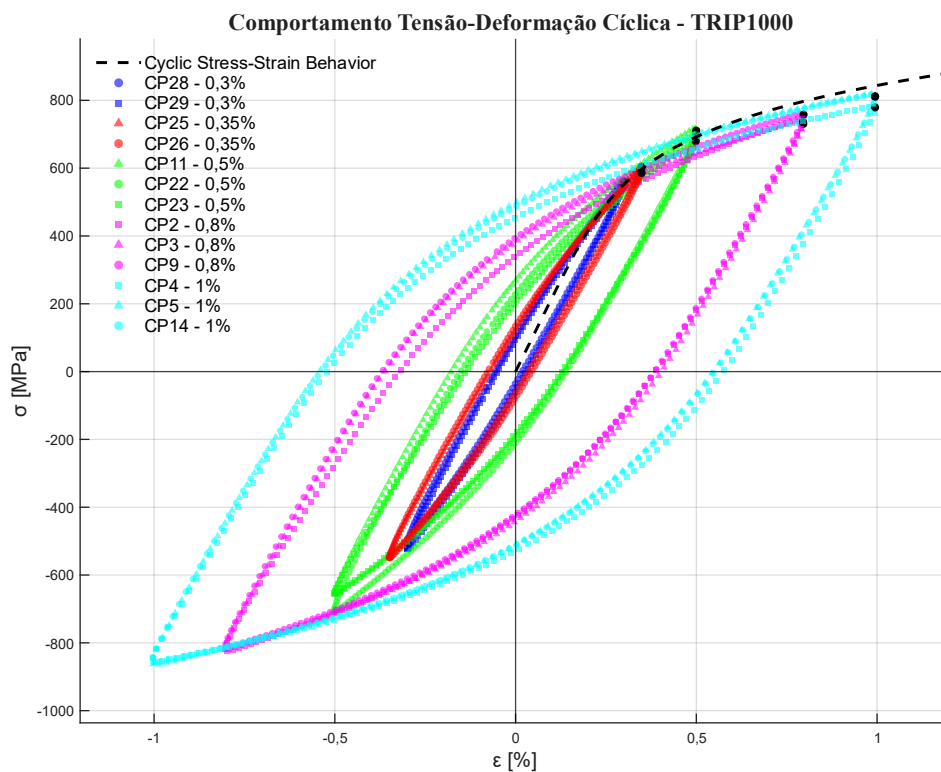


Figura 4.2.21 – Laços de histereses experimentais e comportamento cíclico de tensão-deformação do aço TRIP1000. Fonte: Autor (2026).

A equação de Ramberg–Osgood, utilizando os parâmetros H' e n' , foi aplicada para descrever a curva tensão–deformação cíclica. A Figura 4.2.22 e Figura 4.2.23 comparam as tensão–deformação cíclicas dos aços TRIP780 e TRIP1000 com suas respectivas tensão–deformação monotônicas obtidas em ensaio de tração.

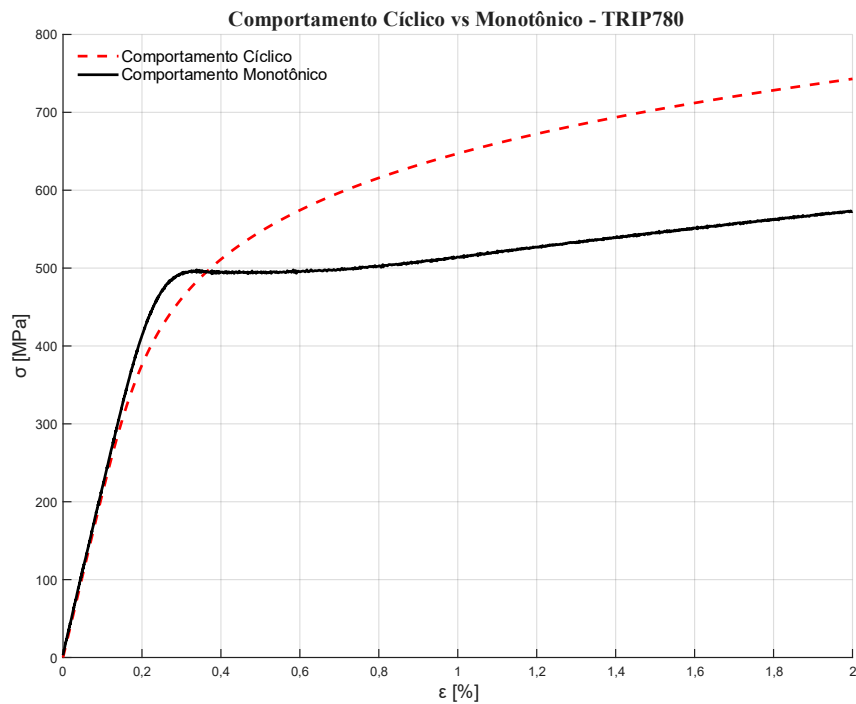


Figura 4.2.22 - Comportamento cíclico e monotônico do aço TRIP780. Fonte: Autor (2026).

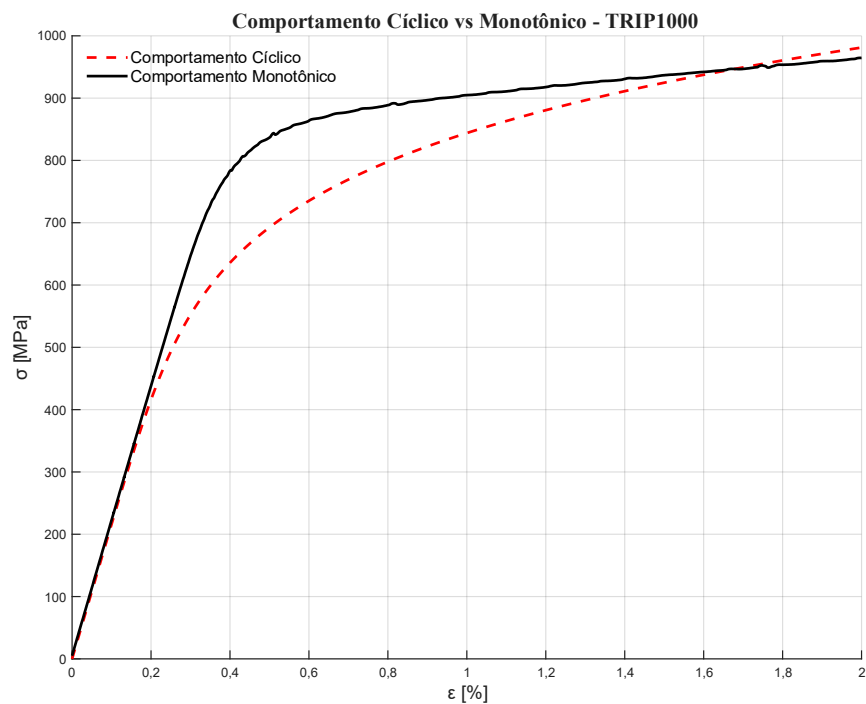


Figura 4.2.23 - Comportamento cíclico e monotônico do aço TRIP1000. Fonte: Autor (2026).

As análises dos gráficos da Figura 4.2.22 e da Figura 4.2.23 devem limitar-se a amplitudes de deformação de até 1 %, visto que valores superiores a esse correspondem a extrapolações dos dados experimentais.

O aço TRIP780 apresentou razão entre o limite de resistência e o limite de escoamento igual a 1,67 ($> 1,4$) e expoente de encruamento $n > 0,15$ ($n = 0,24$), o que indica uma tendência ao endurecimento cíclico, o que é o observado no gráfico da Figura 4.2.22. A comparação fica um pouco prejudicada entre 0,2 e 0,3 % de deformação por causa do escoamento nítido observado na curva monotônica. Assim, até aproximadamente 0,2 % de deformação, as curvas de comportamento monotônico e cíclico permanecem praticamente coincidentes e no intervalo entre 0,2 % e 0,3 % de deformação, o gráfico sugere um leve amolecimento cíclico.

O aço TRIP1000 apresentou razão entre o limite de resistência e o limite de escoamento igual a 1,29 ($< 1,4$) e expoente de encruamento cíclico $n < 0,15$ ($n = 0,11$), indicando uma tendência ao amolecimento cíclico, em concordância com o comportamento observado no gráfico da Figura 4.2.23. Nele observa-se que até aproximadamente 0,2 % de deformação, as curvas de comportamento monotônico e cíclico permanecem praticamente coincidentes, entretanto, na faixa entre 0,2 % e 1 % de deformação, verifica-se a ocorrência de amolecimento cíclico.

O aço TRIP780 apresentou comportamento semelhante ao observado por Hu, Zhu e Meng (2010) para um aço TRIP590, que apresentou amolecimento cíclico em amplitudes de deformação entre aproximadamente 0,2 % e 0,4 %, seguido por endurecimento cíclico em amplitudes superiores, considerando uma faixa total entre 0,2 % e 0,7 %. Resultados compatíveis também são reportados por Christodoulou (2017), que observou nos aços TRIP700(A) e TRIP700(B) uma transição gradual do amolecimento cíclico para o endurecimento cíclico com o aumento da amplitude de deformação, sendo o endurecimento claramente identificado para níveis de deformação superiores a 1 % e mais pronunciado a partir de 2 %.

Christodoulou (2017) aponta que a transição do amolecimento cíclico para o endurecimento cíclico pode estar associada ao aumento da transformação da austenita retida com o aumento da amplitude de deformação. Yokoi (1996) apud Hilditch *et al.* (2012) sugeriu que os aços TRIP possuem maior resistência ao amolecimento cíclico devido à tensão residual compressiva na região da superfície causada pela transformação da austenita retida em martensita, retardando a propagação de microfissuras.

O comportamento observado para o aço TRIP1000 assemelha-se com os resultados reportados por Hilditch *et al.* (2012) para um TRIP780, que apresentou amolecimento cíclico desde o primeiro ciclo, apesar da presença de austenita retida que estava se transformando.

A ausência de endurecimento cíclico observada para o aço, apesar da ocorrência da transformação da austenita, pode estar associada à formação e à disseminação de fontes de discordâncias na ferrita. É possível que existam efeitos concorrentes entre o amolecimento associado à geração de fontes de discordâncias e o endurecimento decorrente da formação de martensita, o que explica o amolecimento cíclico que ocorreu no TRIP1000.

No entanto, o comportamento do TRIP1000 contrasta com aquele observado para o TRIP980 no mesmo estudo de Hilditch *et al.* (2012), material cujo limite de resistência à tração é próximo ao do TRIP1000, o qual apresentou endurecimento cíclico inicial, seguido por amolecimento cíclico, em uma faixa de deformação compreendida entre aproximadamente 0,4 % e 0,8 %. Hilditch *et al.* (2012) explica que endurecimento cíclico inicial em baixas deformações é mais provável de ocorrer em aços com alta taxa de encruamento inicial à tração, como os aços DP780 e TRIP980, uma vez que o endurecimento cíclico é causado pelo aumento da densidade de discordâncias e pela interação subsequente entre elas. O amolecimento que sucede o endurecimento inicial geralmente resulta da formação de subestruturas de discordâncias de menor energia, como células ou microbandas no interior da ferrita.

4.2.4 Comparativo entre os resultados dos ensaios de fadiga por controle de deformação dos aços TRIP

As equações de Coffin-Manson obtidas via ensaio de fadiga por controle de deformação nos aços TRIP780 e TRIP1000 são apresentadas na Tabela 4.2.12. Os valores do coeficiente de determinação (R^2) obtidos foram iguais a 0,99 para ambos os ajustes, evidenciando uma excelente correlação entre o modelo de Coffin-Manson e os dados experimentais.

Tabela 4.2.12 – Equações de Coffin-Manson dos aços TRIP780 e TRIP1000.

Aço	Equação	Coeficiente de Determinação (R^2)
TRIP780	$\varepsilon_a = 0,0069 (2N_f)^{-0,10} + 0,32 (2N_f)^{-0,53}$	0,99
TRIP1000	$\varepsilon_a = 0,0096 (2N_f)^{-0,11} + 0,20 (2N_f)^{-0,52}$	0,99

Fonte: Autor (2026).

O gráfico da Figura 4.2.24 apresenta as curvas de deformação total (ε -N) referentes aos dois aços TRIP estudados, nas quais é possível observar o comportamento típico em fadiga de cada material. Assim como indicado para os aços DPs, a faixa amarela indica a zona de transição entre os regimes de LCF e de HCF.

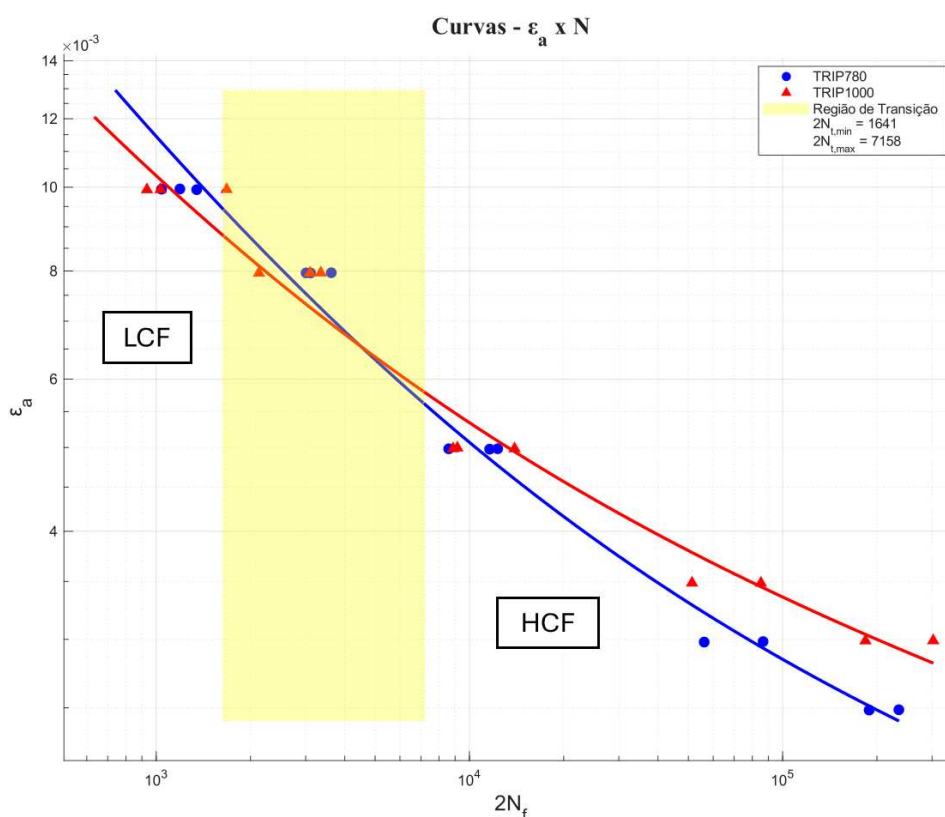


Figura 4.2.24 - Gráfico Deformação-vida (ϵ -N) dos aços TRIPs. Fonte: Autor (2026).

Os resultados da Figura 4.2.24 permitem observar diferenças no comportamento em fadiga dos aços TRIP780 e TRIP1000. A transição entre os regimes LCF e HCF ocorreu em aproximadamente 7158 ciclos para o TRIP780 e 1641 ciclos para o TRIP1000. No regime de LCF, o TRIP780 mostrou desempenho ligeiramente superior, enquanto no regime de HCF, o TRIP1000 destacou-se.

Bonifácio (2025) caracterizou os aços TRIP780 e TRIP1000 e constatou que o TRIP780, a ferrita apresentou fração volumétrica de $42,79 \pm 2,14$ % (transversal) e $45,49 \pm 0,35$ % (longitudinal), enquanto a austenita retida aumentou de 4,47 % para 7,66 %, resultando na redução da fase secundária de $52,74 \pm 2,14$ % para $46,85 \pm 0,35$ %. No TRIP1000, a fração de ferrita foi de $40,06 \pm 0,36$ % (transversal) e $34,11 \pm 0,33$ % (longitudinal), com a austenita retida ligeiramente maior na longitudinal (5,02 %) em relação à transversal (4,57 %); a fase secundária predominou em ambas as direções, com $55,37 \pm 0,36$ % (transversal) e $60,87 \pm 0,33$ % (longitudinal), apresentando maior prevalência na direção longitudinal.

Diante disso, o melhor desempenho em LCF do TRIP780, em comparação ao TRIP1000, pode estar associado à sua maior fração volumétrica de ferrita em ambas as direções, uma vez que a ferrita, por ser a fase mais macia, é responsável por acomodar a maior parcela da deformação plástica.

Possivelmente, o melhor desempenho do aço TRIP1000 em HCF pode ser explicado com base nas discussões de Hilditch *et al.* (2012), que indicaram que, em baixas amplitudes de deformação total, o número de reversos até a falha está fortemente relacionado ao limite de escoamento dos materiais. Um limite de escoamento mais elevado implica uma maior fração de deformação elástica na amplitude de deformação total aplicada e, conseqüentemente, uma menor contribuição da deformação plástica. Como a componente plástica da deformação é a principal responsável pela acumulação de dano que conduz à falha, conclui-se que a vida em deformação tende a ser favorecida por maiores valores de limite de escoamento para uma dada amplitude de deformação total.

4.2.5 Comparativo entre os resultados dos cinco aços analisados

O gráfico da Figura 4.2.25 apresenta as curvas deformação-vida (ϵ -N) obtidas para os cinco aços analisados neste trabalho, possibilitando uma avaliação comparativa do desempenho em fadiga entre os materiais.

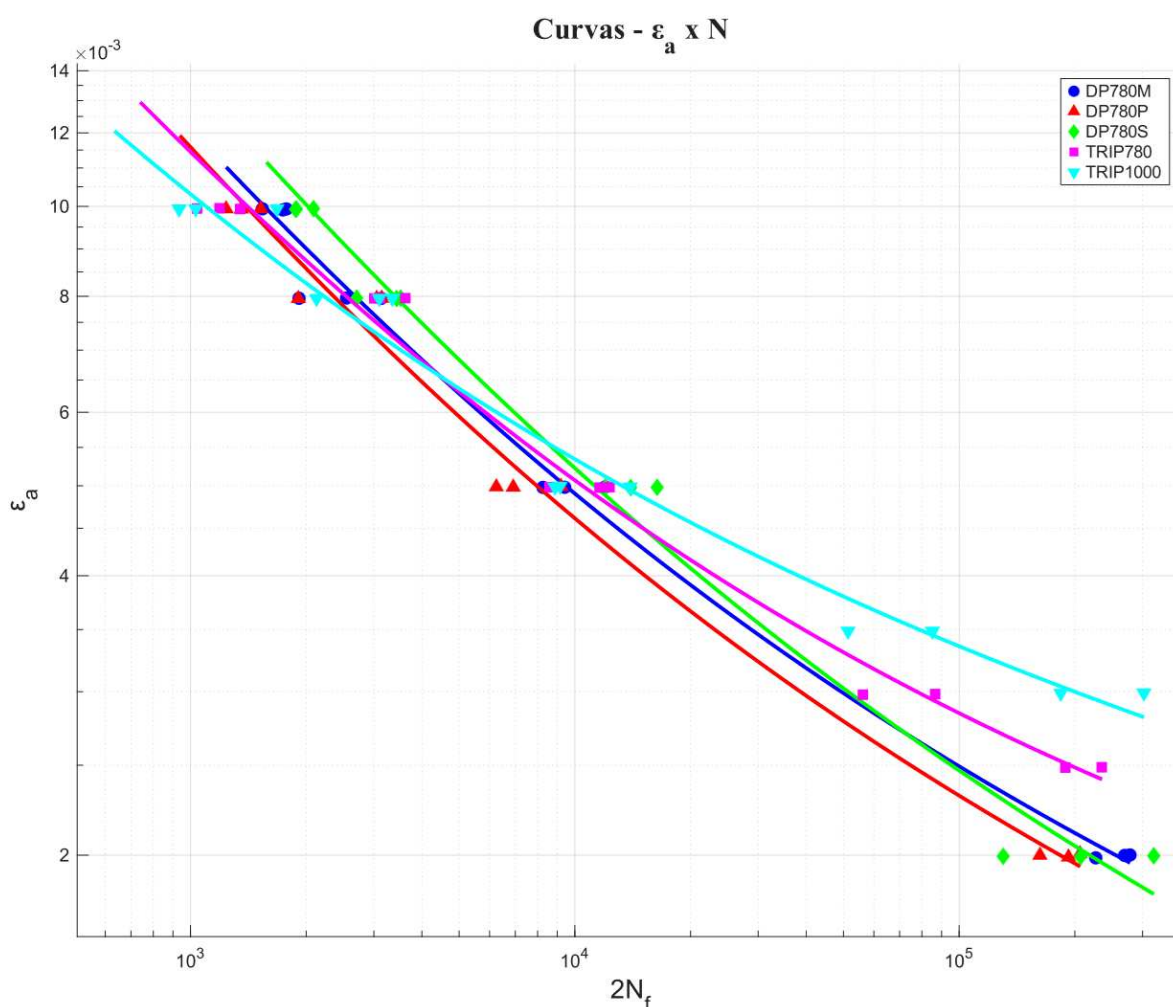


Figura 4.2.25 - Gráfico Deformação-vida (ϵ -N) dos cinco aços analisados. Fonte: Autor (2026).

Observa-se que, no LCF, onde predominam deformações plásticas cíclicas elevadas, o aço DP780S apresentou o melhor desempenho, seguido pelos aços DP780M, TRIP780, DP780P e, por último, o TRIP1000. Esse comportamento evidencia que os aços DP, em especial o DP780S, possuem maior capacidade de suportar deformações plásticas cíclicas sem nucleação de trincas imediatas, e consequentemente, sem perda significativa de resistência, característica associada à microestrutura bifásica ferrita–martensita, que proporciona bom equilíbrio entre ductilidade e resistência mecânica.

Por outro lado, no HCF, em que as amplitudes de deformação são reduzidas e o comportamento do material é predominantemente elástico, observa-se uma inversão de desempenho. Os aços TRIP passam a se destacar, com o TRIP1000 apresentando a maior vida em fadiga, seguido do TRIP780. Em seguida, surgem os aços DP780S e DP780M, que exibem comportamento semelhante, enquanto o DP780P apresenta o desempenho mais limitado nesse regime.

Diante do exposto, ao comparar os cinco aços avaliados, conclui-se que o DP780S apresentou o melhor desempenho em LCF, que constituiu o foco dos ensaios de fadiga axial sob controle de deformação realizados neste trabalho. Consequentemente, dentre os materiais analisados, o DP780S mostra-se a opção mais adequada para a fabricação de componentes de segurança veicular, uma vez que alia elevada resistência mecânica a boa capacidade de deformação.

O DP780M, por sua vez, também se apresenta como um forte candidato para aplicação em componentes automotivos, pois foi o segundo material com melhor desempenho entre os aços analisados. Conforme observado no gráfico da Figura 4.2.25, sua curva de comportamento em LCF situa-se ligeiramente abaixo da do DP780S; entretanto, ambas se cruzam e permanecem muito próximas no regime de fadiga de alto ciclo (HCF), indicando desempenho comparável nessa faixa de deformação.

O ranqueamento desses aços, do melhor ao de menor desempenho, tanto em fadiga de alto ciclo quanto em fadiga de baixo ciclo, está apresentado no esquema da Figura 4.2.26.

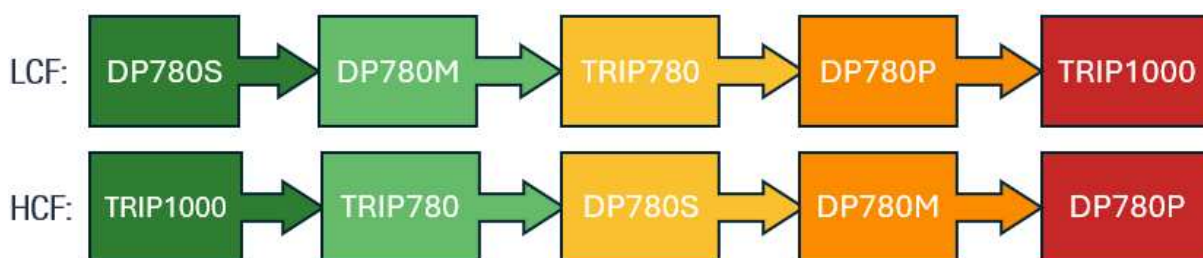


Figura 4.2.26 – Ranqueamento do desempenho dos aços analisados. Fonte: Autor (2026).

4.3. Análise de Microscopia Eletrônica de Varredura

Após os ensaios de fadiga, alguns CPs de cada aço analisado foram selecionados para análise fractográfica por MEV, com o objetivo de identificar o sítio de nucleação da trinca, caracterizar os micromecanismos de fratura atuantes durante a propagação e descrever a região final de ruptura, além de reconhecer características típicas de fratura por fadiga, como a presença de estrias e possíveis sítios de nucleação associados a inclusões.

4.3.1 DP780P

A Figura 4.3.1 apresenta a superfície de fratura do corpo de prova CP7, ensaiado sob um nível de deformação total de 1 %. Na Figura 4.3.1 (a), observa-se a região inicial da fratura, com morfologia típica de fratura por fadiga. A Figura 4.3.1 (b) mostra a zona de transição entre a fratura por fadiga e a fratura dúctil. Já na Figura 4.3.1 (c), identifica-se a região final da fratura, predominantemente dúctil, caracterizada pela presença de microvazios, indicativos de deformação plástica localizada antes da ruptura final.

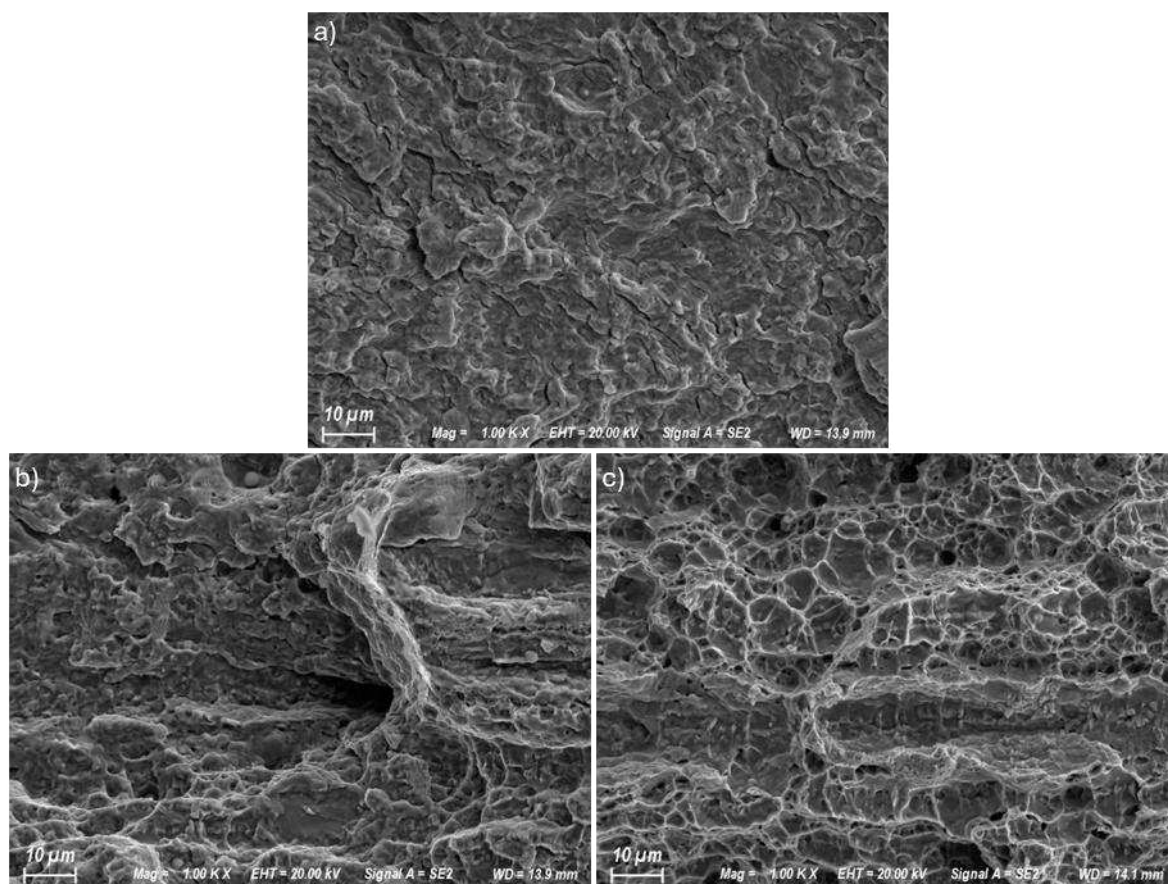


Figura 4.3.1 – Superfície de fratura do CP7 (DP780P), a um nível de deformação de 1 %.
Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.2 apresenta a superfície de fratura do CP7, ensaiado sob um nível de deformação total de 0,5 %. Na Figura 4.3.2(a) observa-se a visão geral da região fraturada, destacando-se, no quadrado em vermelho, o provável sítio de nucleação da trinca. A Figura 4.3.2(b) corresponde a um aumento da imagem anterior, no qual se identifica a presença de trincas (setas amarelas) na superfície de fratura, sendo essas de origem desconhecida e previamente existente do processo de fabricação da chapa. Nas Figura 4.3.2(c) e (d), obtidas com maiores ampliações, é possível visualizar com clareza as estrias de fadiga, as quais evidenciam o avanço incremental da trinca a cada ciclo de carregamento.

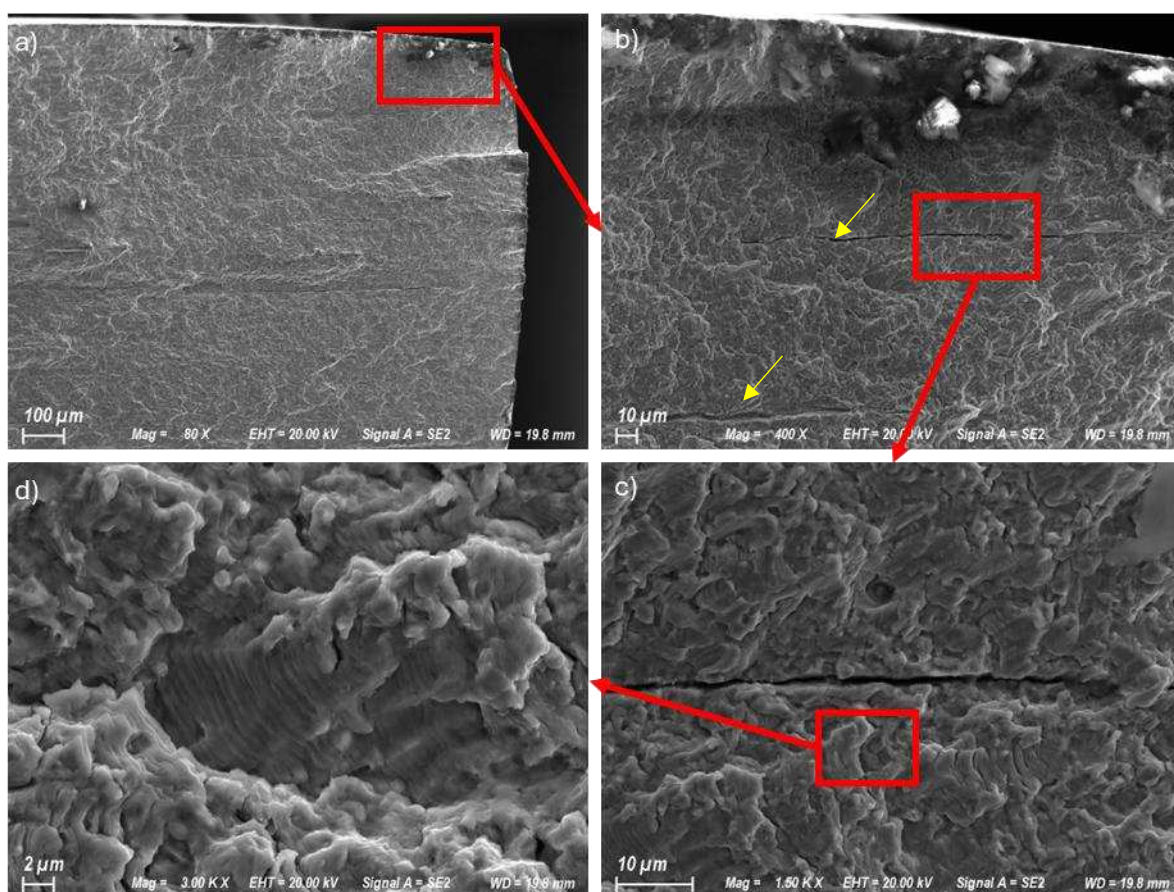


Figura 4.3.2 - Superfície de fratura do CP5 (DP780P), a um nível de deformação de 0,5 %.
Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.3(a) apresenta a região final da trinca no corpo de prova CP12, ensaiado sob um nível de deformação total de 0,2 %. Durante a falha, o CP não se rompeu completamente, o que permitiu a observação do trajeto da trinca ao longo da área útil. Na

Figura 4.3.3(b), nota-se que a extremidade da trinca principal se ramifica em múltiplas microtrincas, dificultando a propagação pela formação de *zig-zags*.

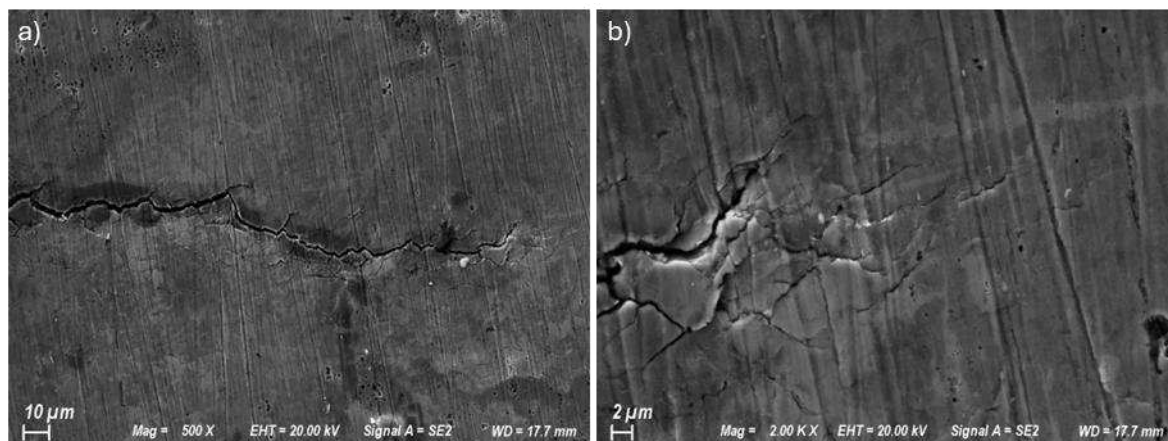


Figura 4.3.3 - Trinca na área útil do CP12 (DP780P), a um nível de deformação de 0,2 %.
Fonte: Autor (2026).

4.3.2 DP780M

A Figura 4.3.4 apresenta a superfície de fratura do CP13, ensaiado sob um nível de deformação total de 1 %. Na Figura 4.3.4(a) observa-se a vista geral da fratura, destacando-se, no quadrado em vermelho, o provável sítio de nucleação da trinca. A Figura 4.3.4(b) mostra um aumento dessa região, no qual é possível identificar características associadas ao estágio inicial de propagação da trinca, sendo ainda observadas microtrincas secundárias na superfície (seta amarela). Por fim, na Figura 4.3.4(c), com maior ampliação, é possível visualizar estrias de fadiga.

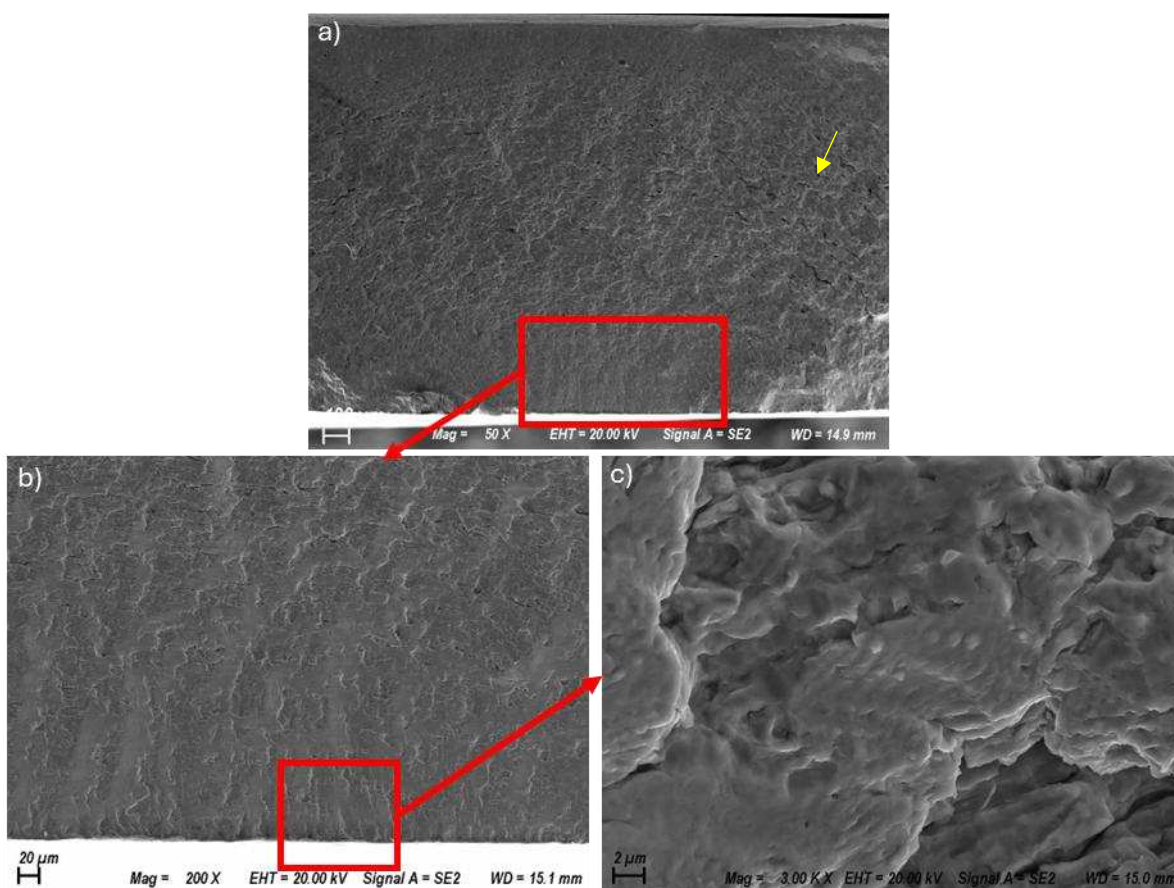


Figura 4.3.4 - Superfície de fratura do CP13 (DP780M), a um nível de deformação de 1 %.
Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.5 apresenta a trinca formada na área útil do CP06, ensaiado sob um nível de deformação total de 0,8 %. Esse CP não sofreu separação completa, permitindo a visualização da ponta da trinca. Na Figura 4.3.5(a) observa-se toda a extensão da trinca ao longo da seção útil. A Figura 4.3.5(b) mostra a região correspondente ao início da trinca, enquanto a Figura 4.3.5(c) apresenta o trecho final da trinca e na Figura 4.3.5(d), um aumento dessa região evidencia a presença de diversas microtrincas ao longo do caminho de propagação da trinca, ou seja, como a componente plástica é majoritária, múltiplas trincas são formadas na zona de processamento, sendo que as localizadas próximas ao plano da trinca principal, coalescem mais rapidamente e aceleram a propagação desta no estágio final da vida.

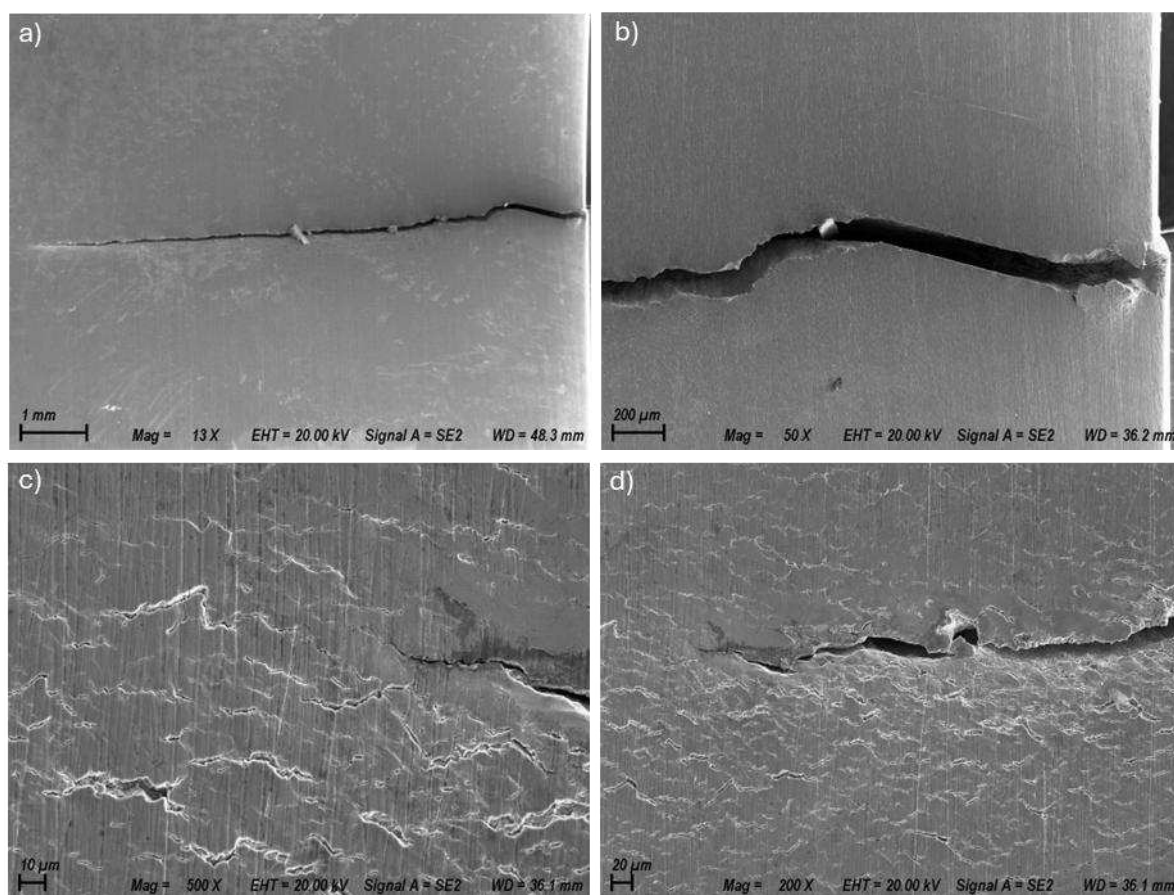


Figura 4.3.5 – Trinca na área útil do CP06 (DP780M), a um nível de deformação de 0,8 %.
Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.6 apresenta a superfície de fratura do CP11, ensaiado sob um nível de deformação total de 0,2 %. Na Figura 4.3.6(a) observa-se a visão geral da fratura, com o provável sítio de nucleação destacado em vermelho. As Figura 4.3.6 (b) e Figura 4.3.6 (c) mostram ampliações sucessivas dessa região, revelando detalhes do início da propagação. Por fim, a Figura 4.3.6 (d) exibe estrias de fadiga.

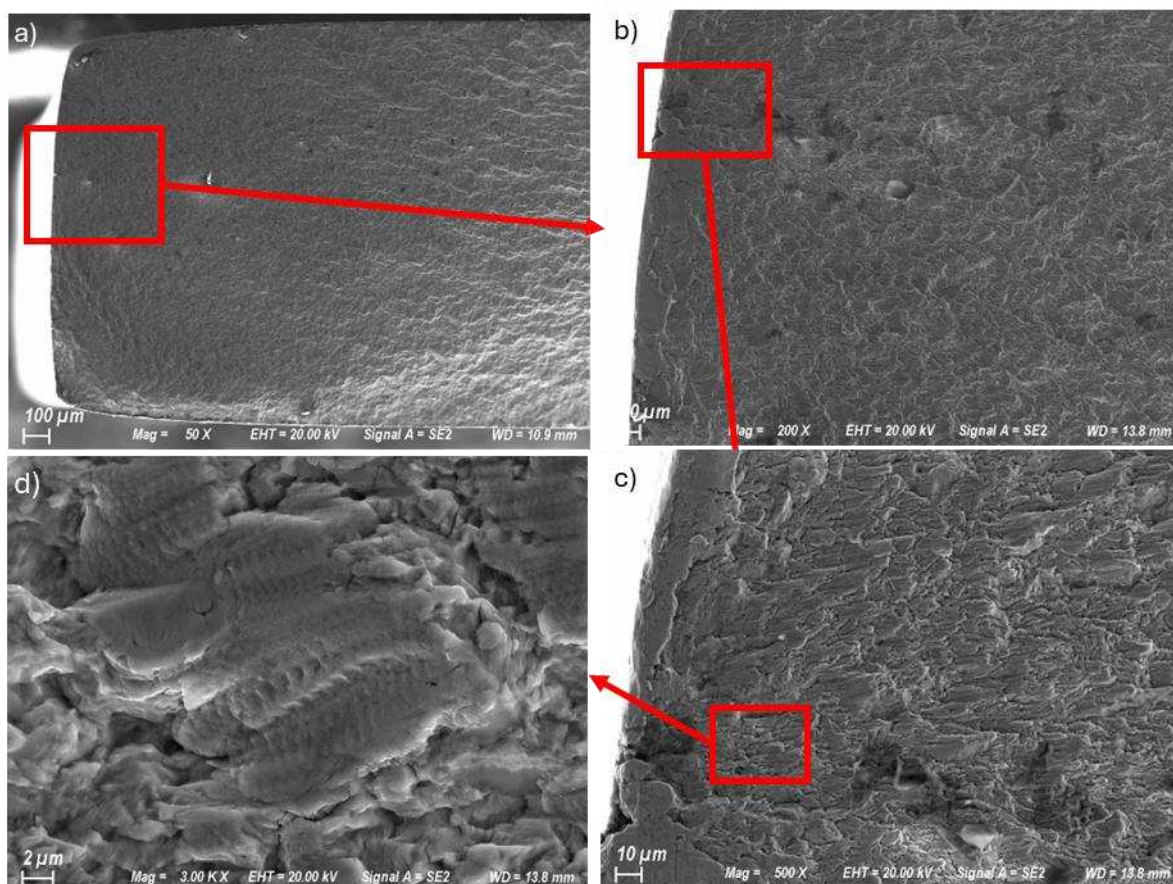


Figura 4.3.6 – Superfície de fratura do CP11 (DP780M), a um nível de deformação de 0,2 %.
Fonte: Autor (2026).

4.3.3 DP780S

A Figura 4.3.7 apresenta a trinca formada na área útil do CP05, ensaiado sob um nível de deformação total de 0,8 %. Como o CP não se separou completamente, é possível observar toda a extensão da trinca na Figura 4.3.7(a). A Figura 4.3.7(b) mostra o trecho final da trinca em maior aproximação, enquanto a Figura 4.3.7(c) (200 vezes) e Figura 4.3.7(d) (500 vezes) revelam a presença de diversas microtrincas na região de processamento e no rastro da trinca.

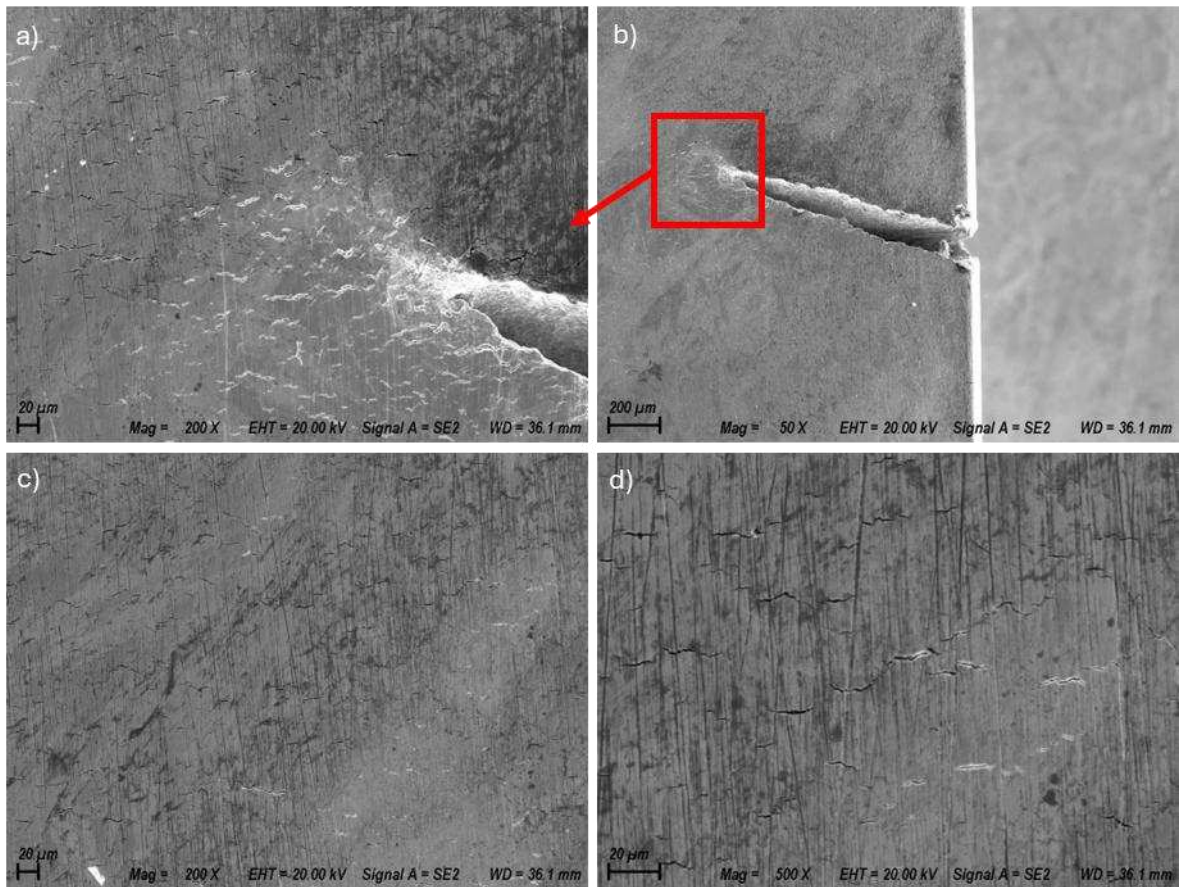


Figura 4.3.7 – Trinca na área útil do CP05 (DP780S), a um nível de deformação de 0,8 %.
Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.8 apresenta a superfície de fratura do CP17, ensaiado sob um nível de deformação total de 0,5 %. Na Figura 4.3.8(a) observa-se a vista geral da fratura, com o provável sítio de nucleação da trinca destacado em vermelho. A Figura 4.3.8(b) e a Figura 4.3.8(c) mostram ampliações sucessivas dessa região, revelando detalhes do início da propagação. Por fim, na Figura 4.3.8 (d) é possível visualizar estrias de fadiga.

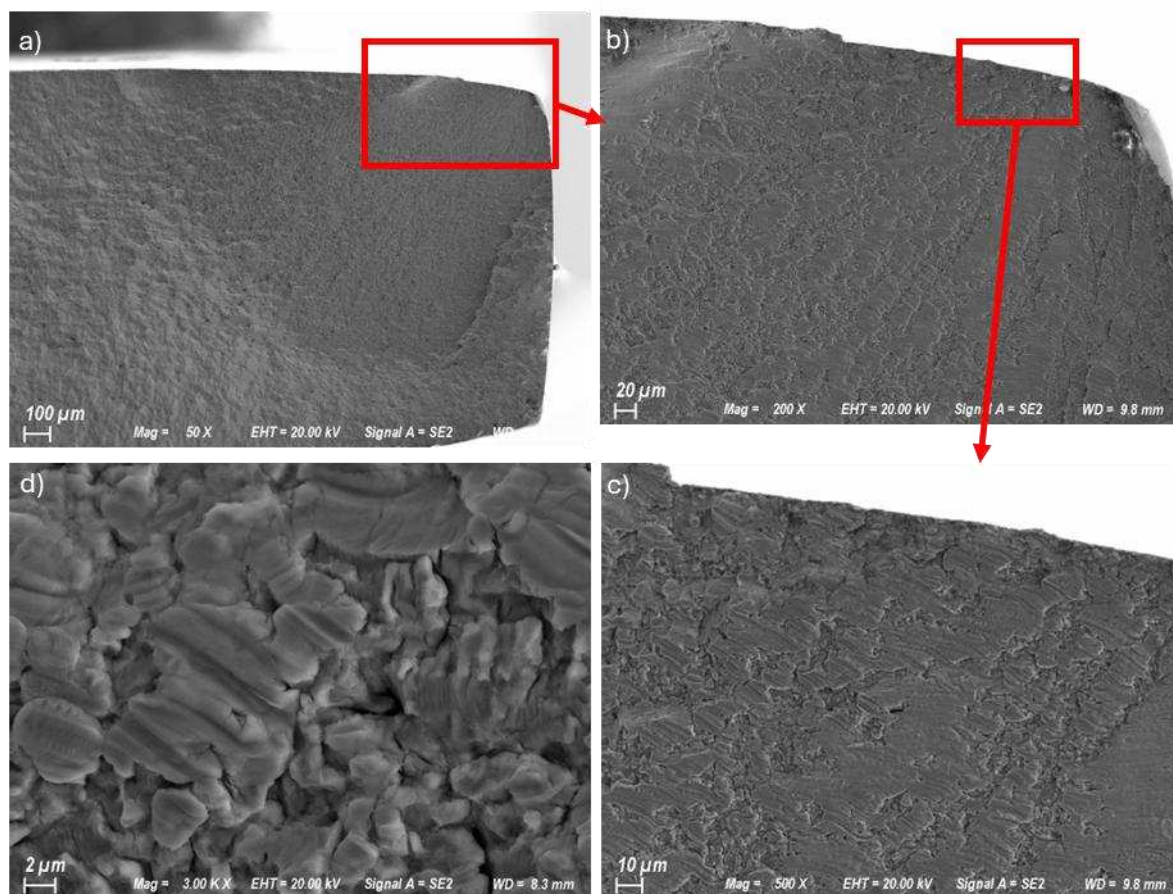


Figura 4.3.8 – Superfície de fratura do CP17 (DP780S), a um nível de deformação de 0,5 %.
Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.9(a) apresenta a região da superfície de fratura do CP10, localizada próxima à inclusão previamente identificada. Enquanto a Figura 4.3.9(b) apresenta uma ampliação dessa região, a Figura 4.3.9(c) corresponde a um zoom da área delimitada pelo quadrado vermelho, evidenciando a presença de estrias de fadiga, indicadas pelas setas vermelhas.

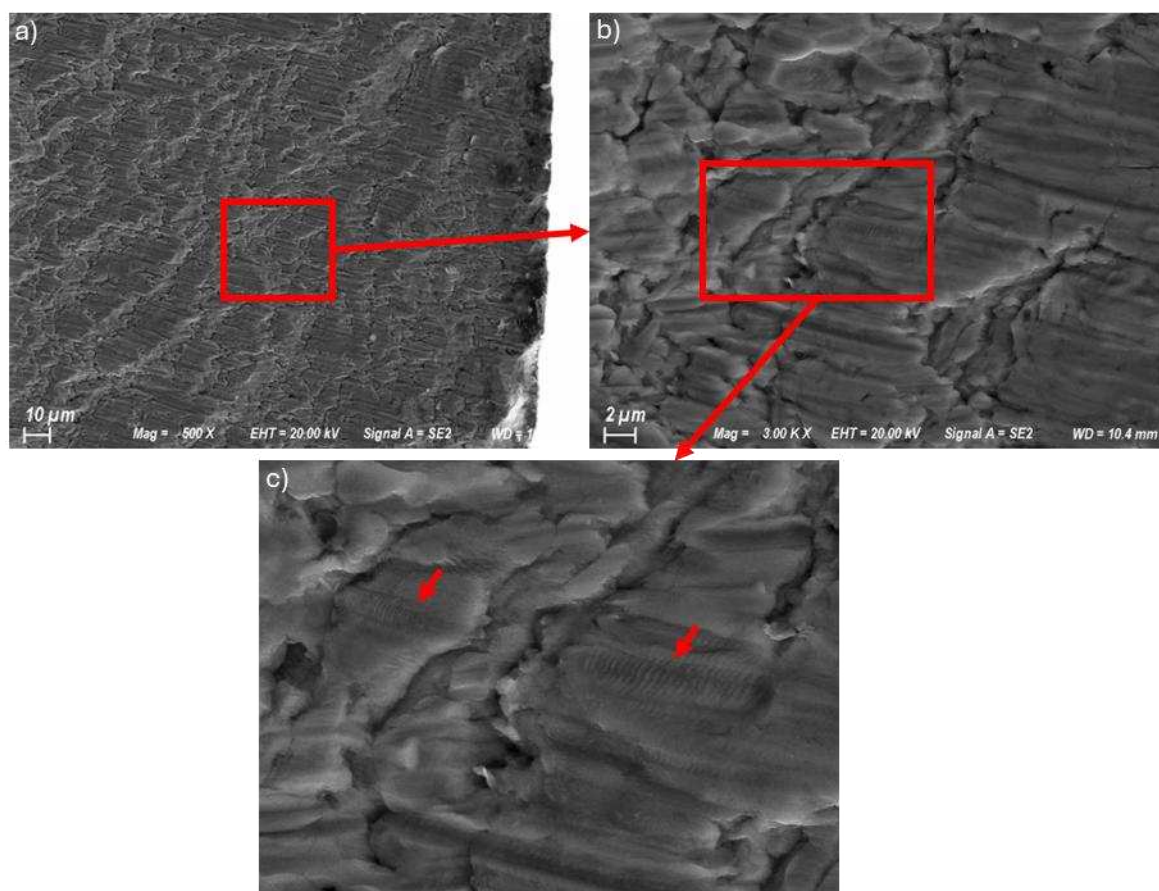


Figura 4.3.9 – Superfície de fratura do CP10 (DP780S), a um nível de deformação de 0,2 %.
Fonte: Autor (2026).

4.3.4 TRIP780

A superfície de fratura do CP11, ensaiado sob 1% de deformação total, é apresentada na Figura 4.3.10. A Figura 4.3.10(a) fornece uma visão geral da fratura, enquanto a Figura 4.3.10(b) destaca, em vermelho, a região do sítio de provável início da trinca. A partir dessa área, são mostradas ampliações sucessivas nas Figura 4.3.10(c) e Figura 4.3.10(d), correspondentes a ampliações de 3000 e 10 000 vezes, respectivamente. Nessas imagens, é possível identificar indícios discretos de estrias de fadiga, sinalizados pelas setas em vermelho.

Diferentemente do comportamento observado para os aços DP, nos quais as estrias de fadiga eram claramente identificáveis já com ampliação de 3000 vezes, no TRIP780 essas morfologias mostraram-se mais difíceis de caracterizar, sendo as regiões apontadas pelas setas na Figura 4.3.10(d) as que mais se aproximam das características típicas de estrias de fadiga.

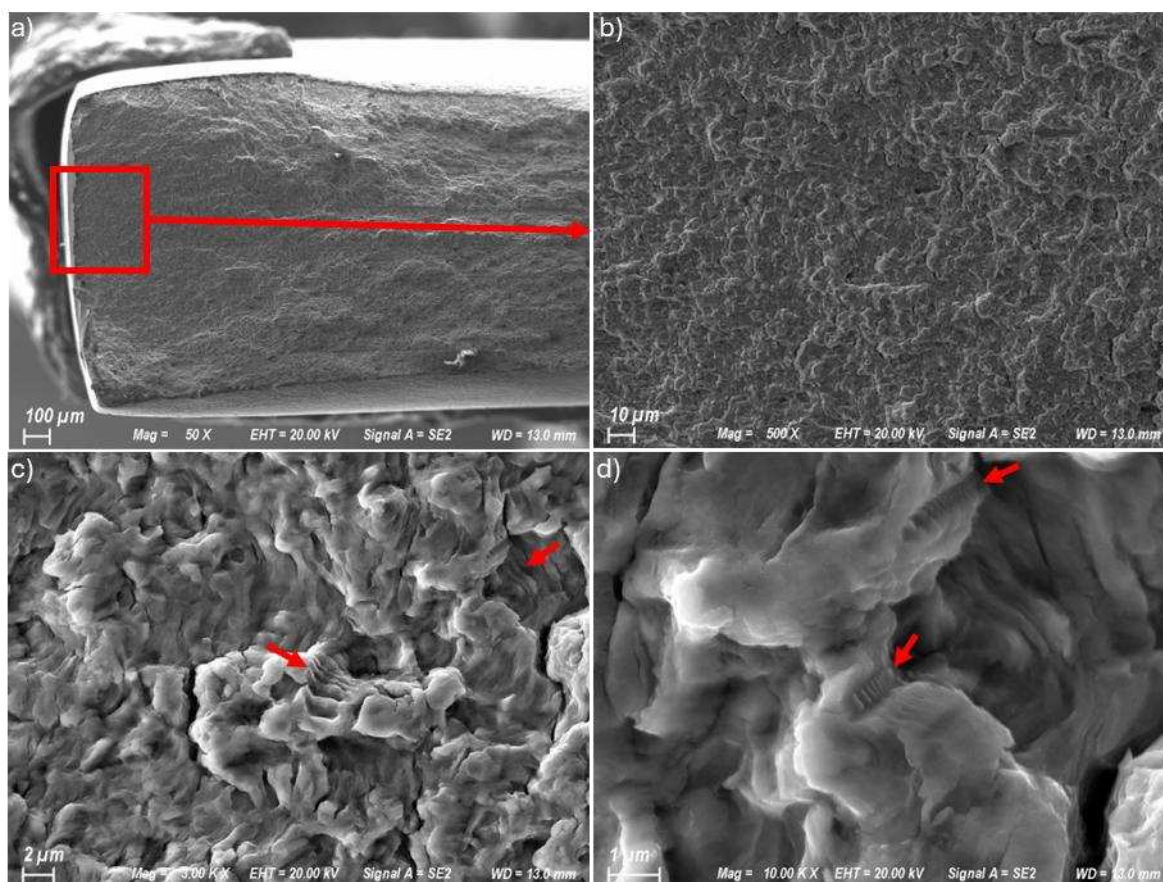


Figura 4.3.10 - Superfície de fratura do CP11 (TRIP780), a um nível de deformação de 1 %.
Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.11 apresenta a superfície de fratura do CP02, ensaiado sob um nível de deformação total de 0,3 %. Na Figura 4.3.11(a) observa-se a visão geral da fratura, com a seta em vermelho indicando a região associada ao provável sítio de nucleação da trinca. A Figura 4.3.11(b) mostra um aumento dessa região e, a partir dela, são apresentadas ampliações adicionais nas Figura 4.3.11(c) e Figura 4.3.11(d), com ampliações de 3000 vezes e 10 000 vezes, respectivamente, na tentativa de identificar estrias de fadiga. Apesar da elevada ampliação, a identificação de estrias de fadiga não foi conclusiva, uma vez que as morfologias observadas na Figura 4.36(d) apresentam aspecto mais próximo de degraus, diferindo das características típicas das estrias de fadiga.

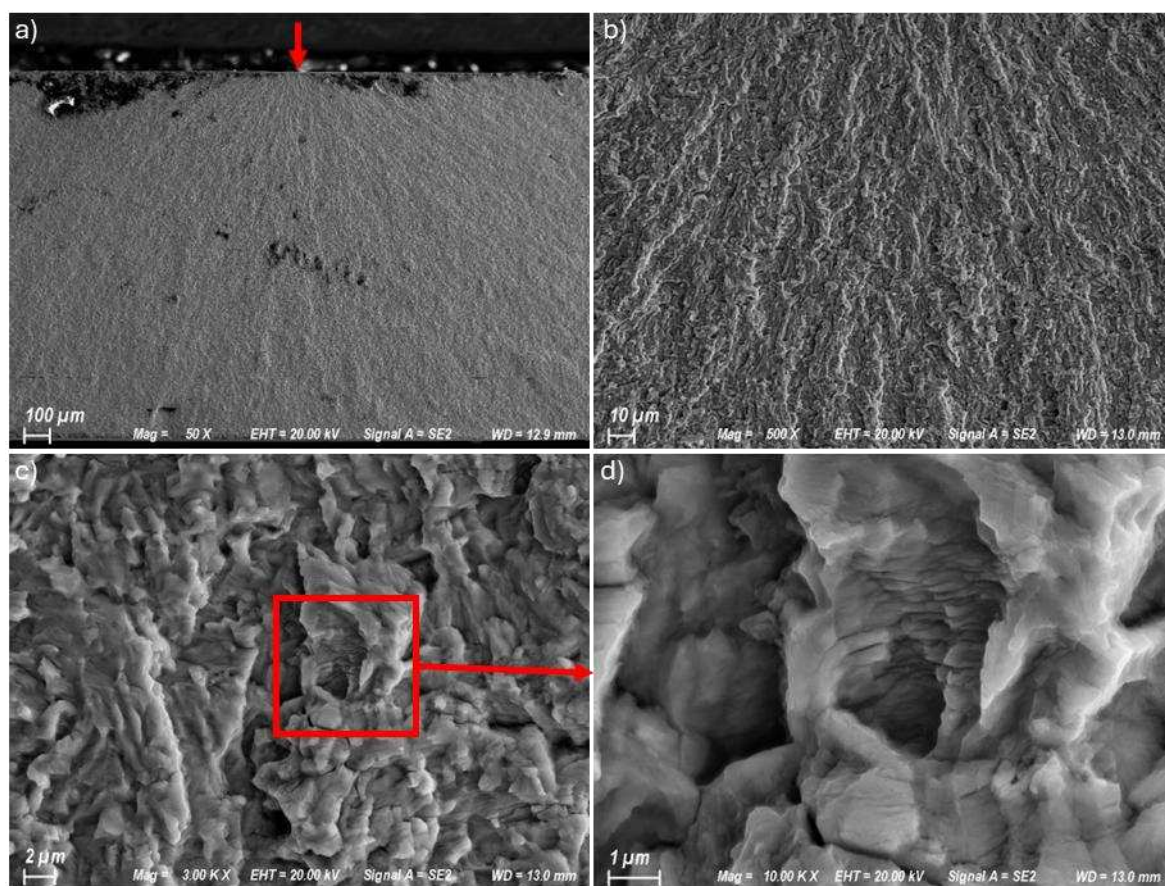


Figura 4.3.11 - Superfície de fratura do CP02 (TRIP780), a um nível de deformação de 0,3 %.
Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.12 apresenta a trinca formada na área útil do CP14, ensaiado sob um nível de deformação total de 0,25 %. Na Figura 4.3.12(a) observa-se uma visão geral da extensão da trinca, a qual apresenta a formação de *zig-zag* bastante pronunciado, caracterizado pela presença de facetas planas com formato poligonal, e estão associadas à propagação preferencial segundo planos cristalográficos e/ou fase preferencial onde as deformações estão sendo concentradas. As Figura 4.3.12(b) e Figura 4.3.12(c), ambas com ampliação de 100 vezes, mostram, respectivamente, a região inicial e a região final da trinca. A Figura 4.3.12(d) corresponde a uma região intermediária da trinca, evidenciando a presença de trincas secundárias ao redor da trinca principal, indicadas pelas setas. Por fim, a Figura 4.3.12(e) apresenta uma ampliação da trinca secundária destacada pela na qual também se observam microtrincas adjacentes.

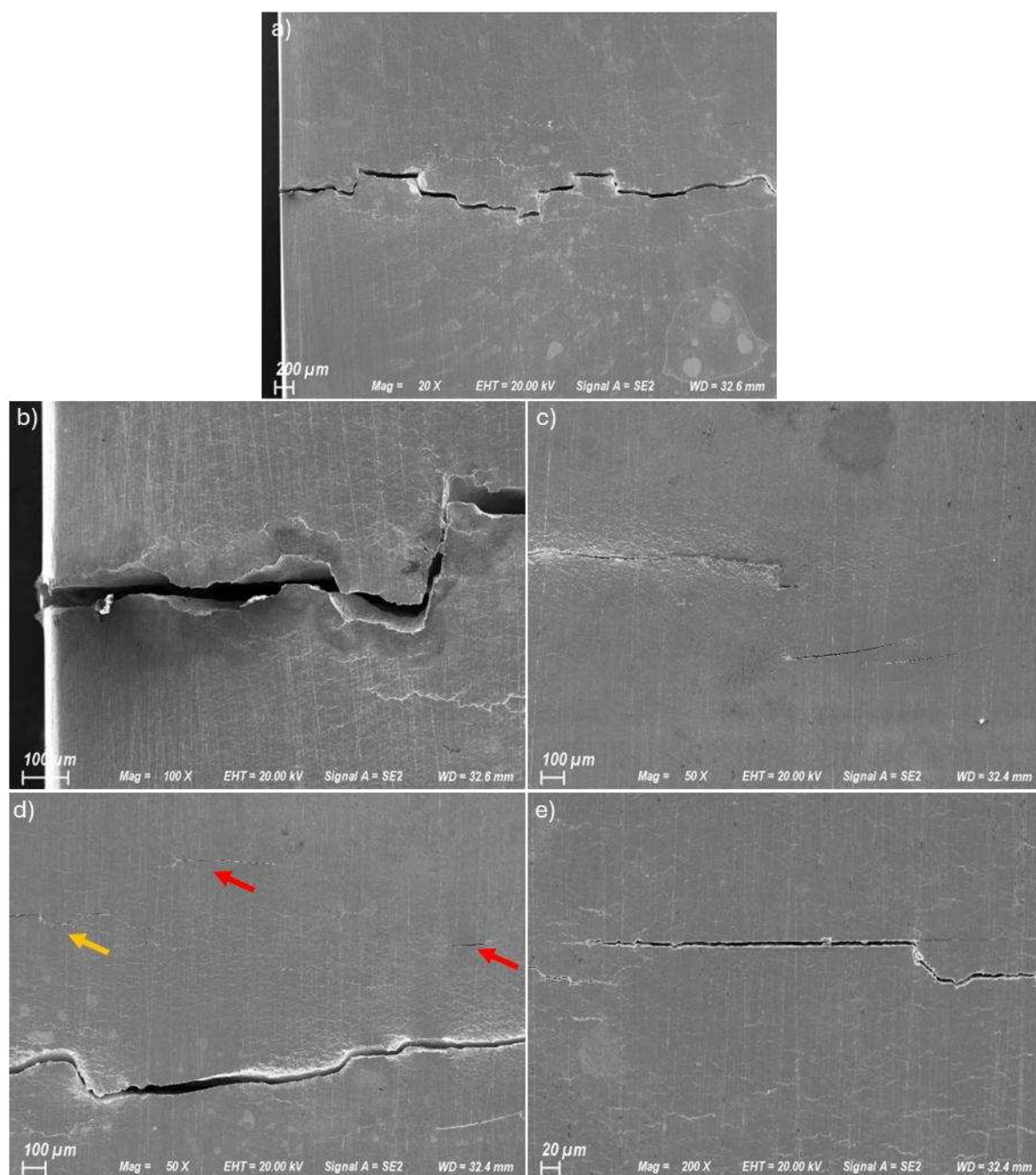


Figura 4.3.12 - Trinca na área útil do CP14 (TRIP780), a um nível de deformação de 0,25 %.
 Fonte: Autor (2026).

4.3.5 TRIP1000

A Figura 4.3.13 apresenta a superfície de fratura do CP14, ensaiado sob um nível de deformação total de 1 %. Na Figura 4.3.13(a), as setas indicam a presença de trincas secundárias na superfície de fratura, similar a delaminações, enquanto o quadrado em vermelho destaca o provável sítio de nucleação da trinca. A Figura 4.3.13(b) corresponde a uma ampliação das trincas secundárias, enquanto a Figura 4.3.13(c) apresenta um aumento

da região associada ao sítio de nucleação. Por fim, a Figura 4.3.13(d) mostra uma ampliação adicional dessa região, evidenciando a presença de microtrincas de aspecto intergranular.

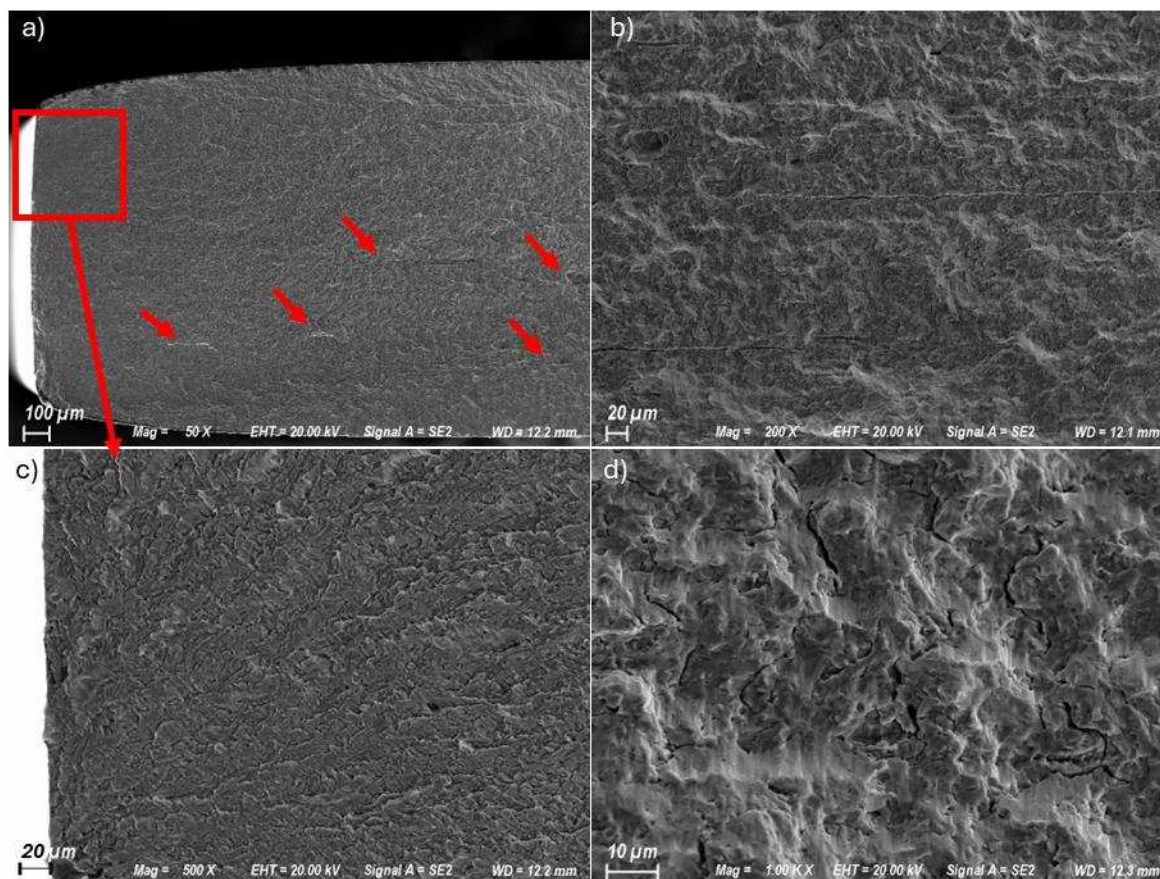


Figura 4.3.13 - Superfície de fratura do CP14 (TRIP1000), a um nível de deformação de 1 %.
Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.14(a) ainda apresenta a superfície de fratura do CP14, evidenciando a região final da fratura, correspondente à área oposta ao sítio de nucleação da trinca. A Figura 4.3.14(b) mostra uma ampliação da região destacada pelo quadrado em vermelho, na qual se observa a zona de transição entre a fratura por fadiga e a fratura dúctil. Por sua vez, a Figura 4.3.14(c) mostra uma ampliação da região destacada pelo quadrado em amarelo, a qual identifica a região final da fratura, de caráter predominantemente dúctil, caracterizada pela presença de microvazios.

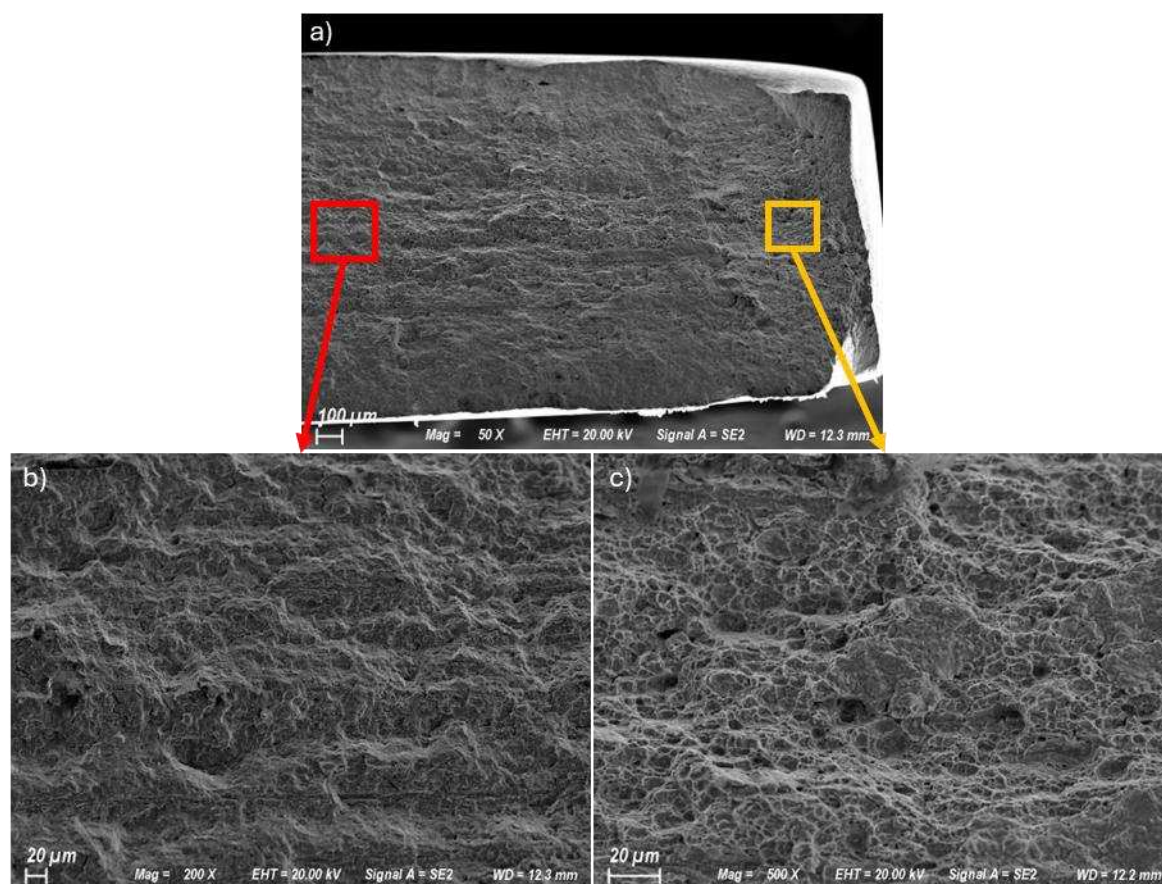


Figura 4.3.14 - Superfície de fratura do CP14 (TRIP1000), a um nível de deformação de 1 %.
Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.15 apresenta a superfície de fratura do CP23, ensaiado sob um nível de deformação total de 0,5 %. Na Figura 4.3.15(a) observa-se a vista geral da fratura, enquanto na Figura 4.3.15(b), com o destaque em vermelho, identifica-se o provável sítio de nucleação da trinca. As Figura 4.3.15(c) e Figura 4.3.15(d) correspondem a ampliações sucessivas dessa região. Por fim, na Figura 4.3.15(e), com ampliação de 3000 vezes, é possível observar indícios de estrias de fadiga, indicados pela seta em vermelho, embora de forma bastante sutil.

No TRIP1000, observou-se dificuldade semelhante à verificada no TRIP780 quanto à identificação das estrias de fadiga, uma vez que, mesmo com ampliação de 3000 vezes, essas morfologias não são claramente reconhecíveis. Dessa forma, a região apresentada na *Figura 4.3.15(e)* é a que mais se aproxima das características típicas de estrias de fadiga.

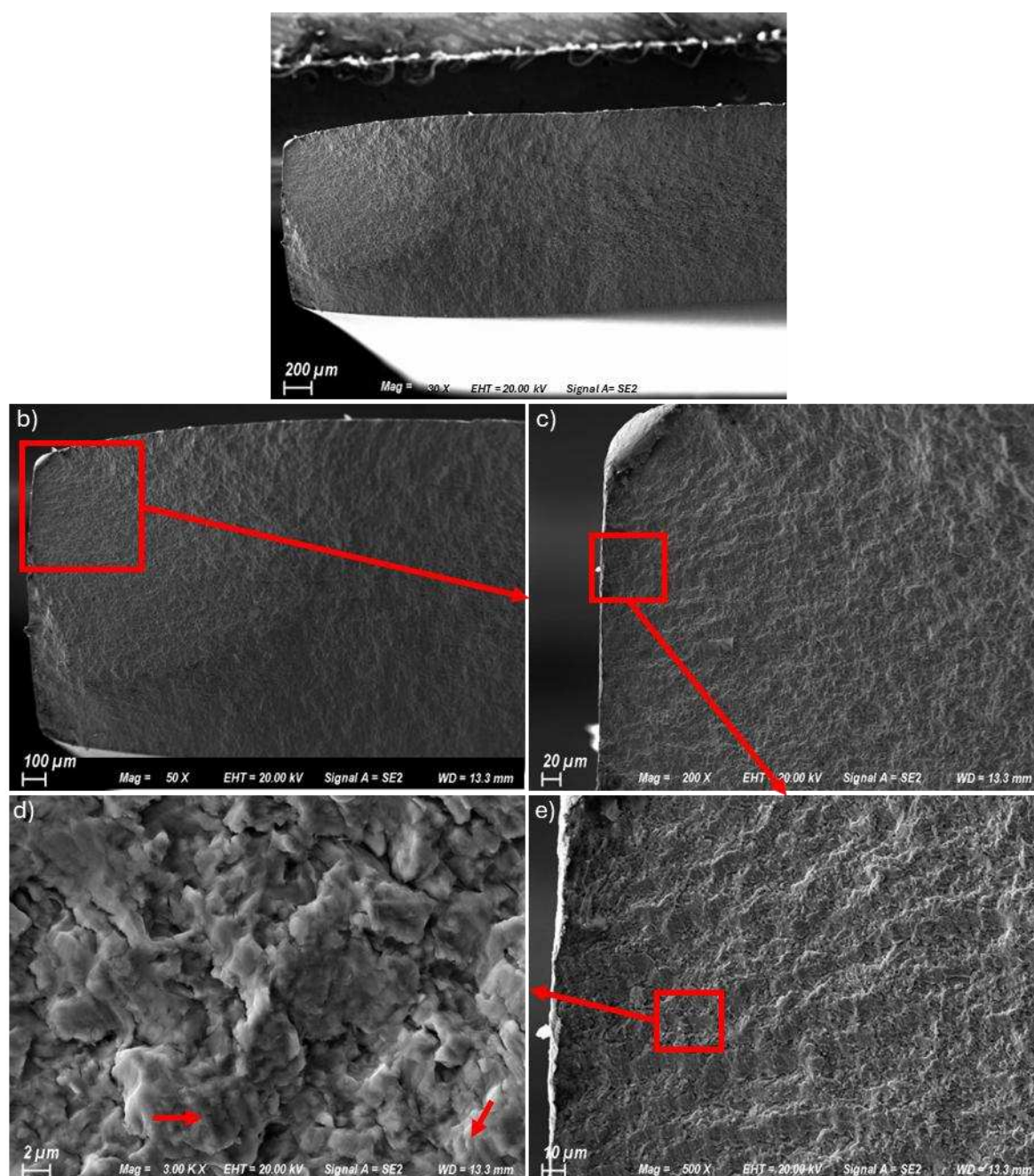


Figura 4.3.15 - Superfície de fratura do CP23 (TRIP1000), a um nível de deformação de 0,5 %. Fonte: Autor (2026).

A Figura 4.3.16 ilustra a trinca desenvolvida na área útil do CP25, ensaiado sob um nível de deformação total de 0,35 %, o qual não apresentou separação completa. Nas Figura 4.3.16(a) e Figura 4.3.16(b), ambas com ampliação de 50 vezes, são mostradas, respectivamente, a região inicial e a região final da trinca. As Figura 4.3.16(c) e Figura 4.3.16(d) apresentam ampliações sucessivas da extremidade final da trinca, evidenciando a presença de múltiplas microtrincas ao redor da região final da trinca principal.

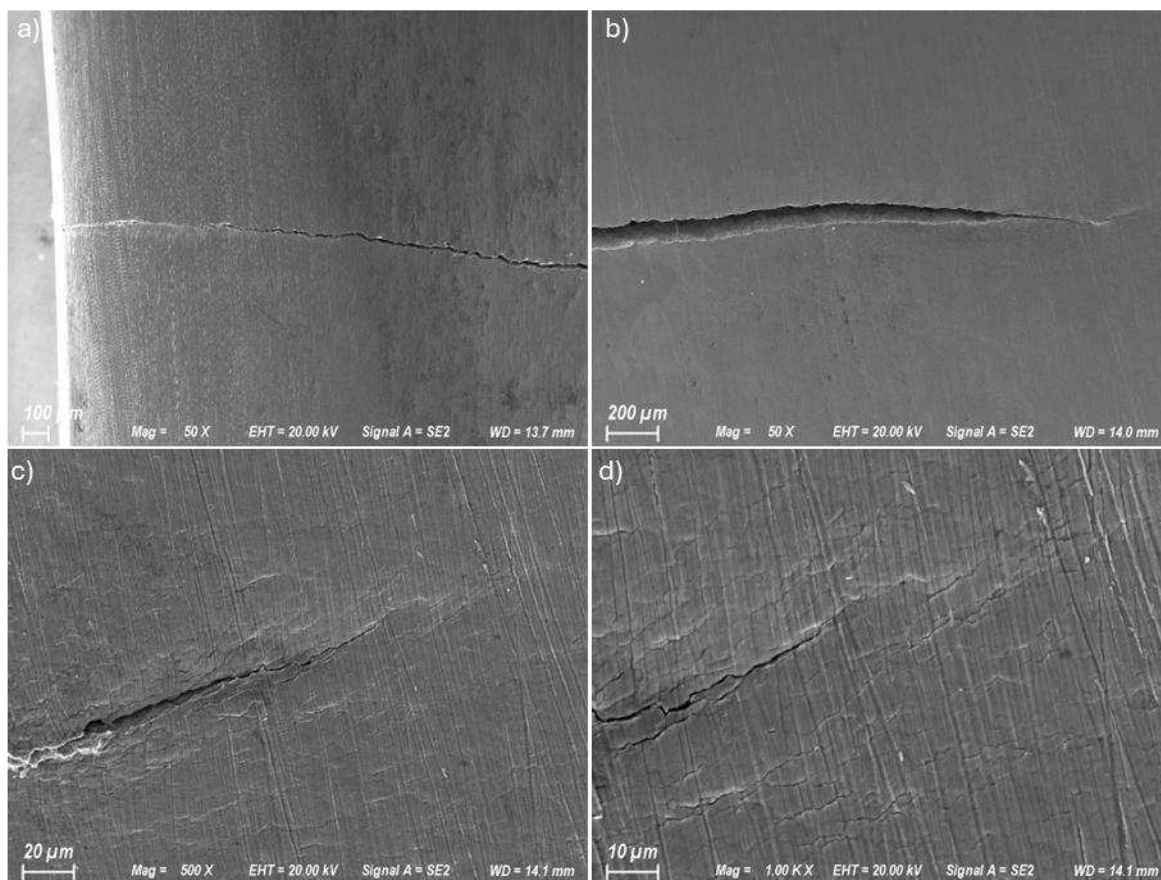


Figura 4.3.16 – Trinca na área útil do CP14 (TRIP1000), a um nível de deformação de 1 %.
Fonte: Autor (2026).

4.3.6 Panorama geral da análise fractográfica pós-fadiga dos cinco aços

De modo geral, para os cinco aços avaliados, as análises fractográficas permitiram identificar o sítio de início da fratura, a região de transição entre a fratura característica por fadiga e a fratura dúctil, bem como a região final de fratura. As estrias de fadiga observadas nos aços DP780P e DP780M apresentaram aspectos muito semelhantes, predominantemente curvos, enquanto as estrias identificadas no DP780S exibiram morfologia distinta, com linhas mais retas e facetadas. Além disso, foram observadas microtrincas na superfície de fratura, tanto nos aços DP quanto nos aços TRIP.

Nos aços TRIP, foram encontradas maiores dificuldades na identificação de estrias de fadiga pela maior restrição da deformação plástica. Diferentemente do comportamento observado nos aços DP, nos quais as estrias eram claramente identificáveis com ampliações da ordem de 3000 vezes, nos aços TRIP apenas algumas morfologias com características próximas às estrias de fadiga puderam ser observadas, sendo necessárias ampliações mais elevadas, da ordem de 10 000.

As análises das trincas ao longo da área útil do CP não apresentaram resultados conclusivos. De modo geral, observou-se que a extremidade da trinca principal se ramifica em múltiplas microtrincas.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

A seguir são apresentadas as principais conclusões desse trabalho:

a) A análise dos cinco aços avaliados indica que o DP780S apresentou desempenho em fadiga de baixo ciclo levemente superior ao DP780M e o TRIP780, seguido pelos DP780P e, por último, o TRIP1000.

b) Em contrapartida, no regime de fadiga de alto ciclo, foi observada uma inversão desse ranqueamento, com destaque para os aços TRIP, sendo o TRIP1000 o material com maior vida em fadiga, seguido do TRIP780, e por último no mesmo nível de resistência à fadiga de alto ciclo os DP780S, DP780M e DP780P.

c) Os valores dos parâmetros de fadiga encontrados para o aços DPs são apresentados a seguir: para o DP780P, $\sigma'_f = 2087,17$ MPa, $b = -0,15$, $\epsilon'_f = 0,44$, $c = -0,58$, $H = 1810,89$ MPa e $n = 0,21$; para o DP780M, $\sigma'_f = 2095,16$ MPa, $b = -0,14$, $\epsilon'_f = 0,42$, $c = -0,56$, $H = 1703,28$ MPa e $n = 0,20$ e para o DP780S, $\sigma'_f = 2511,64$ MPa, $b = -0,16$, $\epsilon'_f = 0,53$, $c = -0,57$, $H = 1855,74$ MPa e $n = 0,22$.

d) No aço DP780P foi observado ocorrência de endurecimento cíclico a partir de 0,4 % de amplitude de deformação. O aço DP780M apresentou amolecimento cíclico, compreendido na faixa de amplitude de deformação entre aproximadamente 0,1 % e 1,0 %. O aço DP780S, por sua vez, apresentou comportamento cíclico misto, com amolecimento cíclico ocorrendo aproximadamente entre 0,1 % e 0,5 % de deformação, enquanto o endurecimento cíclico ocorre para amplitudes superiores a 0,5 %.

e) O aço TRIP780 apresentou $\sigma'_f = 1457,43$ MPa, $b = -0,10$, $\varepsilon'_f = 0,32$, $c = -0,53$, $H' = 1431,77$ MPa e $n' = 0,16$, enquanto o TRIP1000 exibiu valores de $\sigma'_f = 2084,39$ MPa, $b = -0,11$, $\varepsilon'_f = 0,20$, $c = -0,52$, $H' = 1927,54$ MPa e $n' = 0,16$.

f) No TRIP780, foi observado amolecimento cíclico no intervalo entre 0,2 % e 0,4 % de deformação, seguido por endurecimento cíclico a partir da amplitude de deformação de 0,4 %. No TRIP1000, foi verificado que, até aproximadamente 0,2 % de deformação, as curvas de comportamento monotônico e cíclico permanecem praticamente coincidentes; entretanto, na faixa compreendida entre 0,2 % e 1,0 % de deformação, ocorreu amolecimento cíclico.

g) A análise fractográfica pós-fadiga dos cinco aços permitiu identificar o sítio de início da fratura, a região de transição entre a fratura característica por fadiga e a fratura dúctil e a região final de fratura. Foi observada morfologia semelhante das estrias de fadiga nos aços DP780P e DP780M e diferenças no DP780S. Foi encontrada maior dificuldade na identificação de estrias nos aços TRIP e a presença recorrente de microtrincas secundárias, com ramificação da trinca principal.

5.1. Sugestões para trabalhos futuros

A seguir são apresentadas as propostas para trabalhos futuros:

a) Realização de análises por Difração de Elétrons Retroespalhados, em inglês, *Electron Backscatter Diffraction* (EBSD) nas trincas formadas na superfície da região útil do CP, com o objetivo de identificar a fase na qual ocorreu a nucleação da trinca, bem como avaliar sua preferência de propagação entre as fases constituintes do material;

b) Execução de cortes e preparação metalográfica das superfícies de fratura que apresentaram microtrincas, seguida de análises via EBSD, visando investigar a origem microestrutural das microtrincas e sua preferência de propagação;

c) Realização de ensaios de fadiga sob controle de deformação axial em outras classes de aços AHSS, por exemplo, nos aços TWIP, de modo a ampliar a base de comparação e aprofundar a discussão dos mecanismos de fadiga em relação aos aços já estudados;

d) Aprimoramento do código desenvolvido no *software* Matlab® para o tratamento e análise dos dados obtidos nos ensaios de fadiga sob controle de deformação axial, visando maior automação na obtenção dos parâmetros de fadiga.

CAPÍTULO VI

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AHSS Application Guidelines Disponível em: < <https://ahssinsights.org/>>. Acesso em: 06 jan. 2026.

AIISI. (1998). Ultra Light steel auto body final report. American Iron and Steel Institute.

ALMEIDA, JULIO CÉZAR D. *Projeto mecânico*. Disponível em: Minha Biblioteca, (2ª edição). Editora Blucher, 2024.

ASGHARI, A.; ZAREI-HANZAKI, A.; ESKANDARI, M. Temperature dependence of plastic deformation mechanisms in a modified transformation-twinning induced plasticity steel. *Materials Science and Engineering: A*, v. 579, p. 150–156, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.04.106>

BUDYNAS, R. G.; NISBETT, J. K. *Elementos de máquinas de Shigley : projeto de engenharia mecânica*. Porto Alegre: AMGH Ed., 8ª edição. 2011. 1084p.

BONIFÁCIO, S. D. V. Avaliação da estampabilidade de aços avançados de alta resistência para componentes de segurança veicular. 2025. 167 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2025. DOI <http://doi.org/10.14393/ufu.di.2025.646>

CAMPBELL, F. C. *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*. Ohio: ASM International, 2008. <https://doi.org/10.31399/asm.tb.emea.9781627082518>

CARVALHO, R. L.; SILVA, A. L. M. G.; ARENCIBIA, R. V.; BOSE FILHO, W. W.. Avaliação do comportamento em fadiga de três variantes do aço DP780 em controle de deformação axial. Anais do Simpósio da Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Simpósio da Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Uberlândia (MG), Universidade Federal de Uberlândia, 2025. p. [página inicial–final]. Disponível em: https://www.even3.com.br/anais/posmec2025_ufu-585564/1335387-AVALIACAO-DO-. Acesso em: 27 jan. 2026. DOI: 10.29327/9786527218104.1335387

CHRISTODOULOU, Peter I. Effect of retained austenite transformation on the fatigue behaviour of aluminum containing TRIP steels. 2017. Ph.D. Thesis — Department of Mechanical Engineering, University of Thessaly, Volos, 2017.

DIETER, E. G. (1976), Mechanical Metallurgy, McGraw Hill, Inc., USA.

DOWLING, N. E. Mechanical Behavior of Materials: Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue. Pearson Prentice Hall, 4ª edição. 2013.

DUGGAN, Terance V.; BYRNE, James. Fatigue as a design criterion. 1. ed. London: The Macmillan Press Ltd., 1977. (164 p.).

GARCIA, A., SPIM, J. A., DOS SANTOS, C. A. “Ensaio dos Materiais”. 2ª ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012. 365 p.

GONZALEZ-ZAPATERO, W. F.; ROSADO-CARRASCO, J. G.; AMBRIZ, R. R.; JARAMILLO, D. Low cycle fatigue properties assessment and damage influence on DP 500/800 steel sheet. Journal of Materials Research and Technology, Amsterdam, v. 23, n. 1, p. 2231–2243, jan. 2023. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.01.168>.

HILDITCH, T.; BELADI, H.; HODGSON, P.; STANFORD, N. Role of microstructure in the low cycle fatigue of multi-phase steels. Materials Science and Engineering A, Lausanne, v. 534, n. 1, p. 288–296, jan. 2012. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.071>.

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). Elsevier, 2015. p. 9–27. DOI: [10.1016/B978-0-85709-436-0.00002-3](https://doi.org/10.1016/B978-0-85709-436-0.00002-3).

HU, Z. G.; ZHU, P.; MENG, J. Fatigue properties of transformation-induced plasticity and dual-phase steels for auto-body lightweight: Experiment, modeling and application. *Materials & Design*, Oxford, v. 31, n. 6, p. 2884–2890, jun. 2010. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.12.034>.

ISO 9513:2012 Metallic materials — Calibration of extensometer systems used in uniaxial testing. International Organization for Standardization, 2012.

ISO 12106:2017 Metallic materials — Fatigue testing — Axial-strain-controlled method. International Organization for Standardization, 2017.

KANG, Y., HAN, Q., ZHAO, X., & CAI, M. (2013). Influence of nanoparticle reinforcements on the strengthening mechanisms of an ultrafine-grained dual phase steel containing titanium. *Materials and Design*, 44, 331–339. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.07.068>

KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. *Advanced high strength steels for automotive industry*. Arch. Civ. Mech. Eng., 2008Archives of Civil and Mechanical Engineering 8(2):103–117 . December 2008 DOI:10.1016/S1644-9665(12)60197-6

MORROW, J. *Fatigue Properties of Metals*. In: *Fatigue Design Handbook*. Society of Automotive Engineers, Warrendale, 1968.

NORTON, R. L. “Projeto de Máquinas: uma abordagem integrada”. 2ª ed. Porto Alegre: Bookman Editora, 2004, 931p.

OLIVEIRA, A. C. C. Propriedades mecânicas de fadiga de baixo ciclo à temperatura de 300 °C do aço inoxidável austenítico do sistema Fe–Cr–Mn–N. 2001. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos.

PAUL, S. K.; STANFORD, N.; TAYLOR, A.; HILDITCH, T. The effect of low cycle fatigue, ratcheting and mean stress relaxation on stress–strain response and microstructural development in a dual phase steel. *International Journal of Fatigue*, Oxford, v. 80, n. 1, p. 341–348, jun. 2015. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2015.06.003>.

ROSA, U. L. Análise de Fadiga de Sistemas Estocásticos Submetidos a Carregamentos Aleatórios Multiaxiais. 2016. 89f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

SILVA, A. L. M. G.. Avaliação do comportamento em fadiga do aço DP800S em controle de deformação axial. Anais do Congresso Internacional de Engenharia Mecânica e Industrial. Congresso Internacional de Engenharia Mecânica e Industrial, João Pessoa (PB), Centro de Convenções de João Pessoa, 2025. Disponível em: <https://www.even3.com.br/anais/conemi25/1240454-AVALIACAO-DO-COMPORTAMENTO-EM-FADIGA-DO-ACO-DP800S-EM-CONTROLE-DE-DEFORMACAO-AXIAL>. Acesso em: 27 jan. 2026. DOI: 10.29327/27644294.1240454.

SHARMA, A., OH, M. C., & AHN, B. (2020). Recent Advances in Very High Cycle Fatigue Behavior of Metals and Alloys—A Review. *Metals*, 10(9), 1200. <https://doi.org/10.3390/met10091200>

STEPHENS, R. I.; FATEMI, A.; STEPHENS, R. R.; FUCHS, H. O. Metal fatigue in engineering. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 2001. (496 p.).

SURESH, S. (1991), Fatigue of Materials, Cambridge University Press, First edition, 617p.

TOMASZEWSKI, T. (2020). Statistical Size Effect in Fatigue Properties for Mini-Specimens. *Materials*, 13(10), 2384. <https://doi.org/10.3390/ma13102384>

ZHU, T.; ZHENG, H.; ZHAO, R. Experimental Investigation of High-cycle Fatigue Behavior for Automobile Structural Steel Based on Stress–Number-of-cycles Curves. *Sensors and Materials*, v. 31, n. 2, p. 479–490, 2019. MYU Tokyo. Disponível em: <https://doi.org/10.18494/SAM.2019.2135>.

ANEXO I – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO PAQUÍMETRO (PÁGINA 1/2)



Mitutoyo Sul Americana Ltda.

**LABORATÓRIO
DE
METROLOGIA**

REDE BRASILEIRA DE CALIBRAÇÃO

Calibração
NBR ISO/IEC
17025



CAL 0031

Pag.: 1 / 2

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO Nº. 07625/13

Cliente : " UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA."

Endereço : Avenida João Naves de Ávila, 2121 - Uberlândia - MG.

Ordem de serviço: 068.189

1 - Objeto Calibrado

PAQUÍMETRO DIGITAL
 Fabricante: Mitutoyo
 Código: 500-196-20B
 N°. de Série: 10901281
 Faixa nominal: 150 mm
 Resolução: 0,01 mm
 Identificação do proprietário: Não consta

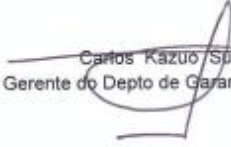
2 - Padrões utilizados na Calibração:

Blocos padrão	Número: 00112
Certificado N°. 00199/13 - RBC - Mitutoyo	Validade: 01/2014
Relógio apalpador	Número: LCF233
Certificado N°. 00997/13 - RBC - Mitutoyo	Validade: 08/2013
Padrão escalonado para paquímetro	Número: 010259
Certificado N°. 05825/13 - RBC - Mitutoyo	Validade: 12/2013

3 - Procedimento de Medição: PML - 0013 Versão 5

Os valores de Indicação do paquímetro foram verificados comparativamente com padrão escalonado e Blocos-padrão e a leitura da indicação tomada no paquímetro.

Data da calibração: 23 de Julho de 2013
 Data da emissão: 23 de Julho de 2013



Carlos Kazuo Suetake
Gerente do Depto de Garantia da Qualidade

Este certificado atende aos requisitos de acreditação pela CGCR/IE que avalia a competência do laboratório e comprovou sua rastreabilidade a padrões nacionais de medida (ou ao Sistema Internacional de Unidades - SI).
 A reprodução deste Certificado só poderá ser total e depende da aprovação por escrito da Mitutoyo.
 Os resultados deste Certificado referem-se exclusivamente ao instrumento submetido à calibração nas condições especificadas, não sendo extensivo a quaisquer lotes.

*Exatidão Central: Av. João Carlos da Silva Borges, 1240 - Santo Amaro - CEP 04726-002 - São Paulo - SP - Tronco Chave: (11) 5643-0000 - Fax: (11) 5641-3722
 *Fábrica: Rod. Ind. Tibiriçá, 1355 - Bairro Ratto - CEP: 09620-000 - Suzano - SP - Tel.: (11) 4746-5858 - Fax: (11) 4746-5836 - E-mail: suzano@mitutoyo.com.br
 Laboratório: Tel.: (11) 4746-5950 - Fax: (11) 4746-5960 - E-mail: metrologia@mitutoyo.com.br
 Assistência Técnica Interna: Tel.: (11) 4746-5957 - Fax: (11) 4746-5950 - E-mail: assistac@mitutoyo.com.br
 Assistência Técnica Externa: Tel.: (11) 5643-0027 - Fax: (11) 5643-0026 - E-mail: ate@mitutoyo.com.br

ANEXO I – Certificado de Calibração Paquímetro (página 2/2)

mitutoyo
Mitutoyo Sul Americana Ltda.

CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO Nº. 07625/13

REDE BRASILEIRA DE CALIBRAÇÃO

Laboratório de Calibração acreditado pela Cgcre de acordo com a ABNT
NBR ISO/IEC 17025, sob o número CAL 0031

Pag.: 2 / 2

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

Medida Externa			Medida Interna		
Padrão (mm)	Indicação no Instrumento (mm)	Incerteza de Medição (mm)	Padrão (mm)	Indicação no Instrumento (mm)	Incerteza de Medição (mm)
1,1	1,10	0,02	20,0	20,00	0,02
1,5	1,50		50,0	50,00	
1,9	1,90		100,0	100,01	
4,0	4,00		150,0	150,02	
8,0	8,00				
16,0	16,00				
20,0	20,00				
50,0	50,00				
75,0	75,00				
100,0	99,99				
150,0	150,00				

Fator de abrangência (k)	2,03
Graus de liberdade (V_{eff})	96

Fator de abrangência (k)	2,00
Graus de liberdade (V_{eff})	infinito

Outros Itens

Item	Resultado (mm)	Incerteza de Medição (mm)	Fator de abrangência (k)	Graus de liberdade (V_{eff})
Ponto zero	0,00	0,01	2,00	infinito
Ressalto	0,00	0,01	2,00	infinito
Profundidade	0,01	0,01	2,00	infinito
Paralelo da Orelha	0,00	0,01	2,00	infinito
Paralelo da Boca	0,00	0,01	2,00	infinito

5 - Incerteza de Medição:

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

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

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

*Escritório Central: Av. João Carlos da Silva Borges, 1240 - Santo Amaro - CEP 04726-002 - São Paulo - SP - Tronco Charv: (11) 5643-0000 - Fax: (11) 5641-3722
*Filial: Rod. Indio Tibirica, 1555 - Bairro Rêgo - CEP: 08520-000 - Suzano - SP - Tel: (11) 4746-5858 - Fax: (11) 4746-5936 - E-mail: suzano@mitutoyo.com.br
Laboratório: Tel: (11) 4746-5950 - Fax: (11) 4746-5960 - E-mail: metrologia@mitutoyo.com.br
Assistência Técnica Interna: Tel: (11) 4746-5957 - Fax: (11) 4746-5960 - E-mail: assistec@mitutoyo.com.br
Assistência Técnica Externa: Tel: (11) 5643-0027 - Fax: (11) 5643-0028 - E-mail: ate@mitutoyo.com.br

ANEXO II – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO MICRÔMETRO DIGITAL (PÁGINA 1/2)



Certificado de Calibração Laboratório Medição Uberlândia

Certificado: 70518/18

Data Calibração: 02/05/2018

OS: 468630-A/2018

1 / 2

Solicitante: FUNDAÇÃO DE APOIO UNIVERSITÁRIO
RUA ENGENHEIRO DINIZ, 1178, UBERLÂNDIA, MG
Contratante: O MESMO

Características do Instrumento

Descrição: MICRÔMETRO DIGITAL

Identificação: MIC-04

Marca: MITUTOYO

Nº. Série: 63085404

Condições Ambientais:

Serviço executado nas instalações permanentes do Laboratório.

Temperatura: 20,8 °C ± 1 °C Umidade: 43 %ur ± 5%ur

Procedimentos

Calibração Executada conforme: ITTEC092

Revisão: 4

PadrõesIdentificação
PTM-0885 JOGO DE BLOCO PADRÃOMarca
DIOMESSCertificado
01229/17Calibrado por
MITUTOYO/CAL0031Validade
03/2020**Resultados Obtidos****DIMENSIONAL**

Faixa de Uso: 0,000 a 25,000 mm

Faixa de Indicação: 0,000 a 25,000 mm

Resolução: 0,001 mm

V.R	V.I	Erro de Medição	Incerteza Expandida	Incerteza Expandida + Erro	(k)	Veff
mm	mm	mm	mm	mm		
2,5	2,502	0,002	0,001	0,003	2,00	Infinito
5,1	5,106	0,008	0,001	0,007	2,00	Infinito
7,7	7,707	0,007	0,001	0,008	2,00	Infinito
10,3	10,304	0,004	0,001	0,005	2,00	Infinito
12,9	12,904	0,004	0,001	0,005	2,00	Infinito
15,6	15,904	0,004	0,001	0,005	2,00	Infinito
17,6	17,607	0,007	0,001	0,008	2,00	Infinito
20,2	20,201	0,001	0,001	0,002	2,00	Infinito
22,8	22,905	0,005	0,001	0,006	2,00	Infinito
25,0	25,002	0,002	0,001	0,003	2,00	Infinito

O CONTEÚDO APRESENTADO NESTE DOCUMENTO/REGISTRO TEM SIGNIFICADO RESTRITO E SE APLICA SOMENTE A ESTA SITUAÇÃO. É PROIBIDA A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL, DO MESMO SEM A AUTORIZAÇÃO DO EMITENTE.

**ANEXO II – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO MICRÔMETRO DIGITAL (PÁGINA
2/2)**



Certificado de Calibração
Laboratório Medição Uberlândia

Certificado: 70516/18

Data Calibração: 02/05/2018

OS: 468630-A/2018

2/2

Observações Gerais

NÃO HOUVE ALISTE

- V.R: Valor de Referência na unidade de medição do padrão.
- V: Valor médio indicado no instrumento na unidade de medição do mesmo.
- 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 Vinf graus de liberdade efetivos corresponde a uma probabilidade de abrangência de aproximadamente 95%. A incerteza padrão da medição foi determinada de acordo com a publicação EA-4/02.
- A condição de Aprovado/Reprovado se restringe apenas as grandezas metrológicas do instrumento, sendo que o limite de erro especificado para esta condição é de responsabilidade do Cliente.
- A operação de ajuste / regulagem não faz parte do escopo dos serviços.
- A validade de calibração do instrumento, quando apresentada neste certificado, é de responsabilidade do cliente.

Endereço de Emissão: RUA DIVINO LUCAS MARTINS, 330 - SARAIVA - UBERLÂNDIA - MG
Data de emissão: 02 de maio de 2018

Leandro Elio de Siles

LEANDRO SILVA DE SAZOS
Gerente Técnico



Digitally signed by LEANORO
SILVA DE BASTOS DN: cn=LEANORO
SILVA DE BASTOS, o=, ou=, c=BR
Date: 2018.05.03 10:39:18 -03:00
Reason: Certificado de Calibração
Location: Laboratório Médico
Uberlândia

O CONTEÚDO APRESENTADO NESTE DOCUMENTO/REGISTRO TEM SIGNIFICADO RESTRITO E SE APLICA SOMENTE A ESTA SITUAÇÃO. É PROIBIDA A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DO MESMO SEM A AUTORIZAÇÃO DO EMITENTE.

ANEXO III – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO TERMOHIGRÔMETRO DIGITAL (PÁGINA 1/2)

 PRECISÃO METROLÓGICA elus INSTRUMENTAÇÃO	<i>Certificado de Calibração</i> <i>Laboratório de Temperatura & Umidade</i> <i>Número do Certificado</i> R4996/13 <i>Folha</i> 1 / 2	 COBEN 17025 CAL 0439						
CONTRATANTE : Universidade Federal de Uberlândia - UFU ENDEREÇO : Av. João N. de Ávila, 2121, Bl. 1M - Campus Sta. Mônica - Uberlândia - MG INTERESSADO : O mesmo ENDEREÇO : O mesmo								
INSTRUMENTO : <u>Termohigrômetro Digital</u> FABRICANTE : Instrutherm MODELO : HT-260 IDENTIFICAÇÃO : Não especificado NÚMERO DE SÉRIE : 06120362								
<table border="0" style="width: 100%;"> <tr> <td style="width: 50%;">DATA DA CALIBRAÇÃO : 19/06/2013</td> <td style="width: 50%;">LOCAL DA CALIBRAÇÃO : Laboratório Elus</td> </tr> <tr> <td>PRÓXIMA CALIBRAÇÃO : Determinado pelo cliente</td> <td>TEMPERATURA DO AR : 23°C ± 5°C</td> </tr> <tr> <td>DATA DA EMISSÃO : 20/06/2013</td> <td>UMIDADE RELATIVA AR : 45%UR a 70%UR</td> </tr> </table>			DATA DA CALIBRAÇÃO : 19/06/2013	LOCAL DA CALIBRAÇÃO : Laboratório Elus	PRÓXIMA CALIBRAÇÃO : Determinado pelo cliente	TEMPERATURA DO AR : 23°C ± 5°C	DATA DA EMISSÃO : 20/06/2013	UMIDADE RELATIVA AR : 45%UR a 70%UR
DATA DA CALIBRAÇÃO : 19/06/2013	LOCAL DA CALIBRAÇÃO : Laboratório Elus							
PRÓXIMA CALIBRAÇÃO : Determinado pelo cliente	TEMPERATURA DO AR : 23°C ± 5°C							
DATA DA EMISSÃO : 20/06/2013	UMIDADE RELATIVA AR : 45%UR a 70%UR							
PADRÕES UTILIZADOS : Termohigrômetro Digital identificação EL-225 rastreado por Laboratório RBC - CAL 0439 em 28/02/2013 sob certificado R1678/13 válido até fevereiro/2014.								
PROCEDIMENTO DE CALIBRAÇÃO : - A calibração foi realizada pelo método comparativo contra padrões de referência, seguindo os procedimentos internos: PCT-003 rev. 01 / PCT-012 rev. 02.								
OBSERVAÇÕES : - Este certificado atende aos requisitos de acreditação pelo COCER, o qual avaliou a competência do laboratório e comprovou sua rastreabilidade a padrões nacionais de medida. - A calibração foi realizada em 3 medições por ponto. O Valor Verdadeiro foi herdado pela média de 3 medições obtidas pelo padrão em cada ponto. - Os valores de temperatura apresentados estão em conformidade com a Escala Internacional de Temperatura de 1990. - k= fator de abrangência (fator multiplicativo adimensional) / Veff = graus de liberdade efetivo. / I.M. = Incerteza de Medição.								
TÉCNICO EXECUTANTE: CAIO DEBAR SILVA Julio Cesar Pereira de Souza Gerente Técnico Substituto RODRIGO BOMER CORDEIRO GERENTE TÉCNICO								
A reprodução deste certificado só poderá ser feita, sem nenhuma alteração. Os Resultados deste certificado interferem-se somente ao item calibrado ou analisado. Este certificado atende ao requisito estabelecido pela norma NBR ISO/IEC 17025. A incerteza expandida de medição relativa é declarada como a incerteza padrão de medição multiplicada pelo fator de abrangência "k" que para uma distribuição normal corresponde a uma probabilidade de abrangência de aproximadamente 95%. A incerteza padrão de medição foi determinada de acordo com a publicação GUM-2008. Rua Dendazeiro, 29 Jd. Matiarazzo São Paulo SP 03813-130 Tel 11 2214-0049 Email: atendimento@elusinstrumentacao.com.br								

ANEXO III – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO TERMOHIGRÔMETRO DIGITAL (PÁGINA 2/2)



**PRECISÃO
METROLÓGICA**
elus
INSTRUMENTAÇÃO

Certificado de Calibração

Laboratório de Temperatura & Umidade

Número do Certificado R4996/13 *Folha* 2 / 2

Laboratório de Calibração acreditado pelo CGCRE de acordo com a ABNT NBR ISO/IEC 17025, sob o número CAL 0439.

RESULTADOS DA CALIBRAÇÃO 1

UMIDADE RELATIVA DO AR SENSOR EXTERNO: TEMPERATURA DA CALIBRAÇÃO = 20°C
 Sensor - Fabricante: Não especificado; Modelo: Não especificado; Id.: Não especificado; n.º s.: Não especificado
 Faixa de medição: 0 – 100 %UR, divisão de escala: 0,1 %UR.

Indicação do Instrum. (%UR)	Valor Verdadeiro (%UR)	Erro (%UR)	L.M. (%UR)	k _c	Vel ^h
31,8	29,9	1,9	1,0	2,00	∞
50,6	49,7	0,9	1,0	2,00	∞
79,2	79,5	-0,3	1,3	2,00	∞



TEMPERATURA SENSOR EXTERNO 1
 Sensor - Fabricante: Não especificado; Modelo: Não especificado; Id.: Não especificado; n.º s.: Não especificado
 Faixa de medição: -20 – 60 °C, divisão de escala: 0,1 °C.

Imersão (mm)	Indicação do Instrum. (°C)	Valor Verdadeiro (°C)	Erro (°C)	L.M. (°C)	k _c	Vel ^h
---	20,6	20,0	0,6	0,3	2,00	∞
---	25,9	25,0	0,9	0,3	2,00	∞
---	31,3	30,0	1,3	0,3	2,00	∞





A reprodução deste certificado só poderá ser total, sem nenhuma alteração. Os Resultados (isto é, o certificado) referem-se somente ao item calibrado ou ensaiado. Este certificado atende os requisitos estabelecidos pela norma NBR ISO/IEC 17025. A incerteza expandida de medição relatada é dada para o nível de confiança de 95%. A incerteza padrão de medição foi determinada de acordo com a publicação EA-4/02.

Rua Dondozzo, 29 | Jd. Matrazzo | São Paulo | SP | 03813-130 | Tel 11 2214-0049 | Email: atendimento@elusinstrumentacao.com.br

ANEXO IV – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO EXTENSÔMETRO (PÁGINA 1/2)

 								
Test Certificate								
Model: 3442-005M-020M-ST Serial Number: E117002 Gauge Length: 6 mm	Measuring Range: Tension 2 mm 33.3% Compression 1 mm -16.7%							
Date: 29-Oct-2024 Temperature: 70.7 °F Gauge Length Error: 0.1500%								
Verification Points			Recorded (mV/V)		Indicated Disp. (mm)		Indicated Error (mm)	
(% Full Scale)	mm	strain	Run 1	Run 2	Run 1	Run 2	Run 1	Run 2
-100.0%	-1.000	-16.7%	-1.7520	-1.7528	-1.0005	-1.0008	-0.0005	-0.0008
-75.0%	-0.750	-12.5%	-1.3139	-1.3139	-0.7503	-0.7503	-0.0003	-0.0003
-50.0%	-0.500	-8.3%	-0.8754	-0.8753	-0.4999	-0.4999	0.0001	0.0001
-25.0%	-0.250	-4.2%	-0.4375	-0.4375	-0.2498	-0.2498	0.0001	0.0002
-10.0%	-0.100	-1.7%	-0.1752	-0.1751	-0.1000	-0.1000	0.0000	0.0000
-7.5%	-0.075	-1.3%	-0.1313	-0.1314	-0.0750	-0.0750	0.0000	0.0000
-5.0%	-0.050	-0.8%	-0.0876	-0.0876	-0.0500	-0.0500	0.0000	0.0000
-2.5%	-0.025	-0.4%	-0.0438	-0.0438	-0.0250	-0.0250	0.0000	0.0000
-1.0%	-0.010	-0.2%	-0.0175	-0.0175	-0.0100	-0.0100	0.0000	0.0000
-0.5%	-0.005	-0.1%	-0.0088	-0.0088	-0.0050	-0.0050	0.0000	0.0000
0.0%	0.000	0.0%	0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0000
0.5%	0.010	0.2%	0.0173	0.0174	0.0100	0.0100	0.0000	0.0000
1.0%	0.020	0.3%	0.0346	0.0347	0.0200	0.0200	0.0000	0.0000
2.5%	0.050	0.8%	0.0866	0.0866	0.0500	0.0500	0.0000	0.0000
5.0%	0.100	1.7%	0.1736	0.1738	0.1002	0.1002	0.0002	0.0002
7.5%	0.150	2.5%	0.2606	0.2610	0.1505	0.1508	0.0005	0.0009
10.0%	0.200	3.3%	0.3480	0.3481	0.2007	0.2008	0.0007	0.0008
25.0%	0.500	8.3%	0.8687	0.8689	0.5011	0.5012	0.0011	0.0012
50.0%	1.000	16.7%	1.7334	1.7341	1.0000	1.0003	0.0000	0.0003
75.0%	1.500	25.0%	2.5943	2.5953	1.4985	1.4971	-0.0035	-0.0029
100.0%	2.000	33.3%	3.4534	3.4545	1.9921	1.9928	-0.0079	-0.0072

Best fit span, mV/V: 3.4671 Best fit slope, mV/V / mm: 1.7335 Linearity, %FS: 0.131% Hysteresis, %FS: 0.202% ASTM E83 / ISO 9513 Class: B-1 / 0,5 Shunted Reading, mm: 1.2625	Tension 3.4671 1.7335 0.131% 0.202% B-1 / 0,5 1.2625	Comp -1.7511 1.7511 0.032% -0.091% B-1 / 0,5 1.2698
--	---	--

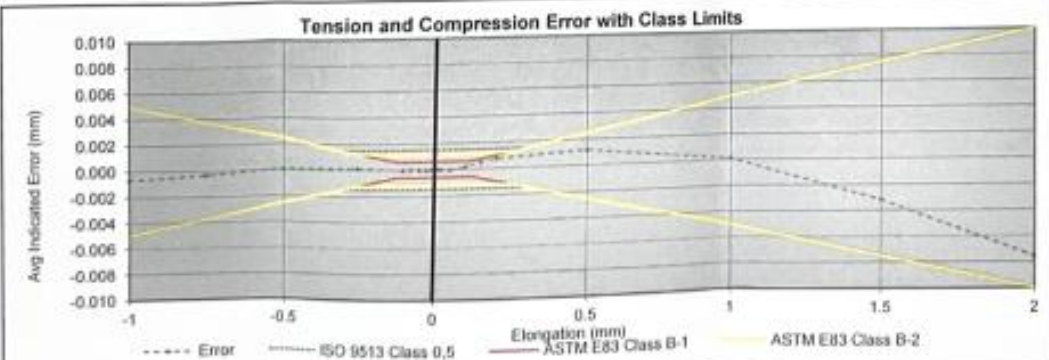
Wiring Configuration:	Function	Pin	Color
Excitation (+)	3-8	RED	
Excitation (-)	2-7	BLACK	
Output (+)	5	GREEN	
Output (-)	10	WHITE	
Shield	CASE		
#25: HBM [15-pin HD-DB]			

Shunt Calibration Data: Epsilon Shunt Calibration System

(With Epsilon Shunt inserted into Shunt Socket)

Shunted Reading:	2.1885	mV/V
Shunted Reading:	1.2625	mm (Tension Best Fit)

Tension and Compression Error with Class Limits



Meter: Keithley 2100 Calibrator: 3590AVHR Gauge Length Tool: SPI Inside MIC (0.2 - 1.2 in)	S/N: 8007976 S/N: A9011 S/N: 210615153
---	---

Calibrated By: Shantell Phillips Date: 29/10/2024
 Verified By: Rachel Meyer Issue Date: 31-Oct-24

Epsilon Technology
 3975 S. Hwy. 89, Jackson, WY 83001 USA
 Phone: 307-733-8360, Website: www.epsilontech.com

Page 1 of 2

ANEXO IV – CERTIFICADO DE CALIBRAÇÃO EXTENSÔMETRO (PÁGINA 2/2)

Important Note: Generally, this certificate provides evidence of an accredited calibration of the unamplified output of the extensometer or sensor (for strain gage based units). If this extensometer was purchased with a signal conditioner, this certificate is evidence of an accredited calibration of the system. If this extensometer or sensor is to be used with a customer's existing electronics and an accredited calibration is required, the system must be calibrated as a whole by an accredited calibration laboratory. If you have any questions please contact Epsilon Technology.

All data reported on this certificate should be considered raw data. It has not been adjusted for temperature or uncertainty. When data is declared to be within a certain limit, the uncertainty of the measurement has not been taken into account. Epsilon Technology Corp has taken great care to reduce the uncertainties in our measurements as much as possible. All uncertainties are listed in the tables below, to 2 significant figures. It is the responsibility of the end user to determine if this device is suitable for their application.

If more than one calibration certificate exists for a single unit, the certificate with the most recent date should be considered to supersede all previous certificates.

Traceability Information: The extensometer output voltage is measured using the digital voltmeter listed on page one of this certificate. That voltmeter is routinely calibrated by an ISO 17025 accredited laboratory.

The extensometer displacement is measured using the calibration stand listed on page one of this certificate. That calibration stand is routinely calibrated using a laboratory developed method and XL-80 Laser Interferometer.

Output Voltage Range	Total Uncertainty in Output Voltage Measurement
0 - 50mV	0.0079mV
0 - 10V	0.51mV

Calibration Stand	Total Uncertainty in Displacement Measurement	Range
3590	2.2 μ m	0-.333mm
	2.5 μ m	>.333-51mm
3590VHR	0.19 μ m	0-.333mm
	1.3 μ m	>.333-51mm
3590AVHR	0.19 μ m	0-.333mm
	4.7 μ m	>0.333-102mm

Nominal Gauge Length	Total Uncertainty in Gauge Length Measurement
3 - 5mm	0.012mm
6 - 30mm	0.0097mm
30 - 100mm	0.049mm
100 - 150mm	0.059 mm
150 - 600mm	0.094 mm
600 - 900mm	0.54 mm
Up to 50mm (ceramic rods)	0.013mm
0.1 - 0.2"	0.00045"
0.2 - 1.2"	0.00038"
1 - 4"	0.0020"
4 - 6"	0.0024"
6 - 24"	0.0037"
24 - 36"	0.026"
Up to 2" (ceramic rods)	0.00050"



307.733.8360
www.epsilonotech.com
 3975 South Hwy 89
 Jackson, WY 83001 USA
 email: info@epsilonotech.com

APÊNDICE A – DIMENSÕES DOS CORPOS DE PROVA

Tabela A.1 – Dimensões dos CPs do aço DP780P. Fonte: Autor (2026).

DP780P			
CP	Medição	Espessura (mm)	Largura (mm)
02	Leitura 1	1,572	13,731
	Leitura 2	1,576	13,698
	Leitura 3	1,570	13,822
	Média	1,573	13,750
	Desvio Padrão	0,003	0,064
03	Leitura 1	1,590	13,800
	Leitura 2	1,600	13,900
	Leitura 3	1,690	13,920
	Média	1,627	13,873
	Desvio Padrão	0,055	0,064
04	Leitura 1	1,570	13,810
	Leitura 2	1,580	13,960
	Leitura 3	1,570	13,850
	Média	1,573	13,873
	Desvio Padrão	0,006	0,078
05	Leitura 1	1,577	13,965
	Leitura 2	1,574	13,780
	Leitura 3	1,586	13,794
	Média	1,579	13,846
	Desvio Padrão	0,006	0,103
06	Leitura 1	1,584	13,927
	Leitura 2	1,589	13,913
	Leitura 3	1,587	13,953
	Média	1,587	13,931
	Desvio Padrão	0,003	0,020
07	Leitura 1	1,593	13,946
	Leitura 2	1,600	13,965
	Leitura 3	1,590	13,941

	Média	1,594	13,951
	Desvio Padrão	0,005	0,013
08	Leitura 1	1,584	13,917
	Leitura 2	1,584	13,960
	Leitura 3	1,582	14,026
	Média	1,583	13,968
	Desvio Padrão	0,001	0,055
09	Leitura 1	1,571	14,311
	Leitura 2	1,575	14,300
	Leitura 3	1,578	14,341
	Média	1,575	14,317
	Desvio Padrão	0,004	0,021
10	Leitura 1	1,582	13,969
	Leitura 2	1,581	13,970
	Leitura 3	1,583	14,043
	Média	1,582	13,994
	Desvio Padrão	0,001	0,042
11	Leitura 1	1,565	14,261
	Leitura 2	1,545	14,063
	Leitura 3	1,560	14,030
	Média	1,557	14,118
	Desvio Padrão	0,010	0,125
12	Leitura 1	1,592	13,942
	Leitura 2	1,598	13,934
	Leitura 3	1,588	13,910
	Média	1,593	13,929
	Desvio Padrão	0,005	0,017
15	Leitura 1	1,545	14,163
	Leitura 2	1,555	13,873
	Leitura 3	1,555	13,908
	Média	1,552	13,981
	Desvio Padrão	0,006	0,158

Tabela A.2 – Dimensões dos CPs do aço DP780M. Fonte: Autor (2026).

DP780M			
CP	Medição	Espessura (mm)	Largura (mm)
01	Leitura 1	1,576	13,771
	Leitura 2	1,571	13,841
	Leitura 3	1,574	13,783
	Média	1,574	13,798
	Desvio Padrão	0,003	0,037
02	Leitura 1	1,585	13,860
	Leitura 2	1,584	13,843
	Leitura 3	1,583	13,924
	Média	1,584	13,876
	Desvio Padrão	0,001	0,043
04	Leitura 1	1,520	13,773
	Leitura 2	1,516	13,812
	Leitura 3	1,510	13,775
	Média	1,515	13,787
	Desvio Padrão	0,005	0,022
05	Leitura 1	1,635	13,818
	Leitura 2	1,631	13,804
	Leitura 3	1,632	13,817
	Média	1,633	13,813
	Desvio Padrão	0,002	0,008
06	Leitura 1	1,633	13,744
	Leitura 2	1,633	13,737
	Leitura 3	1,621	13,859
	Média	1,629	13,780
	Desvio Padrão	0,007	0,069
08	Leitura 1	1,590	13,866
	Leitura 2	1,592	13,758
	Leitura 3	1,589	13,784
	Média	1,590	13,812
	Desvio Padrão	0,002	0,047

09	Leitura 1	1,501	13,859
	Leitura 2	1,501	13,857
	Leitura 3	1,504	13,857
	Média	1,502	13,858
	Desvio Padrão	0,002	0,001
10	Leitura 1	1,558	13,833
	Leitura 2	1,552	13,829
	Leitura 3	1,555	13,831
	Média	1,555	13,831
	Desvio Padrão	0,003	0,002
11	Leitura 1	1,594	13,871
	Leitura 2	1,604	13,894
	Leitura 3	1,609	13,913
	Média	1,602	13,893
	Desvio Padrão	0,008	0,021
12	Leitura 1	1,607	13,804
	Leitura 2	1,600	13,836
	Leitura 3	1,598	13,835
	Média	1,602	13,825
	Desvio Padrão	0,005	0,018
13	Leitura 1	1,593	13,789
	Leitura 2	1,593	13,779
	Leitura 3	1,591	13,776
	Média	1,592	13,781
	Desvio Padrão	0,001	0,007
14	Leitura 1	1,581	13,894
	Leitura 2	1,580	13,939
	Leitura 3	1,572	13,948
	Média	1,578	13,927
	Desvio Padrão	0,005	0,029

Tabela A.3 – Dimensões dos CPs do aço DP780S. Fonte: Autor (2026).

DP780S			
CP	Medição	Espessura (mm)	Largura (mm)
03	Leitura 1	1,563	13,940
	Leitura 2	1,566	13,871
	Leitura 3	1,564	13,917
	Média	1,564	13,909
	Desvio Padrão	0,002	0,035
04	Leitura 1	1,552	14,032
	Leitura 2	1,546	13,898
	Leitura 3	1,556	13,892
	Média	1,551	13,941
	Desvio Padrão	0,005	0,079
05	Leitura 1	1,575	13,833
	Leitura 2	1,568	13,850
	Leitura 3	1,568	13,823
	Média	1,570	13,835
	Desvio Padrão	0,004	0,014
06	Leitura 1	1,519	13,951
	Leitura 2	1,519	13,936
	Leitura 3	1,522	13,946
	Média	1,520	13,944
	Desvio Padrão	0,002	0,007
07	Leitura 1	1,566	13,809
	Leitura 2	1,566	13,790
	Leitura 3	1,571	13,839
	Média	1,568	13,813
	Desvio Padrão	0,003	0,025
09	Leitura 1	1,573	13,834
	Leitura 2	1,563	13,809
	Leitura 3	1,567	13,802
	Média	1,568	13,815
	Desvio Padrão	0,005	0,017
10	Leitura 1	1,566	13,874

	Leitura 2	1,565	13,872
	Leitura 3	1,568	13,897
	Média	1,566	13,881
	Desvio Padrão	0,002	0,014
11	Leitura 1	1,572	13,816
	Leitura 2	1,582	13,814
	Leitura 3	1,580	13,807
	Média	1,578	13,812
	Desvio Padrão	0,005	0,005
12	Leitura 1	1,571	13,813
	Leitura 2	1,571	13,808
	Leitura 3	1,575	13,813
	Média	1,572	13,811
	Desvio Padrão	0,002	0,003
15	Leitura 1	1,568	13,872
	Leitura 2	1,570	13,868
	Leitura 3	1,565	13,875
	Média	1,568	13,872
	Desvio Padrão	0,003	0,004
17	Leitura 1	1,564	13,800
	Leitura 2	1,574	13,803
	Leitura 3	1,571	13,806
	Média	1,570	13,803
	Desvio Padrão	0,005	0,003
18	Leitura 1	1,566	13,857
	Leitura 2	1,564	13,851
	Leitura 3	1,566	13,828
	Média	1,565	13,845
	Desvio Padrão	0,001	0,015

Tabela A.4 – Dimensões dos CPs do aço TRIP780. Fonte: Autor (2026).

TRIP780			
CP	Medição	Espessura (mm)	Largura (mm)
02	Leitura 1	1,462	13,469
	Leitura 2	1,57	13,451
	Leitura 3	1,470	13,576
	Média	1,463	13,499
	Desvio Padrão	0,007	0,068
03	Leitura 1	1,482	13,439
	Leitura 2	1,486	13,413
	Leitura 3	1,473	13,480
	Média	1,480	13,444
	Desvio Padrão	0,007	0,034
04	Leitura 1	1,480	13,412
	Leitura 2	1,484	13,389
	Leitura 3	1,489	13,396
	Média	1,484	13,399
	Desvio Padrão	0,005	0,012
05	Leitura 1	1,498	13,979
	Leitura 2	1,495	13,964
	Leitura 3	1,491	13,985
	Média	1,495	13,976
	Desvio Padrão	0,004	0,011
06	Leitura 1	1,450	13,453
	Leitura 2	1,454	13,453
	Leitura 3	1,454	13,455
	Média	1,454	13,454
	Desvio Padrão	0,002	0,001
07	Leitura 1	1,488	13,350
	Leitura 2	1,483	13,346
	Leitura 3	1,492	13,389
	Média	1,488	13,362
	Desvio Padrão	0,005	0,024
08	Leitura 1	1,475	13,316

	Leitura 2	1,486	13,317
	Leitura 3	1,482	13,324
	Média	1,481	13,319
	Desvio Padrão	0,006	0,004
09	Leitura 1	1,375	13,501
	Leitura 2	1,381	13,520
	Leitura 3	1,393	13,583
	Média	1,383	13,535
	Desvio Padrão	0,009	0,043
10	Leitura 1	1,485	13,454
	Leitura 2	1,481	13,457
	Leitura 3	1,483	13,440
	Média	1,483	13,450
	Desvio Padrão	0,002	0,009
11	Leitura 1	1,430	13,380
	Leitura 2	1,429	13,379
	Leitura 3	1,429	13,372
	Média	1,429	13,377
	Desvio Padrão	0,001	0,004
13	Leitura 1	1,480	13,483
	Leitura 2	1,486	13,475
	Leitura 3	1,488	13,459
	Média	1,485	13,472
	Desvio Padrão	0,004	0,012
14	Leitura 1	1,492	13,234
	Leitura 2	1,490	13,237
	Leitura 3	1,486	13,276
	Média	1,489	13,249
	Desvio Padrão	0,003	0,023
15	Leitura 1	1,483	13,569
	Leitura 2	1,491	13,572
	Leitura 3	1,498	13,557

Média	1,491	13,566
Desvio Padrão	0,008	0,008

Tabela A.5 – Dimensões dos CPs do aço TRIP1000. Fonte: Autor (2026).

TRIP1000			
CP	Medição	Espessura (mm)	Largura (mm)
02	Leitura 1	1,439	13,917
	Leitura 2	1,438	13,732
	Leitura 3	1,434	13,717
	Média	1,437	13,789
	Desvio Padrão	0,003	0,111
03	Leitura 1	1,427	13,821
	Leitura 2	1,407	13,841
	Leitura 3	1,425	13,827
	Média	1,420	13,830
	Desvio Padrão	0,011	0,010
04	Leitura 1	1,416	13,960
	Leitura 2	1,434	13,971
	Leitura 3	1,416	13,916
	Média	1,422	13,949
	Desvio Padrão	0,010	0,029
05	Leitura 1	1,432	13,820
	Leitura 2	1,410	13,782
	Leitura 3	1,425	13,801
	Média	1,422	13,801
	Desvio Padrão	0,011	0,019
09	Leitura 1	1,450	13,807
	Leitura 2	1,441	13,653
	Leitura 3	1,441	13,694
	Média	1,444	13,718
	Desvio Padrão	0,005	0,080
11	Leitura 1	1,433	13,775
	Leitura 2	1,424	13,770

	Leitura 3	1,425	13,775
	Média	1,427	13,773
	Desvio Padrão	0,005	0,003
14	Leitura 1	1,422	13,868
	Leitura 2	1,438	13,980
	Leitura 3	1,441	14,178
	Média	1,434	14,009
	Leitura 1	1,422	13,868
22	Leitura 1	1,417	13,790
	Leitura 2	1,413	13,789
	Leitura 3	1,414	13,790
	Média	1,415	13,790
	Desvio Padrão	0,002	0,001
23	Leitura 1	1,453	13,791
	Leitura 2	1,455	13,794
	Leitura 3	1,453	13,789
	Média	1,454	13,791
	Desvio Padrão	0,001	0,003
24	Leitura 1	1,463	13,820
	Leitura 2	1,461	13,835
	Leitura 3	1,464	13,821
	Média	1,463	13,825
	Desvio Padrão	0,002	0,008
25	Leitura 1	1,458	13,742
	Leitura 2	1,463	13,730
	Leitura 3	1,459	13,726
	Média	1,460	13,733
	Desvio Padrão	0,003	0,008
26	Leitura 1	1,471	13,760
	Leitura 2	1,470	13,806
	Leitura 3	1,472	13,807
	Média	1,471	13,791

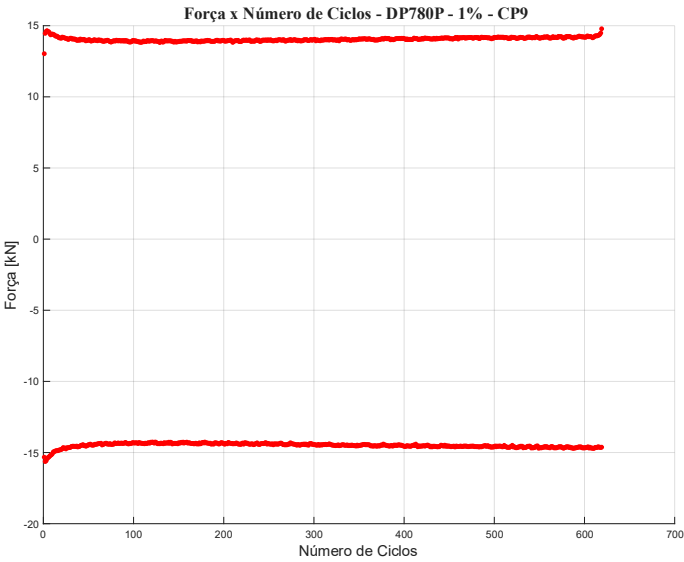
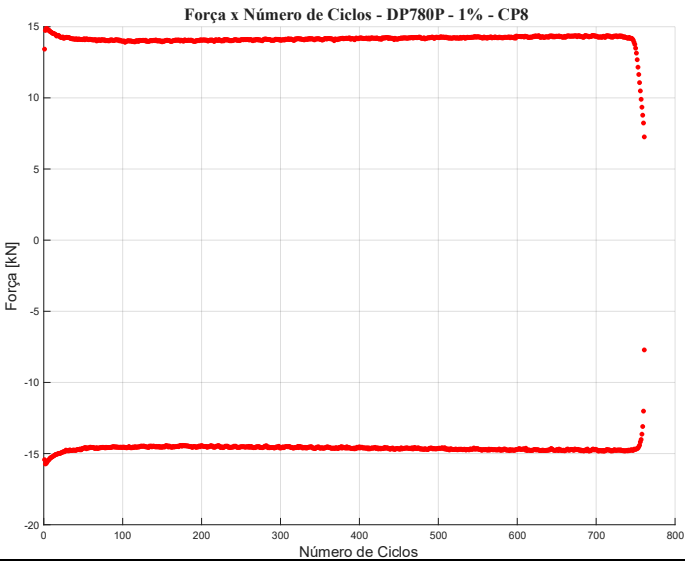
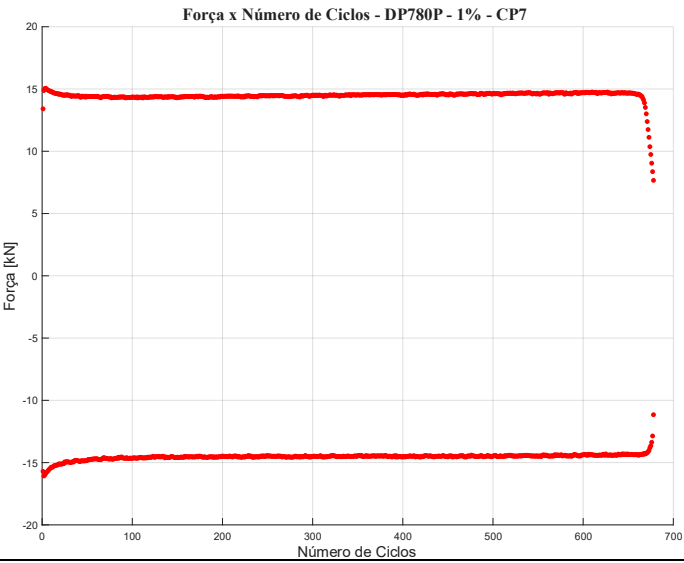
	Desvio Padrão	0,001	0,027
28	Leitura 1	1,442	13,785
	Leitura 2	1,452	13,766
	Leitura 3	1,449	13,826
	Média	1,448	13,792
	Desvio Padrão	0,005	0,031
29	Leitura 1	1,447	13,794
	Leitura 2	1,465	13,793
	Leitura 3	1,465	13,777
	Média	1,459	13,788
	Desvio Padrão	0,010	0,010

APÊNDICE B – GRÁFICOS DE FORÇA *VERSUS* NÚMERO DE CICLOS

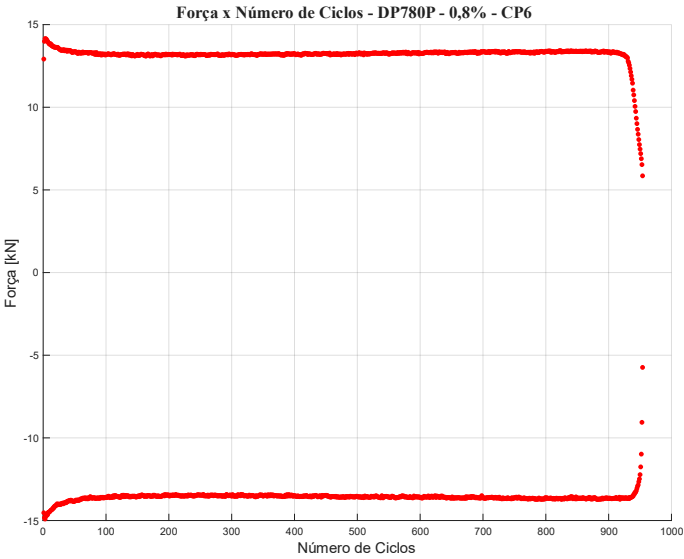
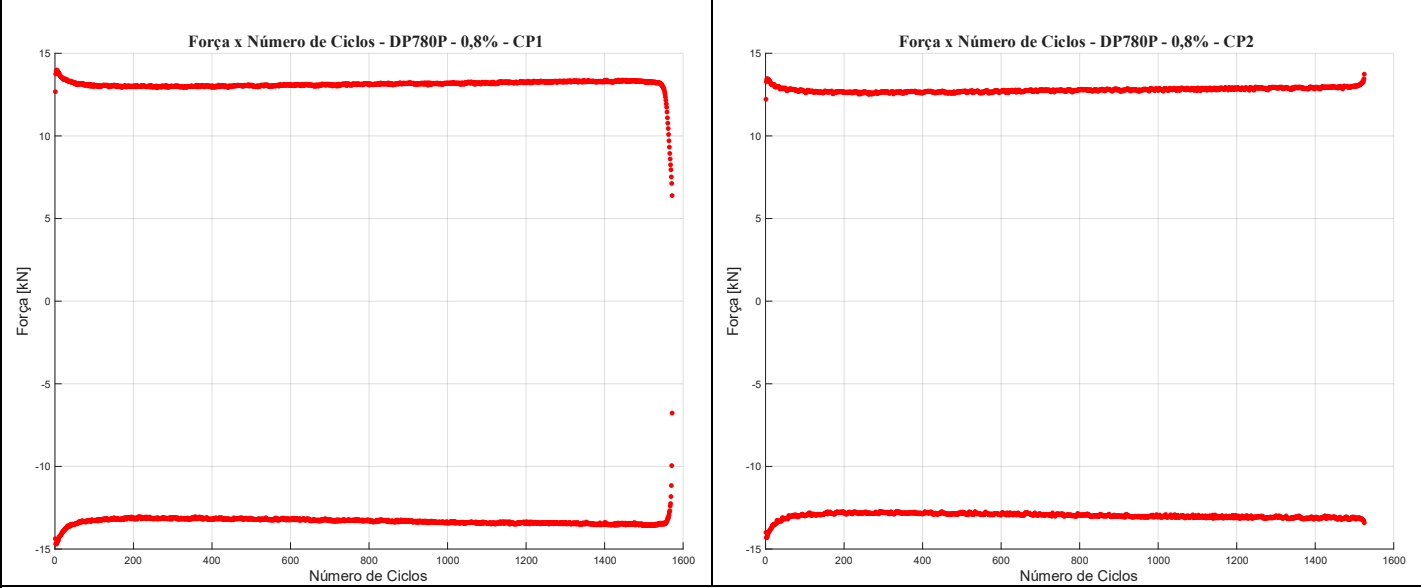
Figuras B.1 – Gráficos de Força versus Número de Ciclos de todos os ensaios realizados no DP780P.
Fonte: Autor (2026).

DP780P

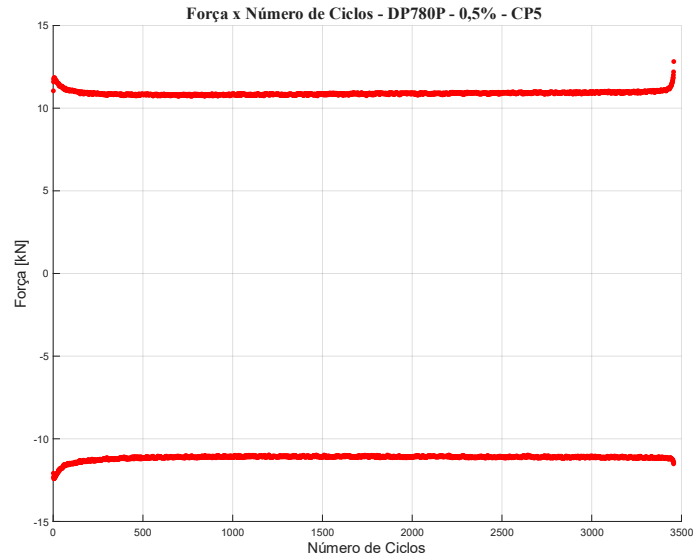
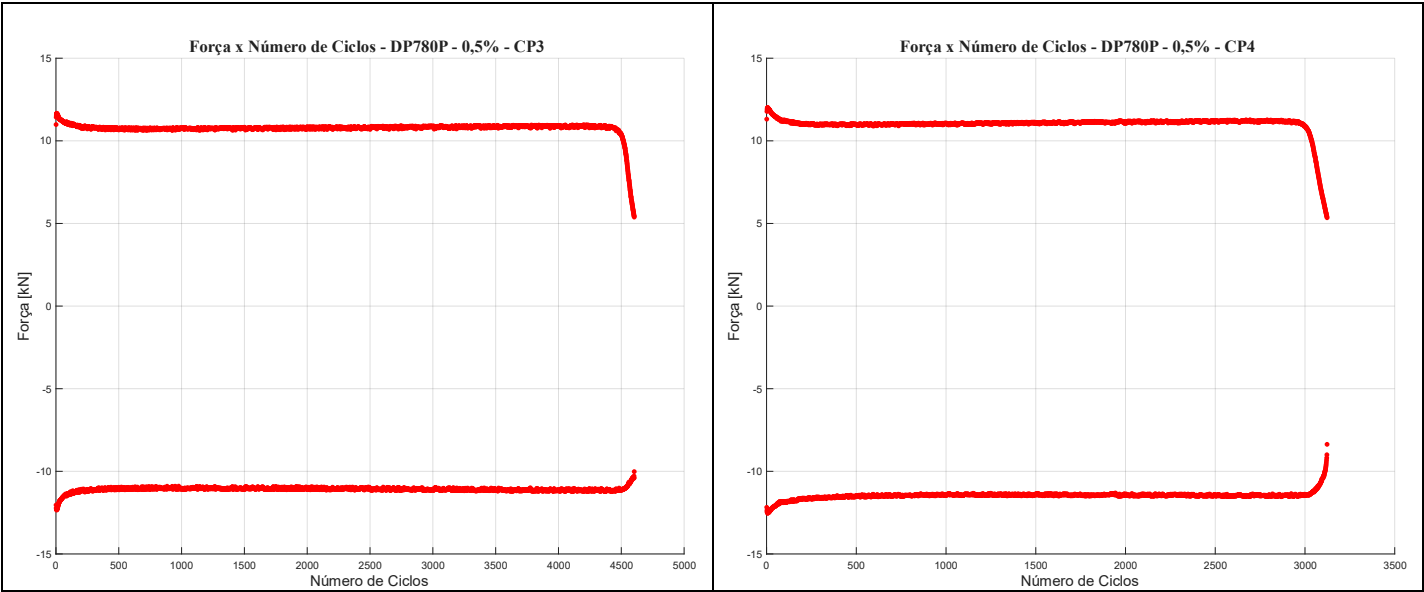
1 %

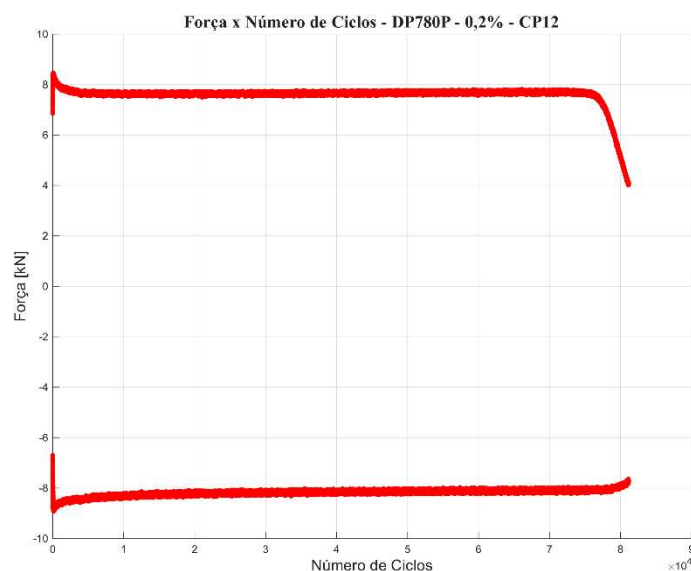
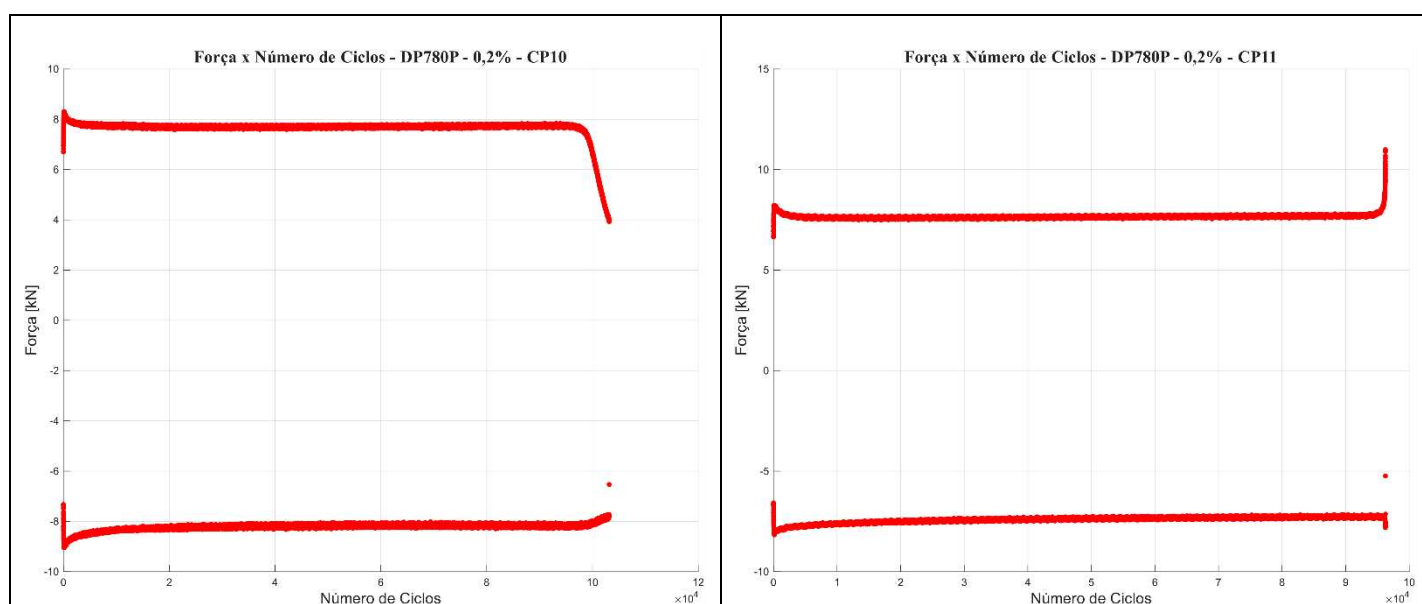


0,8%



0,5%

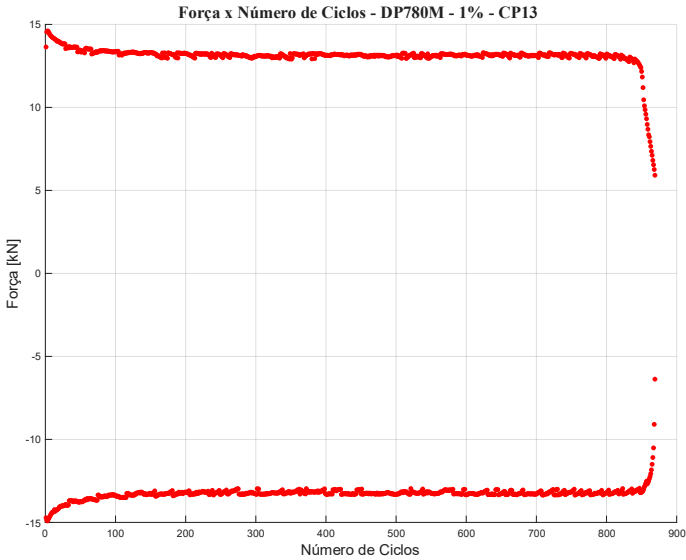
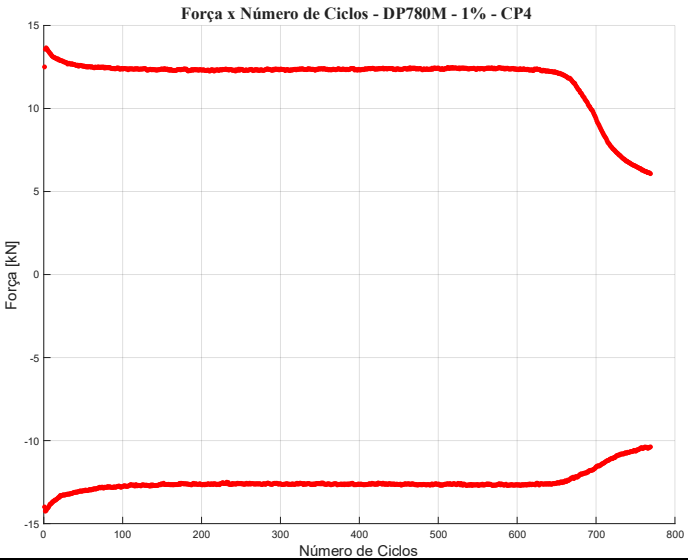
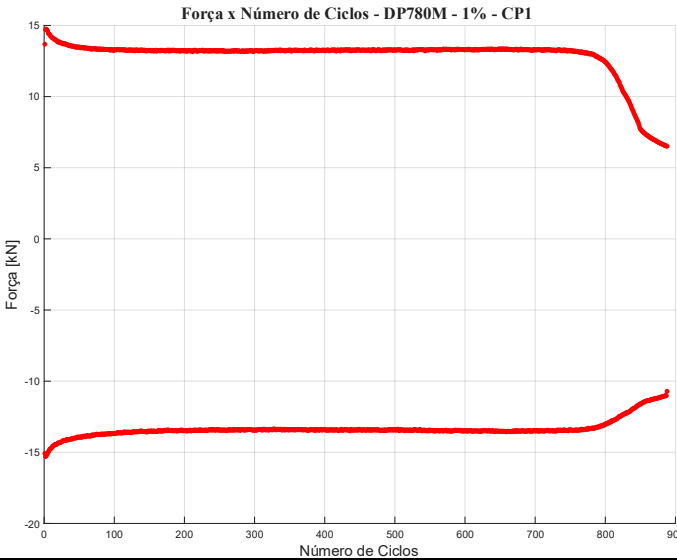




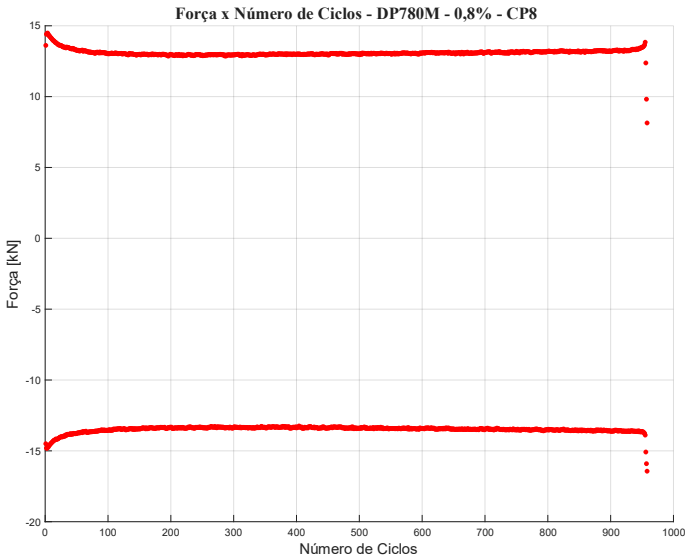
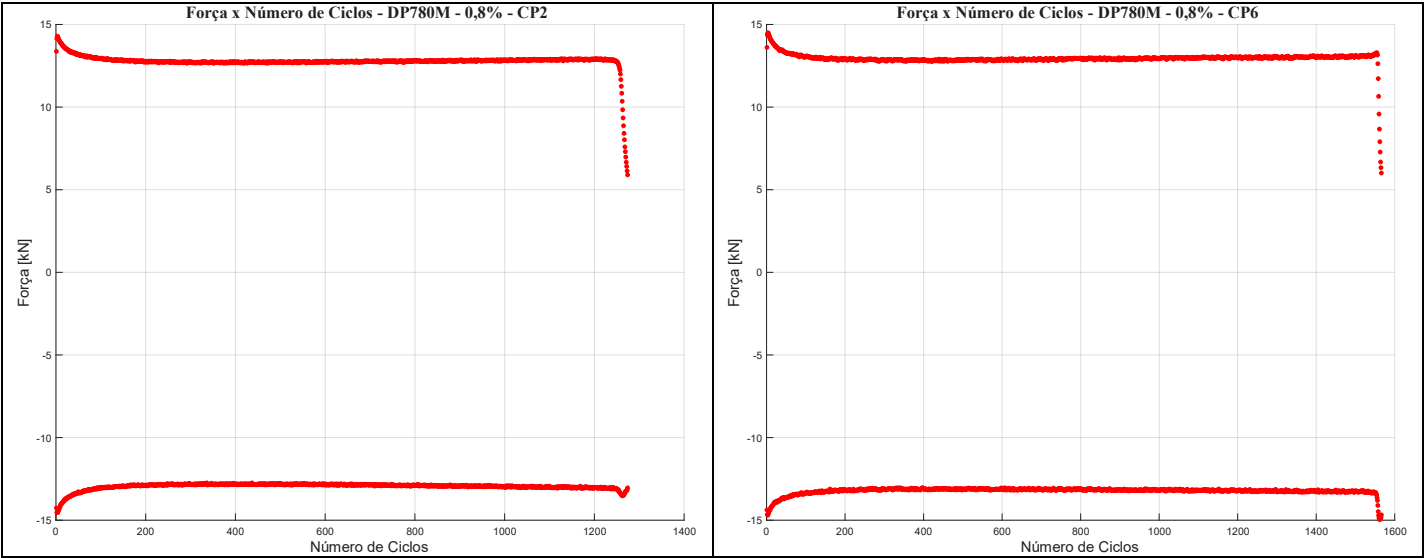
Figuras B.2 – Gráficos de Força *versus* Número de Ciclos de todos os ensaios realizados no DP780M.
Fonte: Autor (2026).

DP780M

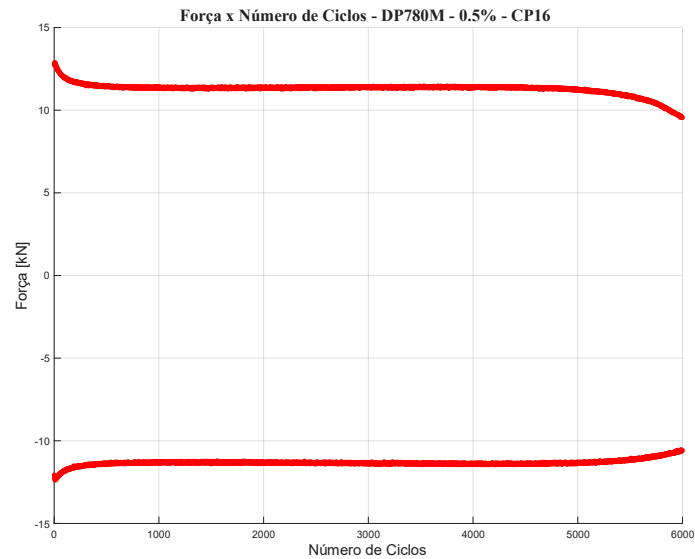
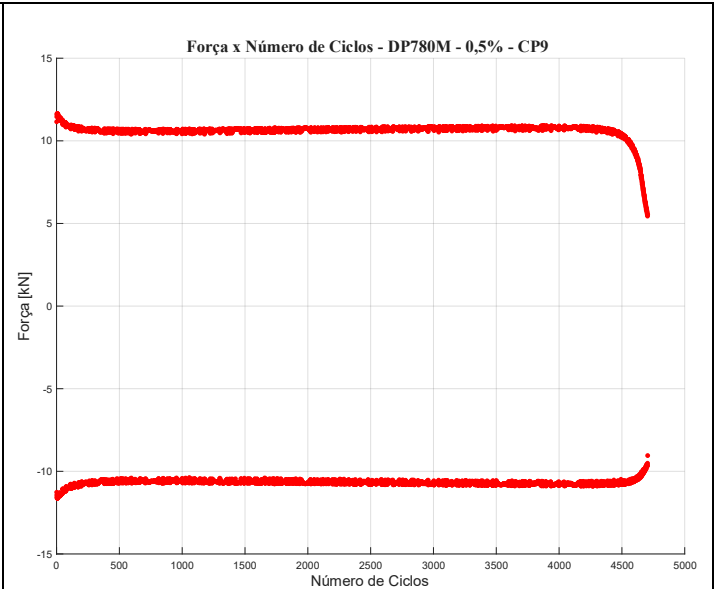
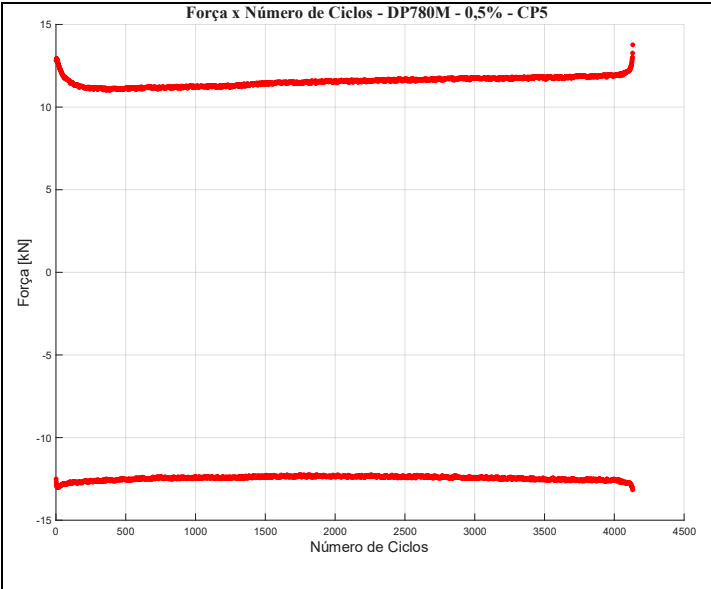
1%



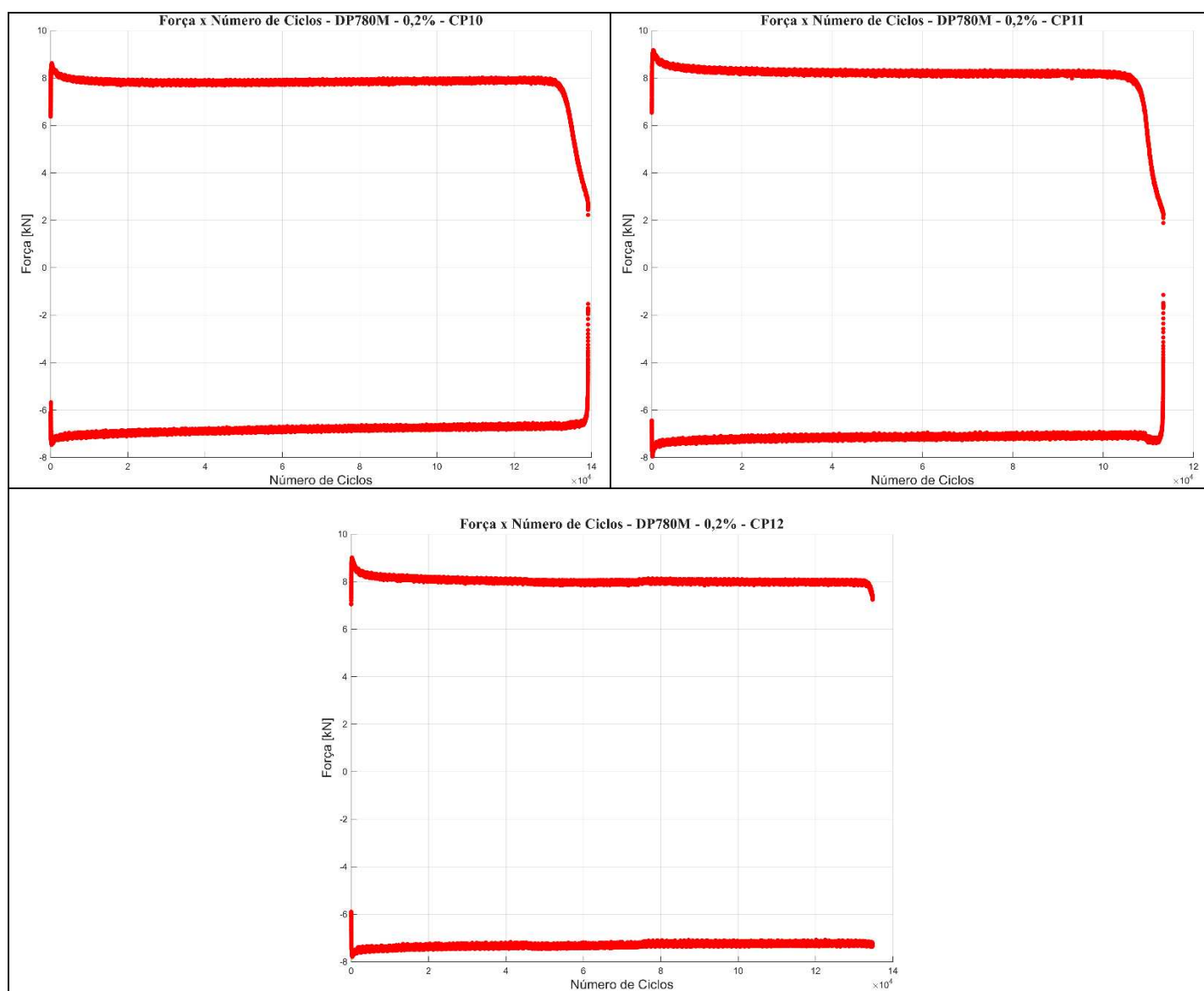
0,8%



0,5%



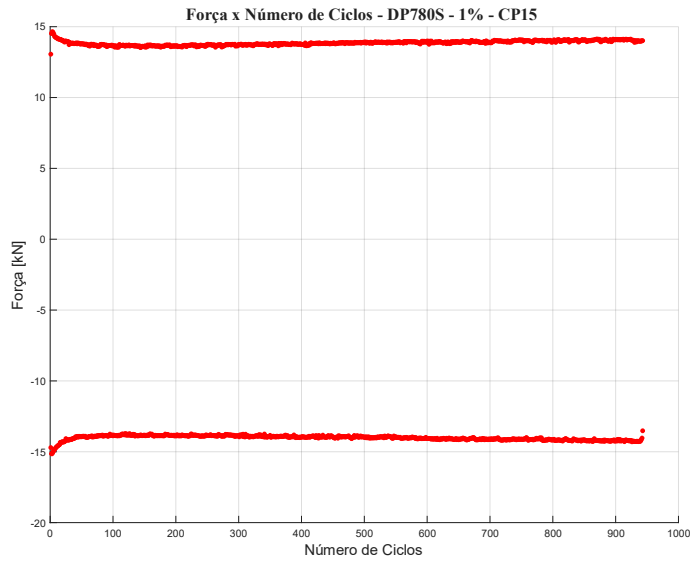
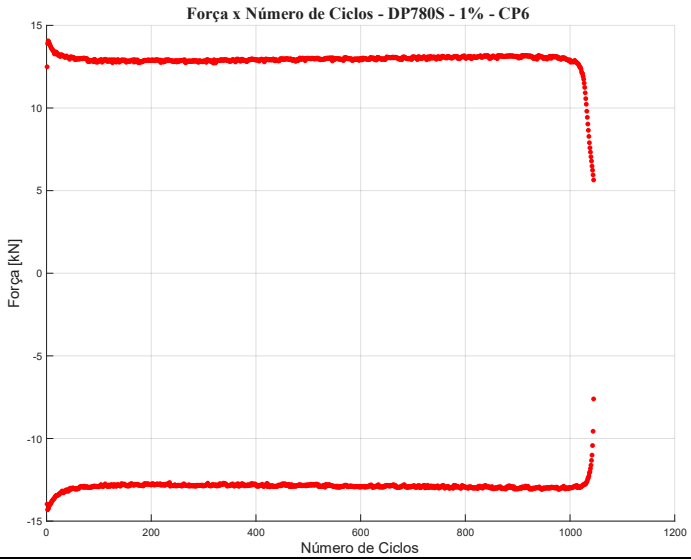
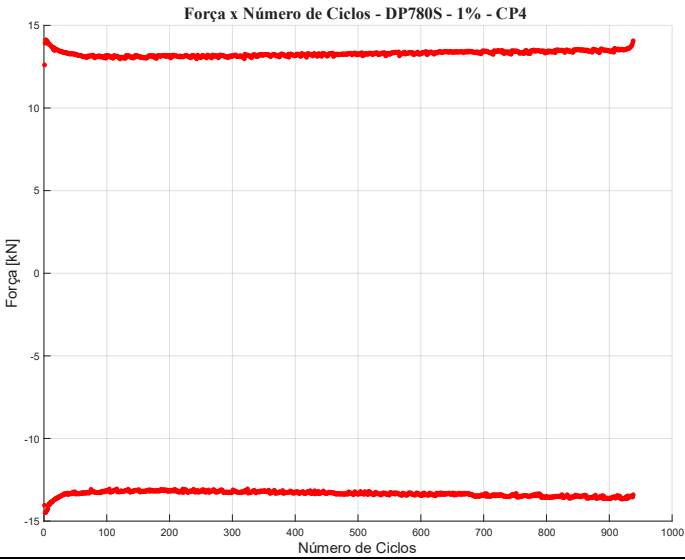
0,2%



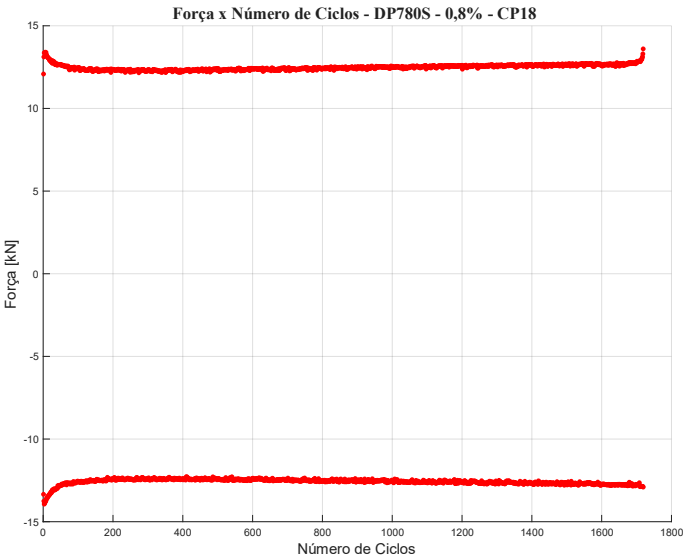
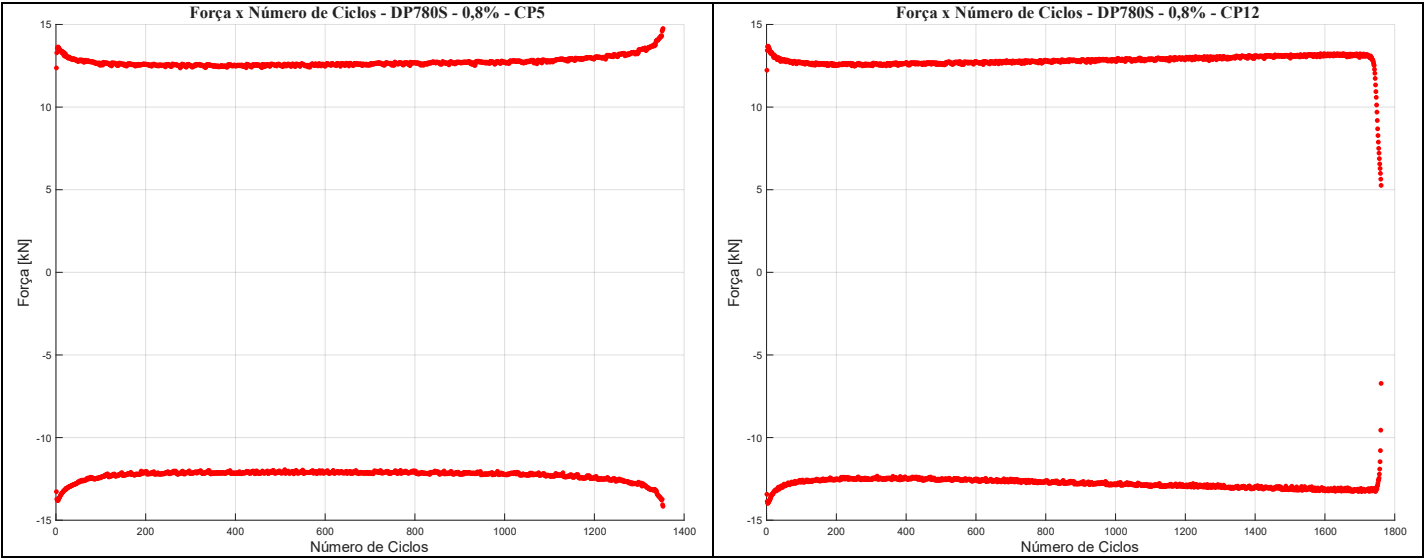
Figuras B.3 – Gráficos de Força versus Número de Ciclos de todos os ensaios realizados no DP780S.
Fonte: Autor (2026).

DP780S

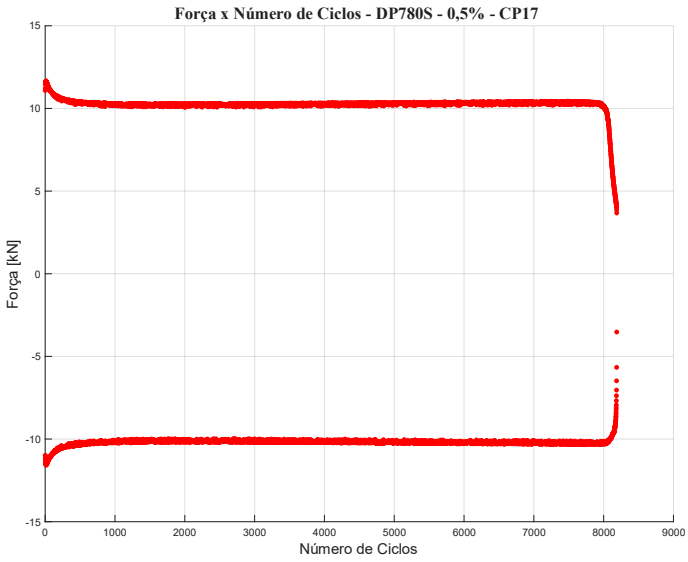
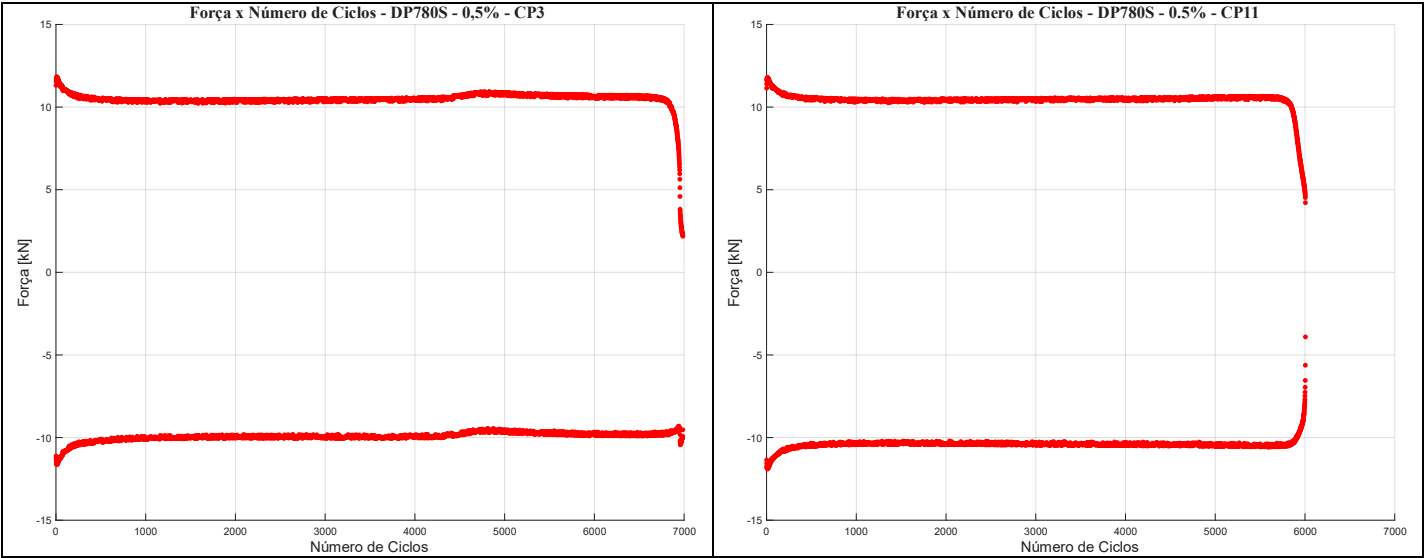
1%

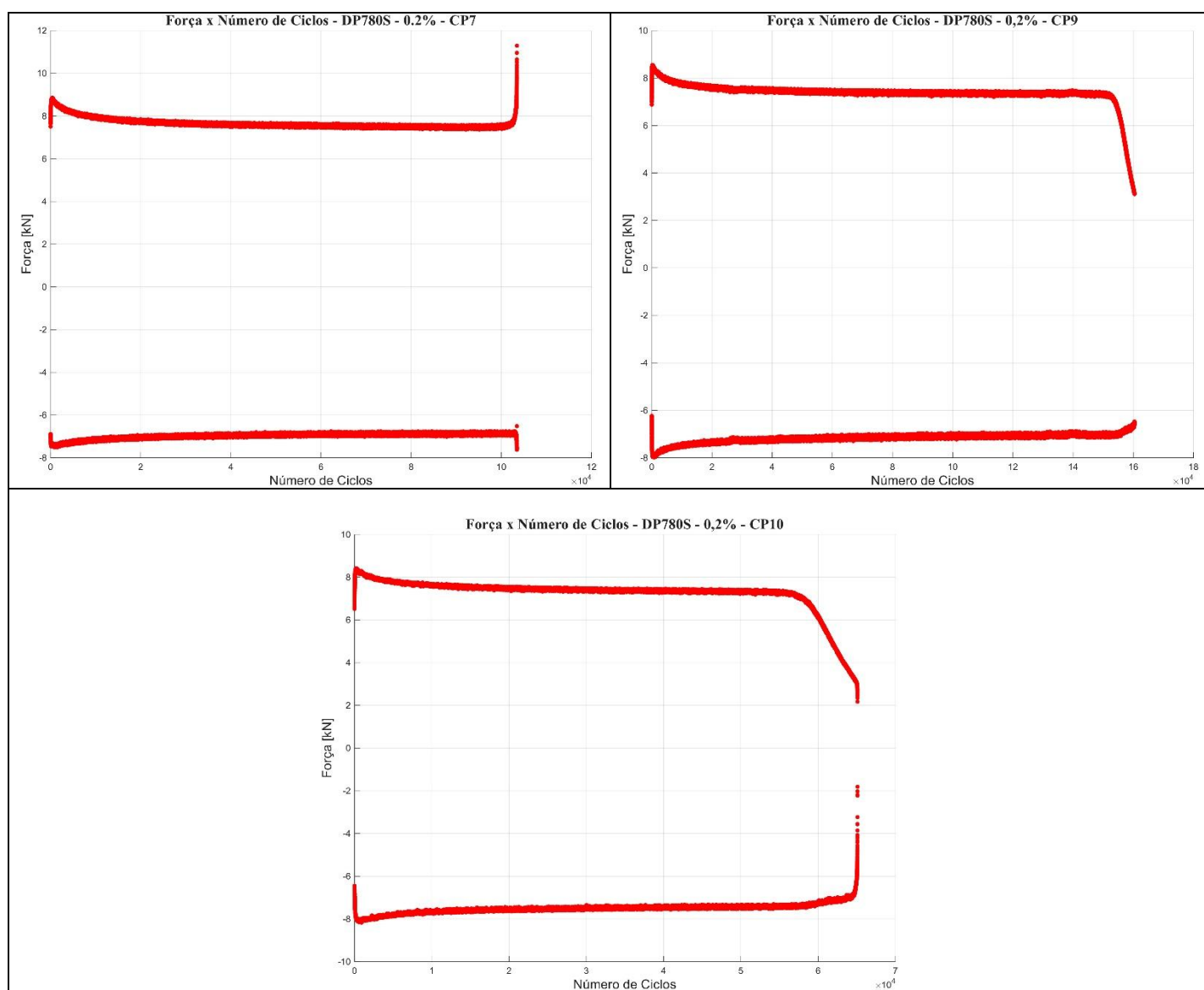


0,8%



0,5%

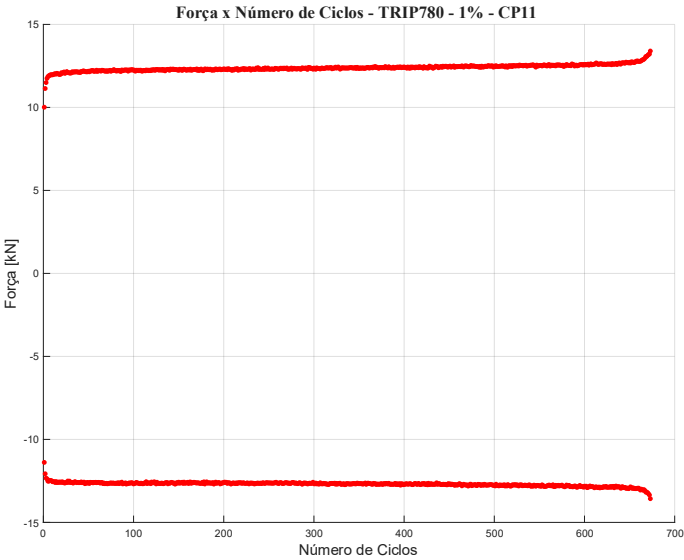
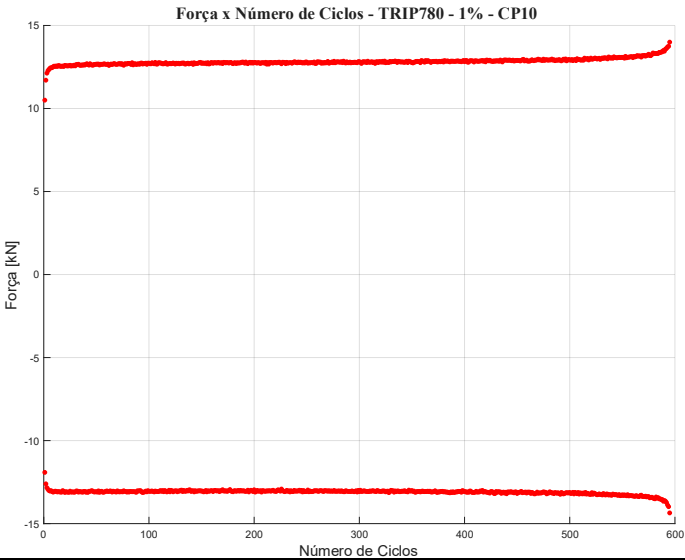
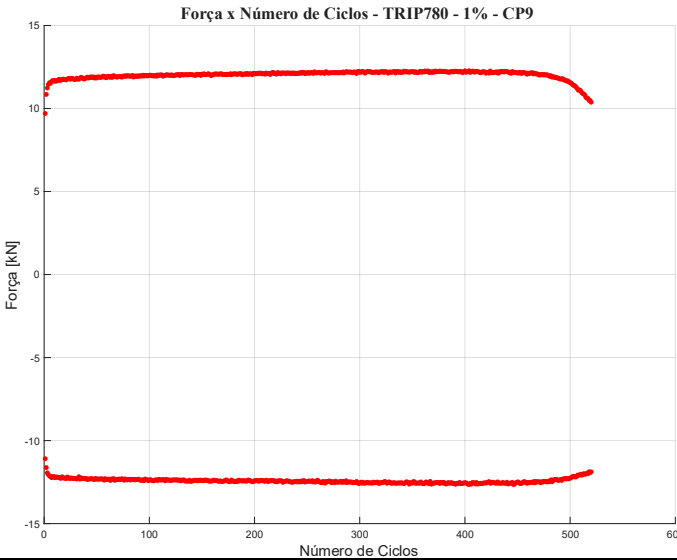




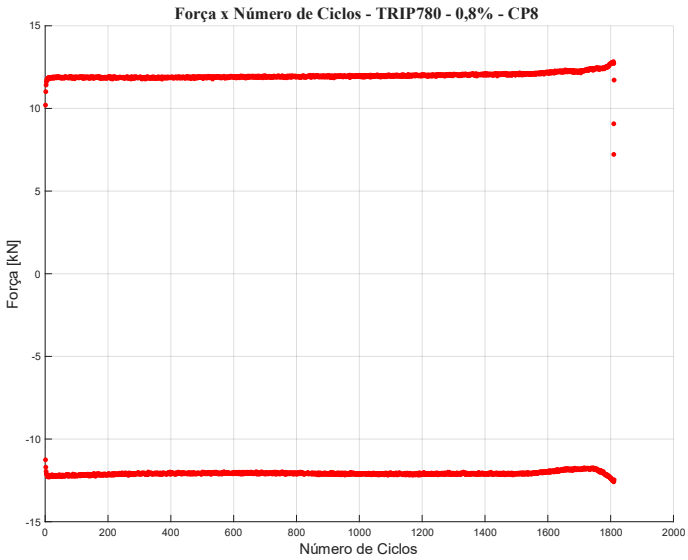
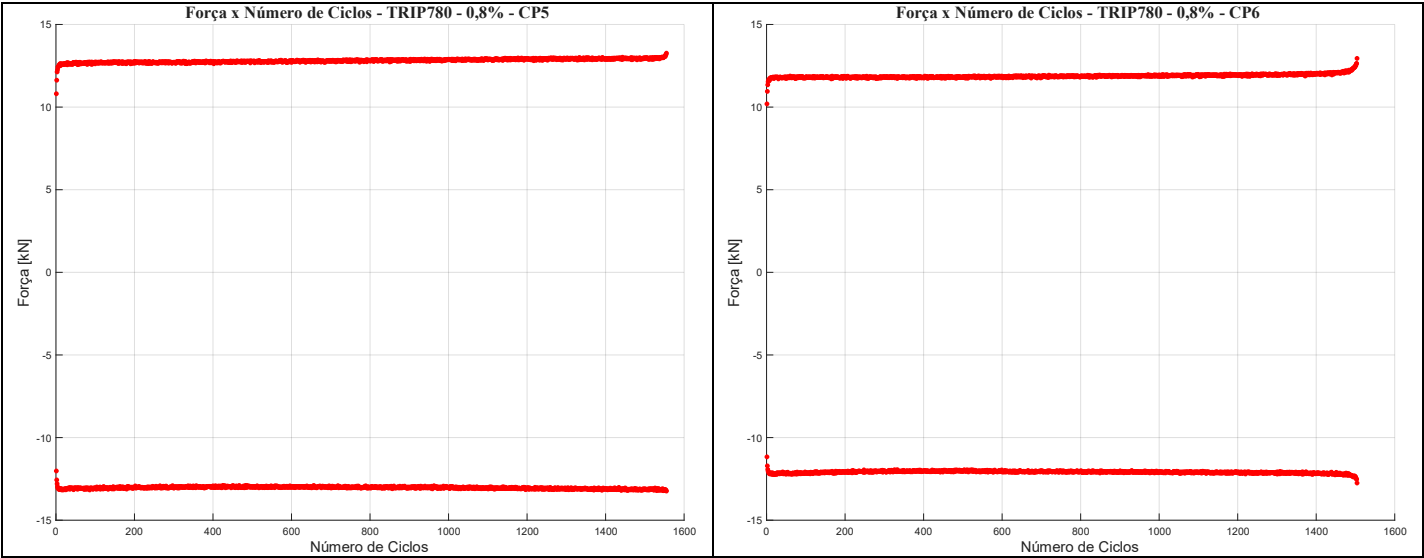
Figuras B.4 – Gráficos de Força versus Número de Ciclos de todos os ensaios realizados no TRIO780.
Fonte: Autor (2026).

TRIP780

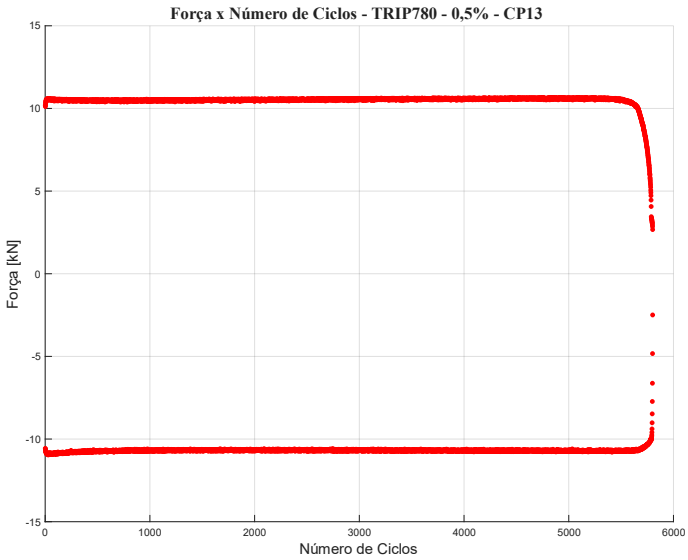
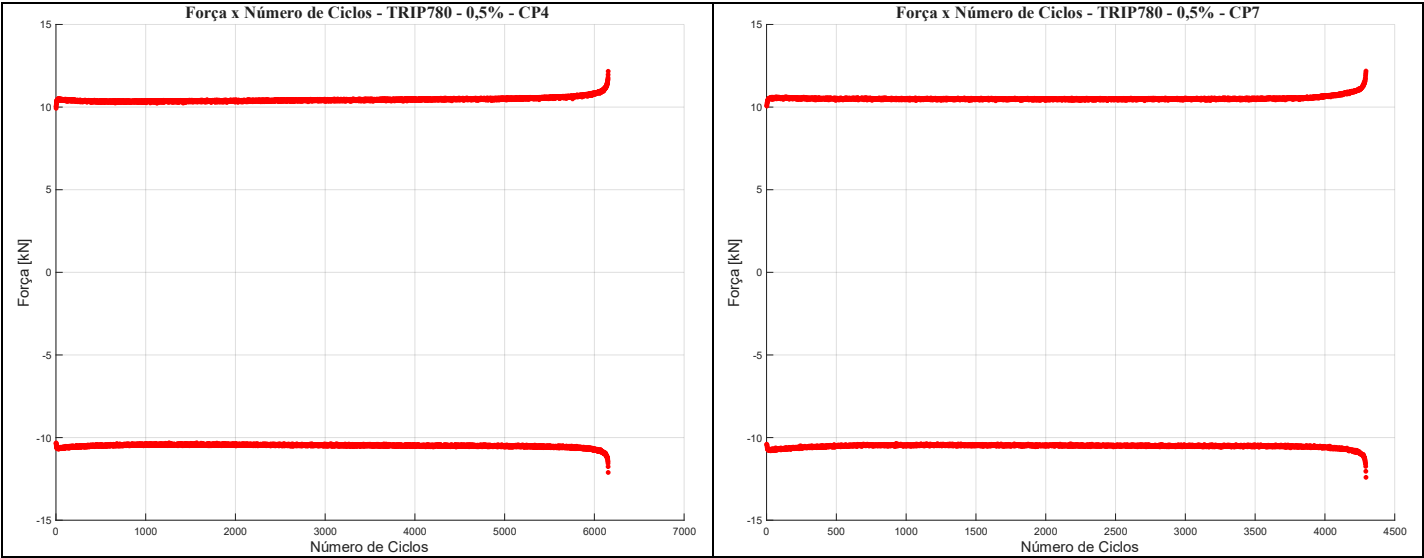
1%



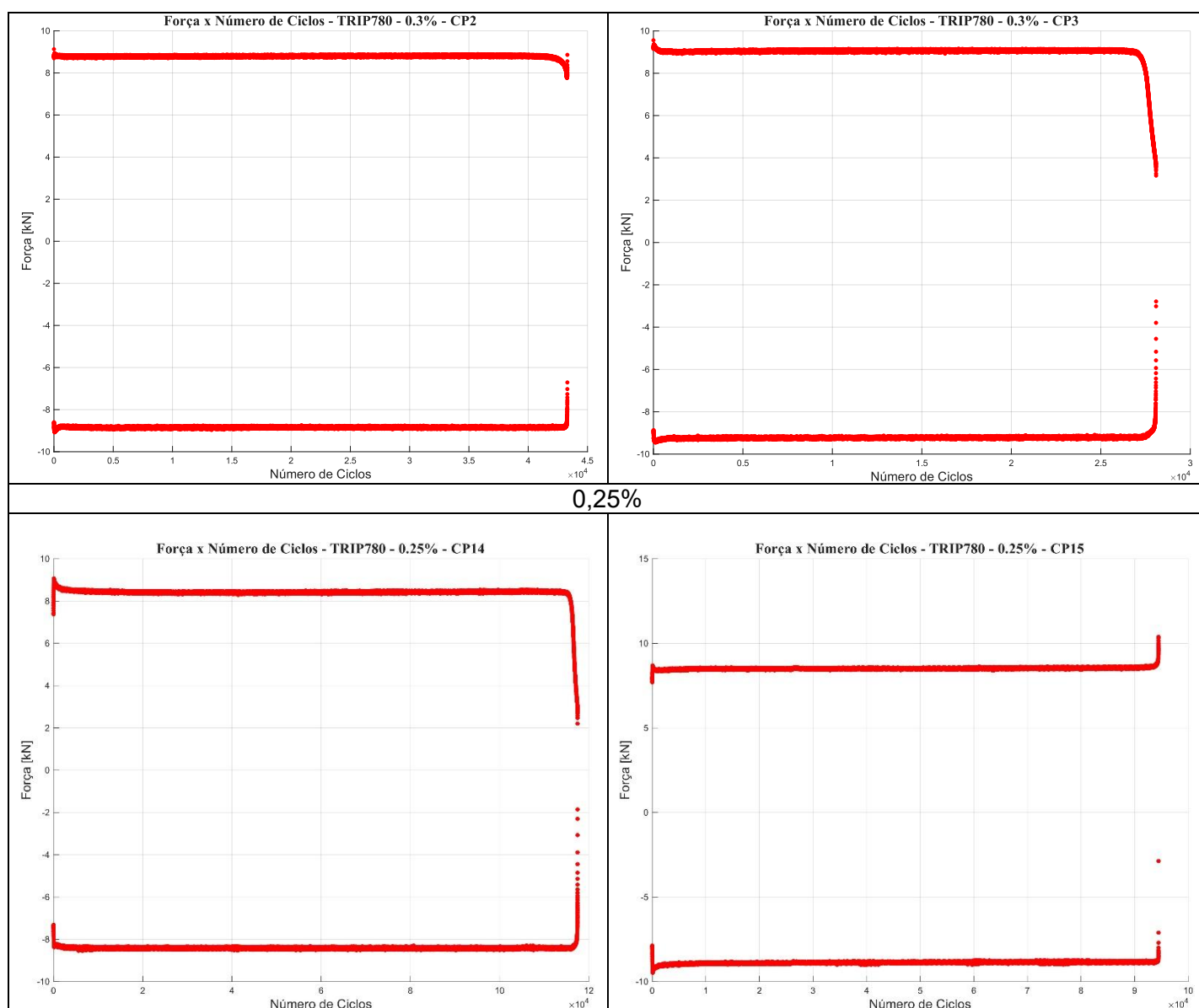
0,8%



0,5%



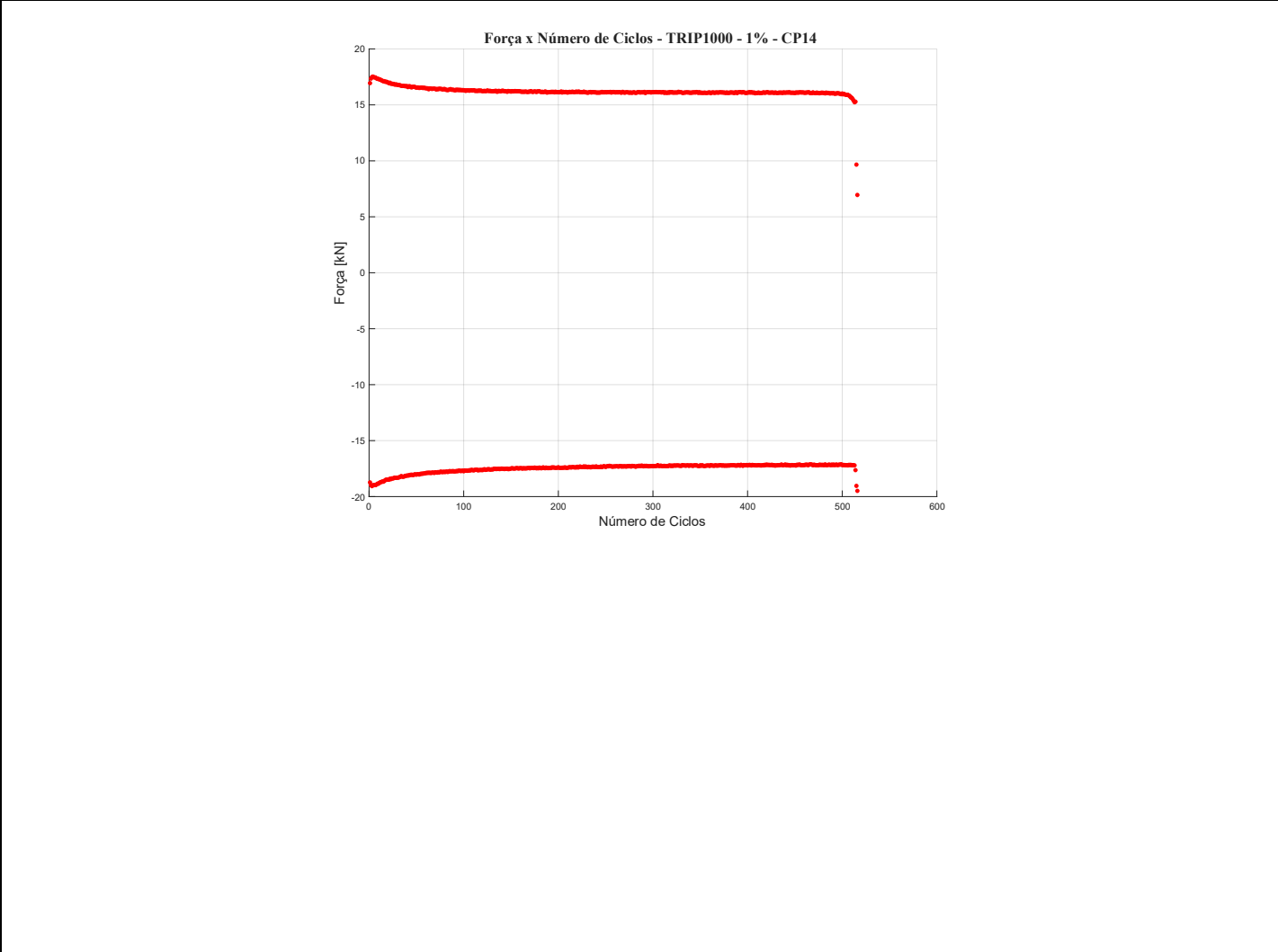
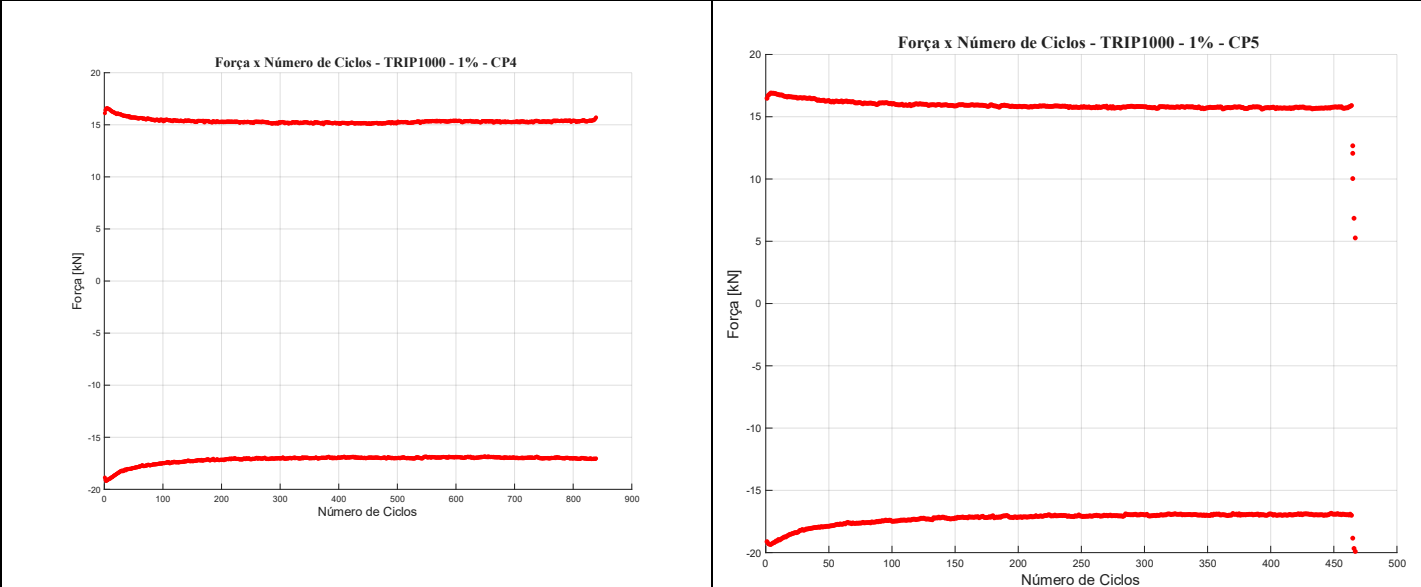
0,3%



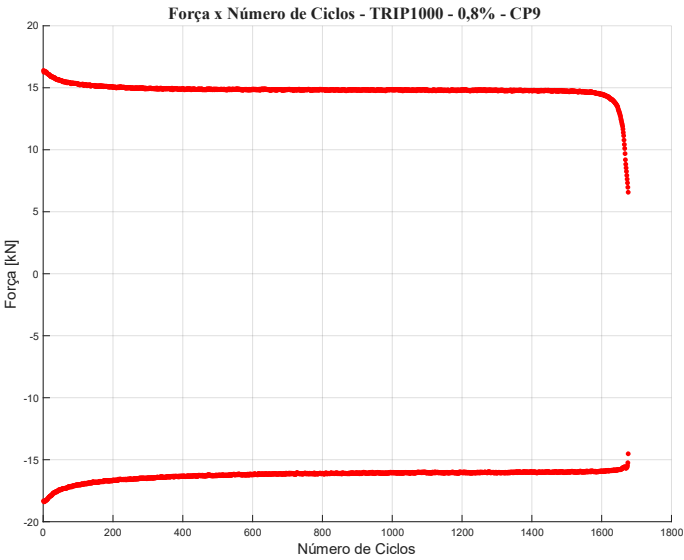
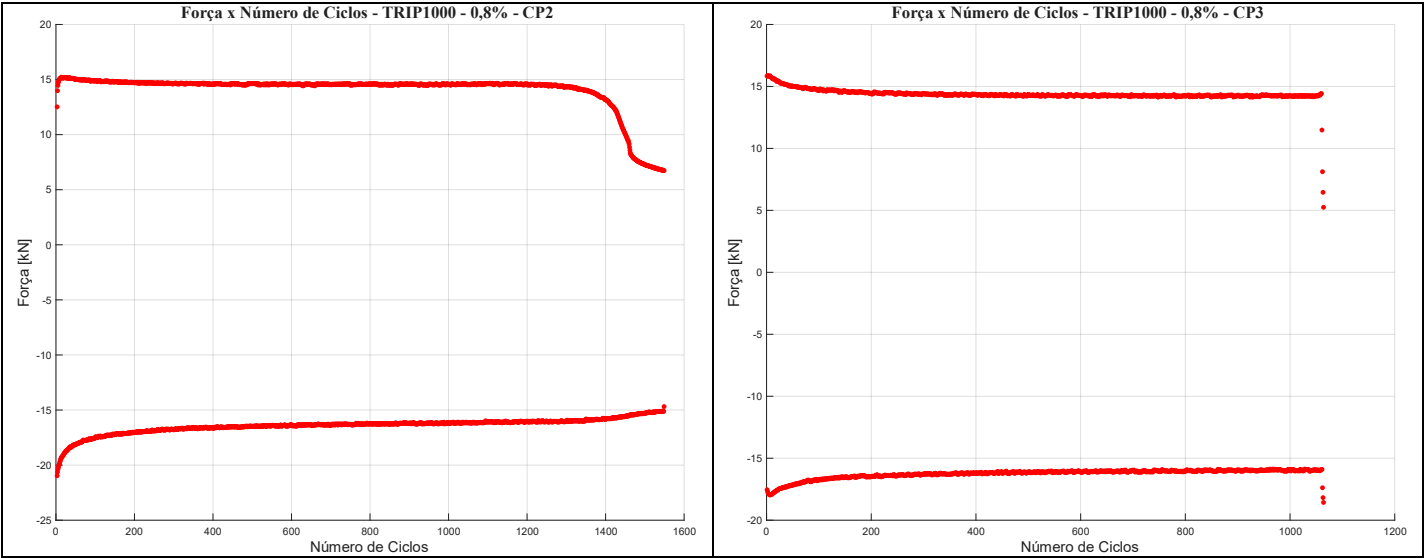
Figuras B.5 – Gráficos de Força versus Número de Ciclos de todos os ensaios realizados no TRIO1000.
Fonte: Autor (2026).

TRIP1000

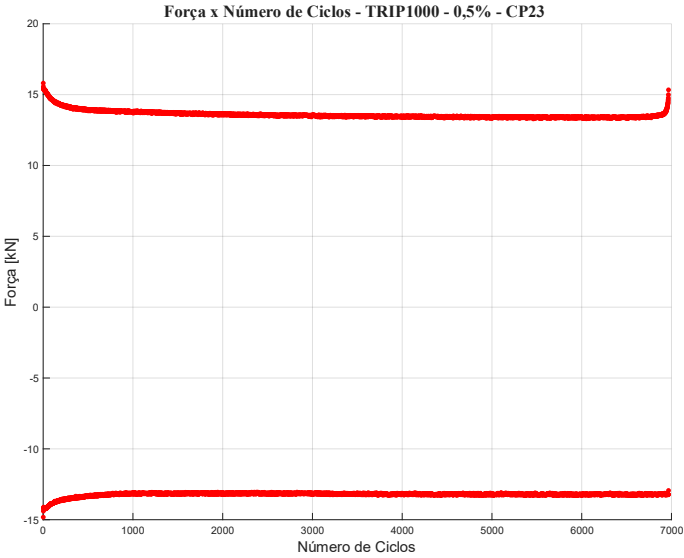
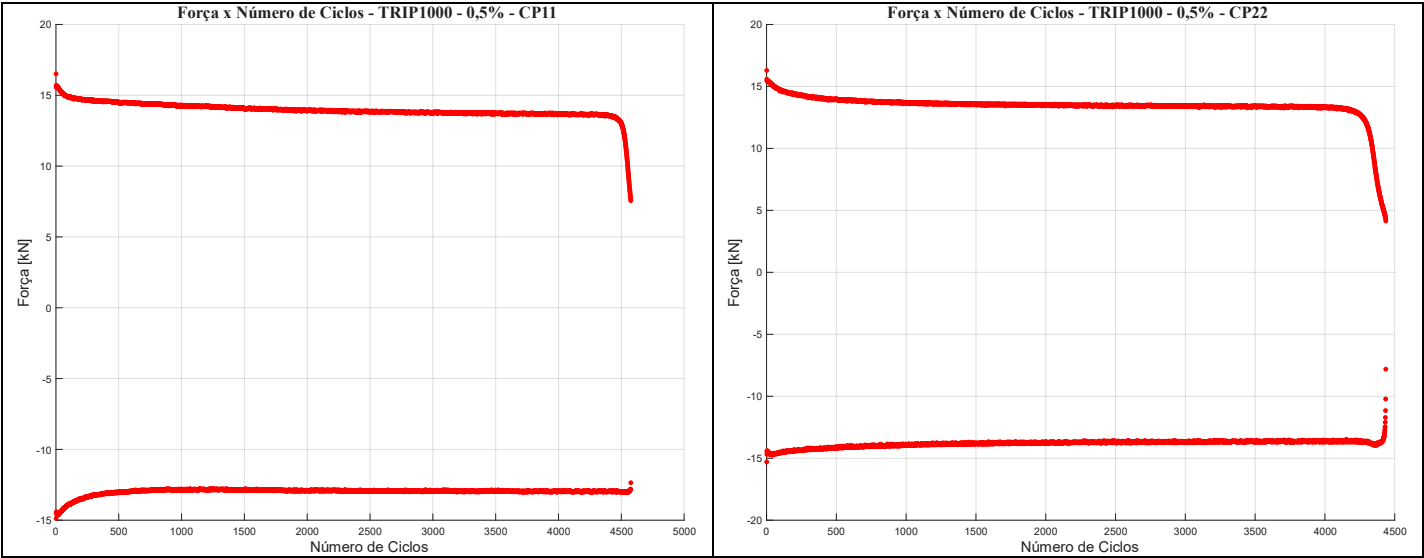
1%

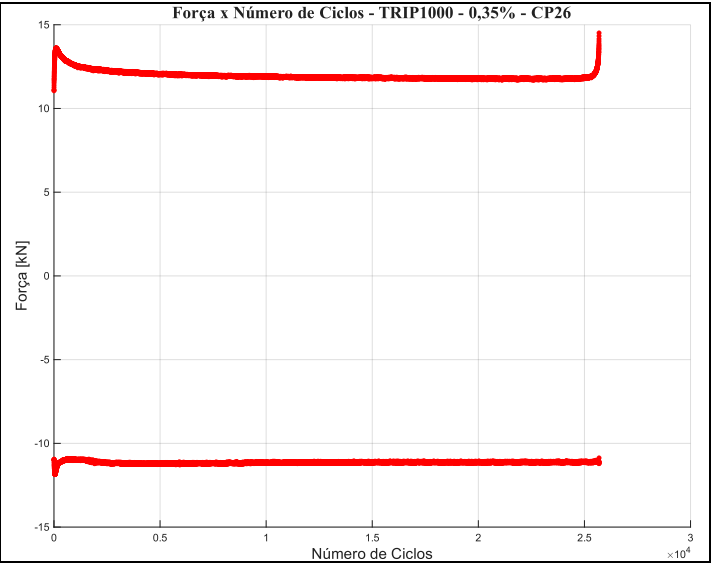
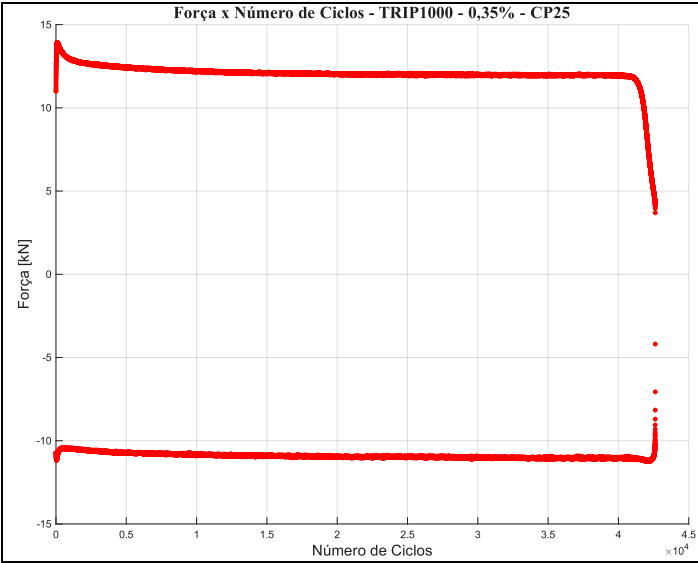


0,8%

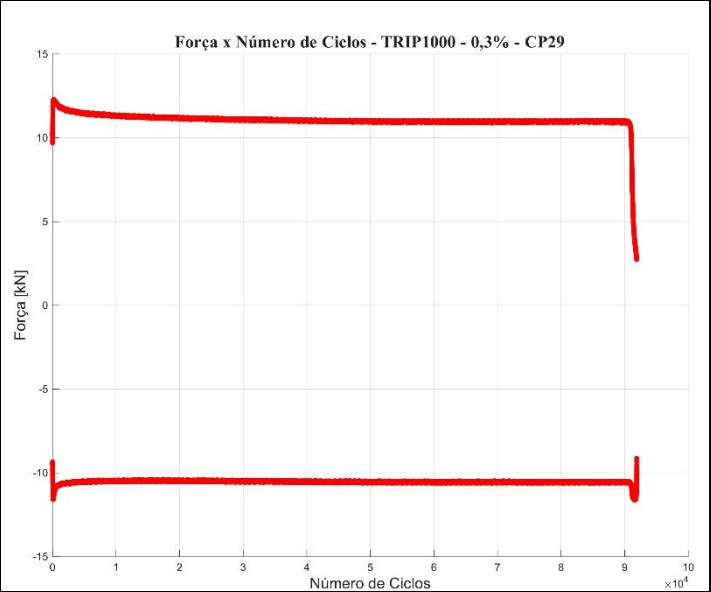
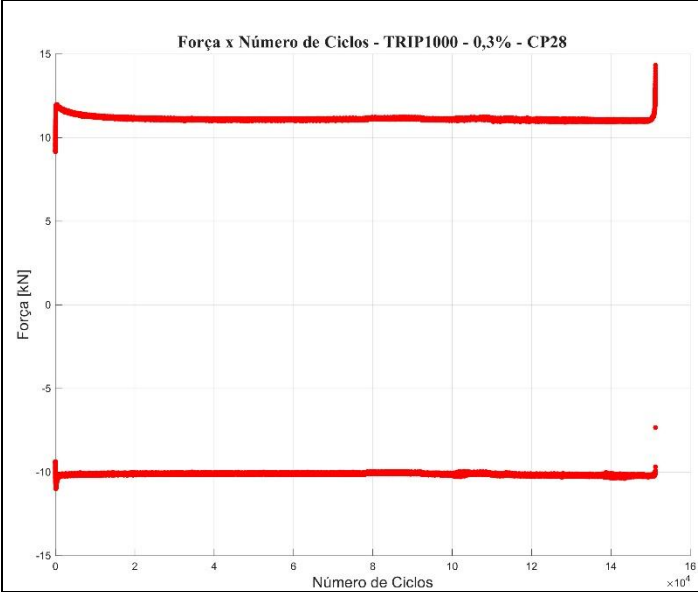


0,5%





0,3%



APÊNDICE C – TABELAS DO NÚMERO DE CICLOS PARA FRATURA E DO CICLO DE MEIA VIDA

Tabela C.1- Número de ciclos para fratura e ciclo de meia vida obtidos para cada ensaio do aço DP780P. Fonte: Autor (2026).

DP780P			
CP	Amplitude de Deformação (%)	Número de Ciclos para fratura (N_f)	Ciclo de Meia Vida
07	1	678	335
08	1	761	376
09	1	619	300
01	0,8	1572	800
02	0,8	1525	800
06	0,8	954	500
03	0,5	4603	2000
04	0,5	3123	2000
05	0,5	3457	2000
10	0,2	10 3167	50 000
11	0,2	96 254	50 000
12	0,2	81 120	38 448

Tabela C.2- Número de ciclos para fratura e ciclo de meia vida obtidos para cada ensaio do aço DP780M. Fonte: Autor (2026).

DP780M			
CP	Amplitude de Deformação (%)	Número de Ciclos para fratura (N_f)	Ciclo de Meia Vida
01	1	888	400
04	1	769	300
13	1	869	400
02	0,8	1274	600
06	0,8	1566	800
08	0,8	958	500
05	0,5	4132	2000
09	0,5	4705	2000
16	0,5	5997	3000
10	0,2	139 117	50 000
11	0,2	113 322	60 000
12	0,2	134 750	60 000

Tabela C.3- Número de ciclos para fratura e ciclo de meia vida obtidos para cada ensaio do aço DP780S. Fonte: Autor (2026).

DP780S			
CP	Amplitude de Deformação (%)	Número de Ciclos para fratura (N_f)	Ciclo de Meia Vida
04	1	938	500
06	1	1045	500
15	1	943	500
05	0,8	1353	1000
12	0,8	1761	900
18	0,8	1719	900
03	0,5	6986	5000
11	0,5	6005	5000
17	0,5	8187	5000

07	0,2	103 450	50 000
09	0,2	160 411	50 000
10	0,2	65 099	50 000

Tabela C.4- Número de ciclos para fratura e ciclo de meia vida obtidos para cada ensaio do aço TRIP780. Fonte: Autor (2026).

TRIP780			
CP	Amplitude de Deformação (%)	Número de Ciclos para fratura (N_f)	Ciclo de Meia Vida
09	1,00	520	300
10	1,00	595	300
11	1,00	673	300
05	0,80	1555	800
06	0,80	1504	800
08	0,80	1811	900
04	0,50	6154	3000
07	0,50	4294	2000
13	0,50	5801	3000
02	0,30	43 303	20 000
03	0,30	28 089	10 000
14	0,25	117 496	60 000
15	0,25	94 466	50 000

Tabela C.5- Número de ciclos para fratura e ciclo de meia vida obtidos para cada ensaio do aço TRIP1000. Fonte: Autor (2026).

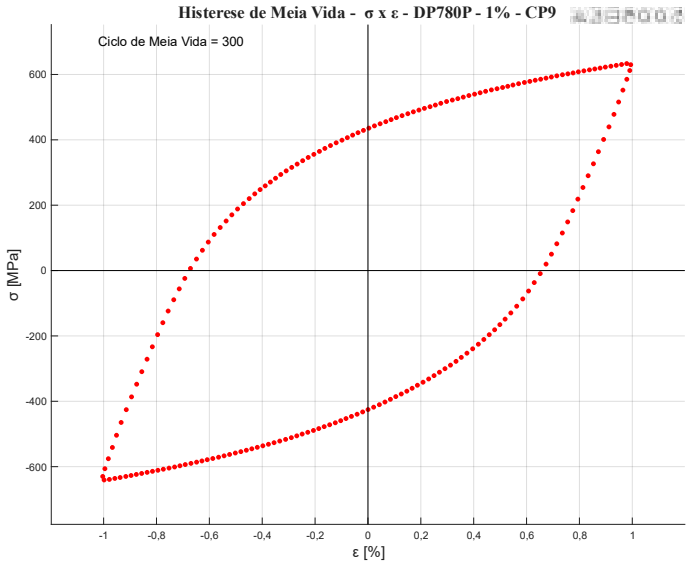
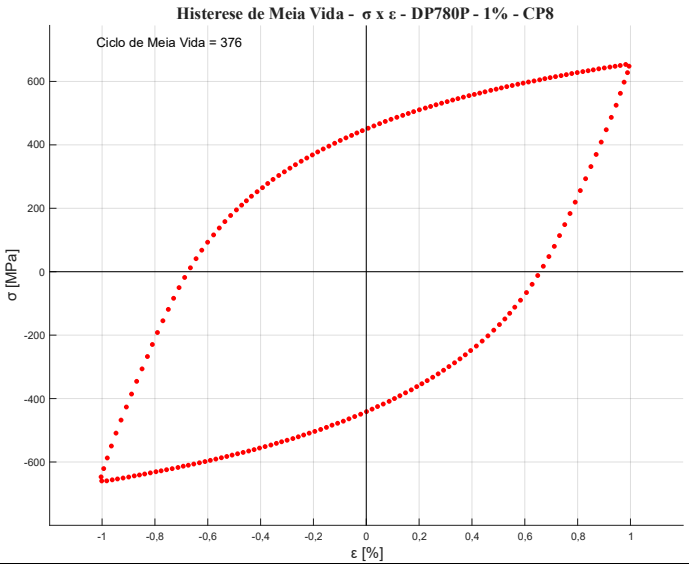
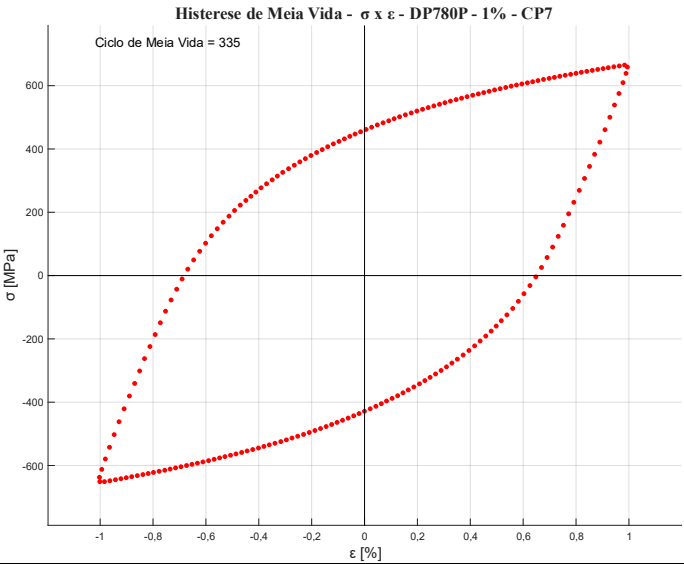
TRIP1000			
CP	Amplitude de Deformação (%)	Número de Ciclos para fratura (N_f)	Ciclo de Meia Vida
04	1,00	839	300
05	1,00	467	300
14	1,00	516	300
02	0,80	1549	700
03	0,80	1064	500
09	0,80	1676	800
11	0,50	4576	2000
22	0,50	4436	2000
23	0,50	6967	3000
25	0,35	42 618	20 000
26	0,35	25 689	10 000
28	0,30	151 236	80 000
29	0,30	91 898	50 000

APÊNDICE D – HISTERESES

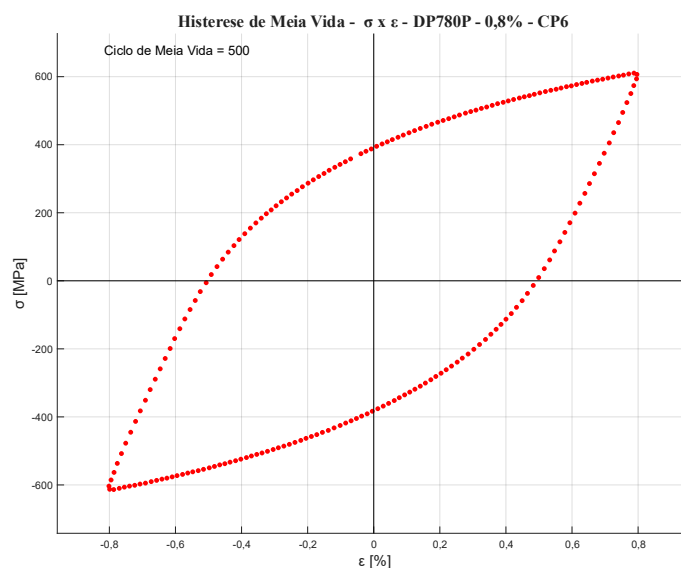
Figuras D.1 – Gráficos das histereses obtidas para os ensaios realizados no DP780P. Fonte: Autor (2026).

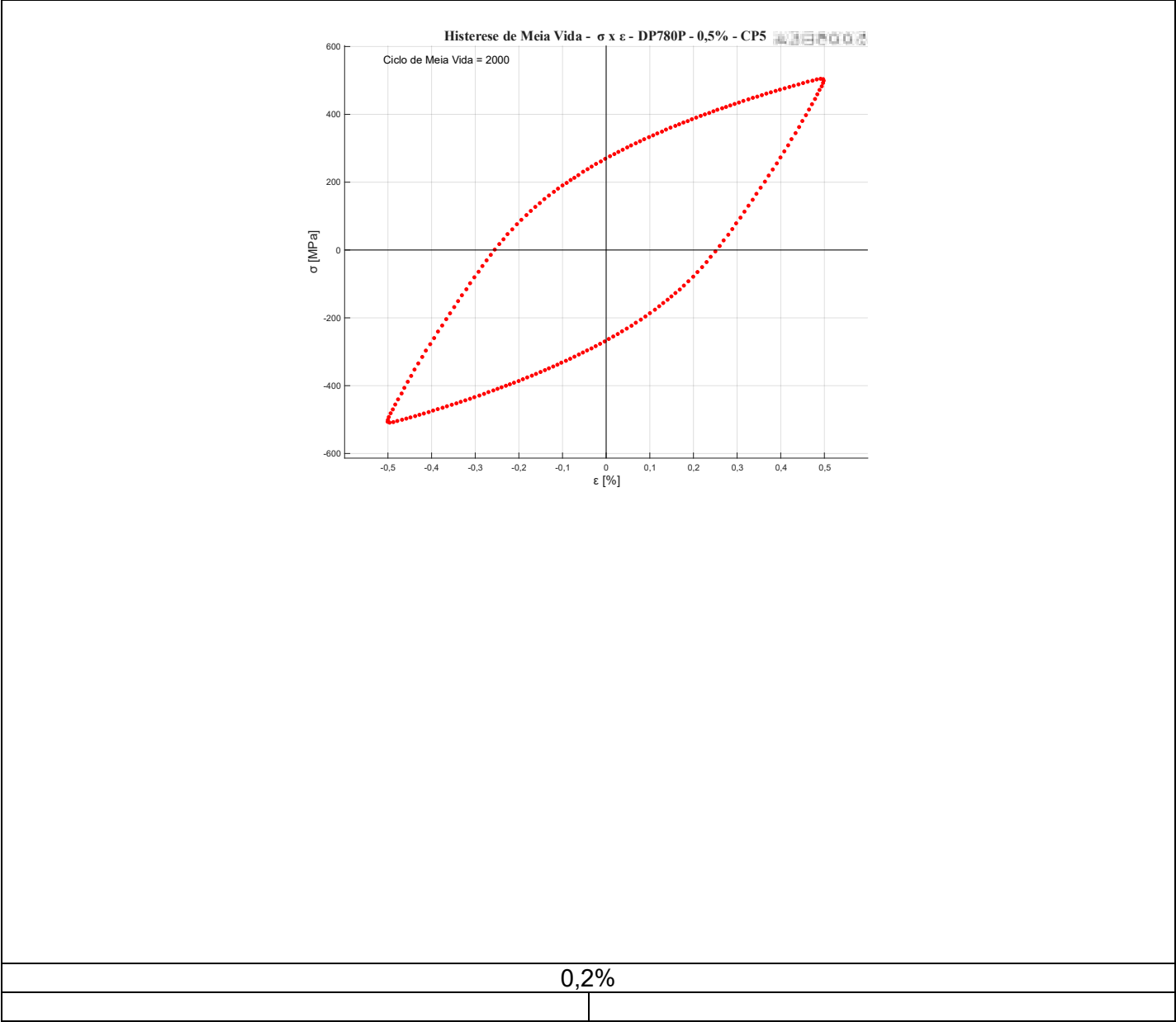
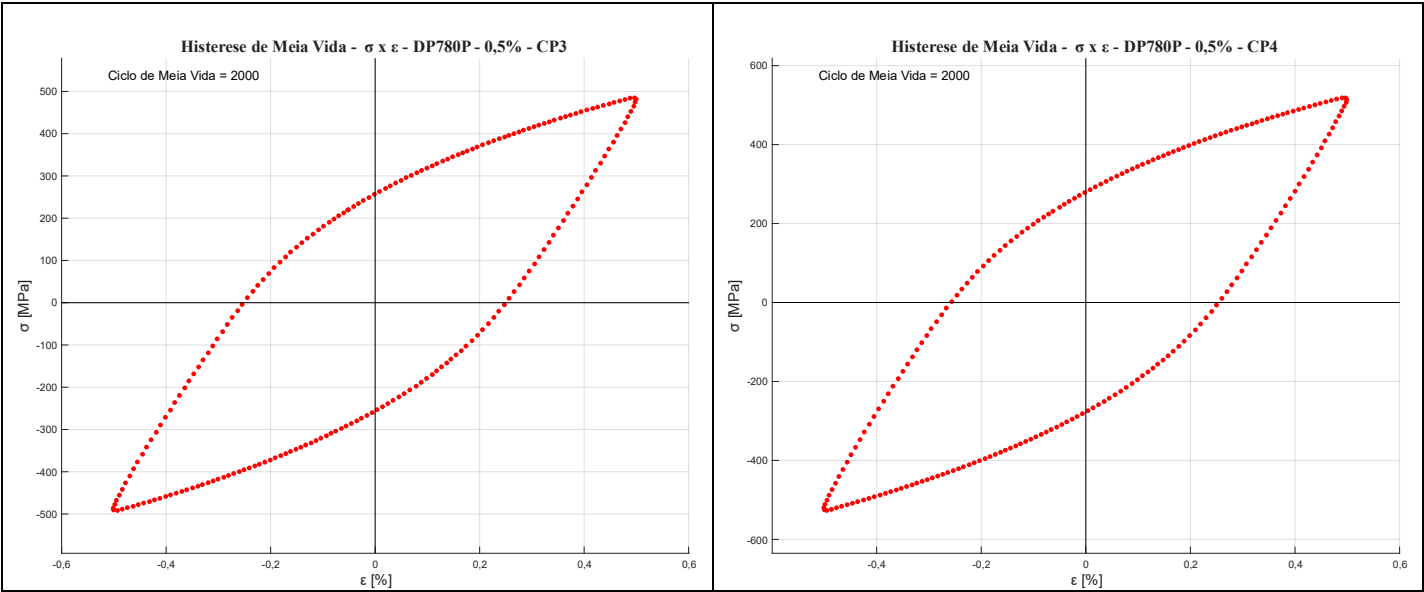
DP780P

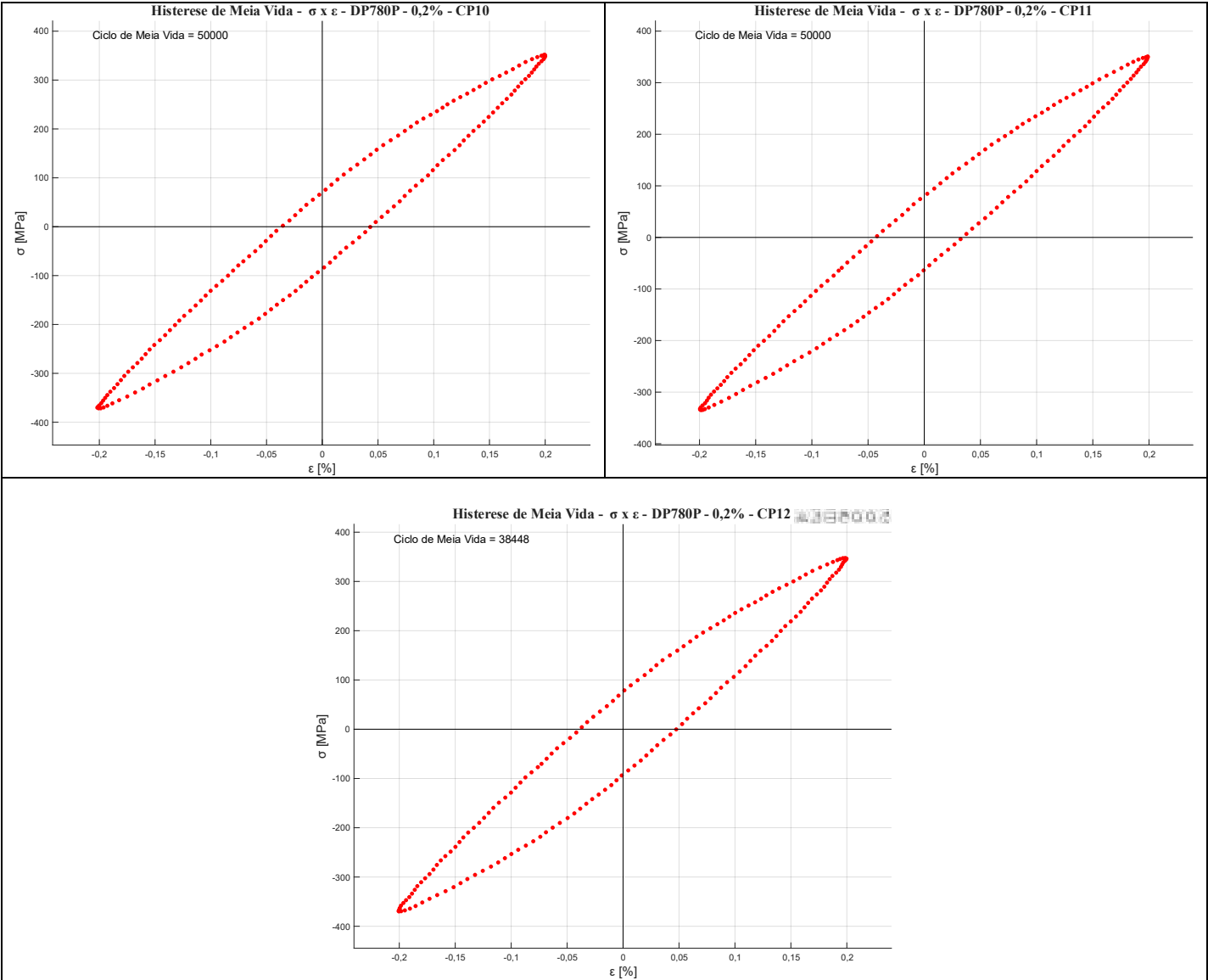
1%



0,8%



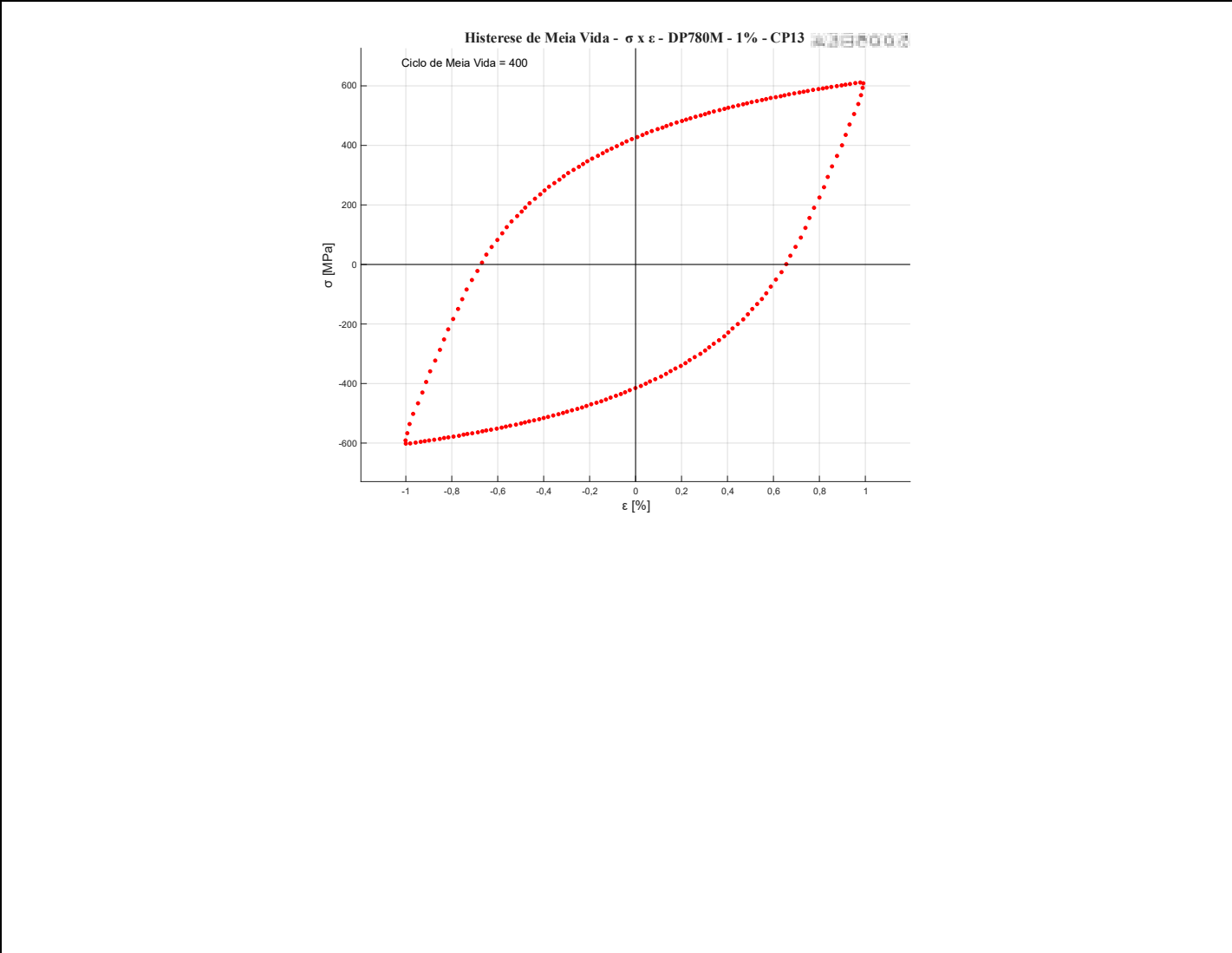
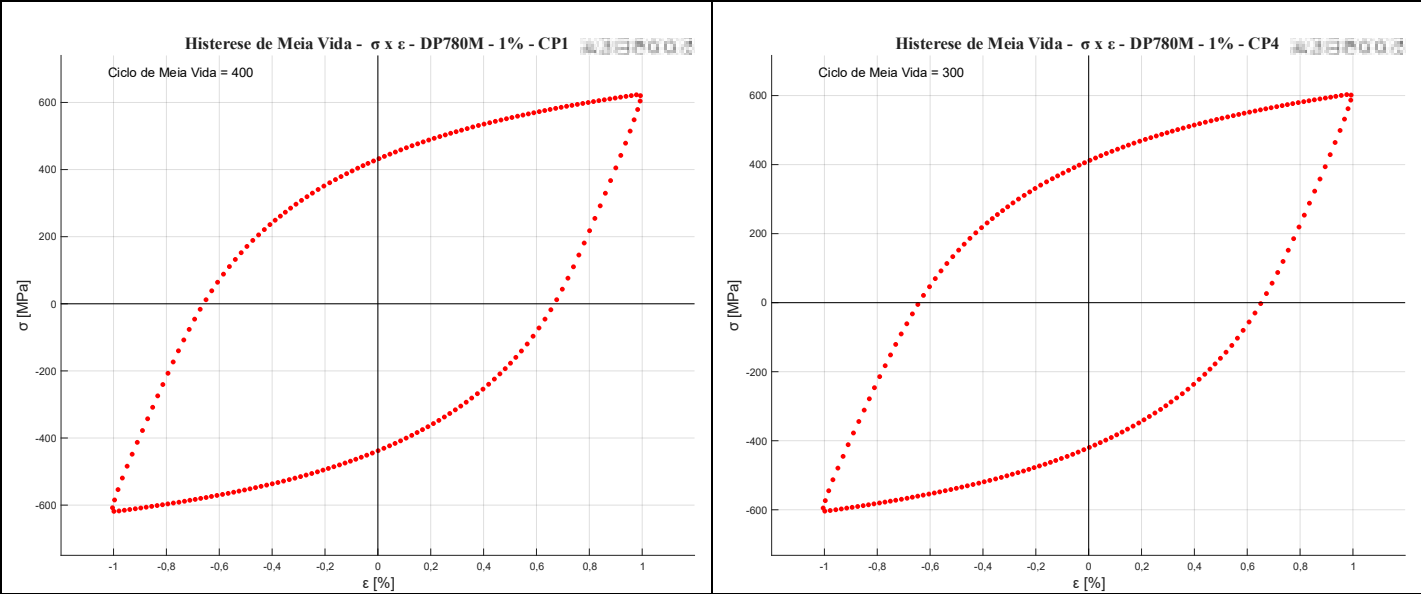




Figuras D.2 – Gráficos das histereses obtidas para os ensaios realizados no DP780M. Fonte: Autor (2026)

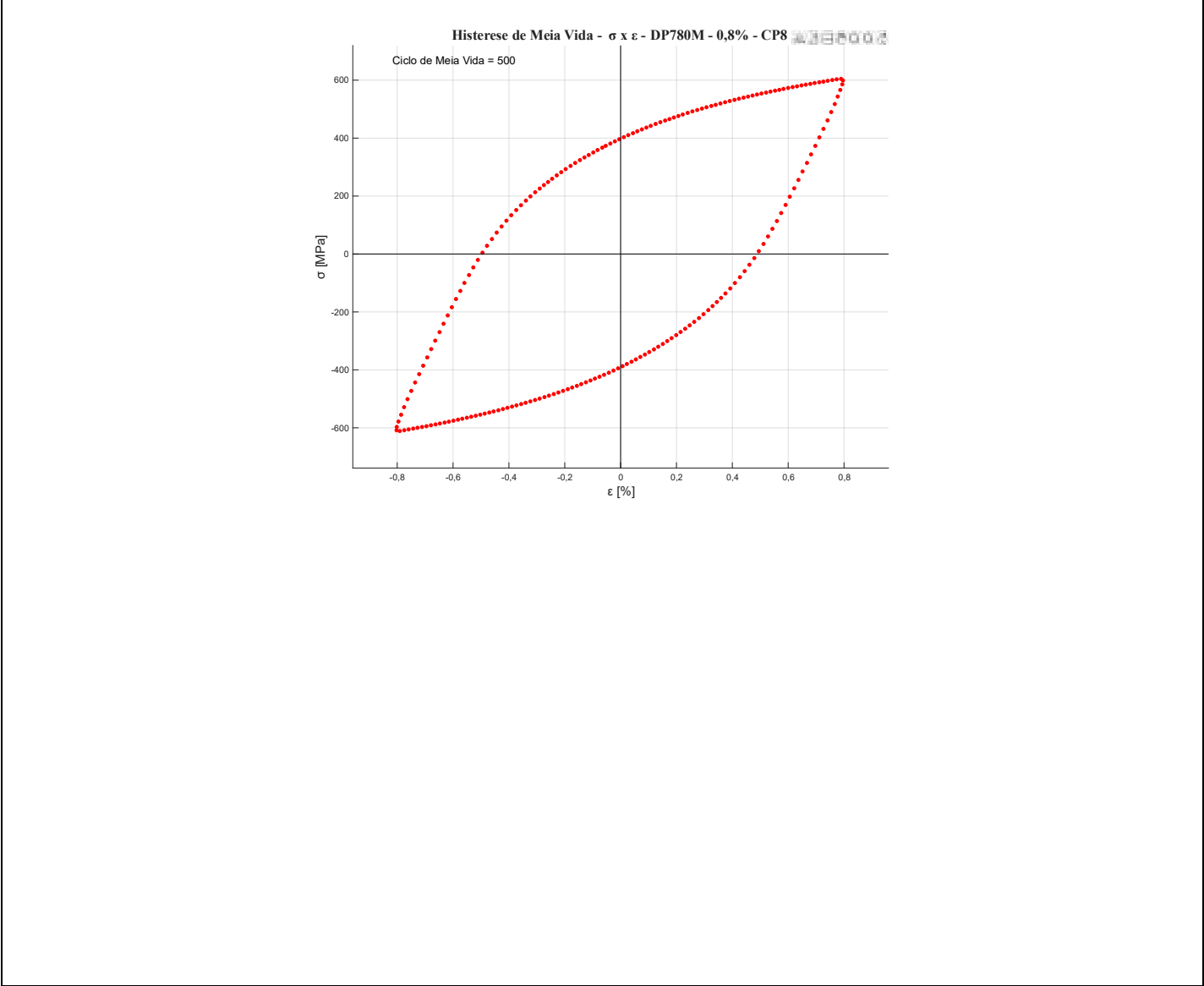
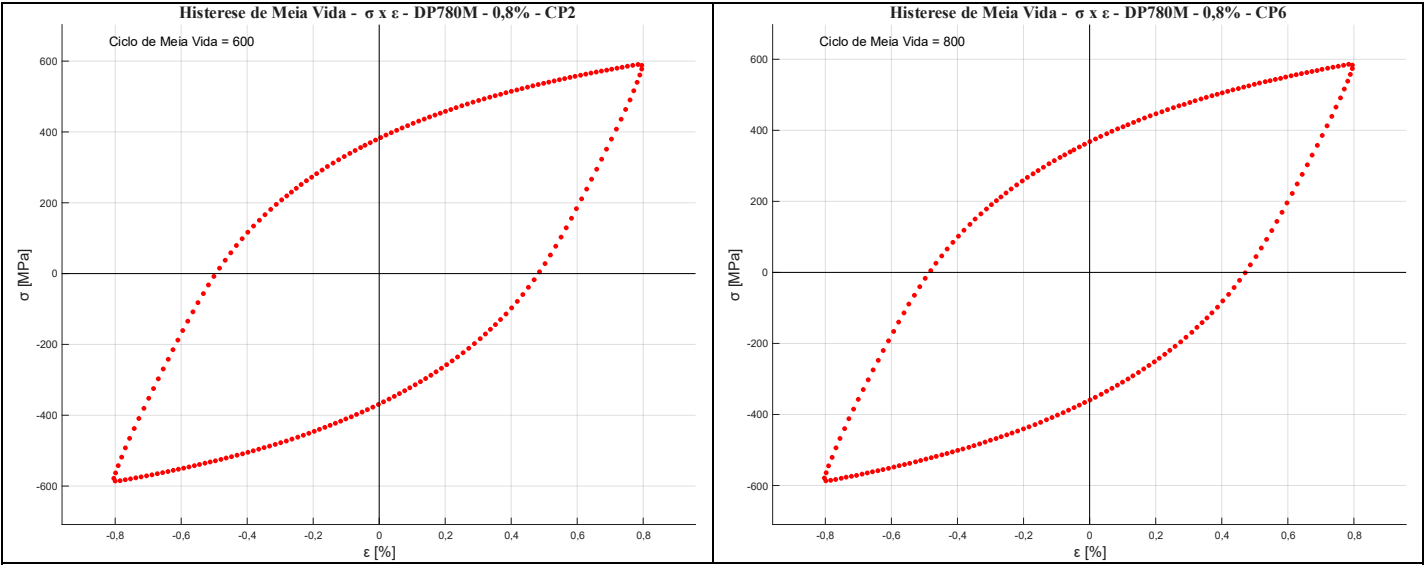
DP780M

1%

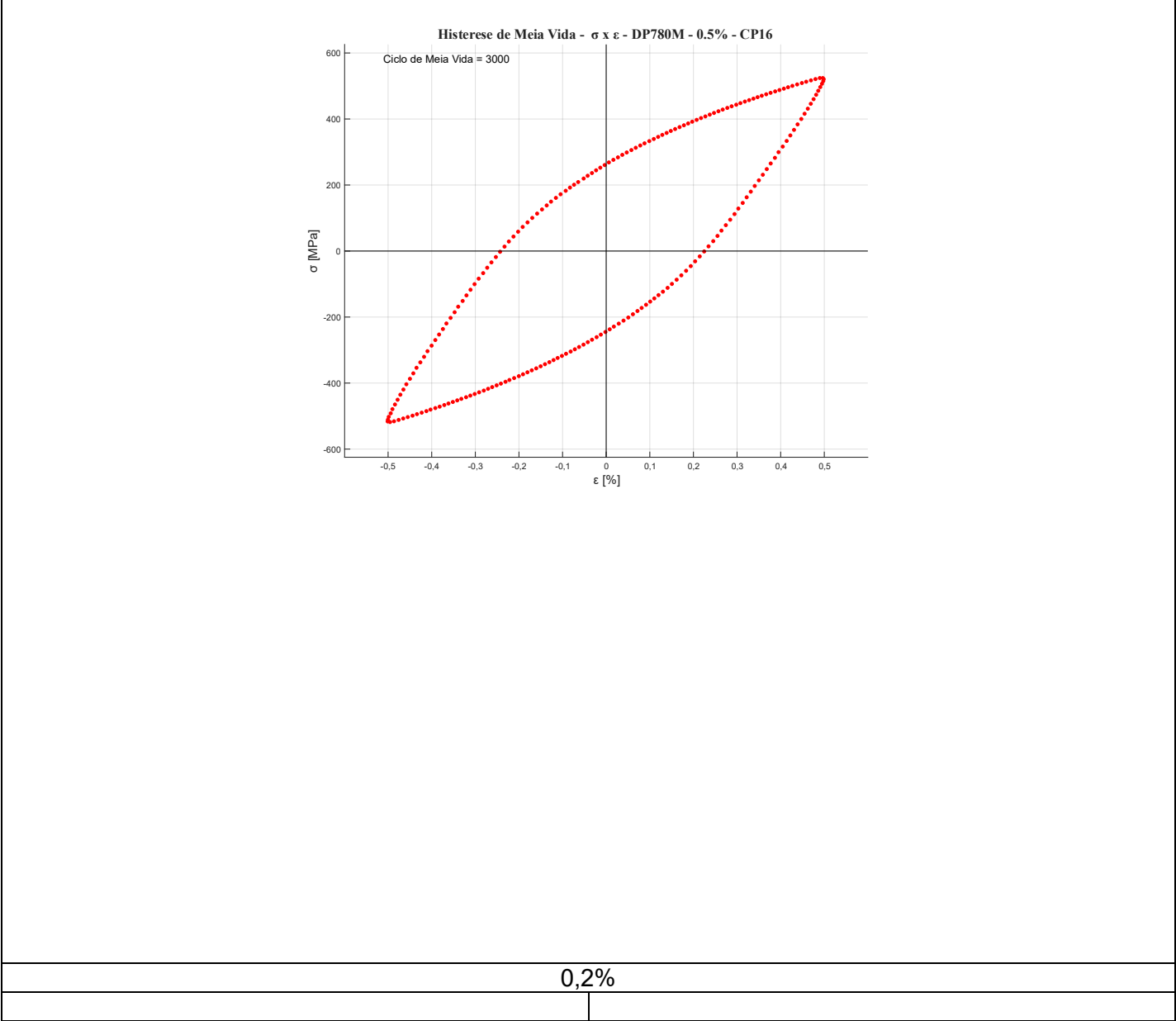
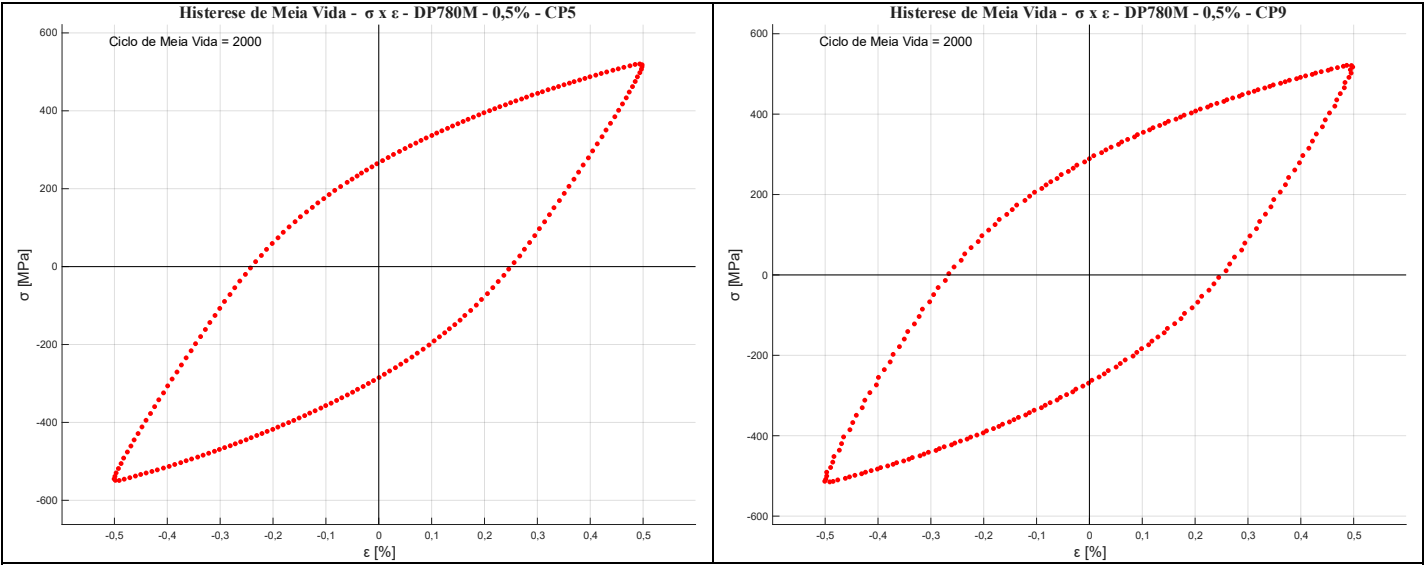


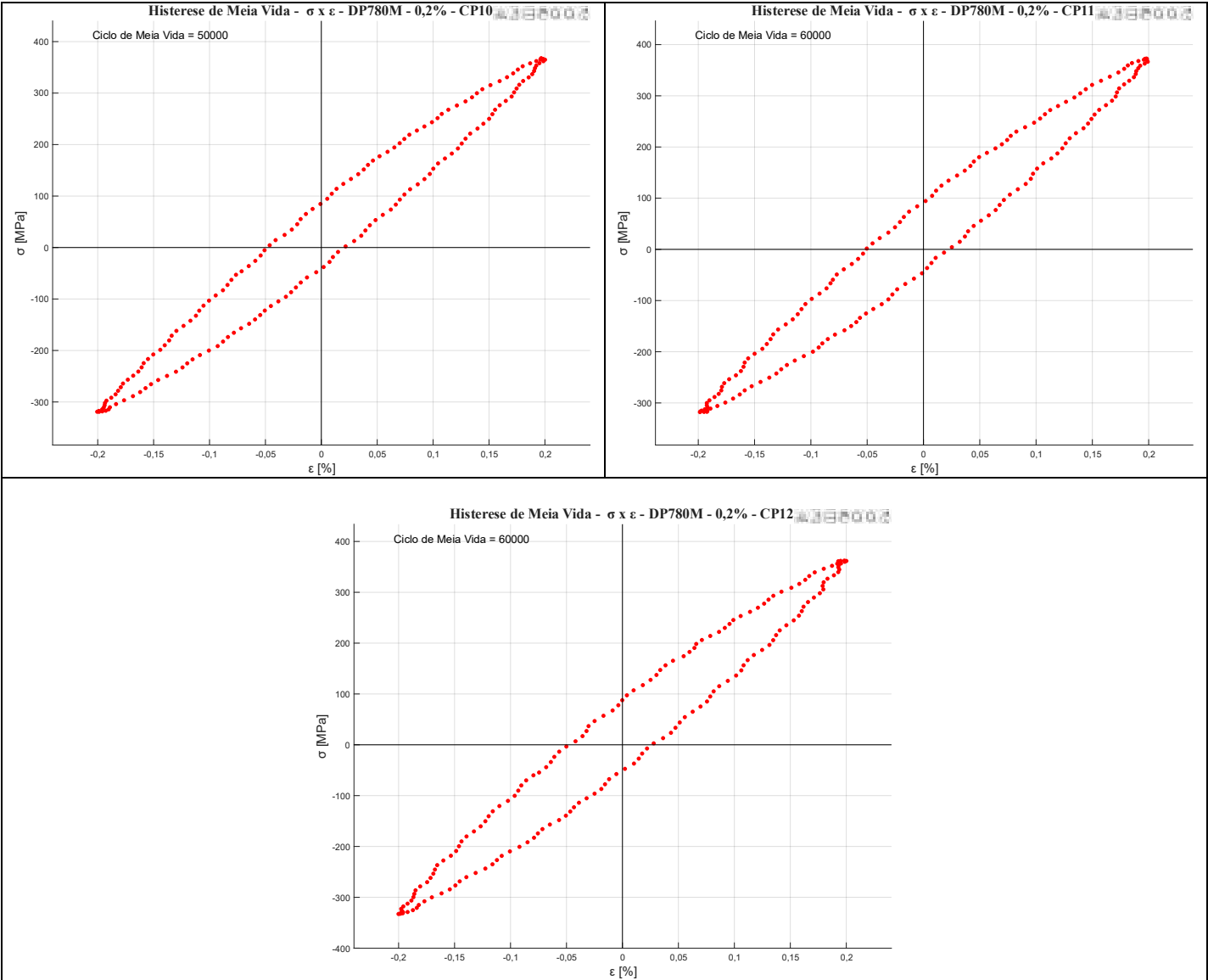
0,8%





0,5%	

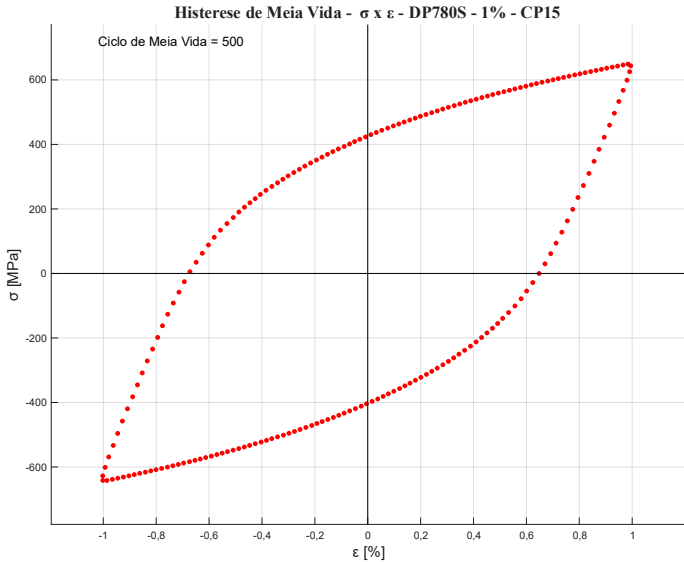
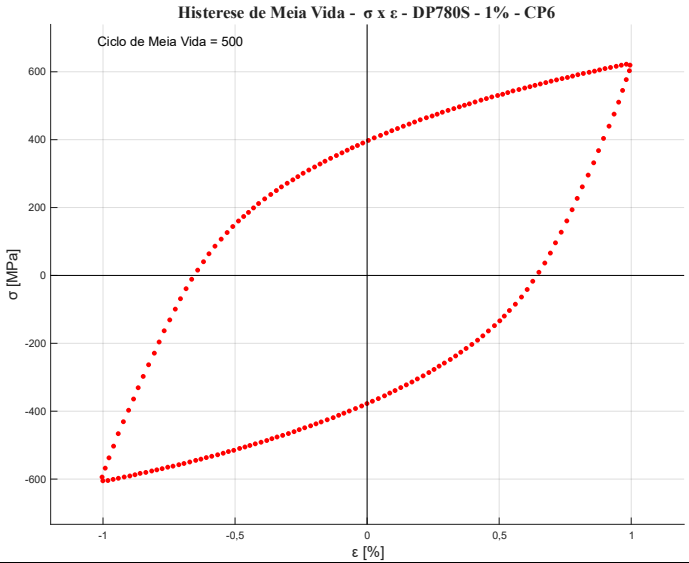
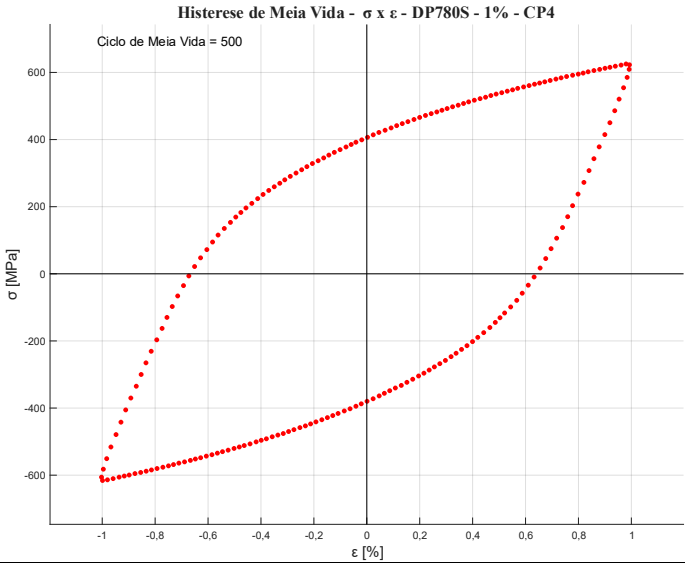




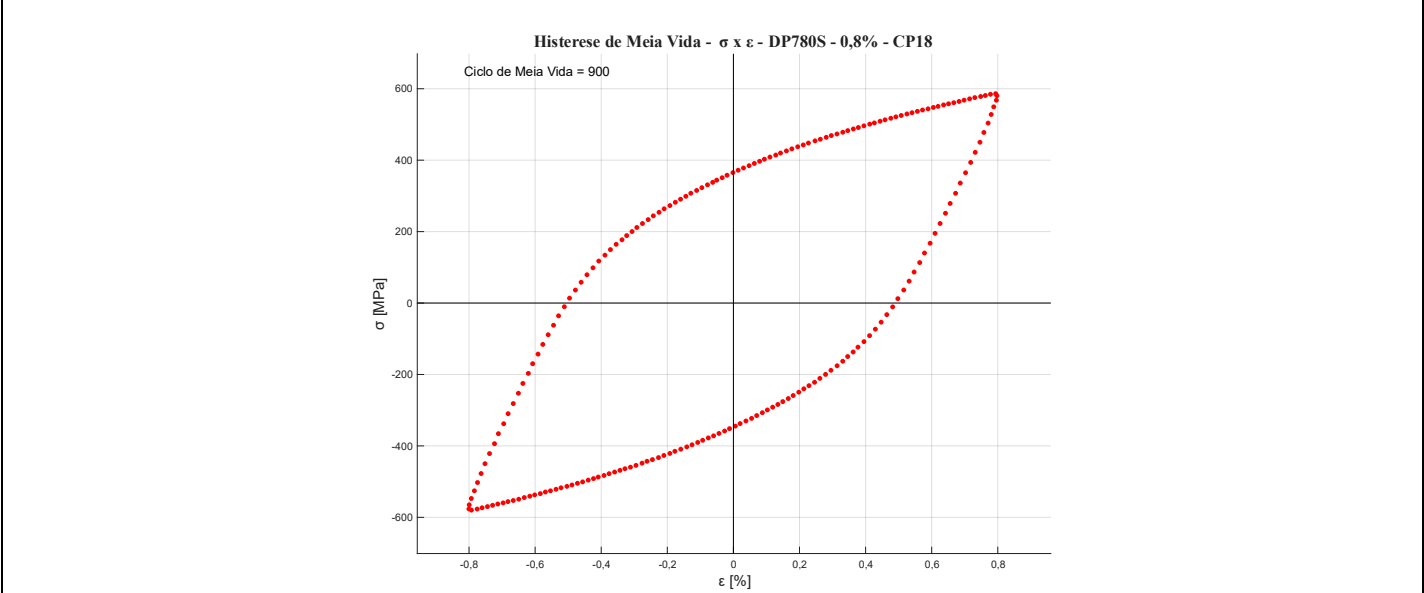
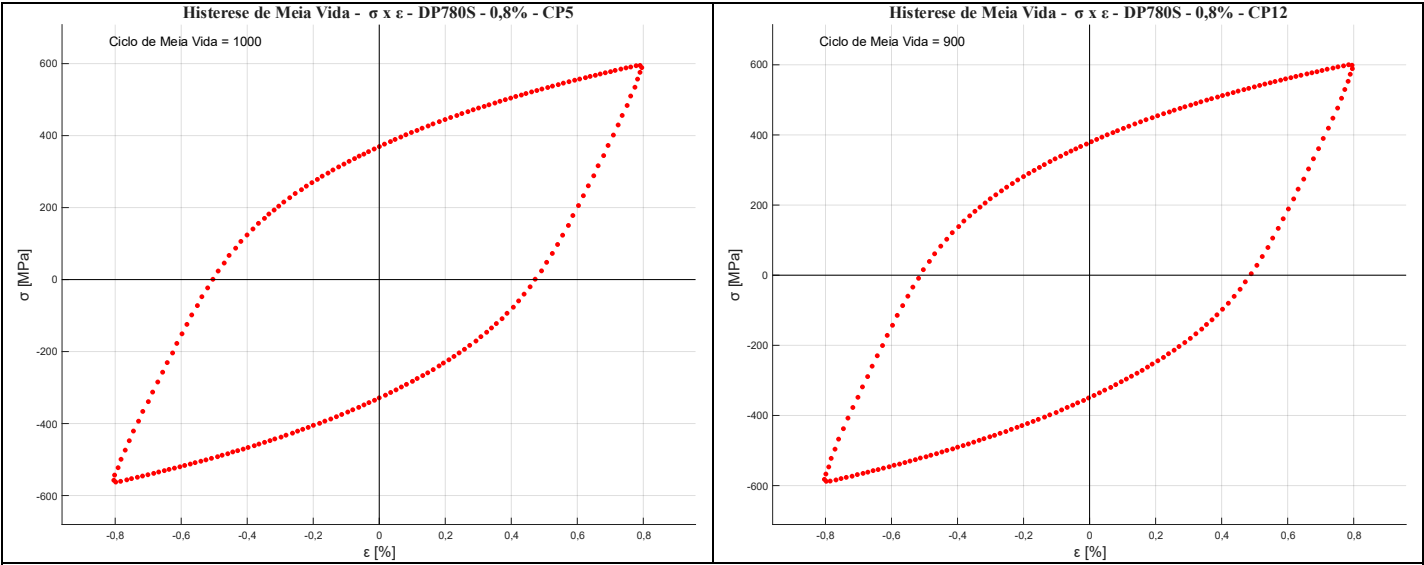
Figuras D.3 – Gráficos das histereses obtidas para os ensaios realizados no DP780S. Fonte: Autor (2026).

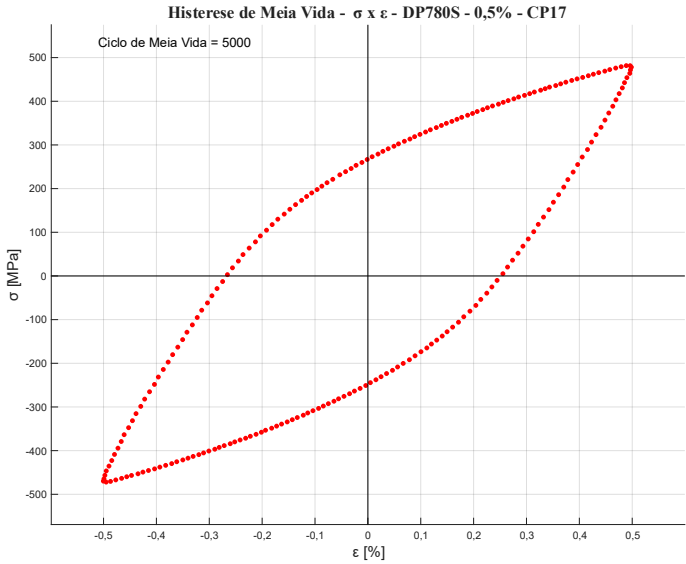
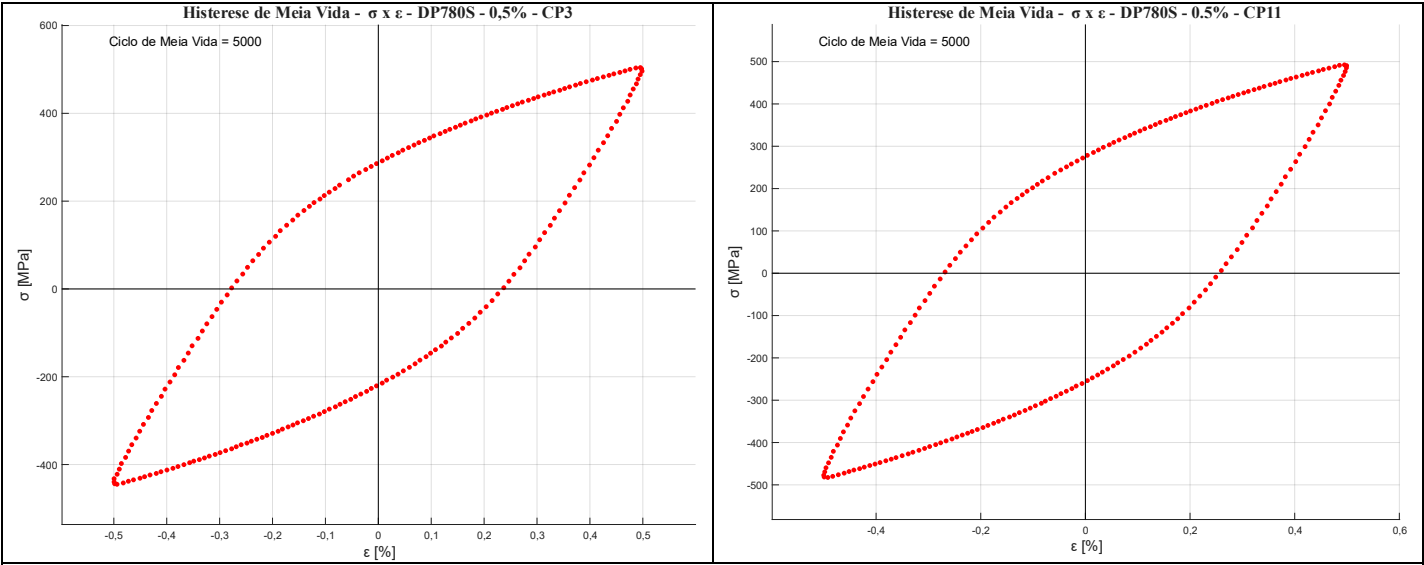
DP780S

1%

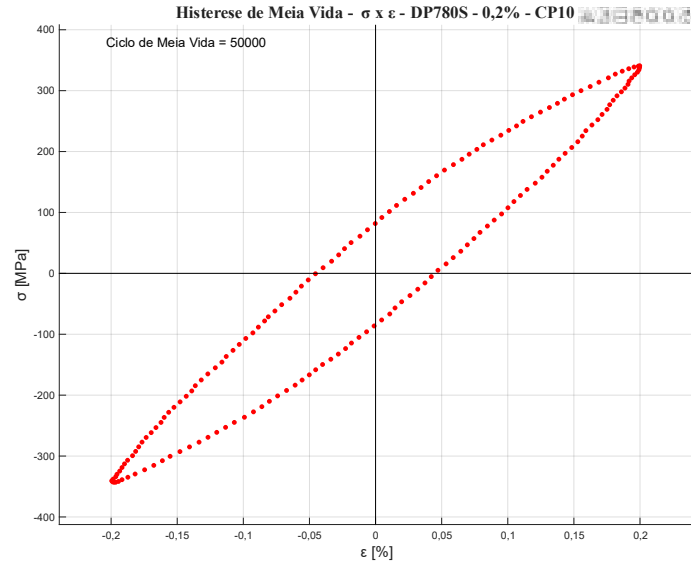
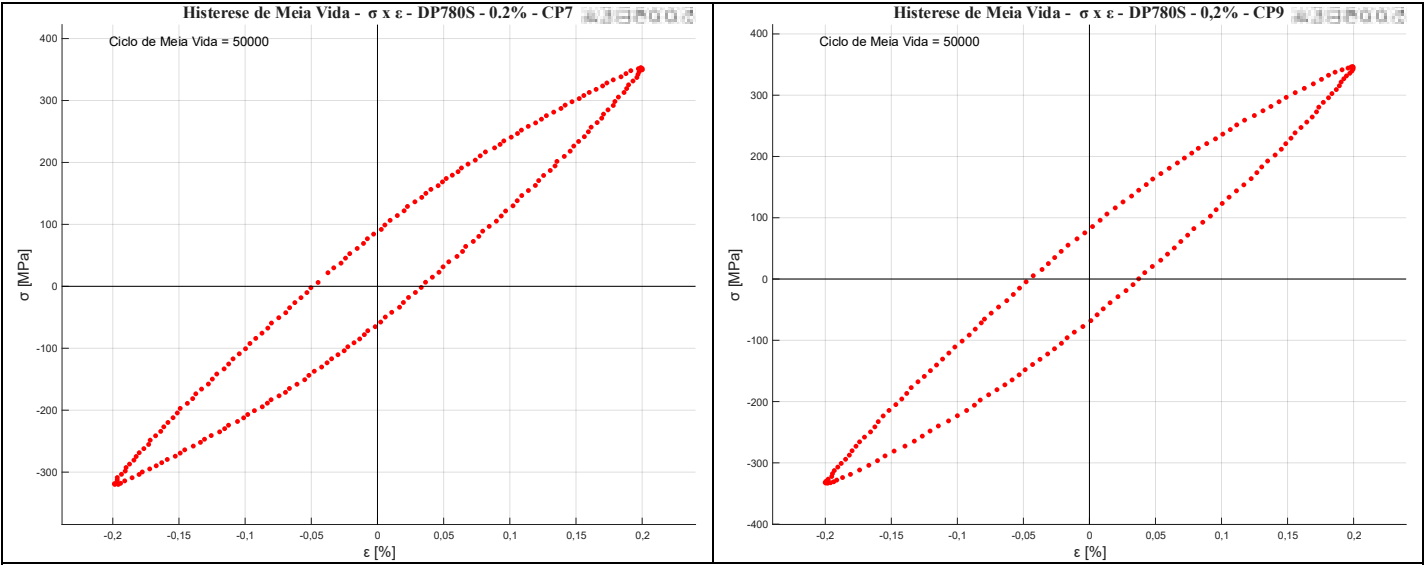


0,8%





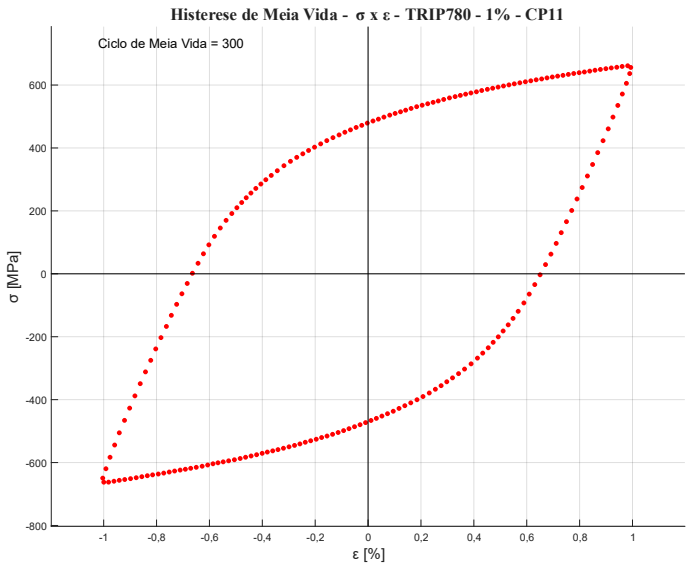
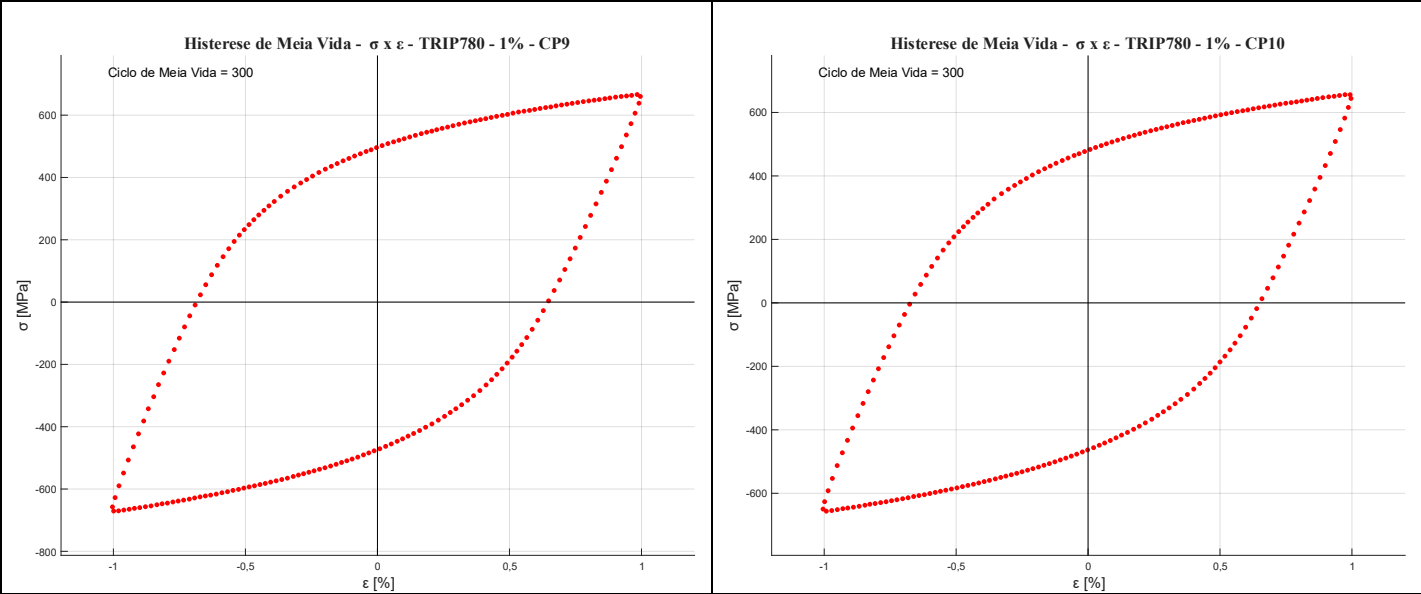
0,2%



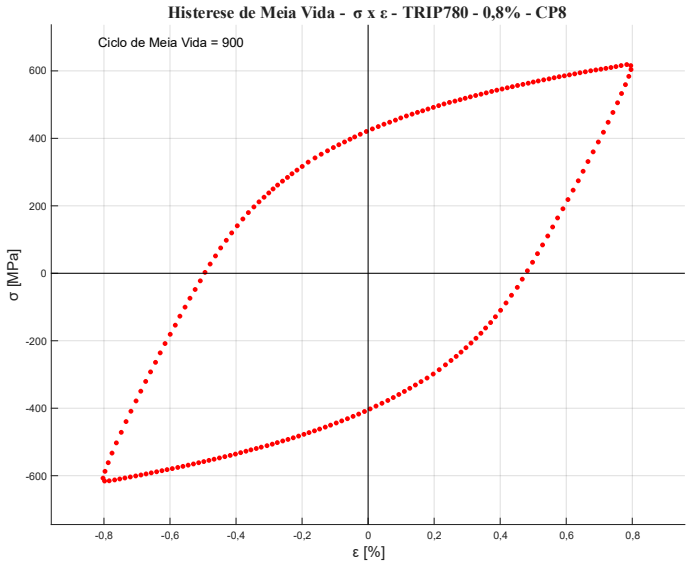
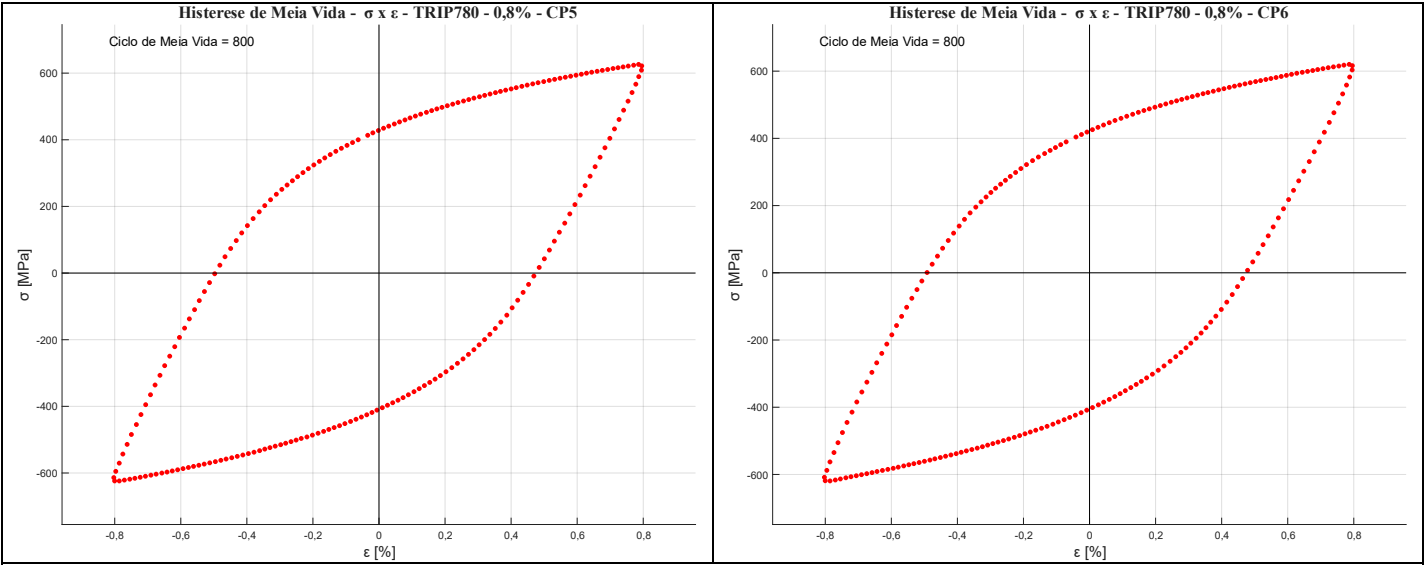
Figuras D.4 – Gráficos das histereses obtidas para os ensaios realizados no TRIP780. Fonte: Autor (2026).

TRIP780

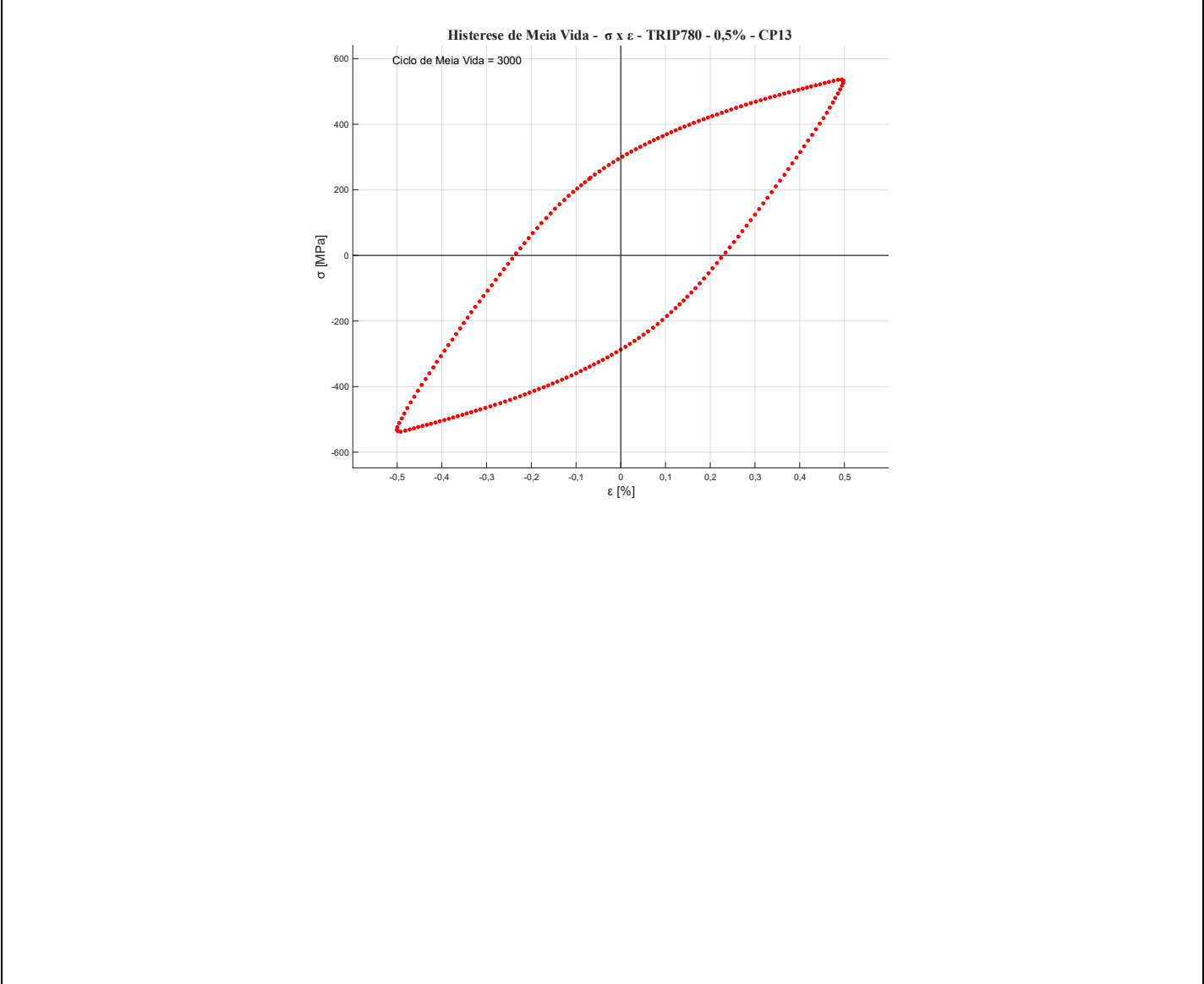
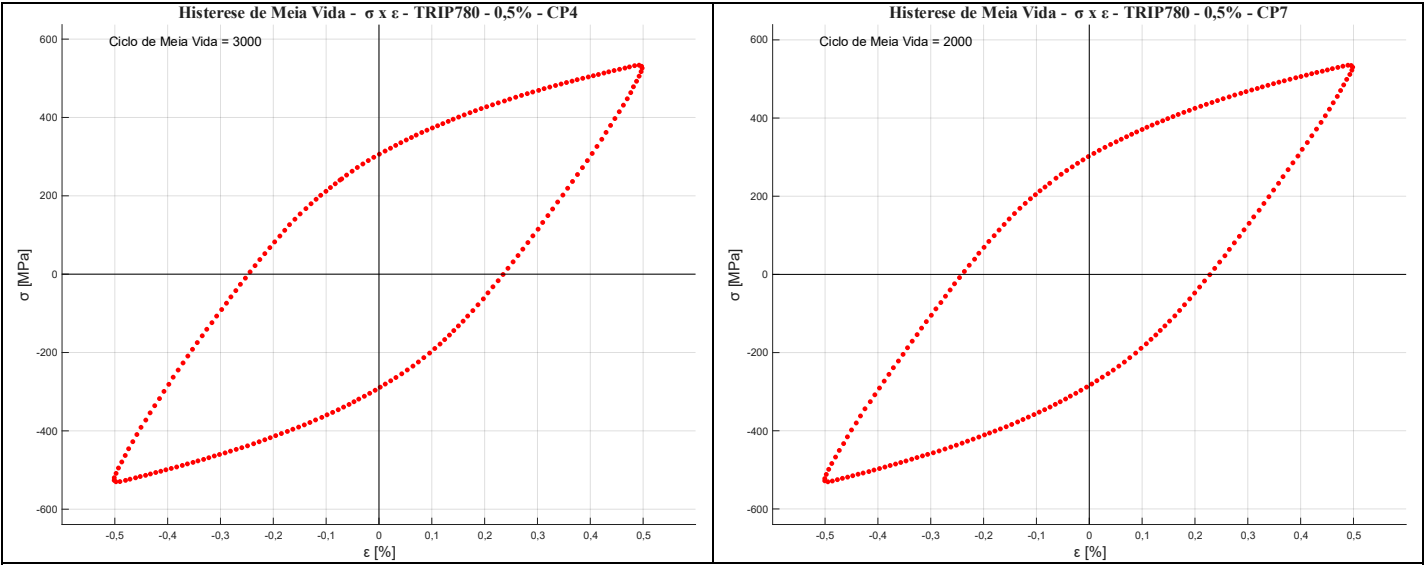
1%



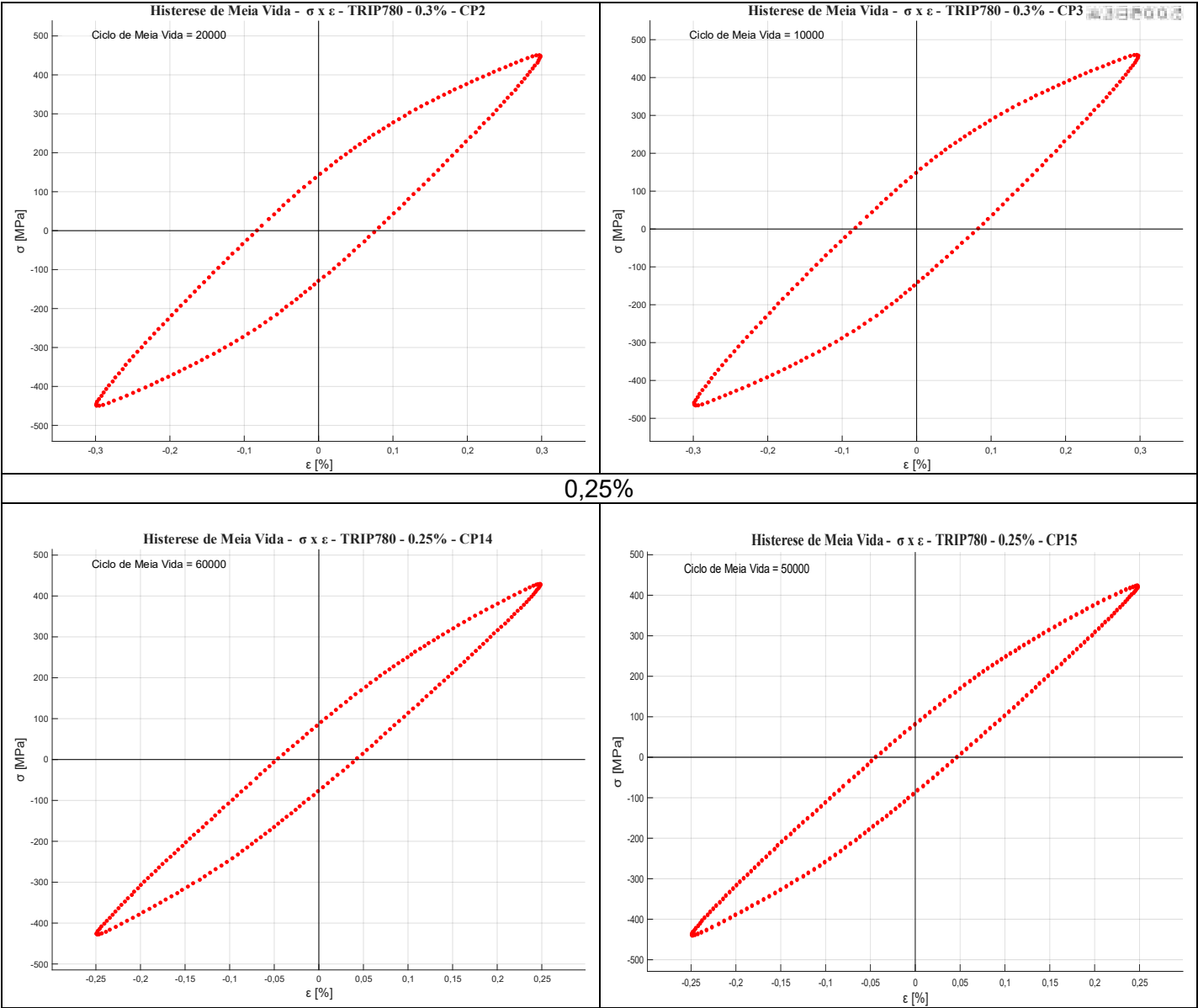
0,8%



0,5%

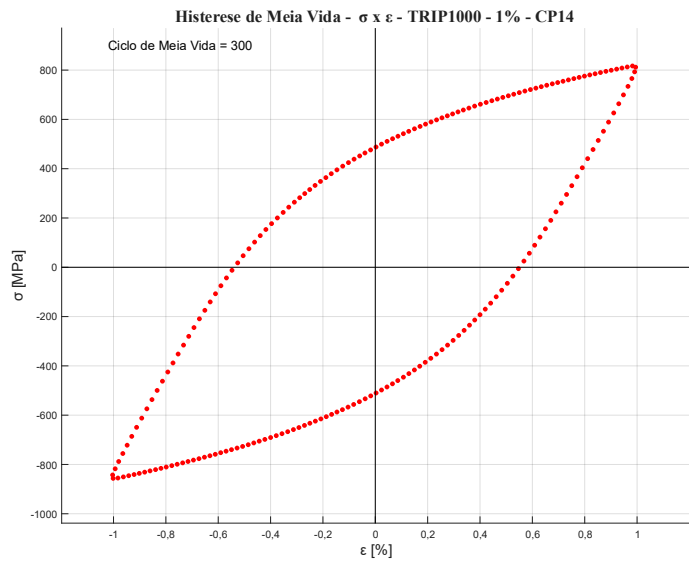
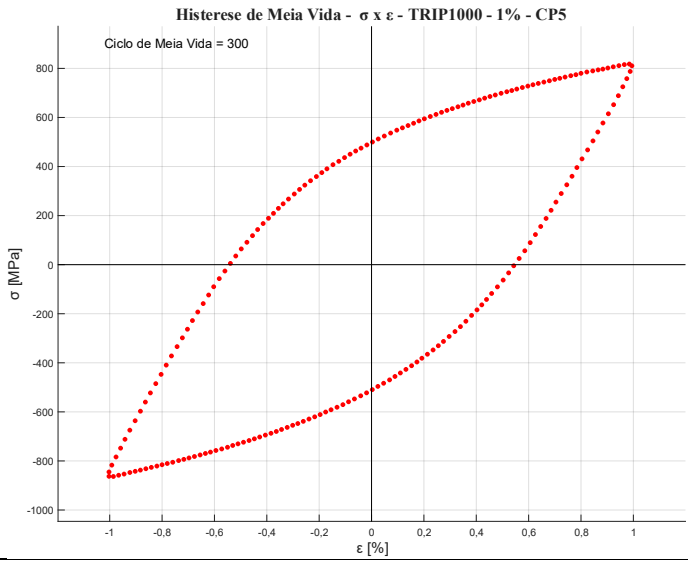
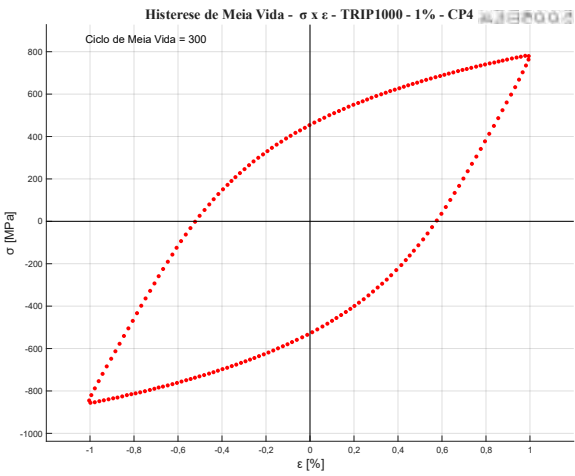


0,3%

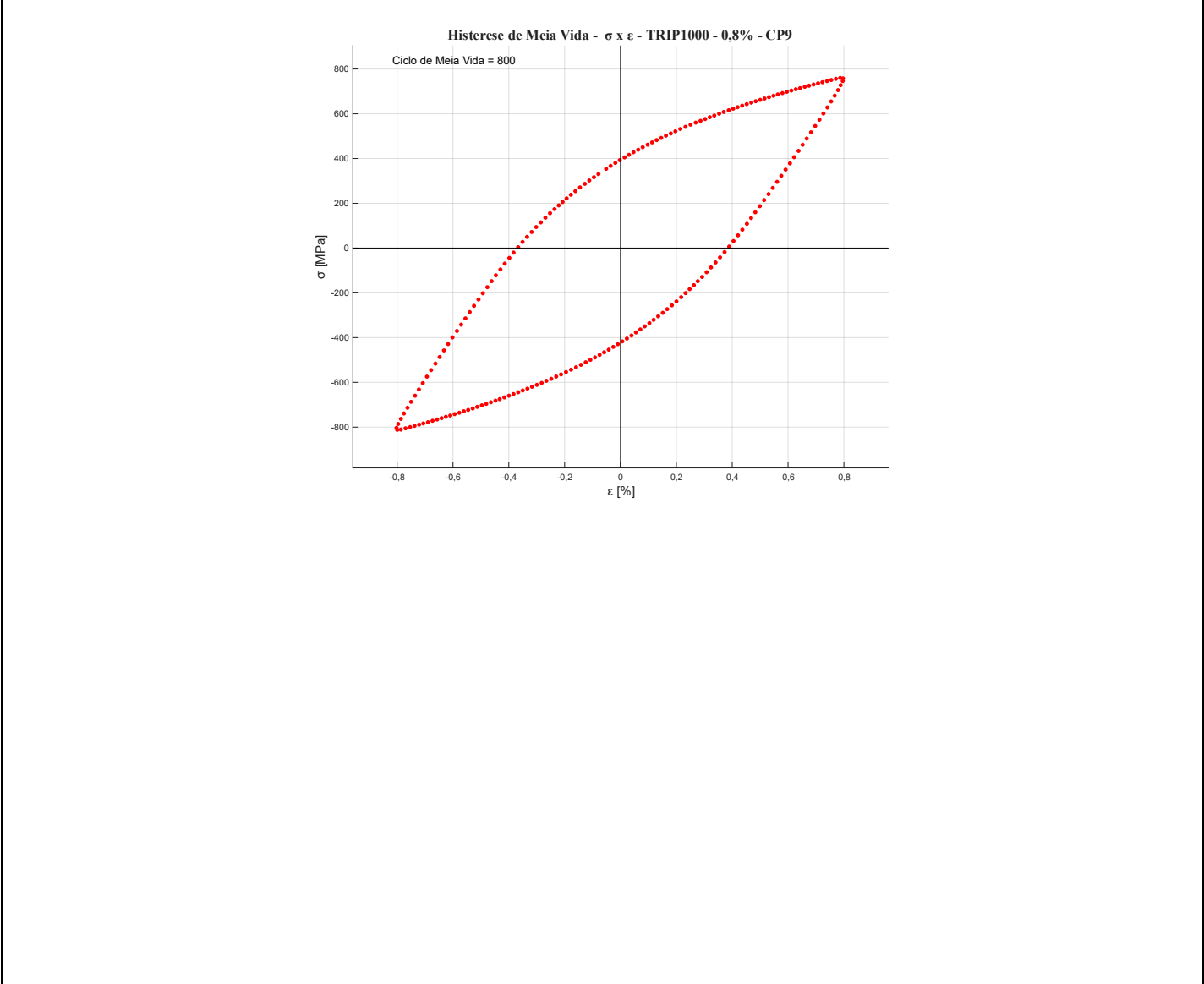
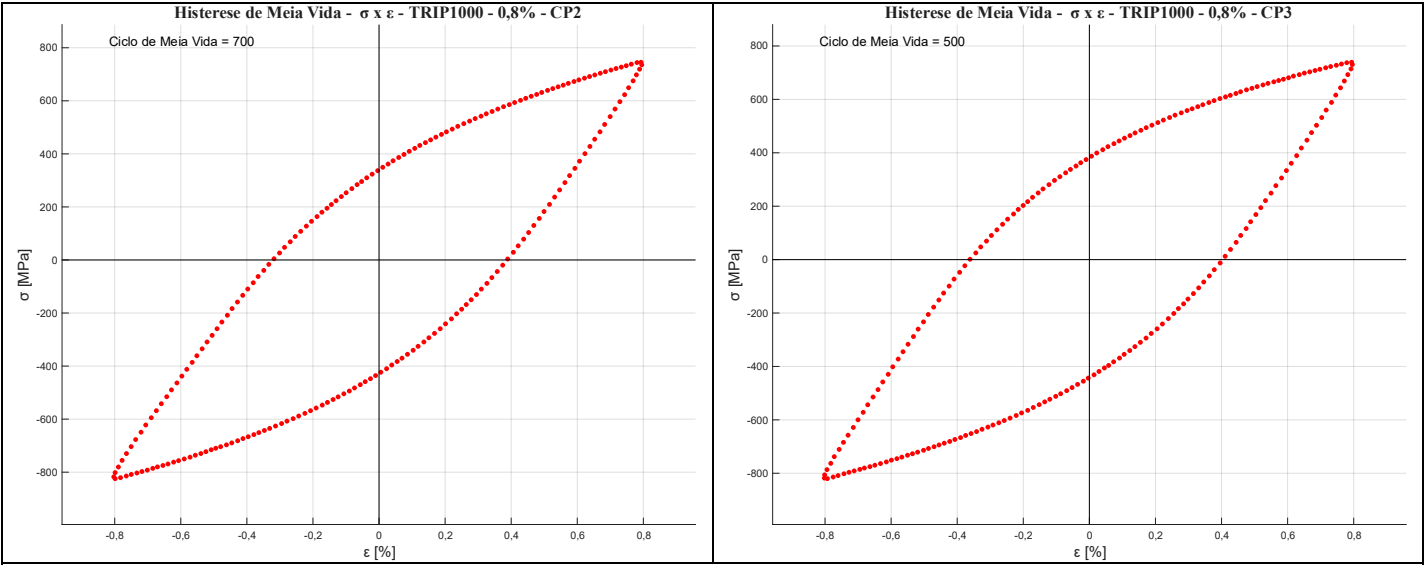


Figuras D.5 – Gráficos das histereses obtidas para os ensaios realizados no TRIP1000. Fonte: Autor (2026).
TRIP1000

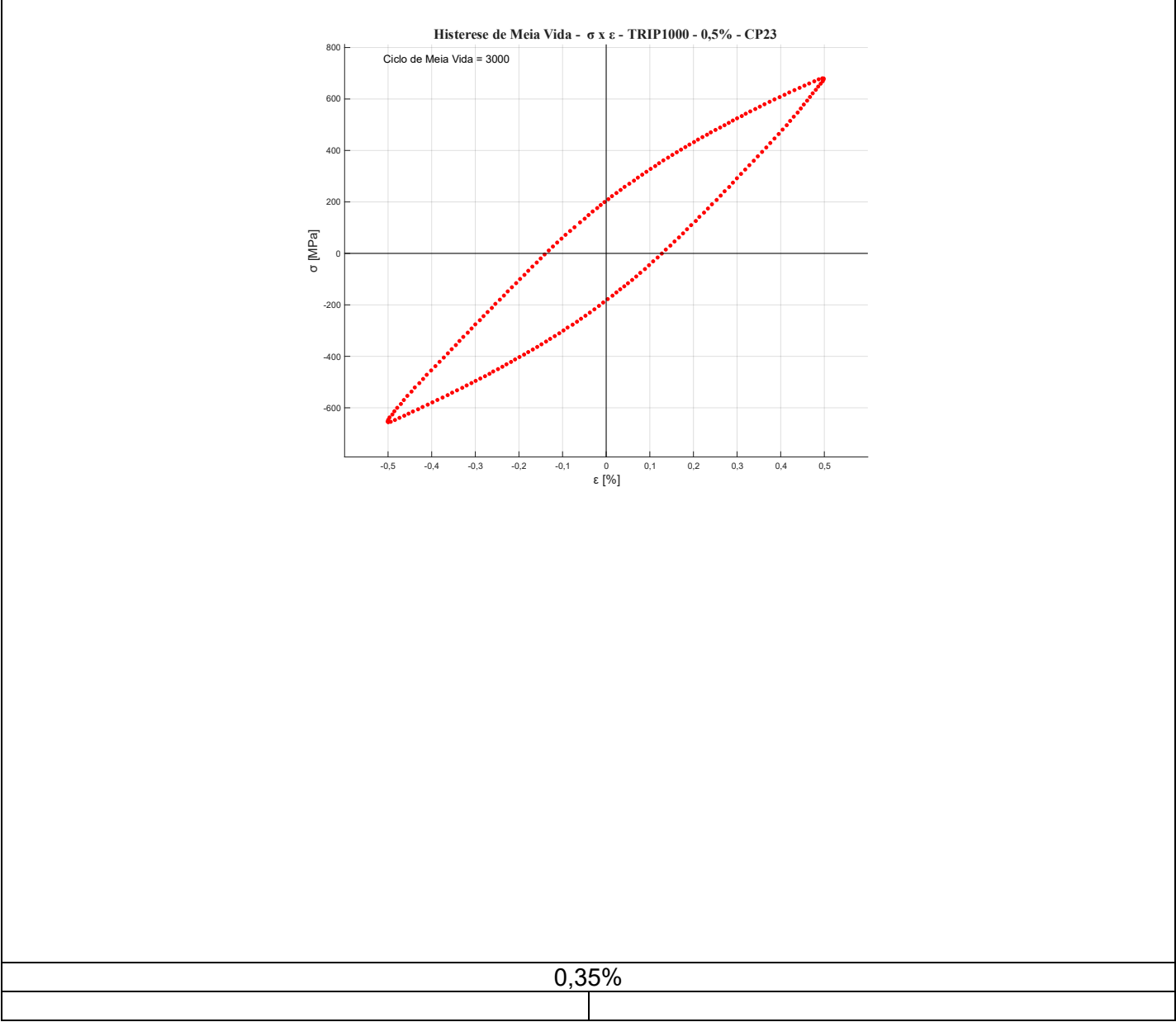
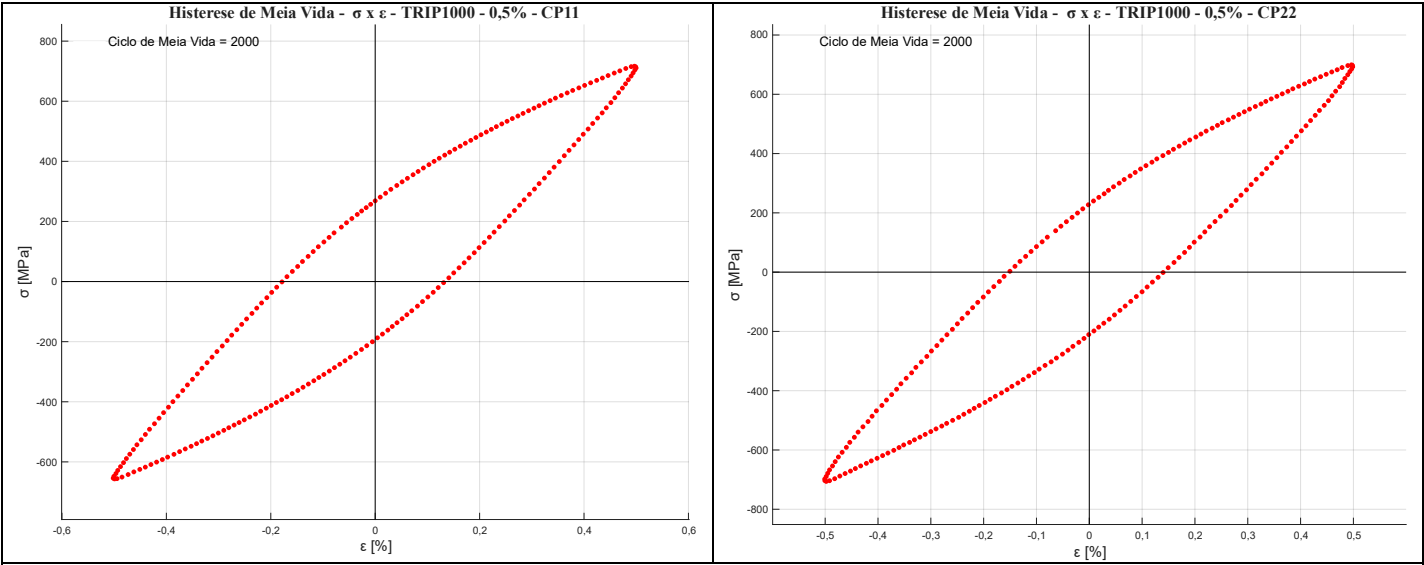
1%

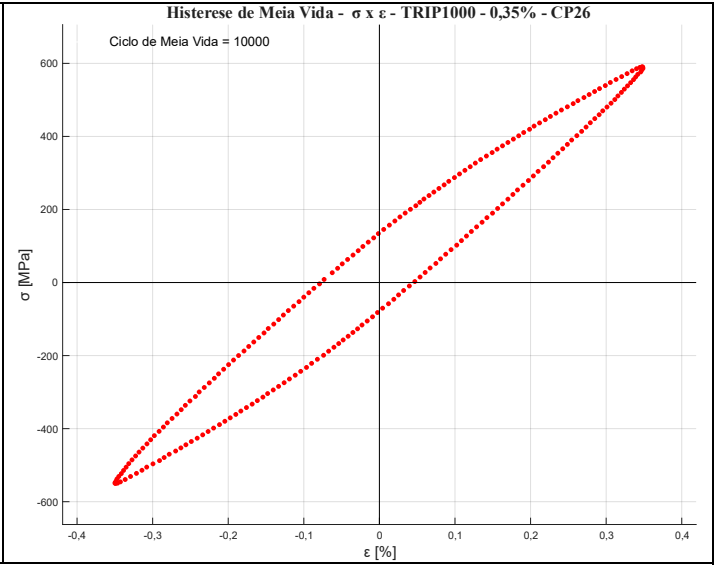
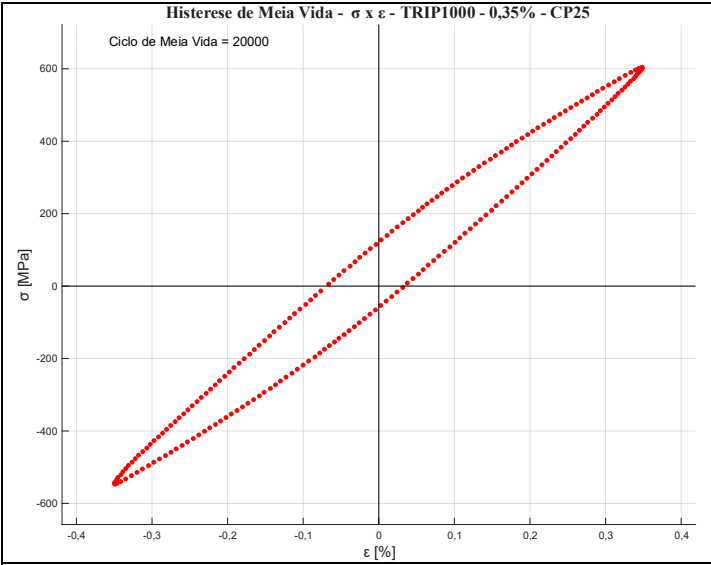


0,8%

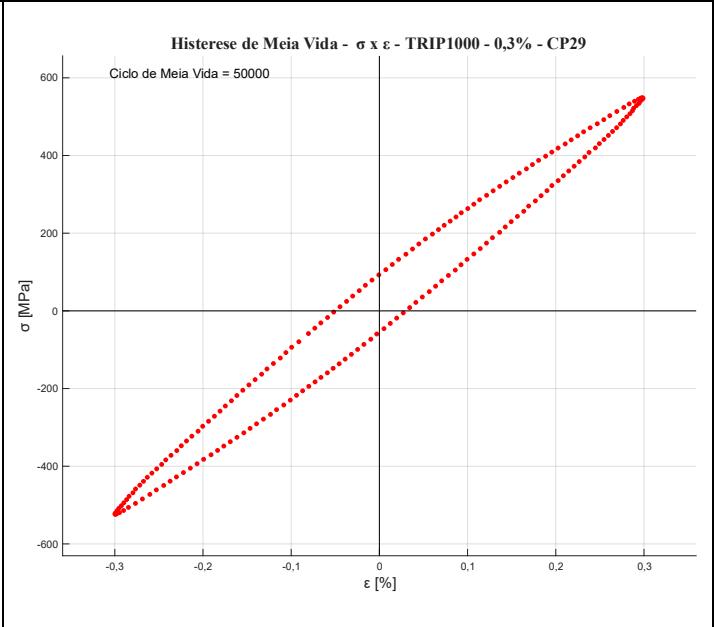
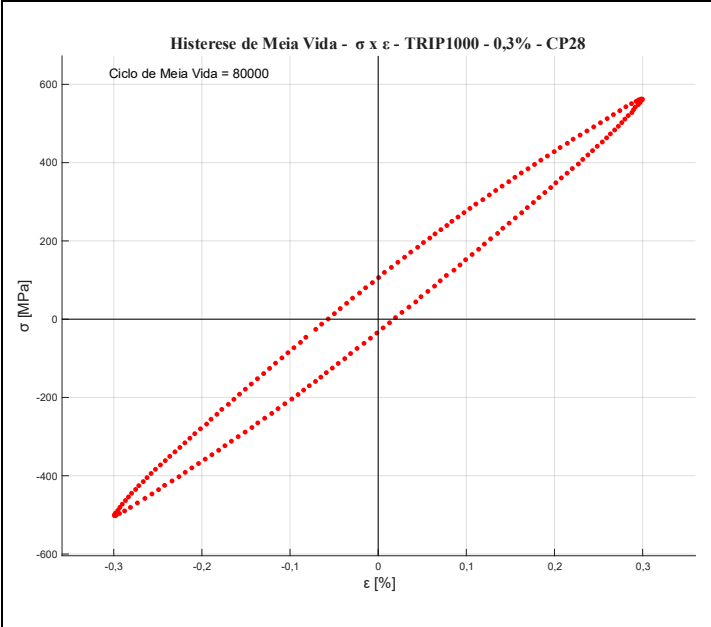


0,5%	





0,3%



APÊNDICE E – TABELAS DEFORMAÇÃO VERDADEIRA TOTAL, PLÁSTICA, ELÁSTICA E TENSÃO MÉDIA VERDADEIRA

Tabela E.1- Valores de deformação verdadeira total, plástica e elástica, em mm/mm, e tensão média verdadeira de cada ensaio do aço DP780P. Fonte: Autor (2026).

DP780P				
CP	ϵ_a	ϵ_p	ϵ_e	σ_a [MPa]
07	0,009934	0,006666	0,003290	654,58
08	0,009941	0,006551	0,003413	654,03
09	0,009938	0,006593	0,003366	636,25
01	0,007958	0,004747	0,003226	597,96
02	0,007957	0,005019	0,002953	609,95
06	0,007962	0,004965	0,003012	590,89
03	0,004991	0,002508	0,002490	486,44
04	0,004987	0,002527	0,002465	519,37
05	0,004983	0,002524	0,002465	505,46
10	0,002007	0,000392	0,001616	360,34
11	0,001991	0,000371	0,001620	342,09
12	0,001999	0,000422	0,001578	358,53

Tabela E.2- Valores de deformação verdadeira total, plástica e elástica, em mm/mm, e tensão média verdadeira de cada ensaio do aço DP780M. Fonte: Autor (2026).

DP780M				
CP	ϵ_a	ϵ_p	ϵ_e	σ_a [MPa]
01	0,009937	0,006612	0,003346	620,20
04	0,009939	0,006466	0,003495	604,21
13	0,009913	0,006600	0,003334	605,82
02	0,007967	0,004921	0,003061	601,43
06	0,007958	0,004747	0,003227	585,89
08	0,007961	0,004935	0,003041	608,74
05	0,004980	0,002440	0,002547	531,66
09	0,004982	0,002550	0,002439	515,26
16	0,004986	0,002336	0,002655	518,50
10	0,002001	0,000339	0,001662	341,93
11	0,001987	0,000378	0,001610	342,22
12	0,001999	0,000390	0,001610	347,23

Tabela E.3- Valores de deformação verdadeira total, plástica e elástica, em mm/mm, e tensão média verdadeira de cada ensaio do aço DP780S. Fonte: Autor (2026).

DP780S				
CP	ϵ_a	ϵ_p	ϵ_e	σ_a [MPa]
04	0,009928	0,006503	0,003447	614,32
06	0,009945	0,006552	0,003416	606,81
15	0,009933	0,006580	0,003375	635,49
05	0,007965	0,004869	0,003112	573,22
12	0,007964	0,005025	0,002953	585,60

18	0,007957	0,004955	0,003017	578,42
03	0,004978	0,002568	0,002415	464,13
11	0,004984	0,002636	0,002354	483,81
17	0,004981	0,002602	0,002385	473,95
07	0,001992	0,000417	0,001576	334,17
09	0,001997	0,000426	0,001571	338,52
10	0,001995	0,000463	0,001532	340,75

Tabela E.4- Valores de deformação verdadeira total, plástica e elástica, em mm/mm, e tensão média verdadeira de cada ensaio do aço TRIP780. Fonte: Autor (2026).

TRIP780				
CP	ϵ_a	ϵ_p	ϵ_e	σ_a [MPa]
09	0,009947	0,006670	0,003299	658,74
10	0,009954	0,006653	0,003323	646,89
11	0,009935	0,006552	0,003405	652,72
05	0,007959	0,004819	0,003156	617,78
06	0,007960	0,004839	0,003136	612,37
08	0,007963	0,004870	0,003109	605,63
04	0,004984	0,002392	0,002599	526,09
07	0,004983	0,002319	0,002670	529,12
13	0,004978	0,002288	0,002696	532,50
02	0,002982	0,000788	0,002196	446,84
03	0,002978	0,000824	0,002156	458,19
14	0,002487	0,000442	0,002046	426,76
15	0,002485	0,000452	0,002034	429,35

Tabela E.5- Valores de deformação verdadeira total, plástica e elástica, em mm/mm, e tensão média verdadeira de cada ensaio do aço TRIP1000. Fonte: Autor (2026).

TRIP1000				
CP	ϵ_a	ϵ_p	ϵ_e	σ_a [MPa]
04	0,009941	0,005481	0,004484	812,17
05	0,009936	0,005397	0,004564	827,73
14	0,009939	0,005456	0,004508	827,24
02	0,007958	0,003531	0,004442	776,73
03	0,007957	0,003778	0,004195	774,34
09	0,007962	0,003772	0,004206	780,64
11	0,004995	0,001546	0,003454	682,51
22	0,004985	0,001448	0,003541	695,33
23	0,004985	0,001342	0,003648	666,52
25	0,003486	0,000490	0,002997	573,90
26	0,003486	0,000630	0,002858	567,78
28	0,002990	0,000382	0,002609	531,30
29	0,002988	0,000394	0,002595	535,05

APÊNDICE F – IMAGENS DOS CORPOS DE PROVA FRATURADOS

Figuras F.1 – Imagens dos corpos de prova fabricados do aço DP780P fraturados.
Fonte: Autor (2026).

DP780P
1%
CP 7 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)


0,8%



0,5%

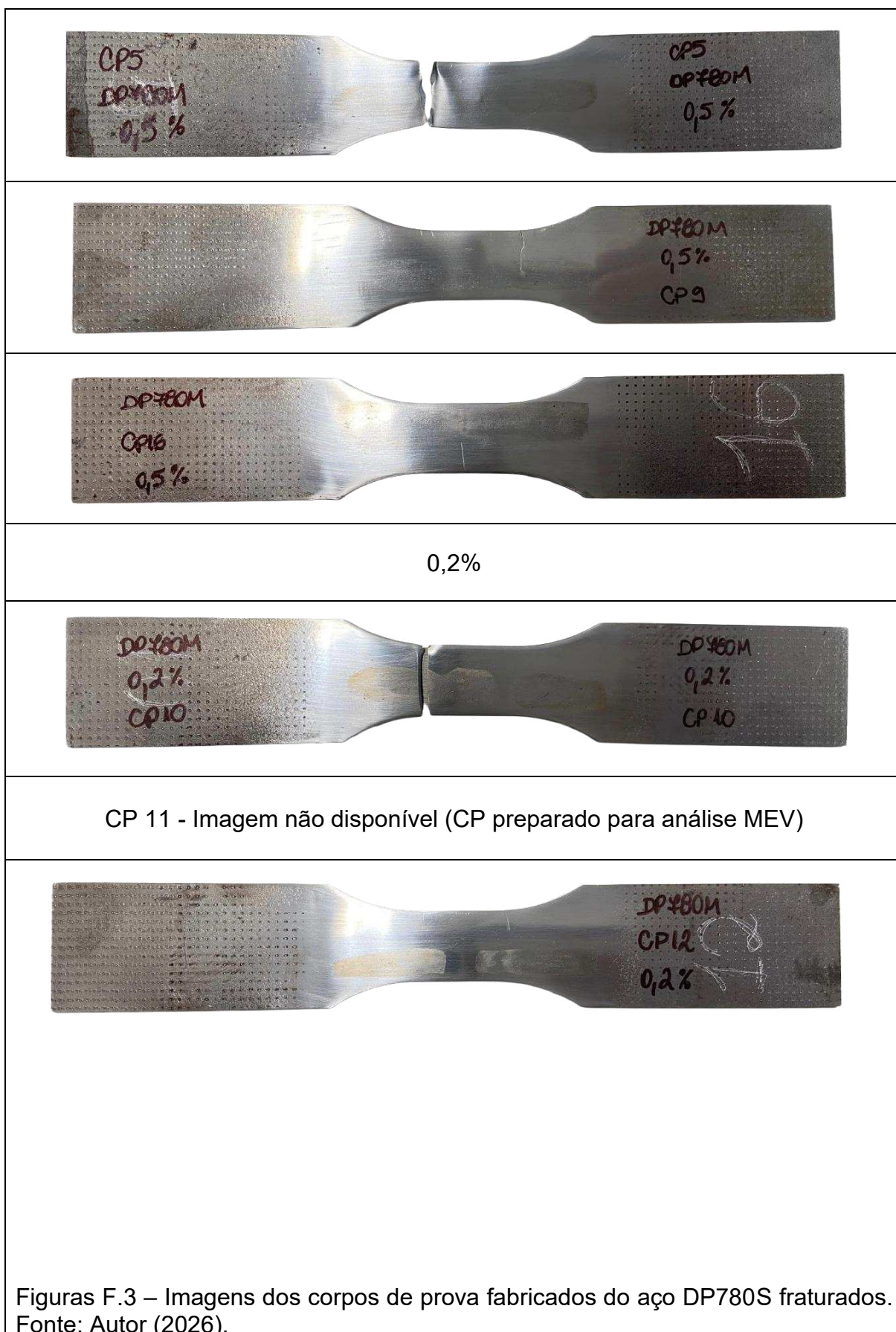
	
	
CP 5 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)	
0,2%	
	
	
CP 12 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)	
Figuras F.2 – Imagens dos corpos de prova fabricados do aço DP780M fraturados. Fonte: Autor (2026).	
DP780M	

1%


CP13 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)
0,8%

CP 6 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)

0,5%



DP780S	
1%	
	
	
	
0,8%	
CP 5 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)	
	
	
0,5%	



CP 17 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)

0,2%



CP 10 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)

Figuras F.4 – Imagens dos corpos de prova fabricados do aço TRIP780 fraturados. Fonte: Autor (2026).	
TRIP780	
1%	
	
	
CP 11 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)	
0,8%	
	
	
	
0,5%	

	
CP 7 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)	
	
0,3%	
CP 2 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)	
	
0,25%	
CP 14 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)	
	

Figuras F.5 – Imagens dos corpos de prova fabricados do aço TRIP1000 fraturados. Fonte: Autor (2026).	
TRIP1000	
1%	
CP 4 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)	
	
CP 14 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)	
0,8%	
	
	
	

0,5%


CP 23 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)
0,35%
CP 25 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)

0,3%
CP 28 - Imagem não disponível (CP preparado para análise MEV)


APÊNDICE G – AVALIAÇÃO DA INFLUÊNCIA DO TORQUE DE APERTO DO DISPOSITIVO ANTIFLAMBAGEM SOBRE AS FORÇAS AXIAIS TRANSMITIDAS AO CP

Antes do início dos ensaios oficiais, foram realizados ensaios preliminares com o objetivo de avaliar a influência do torque aplicado nos parafusos do dispositivo antiflambagem sobre os esforços de tração e compressão transmitidos ao CP durante ensaios em controle de deformação. Buscou-se verificar se as forças laterais geradas pelo aperto do dispositivo poderiam alterar os valores de força axial registrados pela célula de carga da máquina servohidráulica de tração.

Para tal, foram realizados dois ensaios preliminares, utilizando CPs de aço DP780P e TRIP1000, ambos submetidos ao nível de deformação total de 0,2 % (nível que não acarreta flambagem sem o uso do dispositivo). O torque aplicado aos parafusos do dispositivo antiflambagem foi controlado por um torquímetro axial modelo AYQ-1,2, com faixa de medição de 0,2 a 1,2 N·m e resolução de 0,02 N·m.

Os ensaios foram conduzidos em duas condições distintas de torque: inicialmente, aplicou-se aos parafusos um torque de 0,6 N.m, executando-se o ensaio por um determinado número de ciclos (entre 1800 e 2600 ciclos). Em seguida, o ensaio foi interrompido para reaperto dos parafusos com torque de 1,2 N.m, prosseguindo-se o ensaio por mais o mesmo número de ciclos. Dessa forma, essa metodologia permitiu investigar a sensibilidade do carregamento axial à variação nas condições de fixação do dispositivo de contenção lateral.

O gráfico apresentado na Figura G.1 exibe o gráfico de força versus o número de ciclos dos ensaios realizados com o material DP780P. Na parte trativa do ciclo é observada uma pequena diferença de aproximadamente 0,5 kN em cerca de 100 ciclos, que posteriormente vai sendo reduzida a medida que o atrito entre o teflon e o CP diminui, possivelmente devido a um leve aquecimento. Essa diferença desaparece por volta de 1000 ciclos, abaixo dos 50 % de N_f (ciclo estabilizado para avaliação das propriedades de fadiga). Na parte compressiva do ciclo a força de compressão permanece próxima de -8,0 kN. Esses resultados indicam que a variação do torque de aperto entre 0,6 N.m e 1,2 N.m não exerceu influência relevante sobre os níveis de força axial registrados durante o ensaio, demonstrando que a fixação do dispositivo se manteve adequada em ambas as condições.

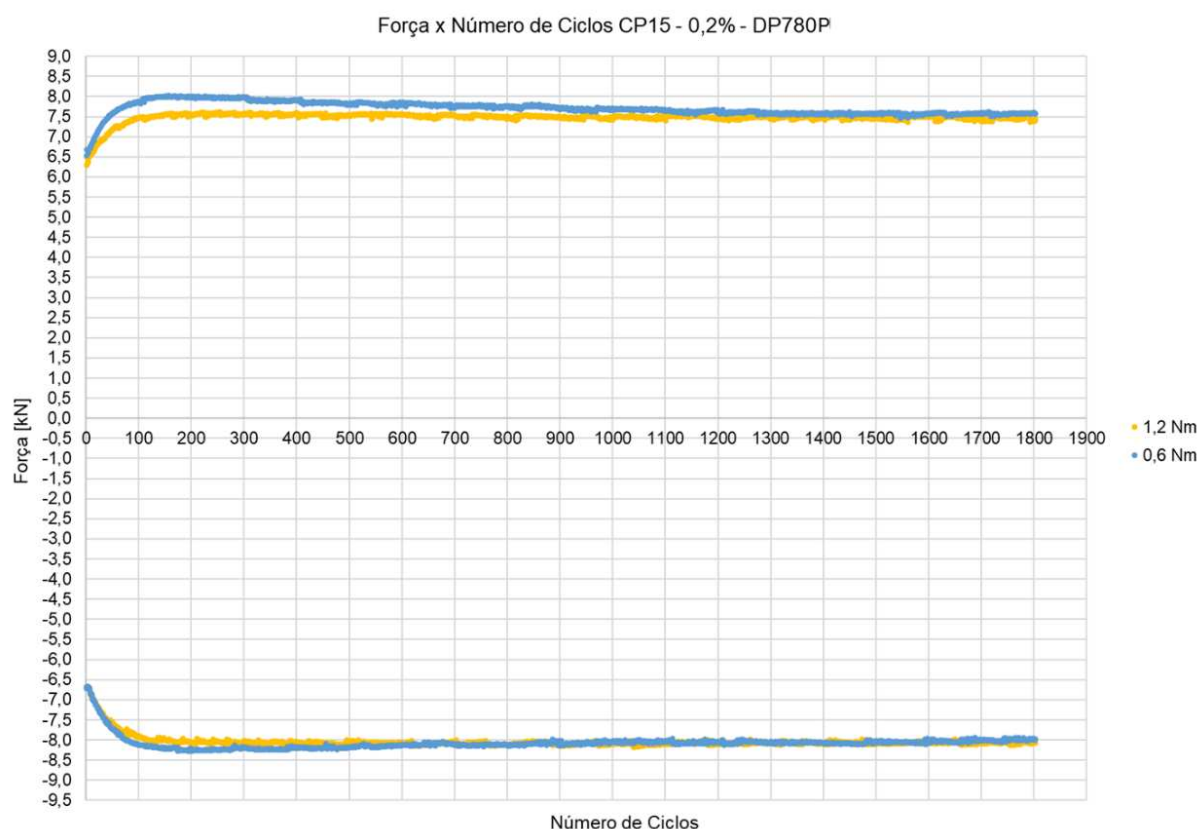


Figura G.1 – Gráfico Força x Número de Ciclos de um ensaio com nível de deformação 0,2 % no DP780P, comparando duas condições diferentes de aperto do dispositivo antifiambagem. Fonte: Autor (2026).

Quanto ao ensaio realizado no material TRIP1000 (Figura G.2), observou-se que, na primeira condição com torque de aperto de 0,6 N.m, a força de tração estabilizou-se em aproximadamente 9,0 kN, enquanto a força de compressão situou-se em torno de -8,0 kN, resultando em uma diferença total entre elas de 17 kN. Na segunda condição, com o torque aumentado para 1,2 N.m, as forças de tração e compressão se mantiveram simétricas, ambas em torno de $\pm 8,5$ kN, preservando o mesmo intervalo de 17,0 kN entre os extremos de carregamento. Esses resultados também indicam que a variação no torque de aperto do dispositivo antifiambagem não influenciou de forma relevante a amplitude da força axial aplicada ao CP.

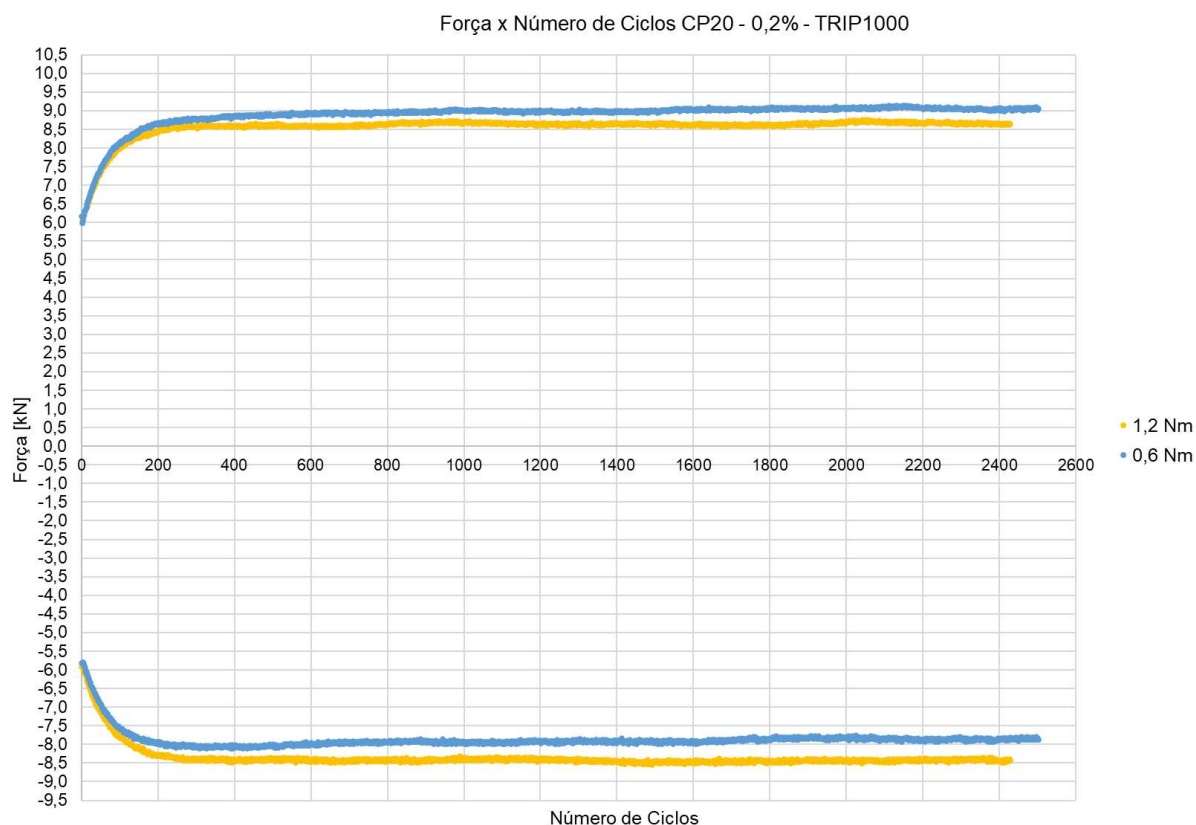


Figura G.2 - Gráfico Força x Número de Ciclos de um ensaio com nível de deformação 0,2 % no TRIP1000, comparando duas condições diferentes de aperto do dispositivo antilambagem. Fonte: Autor (2026).

Independente dos dois tipos de variações de força observadas, estas foram menores que 6 % da amplitude de força em ambos os ensaios com o dispositivo. Assim, a pequena discrepância observada no comportamento das forças axiais entre os dois ensaios realizados, não está relacionada às diferenças entre os materiais, mas sim à metodologia adotada na execução dos ensaios, uma vez que, nesse procedimento, a transição para o torque de aperto de 1,2 N.m foi realizada após o CP já ter sido submetido a um número inicial de ciclos, aproximadamente 1800 ciclos para o DP780P e 2500 ciclos para o TRIP1000. No entanto, essa discussão não se mostra relevante frente ao objetivo principal deste trabalho.