



UNIVERSIDADE FEDERAL DE OURO PRETO

ESCOLA DE MINAS

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA

METALÚRGICA E DE MATERIAIS



Laura Felicori Lobo

Avaliação experimental e numérica do aço SAE 9254 via
método dos elementos finitos: aplicação em fixações
ferroviárias

Ouro Preto

2025

Laura Felicori Lobo

Avaliação experimental e numérica do aço SAE 9254 via
método dos elementos finitos: aplicação em fixações
ferroviárias

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao curso de Engenharia Metalúrgica da Escola de Minas da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Bacharel em Engenharia Metalúrgica.

Orientadora: Dra. Nayara A. Neres da Silva

Coorientador: Dr. Eleir Mundim Bortoleto

Ouro Preto

2025

SISBIN - SISTEMA DE BIBLIOTECAS E INFORMAÇÃO

L799a Lobo, Laura Felicori.

Avaliação experimental e numérica do aço SAE 9254 via método dos elementos finitos [manuscrito]: aplicação em fixações ferroviárias. / Laura Felicori Lobo. - 2025.

100 f.: il.: color., tab..

Orientadora: Profa. Dra. Nayara Aparecida Neres da Silva.

Coorientador: Dr. Eleir Mundim Bortoleto.

Monografia (Bacharelado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas. Graduação em Engenharia Metalúrgica .

1. Aço - SAE 9254. 2. Microestrutura. 3. Ferrovias - Trilhos - Grampos Ferroviários. 4. Ligas (Metalurgia) - Microestruturas. 5. Método dos elementos finitos. I. Silva, Nayara Aparecida Neres da. II. Bortoleto, Eleir Mundim. III. Universidade Federal de Ouro Preto. IV. Título.

CDU 669.1

Bibliotecário(a) Responsável: Maristela Sanches Lima Mesquita - CRB-1716



FOLHA DE APROVAÇÃO

Laura Felicori Lobo

Avaliação experimental e numérica do aço SAE 9254 via Método dos Elementos Finitos: Aplicação em fixações ferroviárias

Monografia apresentada ao Curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Ouro Preto como requisito parcial para obtenção do título de Engenheira Metalúrgica

Aprovada em 05 de novembro de 2025

Membros da banca

- [Doutora] - Nayara Aparecida Neres da Silva- Orientador(a) - Universidade Federal de Ouro Preto
- [Doutor] - Eleir Mundim Bortoleto - Instituto Tecnológico Vale - ITV/VALE
- [Doutor] - Gilberto Henrique Tavares Álvares da Silva - Universidade Federal de Ouro Preto
- [Mestre] - Erivaldo Santos Jales - Instituto Tecnológico Vale - ITV/VALE
- [Bacharel] Victor Cardoso Campideli - Instituto Tecnológico Vale - ITV/VALE

Nayara Aparecida Neres da Silva, orientadora do trabalho, aprovou a versão final e autorizou seu depósito na Biblioteca Digital de Trabalhos de Conclusão de Curso da UFOP em 18/02/2025



Documento assinado eletronicamente por **Nayara Aparecida Neres da Silva, PROFESSOR DE MAGISTERIO SUPERIOR**, em 18/02/2026, às 16:31, 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 http://sei.ufop.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **1060616** e o código CRC **C2917386**.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela vida, pela força e pela luz que guiaram cada passo desta jornada. Sem a Sua graça, nada disso seria possível.

À minha mãe, meu porto seguro eterno. Obrigada por ser meu alicerce, por acreditar em mim quando eu mesma duvidava, e por me lembrar, com seu amor incondicional, que sempre valeu a pena sonhar.

À Professora Nayara, minha orientadora querida. Sua paciência, cuidado e gentileza tornaram esta caminhada muito mais leve. Muito obrigada por cada palavra de incentivo, por cada correção feita com carinho e por acreditar no meu potencial. Você é um exemplo de professora e de ser humano.

Ao Eleir, meu coorientador, obrigada pela paciência, pelas orientações sempre atenciosas e por acreditar no meu potencial durante todo o processo.

À Angélica, uma amiga-irmã que o ITV me presenteou. Obrigada por todos os momentos, risadas e apoio.

Ao Erivaldo, por seu coração gigante e por estar sempre disposto a ajudar, sem medir esforços. Sua generosidade fez toda a diferença.

Ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFOP, gostaria de expressar minha gratidão à técnica Vânia do Nanolab, seu apoio e paciência foram essenciais durante as análises no MEV.

Ao Victor, pelo companheirismo e suporte nos ensaios de indentação instrumentada. Obrigada pela paciência e generosidade em compartilhar seu conhecimento.

Aos meus amigos de curso: Carina, Vinícius, Vitória e Caio, obrigada por tornarem esta jornada tão especial e significativa. Agradeço pelos conselhos sinceros, pelas conversas que iam muito além das salas de aula e pelo apoio constante em cada etapa. Levo comigo não apenas os momentos de descontração, mas também a certeza de que, mesmo com o passar do tempo e a distância dos caminhos, continuaremos unidos por tudo o que vivemos. Cada desafio se tornou mais leve com vocês, e cada conquista, uma alegria compartilhada.

Por fim, esta jornada me ensinou que nem sempre temos todas as respostas, mas que o verdadeiro valor está em persistir com o coração aberto e dar sempre o nosso melhor. A cada um que contribuiu para este ciclo, meu profundo e sincero obrigada!

RESUMO

O presente trabalho investigou a relação entre a microestrutura, as propriedades mecânicas e o desempenho em serviço do aço SAE 9254, com foco em sua aplicação em sistemas de fixação ferroviária. O estudo teve como objetivo principal fornecer uma explicação mecanicista para falhas prematuras observadas em grampos do tipo *fastclip* na Estrada de Ferro de Carajás (EFC). Para isso, integrou análises experimentais e modelagem computacional, caracterizando a microestrutura por Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), e quantificando a segregação de elementos de liga. Ensaios de indentação instrumentada revelaram que as regiões segregadas apresentaram dureza até 38% superior à matriz. A simulação numérica por Método dos Elementos Finitos (MEF), desenvolvida a partir de microestruturas reais, demonstrou que as interfaces matriz-segregação atuam como severos concentradores de tensão. Sob carga de serviço, foram identificados picos de tensão principal máxima de até 1,5 GPa, indicando regiões de elevada criticidade mecânica predispostas à nucleação de trincas. Os resultados validaram um mecanismo de falha por fadiga, no qual a microestrutura severamente segregada do grampo fraturado atua como sítio preferencial para iniciação de trincas, reduzindo significativamente sua integridade estrutural e explicando sua vida útil substancialmente menor frente aos carregamentos cíclicos de serviço.

Palavras-chave: aço SAE 9254, grampos ferroviários, método dos elementos finitos, microestrutura, segregação microestrutural.

ABSTRACT

This study investigated the relationship between microstructure, mechanical properties, and in-service performance of SAE 9254 steel, focusing on its application in railway fastening systems. The main objective was to provide a mechanistic explanation for premature failures observed in fastclip-type clips used on the Carajás Railway (EFC). To achieve this, experimental analyses and computational modeling were integrated, with the microstructure characterized by Optical Microscopy (OM) and Scanning Electron Microscopy (SEM), and the segregation of alloying elements quantified. Instrumented indentation tests revealed that segregated regions exhibited hardness values up to 38% higher than the matrix. Finite Element Method (FEM) simulations, developed from real microstructures, demonstrated that matrix–segregation interfaces act as severe stress concentrators. Under service loading, maximum principal stress peaks of up to 1.5 GPa were identified, indicating highly critical mechanical regions prone to crack nucleation. The results validated a fatigue-driven failure mechanism in which the severely segregated microstructure of the fractured clip acts as a preferential crack initiation site, significantly reducing its structural integrity and explaining its substantially shorter service life under cyclic loading.

Keywords: finite element method, microstructural segregation, microstructure, railway clips, SAE 9254 steel.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1. Representação esquemática das molas helicoidais: (a) de extensão; (b) de compressão; (c) de torção.	17
Figura 3.2. Diagramas TTT de dois aços Si-Mn: (a) SAE 9254; (b) SAE 9260.	20
Figura 3.3. Microestrutura composta predominantemente por martensita.	22
Figura 3.4. Microestrutura composta por ferrita, perlita e pequenas ilhas de martensita. ...	23
Figura 3.5. Microestrutura resultante da transformação da austenita em ferrita e perlita. ...	23
Figura 3.6. Micrografias ópticas das amostras revenidas a: (a) 250°C; (b) 350°C; (c) 450°C; (d) 550°C, compostas por martensita revenida e austenita retida.	25
Figura 3.7. Efeito das temperaturas de revenimento na resistência.	25
Figura 3.8. Efeito das temperaturas de revenimento no alongamento.	26
Figura 3.9. Efeito das temperaturas de revenimento na dureza.	26
Figura 3.10. Representação esquemática do tratamento térmico isotérmico.	27
Figura 3.11. Limite de escoamento em função do tempo de austêmpera.	30
Figura 3.12. Resistência à tração em função do tempo de austêmpera.	31
Figura 3.13. Resultados de nanoindentação evidenciando a diferença de dureza entre a superfície ferrítica descarbonetada e o núcleo martensítico do aço SAE 9254, respectivamente.	32
Figura 3.14. Curvas de tensão-deformação de engenharia do aço SAE 9254 obtidas experimentalmente para diferentes temperaturas de: (a) austenitização e, (b) revenimento.	33
Figura 3.15. Energia de impacto absorvida do aço experimental revenido em diferentes temperaturas após austenitização a 890°C.	35
Figura 3.16. Corte transversal de uma estrutura clássica de via ferroviária com lastro, com suas respectivas camadas.	36
Figura 3.17. Microestrutura real de Al/PTFE (politetrafluoretileno) obtida por MEV.	39
Figura 3.18. Microestrutura real do aço DP600 obtidas por MEV.	40
Figura 3.19. Microestruturas reais do aço inoxidável 316L obtidas por microscopia óptica: (a) paralela; (b) vertical.	40
Figura 3.20. Partículas de alumínio (ocas brancas) e microvazios (sólidos pretos) identificados após pré-processamento e detecção de bordas pelo algoritmo/operador Canny.	41

Figura 3.21. Etapas de processamento de micrografia óptica no ImageJ: (a) paralela; (b) vertical.	41
Figura 3.22. Microestrutura obtida após o processamento digital de imagens.	42
Figura 3.23. Heterogeneidade dos triângulos de acordo com cores de pixels.....	44
Figura 3.24. Resultado de uma microestrutura processada e malhada: (a) obtida a partir de imagem de 484×484 pixels; (b) malha com 1.851 elementos gerada automaticamente no OOF2, com maxscale = 60 pixels, minscale = 20 pixels e threshold = 0,9.....	47
Figura 3.25. Representação esquemática do princípio da separação de escalas de comprimento.....	48
Figura 3.26. Convergência das propriedades aparentes para o valor efetivo com o aumento do tamanho da célula microestrutural para diferentes tipos de condições de contorno.	50
Figura 3.27. Exemplo de malha de elementos finitos e condições de contorno aplicadas a um RVE de aço DP600, com destaque para as condições de simetria e velocidade para simular um ensaio de tração.	51
Figura 3.28. Validação do modelo numérico: comparação entre as curvas de tensão-deformação verdadeiras obtidas por simulação: (a) deformação plana e (b) tensão plana.	52
Figura 3.29. Comportamento tensão verdadeira–deformação verdadeira do aço DP600 previsto pela abordagem proposta RVE-MEF: (a) modelo de deformação plana e (b) modelo de tensão plana.....	52
Figura 3.30. Análise de campos locais em um RVE de compósito Al/PTFE: (a) e (b) Distribuição de tensão de Von Mises, evidenciando concentrações nas interfaces; (c) deformação do microvazio ao longo do tempo; (d) distribuição de deformação plástica, mostrando a formação de bandas de cisalhamento a 45° (os círculos vermelhos indicam os pontos de máxima tensão de cisalhamento).	53
Figura 4.1. Fluxograma das principais etapas metodológicas do estudo.....	55
Figura 4.2. Grampos de fixação do tipo fastclip instalados sobre trilhos na EFC.....	56
Figura 4.3. Vista esquemática de um grampo de fixação do tipo fastclip, detalhando um corte na seção longitudinal e um corte na seção transversal para ilustrar a estrutura interna sólida.	58
Figura 4.4. Representação esquemática da vista superior de um grampo do	58
Figura 4.5. Esquema do mapa de microdureza em malha.	63
Figura 4.6. Esquema do Ensaio de Indentação Instrumentada.	63
Figura 4.7. Condições de contorno e carregamento aplicadas ao modelo 2D do grampo FH, na seção longitudinal.	66

Figura 5.1. Imagens de MO dos grampos ferroviários.....	67
Figura 5.2. Imagem óptica evidenciando as bandas de laminação a quente da amostra em seção longitudinal.....	68
Figura 5.3. Comparação microestrutural do aço 51CrV4: (a) bandamento acentuado em lingotamento convencional, análogo ao grampo FH; (b) estrutura homogênea após refino, semelhante ao grampo NL.....	69
Figura 5.4. Micrografias obtidas por MEV do grampo NL em diferentes ampliações: (a) e (c) seção longitudinal; (b) e (d) seção transversal.....	70
Figura 5.5. Micrografias obtidas por MEV do grampo FH em diferentes ampliações: (a) e (c) seção longitudinal; (b) e (d) seção transversal.....	70
Figura 5.6. Simulação da solidificação (modelo de Scheil) de um aço ARBL, evidenciando a precipitação de MnS apenas nas últimas etapas da solidificação ($f_s > 0,95$), em função do enriquecimento do líquido interdendrítico.....	72
Figura 5.7. (a) Inclusão alongada de MnS na seção longitudinal do grampo NL, observada em amostra sem ataque químico e (b) Micrografia de elétrons secundários com análises químicas pontuais (MEV/EDS).....	72
Figura 5.8. Resultados das análises químicas pontuais feitas via EDS dos três pontos distintos: (a) ponto 1; (b) ponto 2 e (c) ponto 3.....	73
Figura 5.9. Perfis de microdureza do grampo NL: (a) e (b) seção longitudinal; (c) e (d) seção transversal.....	74
Figura 5.10. Perfis de microdureza do grampo FH: (a) e (b) seção longitudinal; (c) e (d) seção transversal.....	75
Figura 5.11. Análise de composição química por EDS no grampo NL. Os mapas elementares confirmam o enriquecimento das bandas de segregação em Silício (Si) e Manganês (Mn). Mapas: (a) Imagem BSE, (b) C, (c) Si, (d) Cr, (e) Mn e (f) Fe.....	76
Figura 5.12. Análise de composição química por EDS no grampo FH. Os mapas elementares confirmam o enriquecimento das bandas de segregação em Silício (Si) e Manganês (Mn). Mapas: (a) Imagem BSE, (b) C, (c) Si, (d) Mn e (e) Fe.....	77
Figura 5.13. Mapa de dureza e composição química por EDS da seção longitudinal do grampo NL.....	78
Figura 5.14. Mapa de dureza e composição química por EDS da seção transversal do grampo NL.....	79
Figura 5.15. Mapa de dureza e composição química por EDS da seção longitudinal do grampo FH.....	79

Figura 5.16. Mapa de dureza e composição química por EDS da seção transversal do grampo FH.	80
Figura 5.17. Distribuição da dureza no grampo NL, na seção: (a) longitudinal e (b) transversal.	81
Figura 5.18. Distribuição da dureza no grampo FH, na seção: (a) longitudinal e (b) transversal.	83
Figura 5.19. Fração volumétrica de segregação determinada para as seções longitudinal e transversal dos grampos NL e FH.	86
Figura 5.20. Simulação de tensões de Von Mises na seção: (a) longitudinal e (b) transversal, das microestruturas do grampo NL.	88
Figura 5.21. Simulação de tensões de Von Mises na seção: (a) longitudinal e (b) transversal, das microestruturas do grampo FH.	89
Figura 5.22. Distribuição da tensão principal máxima na seção (a) longitudinal e (b) transversal do grampo FH.	91
Figura 5.23. Detalhe da malha de elementos finitos evidenciando picos localizados de tensão do grampo NL na seção longitudinal.	92
Figura 5.24. Detalhe da malha de elementos finitos evidenciando picos localizados de tensão do grampo NL na seção transversal.	93
Figura 5.25. Detalhe da malha de elementos finitos evidenciando picos localizados de tensão do grampo FH na seção longitudinal.	93
Figura 5.26. Detalhe da malha de elementos finitos evidenciando picos localizados de tensão do grampo FH na seção transversal.	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 Variação da microdureza no aço SAE 9254 submetido a diferentes condições de taxa de resfriamento.....	22
Tabela 3.2. Propriedades mecânicas do aço experimental sob diferentes tratamentos térmicos.	34
Tabela 3.3. Componentes de sistemas de fixação ferroviária e suas funções.	37
Tabela 4.1. Especificações químicas do DNIT para aços utilizados na fabricação de grampos.	57
Tabela 4.2. Teores de elementos químicos nas amostras de grampos (% em massa).	60
Tabela 4.3. Propriedades mecânicas do grampo NL utilizadas na simulação numérica.	65
Tabela 5.1. Dureza (HV) e módulo de elasticidade reduzido (Er) obtidos na seção longitudinal do grampo NL.	82
Tabela 5.2. Dureza (HV) e módulo de elasticidade reduzido (Er) obtidos na seção transversal do grampo NL.....	82
Tabela 5.3. Dureza (HV) e módulo de elasticidade reduzido (Er) obtidos na seção longitudinal do grampo FH.....	84
Tabela 5.4. Dureza (HV) e módulo de elasticidade reduzido (Er) obtidos na seção transversal do grampo FH.....	84
Tabela 5.5. Limite de escoamento (σ_e) calculado a partir da dureza média (HV).....	85

LISTA DE SÍMBOLOS

A_{c3} – temperatura crítica austenítica

E_r – modulo de elasticidade reduzido

ΔE – variação de energia

ε – finos carbonetos do tipo épsilon de composição aproximada $Fe_{2.4}C$

ε_{ef} – deformação plástica equivalente

h – profundidade de penetração do indentador durante o ensaio de indentação instrumentada

HV – dureza Vickers

γ – austenita

M_s – temperatura de início de formação de martensita

σ_e – limite de escoamento

σ_{ef} – distribuição de tensões equivalentes de Von Mises

σ_r – resistência à tração

σ_1 – tensão principal máxima

P – carga aplicada no ensaio de indentação instrumentada

T – parâmetro semelhante à temperatura no recozimento físico

YS – *yield strength* (limite de escoamento)

LISTA DE SIGLAS

2D – Bidimensional

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas

ASTM – Sociedade Americana de Testes e Materiais

BSE – Elétrons Retroespalhados

CC – Condição de Contorno

CCC – Lingotamento Convencional

CRC – Curva de Resfriamento Contínuo

DNIT – Departamento Nacional de Infraestrutura de Transportes

EDS – Espectroscopia de Dispersão de Energia de Raios X

EFC – Estrada de Ferro de Carajás

ESR – Refusão por Eletroescória

MEF – Método dos Elementos Finitos

FH – Grampo Fraturado

L_H – Comprimento característico das heterogeneidades internas

L_{Macro} – Comprimento do RVE em escala macroscópica

L_{VE} – Comprimento do RVE

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MO – Microscopia Óptica

NL – Grampo Novo

PAGS – Tamanho de Grão Austenítico

PBC – Condições de Contorno Periódicas

PTFE – Politetrafluretileno

RVE – Elemento de Volume Representativo

SAE – *Society of Automotive Engineers International*

T&R – Têmpera e Revenimento

TRIP – Transformação Induzida por Tensão

TTT – Diagrama Tempo-Temperatura-Transformação

UDBC – Condição de Contorno de Deslocamento Uniforme

UTBC – Condição de Contorno de Tração Uniforme

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	14
2	OBJETIVOS	16
2.1	Objetivo Geral	16
2.2	Objetivos Específicos	16
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1	Classificação Geral dos Aços Mola	18
3.2	Tratamentos Térmicos Aplicados ao Aço SAE 9254	19
3.2.1	Austenitização	20
3.2.2	Têmpera	21
3.2.3	Revenimento	24
3.2.4	Austêmpera	27
3.3	Influência dos Elementos de Liga no Aço SAE 9254	28
3.4	Propriedades Mecânicas do Aço SAE 9254	29
3.5	Sistema de Fixação Ferroviário	35
3.6	Uso de Micrografias na Modelagem Computacional 2D	38
3.6.1	Aquisição e pré-processamento de micrografias	38
3.6.2	Segmentação e identificação de regiões/fases	42
3.6.3	Geração de malha a partir da micrografia	43
3.6.4	Atribuição de propriedades locais e definição de RVE	47
3.6.5	Método dos Elementos Finitos (MEF)	49
4	MATERIAIS E MÉTODOS	55
4.1	Corte das Amostras	57
4.2	Análise Química	59
4.3	Caracterização Metalográfica dos Materiais	60
4.4	Caracterização Mecânica	62
4.5	Simulação Numérica	64
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	67
5.1	Caracterização Microestrutural	67
5.2	Comportamento Mecânico	74
5.3	Fração Volumétrica	85
5.4	Simulação Numérica	87
6	CONCLUSÃO	95
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	97

1 INTRODUÇÃO

Os aços mola são materiais estratégicos devido à sua combinação de resistência e tenacidade, propriedades estas que, quando equilibradas, conferem ao material a capacidade de suportar carregamentos cíclicos sem apresentar trincas ou falhas prematuras (Hasan *et al.*, 2024; Shi *et al.*, 2024). Dentro desse grupo, o aço SAE 9254, uma liga de médio carbono com adições de silício, manganês e cromo, destaca-se pela aplicação em componentes submetidos a solicitações extremas, como molas automotivas e sistemas de fixação ferroviária. O interesse tecnológico por esse material decorre da necessidade de garantir confiabilidade em estruturas críticas, onde falhas não apenas comprometem a eficiência, mas também a segurança operacional (Ali *et al.*, 2020; Hasap *et al.*, 2018; Santana *et al.*, 2025).

A utilização do aço SAE 9254 em grampos de fixação ferroviários exemplifica a peculiaridades entre demanda funcional e limitação do material. Esses elementos, responsáveis por manter o trilho firmemente acoplado ao dormente, operam em condições de altas cargas dinâmicas sujeito à ocorrência de falhas por fadiga (Ali *et al.*, 2020; Hasap *et al.*, 2018; Rodrigues *et al.*, 2016). A durabilidade desses dispositivos depende diretamente da microestrutura que está vinculada a parâmetros de processamento térmico. Enquanto o revenido da martensita garante alta dureza e limite de escoamento, outras morfologias, como bainita ou austenita retida, podem modificar a resistência à fadiga e a capacidade de absorção de energia. Nesse ponto, emerge um desafio conceitual, que é otimizar o tratamento térmico de forma a equilibrar propriedades muitas vezes conflitantes: dureza e ductilidade, resistência a esforços estáticos e cíclicos (Hasan *et al.*, 2024).

Se por um lado a metalurgia física fornece ferramentas para manipular a microestrutura, por outro a modelagem computacional vem sendo explorada para antecipar o comportamento do material em diferentes condições. A construção de modelos a partir de micrografias reais amplia o potencial de análise, permitindo a observação de heterogeneidades locais e a simulação de concentrações de tensão em interfaces (Barbosa *et al.*, 2018; Reid *et al.*, 2008; Werner *et al.*, 2016). Contudo, é importante considerar as limitações intrínsecas de cada abordagem. Embora modelos 2D sejam eficientes e perfeitamente adequados para uma gama de problemas, sendo formalmente descritos pelas formulações de Estado Plano de Tensões e Estado Plano de Deformações, a complexidade microestrutural pode impor restrições. No contexto da análise de falha por fadiga em componentes sujeitos a carregamentos multiaxiais, a nucleação de trincas a partir de defeitos volumétricos internos e sua propagação tridimensional são fenômenos que uma modelagem 2D pode capturar apenas de forma aproximada. Esta lacuna, discutida no contexto de materiais heterogêneos por Reid *et al.* (2008) e Werner *et al.* (2016), reforça o valor

de metodologias que combinem experimentação e simulação, aproveitando as vantagens de cada abordagem.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Investigar o motivo da falha de um grampo ferroviário de aço SAE 9254 por meio de uma análise integrada que correlacione a caracterização microestrutural com as propriedades mecânicas. Para isso, será estabelecida uma linha de base com um grampo novo, a qual será contrastada com as características de um grampo fraturado, permitindo correlacionar as alterações microestruturais com a degradação das propriedades mecânicas e identificar o fator preponderante para a fratura.

2.2 Objetivos Específicos

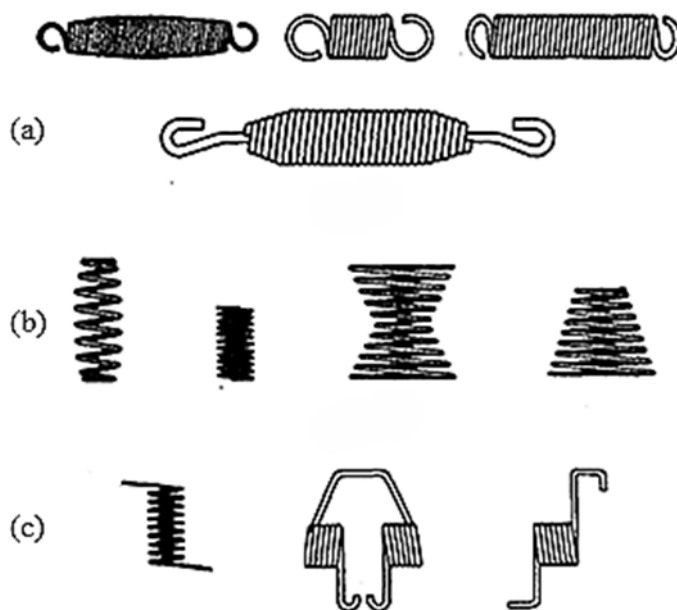
- Caracterizar a composição química do aço SAE 9254, identificando a distribuição e possíveis variações dos elementos de liga;
- Investigar a microestrutura do material com identificação das fases constituintes e eventuais descontinuidades microestruturais;
- Quantificar a segregação de elementos e correlacioná-la às heterogeneidades microestruturais e ao desempenho mecânico local;
- Determinar as propriedades mecânicas do aço por meio de ensaios experimentais;
- Desenvolver e validar modelos numéricos bidimensionais a partir de microestruturas reais para simular o comportamento mecânico sob condições de serviço;
- Fornecer uma explicação mecanicista para a falha prematura do grampo fraturado, mediante correlação entre heterogeneidades microestruturais (microestrutura grosseira e segregada), concentradores de tensão e nucleação de trincas por fadiga.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Molas são componentes frequentemente submetidos a condições severas de operação, como cargas elevadas, variações térmicas e ambientes com risco de corrosão, o que exige materiais de alto desempenho. Por isso, é essencial atenção redobrada tanto no projeto quanto na seleção adequada dos materiais (Chiaverini, 2012).

As molas podem ser classificadas de acordo com sua geometria, sendo os tipos mais comuns as helicoidais e as semielípticas. As molas helicoidais, como o nome sugere, são fabricadas a partir de fios ou barras de aço enrolados em formato de hélice. Essa geometria permite projetá-las para diferentes tipos de carregamento. Em molas helicoidais de extensão e compressão (Figuras 3.1a e 3.1b), o esforço predominante no fio é a torção. Já nas molas helicoidais de torção (Figura 3.1c), o carregamento principal é o de flexão. Por outro lado, as molas semielípticas, também conhecidas como feixes de mola, são fabricadas a partir de um conjunto de tiras de aço sobrepostas, que trabalham sob flexão (Chiaverini, 2012).

Figura 3.1. Representação esquemática das molas helicoidais: (a) de extensão; (b) de compressão; (c) de torção.



Fonte: Adaptado de Chiaverini (2012).

Segundo Chiaverini (2012) e Silva e Mei (2021), o desenvolvimento de aços para molas se intensificou a partir da Segunda Revolução Industrial, no final do século XIX, visando atender a exigências de aplicações de ligas com maior resistência mecânica e maior pureza, ou seja, redução de elementos indesejados e inclusões não metálicas. Para isso, foram desenvolvidas ligas como Cr-V e Si-Mn, com o objetivo de obter uma combinação superior de

resistência ao escoamento e tenacidade, essencial para aplicações sob carregamento cíclico severo.

Para que um material suporte elevadas deformações elásticas sem apresentar deformações permanentes, é essencial que possua um limite elástico elevado, uma propriedade mecânica que se destaca nos aços utilizados em molas, segundo Chiaverini (2012).

3.1 Classificação Geral dos Aços Mola

Os aços utilizados na produção de molas podem ser classificados em aços carbono, aços liga e aços inoxidáveis. Essa classificação leva em conta a composição química, especialmente o tipo e a quantidade de elementos de liga, que impactam diretamente nas propriedades como resistência mecânica, resistência à corrosão, temperabilidade e desempenho em aplicações com esforços cíclicos (Chiaverini, 2012; Silva; Mei, 2021).

Os aços carbono representam a classe mais amplamente empregada na produção de elementos de mola, sendo também a alternativa mais acessível do ponto de vista econômico. Seu uso é especialmente comum em aplicações que não exigem desempenho sob temperaturas elevadas nem resistência à corrosão, como no caso de molas fabricadas a partir de arames de pequeno diâmetro ou de tiras metálicas utilizadas em condições de baixa a média sollicitação mecânica, conforme descrito no ASM INTERNATIONAL (1990). A principal característica desses materiais é a predominância do carbono como elemento de liga, com concentrações que, em geral, variam entre 0,50% e 1,00%. Essa variação no teor de carbono define o potencial de endurecimento do aço. As propriedades mecânicas finais, após os processos de têmpera e revenimento, como a dureza e a resistência à tração, são diretamente influenciadas por essa faixa de composição, conforme Colpaert (2008). Dentre os aços mais tradicionais desta categoria, destacam-se os das séries ABNT 1070, 1080 e 1095, amplamente utilizados na indústria devido ao bom equilíbrio entre desempenho mecânico e custo (Silva; Mei, 2021).

Os aços-liga de baixo teor em elementos de liga, se mostram mais adequados para aplicações que demandam elevada resistência mecânica, boa elasticidade e desempenho consistente em temperaturas moderadamente altas. A adição controlada de elementos como Mn, Si, Cr, V e Mo é o que confere a esses materiais temperabilidade, tenacidade e resistência superiores aos aços-carbono em condições de serviço mais exigentes, como destaca Chiaverini (2012). O silício exerce um papel importante nos aços para molas por contribuir de forma expressiva para o aumento do limite de elasticidade e da resistência ao relaxamento de tensão

(*stress relaxation*), fenômeno em que a mola perde força com o tempo mesmo quando mantida sob uma deformação constante.

A seleção de aços inoxidáveis para aplicações em molas exige atenção criteriosa, uma vez que é fundamental atender simultaneamente a requisitos de elevada resistência mecânica e resistência à corrosão. Dentre as principais opções, os aços inoxidáveis martensíticos se destacam por sua capacidade de endurecimento por têmpera, o que lhes permite manter propriedades mecânicas robustas mesmo em ambientes de alta temperatura (Jiang *et al.*, 2017). Essa combinação de resistência e durabilidade os torna especialmente indicados para aplicações severas, como em sistemas de tubulação de poços petrolíferos. Por outro lado, os aços inoxidáveis austeníticos são reconhecidos por sua excelente resistência à corrosão e boa estabilidade térmica, características que asseguram confiabilidade estrutural quando expostos a meios agressivos (Pisarevskiy *et al.*, 2021). Já os aços inoxidáveis duplex reúnem as vantagens dos tipos ferríticos e austeníticos, oferecendo não apenas alta resistência mecânica, mas também resistência superior à corrosão localizada, como pites e frestas (Francis; Byrne, 2021).

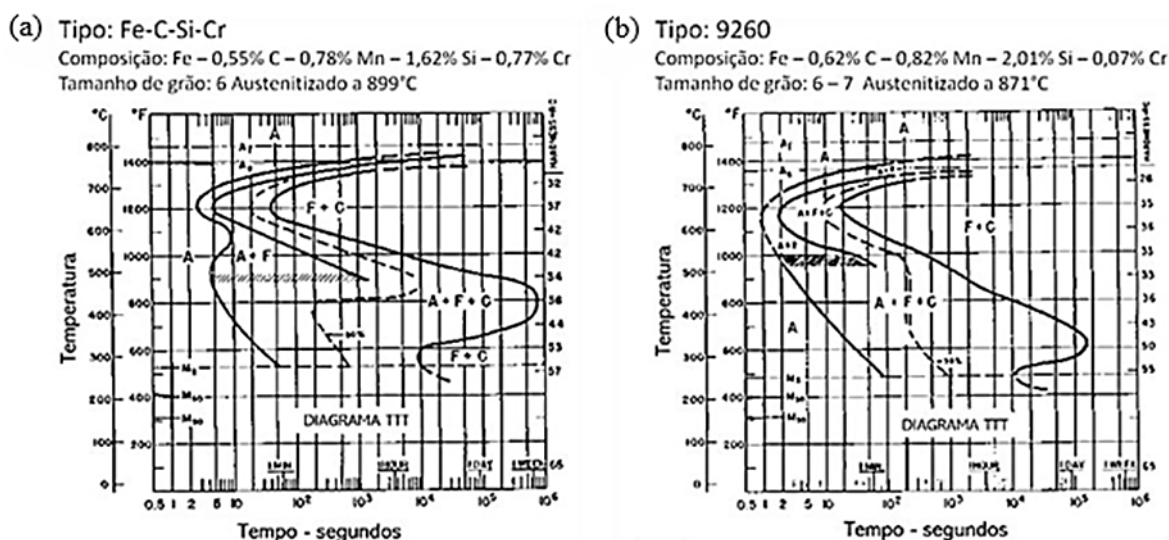
3.2 Tratamentos Térmicos Aplicados ao Aço SAE 9254

Os tratamentos térmicos desempenham um papel essencial na modificação das propriedades mecânicas do aço SAE 9254, especialmente diante das exigências da indústria automotiva por peças que aliem alta resistência e redução de peso, como as molas de suspensão (Hasan *et al.*, 2024). O processo geralmente envolve uma austenitização em altas temperaturas, seguida por rotas de resfriamento controladas. Dentre as abordagens, a rota convencional de têmpera e revenimento (T&R) busca formar uma martensita revenida, reduzindo a fragilidade da fase martensítica inicial para favorecer a tenacidade (Türedi *et al.*, 2016). Como alternativa, o tratamento isotérmico de austêmpera permite obter microestruturas nanoestruturadas, compostas por bainita, martensita e austenita retida, que também resultam em excelente desempenho mecânico (Cruz Jr. *et al.*, 2012). Independentemente da rota térmica escolhida, a microestrutura final é altamente dependente de variáveis como a temperatura de austenitização e a taxa de resfriamento, exigindo um controle rigoroso para atender às exigências de aplicações de alto desempenho (Hasan *et al.*, 2024; Santos; Santos, 2024).

Vander Voort (1991) destaca que os diagramas de transformação isotérmica (TTT) diferem dos de resfriamento contínuo (CRC), pois, para um mesmo aço, as regiões de transformação no CRC se deslocam para tempos mais longos e temperaturas mais baixas. Embora não representem exatamente as condições de resfriamento contínuo, os diagramas TTT, quando usados com cautela, ainda são úteis para compreender as transformações

microestruturais, nas quais a austenita se decompõe gradualmente ao longo de uma faixa de temperaturas. A Figura 3.2 compara os diagramas TTT dos aços SAE 9254 e SAE 9260, ambos da classe Si-Mn. A diferença principal está no teor de cromo, menor no SAE 9260, o que reduz sua temperabilidade. No SAE 9254, mais rico nesse elemento, a curva TTT se desloca para a direita, indicando início mais tardio da transformação da austenita e maior estabilidade dessa fase durante o resfriamento. Isso amplia o tempo disponível para evitar microconstituintes macios e favorecer a formação de martensita, essencial para aplicações que exigem alta resistência.

Figura 3.2. Diagramas TTT de dois aços Si-Mn: (a) SAE 9254; (b) SAE 9260.



Fonte: Adaptado de Vander Voort (1991).

3.2.1 Austenitização

A etapa de austenitização representa o ponto de partida essencial para os principais tratamentos térmicos do aço SAE 9254. O processo requer o aquecimento do material a uma faixa de temperatura específica, tipicamente entre 850°C e 900°C, para converter a microestrutura de partida, composta por ferrita e perlita, em uma estrutura monofásica e homogênea de austenita. Para que essa conversão ocorra de forma eficaz, o aço deve ser mantido acima de sua temperatura crítica superior (A_{c3}), que para esta liga varia entre 820°C e 840°C. A eficácia do tratamento, no entanto, depende do controle rigoroso da temperatura e do tempo de permanência, cuja combinação define um *trade-off* entre produtividade e refino microestrutural. Os parâmetros variam nos estudos analisados justamente para atender a diferentes prioridades: Türedi *et al.* (2016) utilizaram 870°C por 30 minutos, buscando uma austenitização completa e homogênea; Santos e Santos (2024) optaram por 850°C por 12

minutos, privilegiando um menor crescimento de grão; enquanto Cruz Jr. *et al.* (2012) aplicaram um ciclo de 900°C por 5 minutos, visando um processo mais rápido, porém com risco de grãos grosseiros.

Após a conclusão desta etapa, a microestrutura do aço é composta integralmente pela fase austenita, que atua como fase-matriz para as transformações subsequentes. Segundo Hasan *et al.* (2024), a morfologia desta fase é caracterizada por grãos equiaxiais, cujo tamanho médio, denominado como Tamanho do Grão Austenítico Prévio (PAGS), é uma de suas características mais críticas. Conforme o mesmo estudo, o PAGS não é fixo, sendo diretamente influenciado pelas condições do tratamento, havendo uma tendência linear em que temperaturas mais elevadas e maiores tempos de permanência favorecem o crescimento dos grãos. Os autores exemplificam esse efeito ao mostrar que, ao ampliar o tempo de encharque de 10 para 30 minutos a 910°C, o tamanho médio do grão aumentou de 14 ± 2 μm para 21 ± 3 μm . O controle do PAGS é fundamental, pois sua morfologia define os contornos para a formação das fases no resfriamento, como os blocos martensíticos, impactando diretamente as propriedades mecânicas finais do material.

3.2.2 Têmpera

A etapa de têmpera consiste em resfriar rapidamente o aço a partir da zona austenítica, com o objetivo de obter uma microestrutura predominantemente martensítica, responsável por conferir elevada dureza ao material. Esse resfriamento brusco é usualmente realizado em meios que permitem uma alta e controlada taxa de extração de calor, como o óleo, que proporciona equilíbrio entre a velocidade de extração de calor e o controle de deformações e trincas térmicas (Hasan *et al.*, 2024; Santos; Santos, 2024).

De acordo com Santos e Santos (2024), o principal fator que determina as transformações de fase durante a têmpera é a taxa de resfriamento. Quando esta é elevada, entre 10°C/s e 40°C/s, inibem-se as reações difusionais da austenita, impedindo a formação de ferrita e perlita. Nessa condição, a transformação ocorre por cisalhamento, originando martensita do tipo *lath* (ripas), ilustrada na Figura 3.3, composta por finas lâminas paralelas agrupadas em blocos e pacotes nos antigos contornos de grão austeníticos, com presença de austenita retida em forma de películas delgadas entre as ripas. Como apresentado na Tabela 3.1, a dureza pode atingir cerca de 737 HV.

Segundo Santos e Santos (2024), em taxas intermediárias, de 2,5°C/s a 5°C/s, ocorre a formação de microestruturas mistas, nas quais martensita e austenita retida coexistem com ferrita poligonal (de grãos equiaxiais e contornos bem definidos) e perlita, presente em colônias

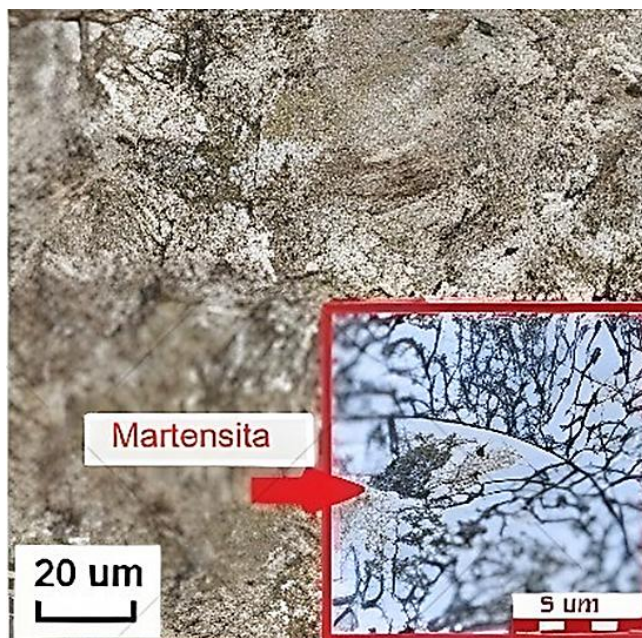
de lamelas alternadas de ferrita e cementita (Figura 3.4). Já em taxas inferiores a 1°C/s , o tempo de difusão é suficiente para que toda a austenita se transforme em ferrita e perlita (Figura 3.5), resultando em durezas bem menores, entre 300 HV e 313 HV, conforme sintetizado na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Variação da microdureza no aço SAE 9254 submetido a diferentes condições de taxa de resfriamento.

Taxa de resfriamento ($^{\circ}\text{C/s}$)	Microdureza Vickers (HV)
0,5	$300,25 \pm 11,98$
1,0	$313,68 \pm 7,65$
2,5	$353,08 \pm 14,57$
5,0	$574,48 \pm 18,48$
10,0	$697,93 \pm 7,29$
20,0	$737,60 \pm 9,12$
40,0	$710,65 \pm 4,54$

Fonte: Adaptado de Santos e Santos (2024).

Figura 3.3. Microestrutura composta predominantemente por martensita.

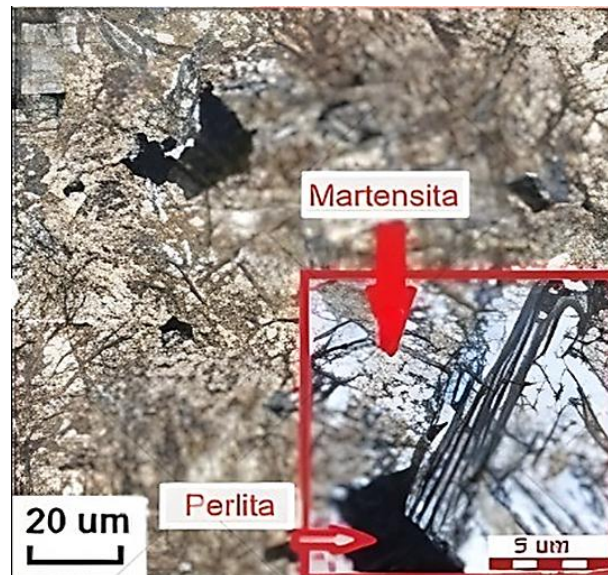


Fonte: Adaptado de Santos e Santos (2024).

A análise micrográfica conduzida por Santos e Santos (2024) evidenciou que o ajuste da taxa de resfriamento permite controlar se as transformações ocorrem por mecanismos difusionais ou adifusionais, determinando a combinação final de fases e, portanto, as

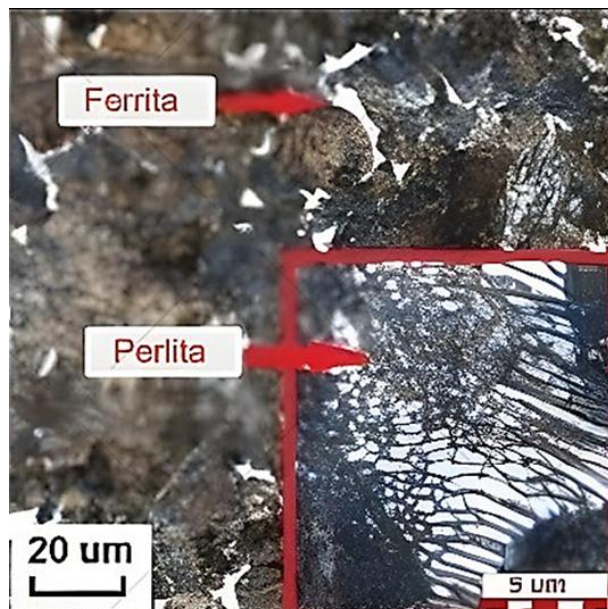
propriedades mecânicas do aço. Apesar da elevada dureza da martensita, sua tenacidade é limitada, o que pode comprometer a resistência ao impacto e a integridade do componente em certas aplicações. Por essa razão, é comum submeter o material a um tratamento subsequente de revenimento para equilibrar dureza e tenacidade.

Figura 3.4. Microestrutura composta por ferrita, perlita e pequenas ilhas de martensita.



Fonte: Adaptado de Santos e Santos (2024).

Figura 3.5. Microestrutura resultante da transformação da austenita em ferrita e perlita.



Fonte: Adaptado de Santos e Santos (2024).

3.2.3 Revenimento

O revenimento é uma etapa essencial que sucede a têmpera na maioria das aplicações envolvendo o aço SAE 9254. A martensita formada por resfriamento rápido confere ao material elevada dureza e resistência mecânica, mas também significativa fragilidade. Isso ocorre porque a transformação martensítica, sendo adifusional, aprisiona átomos de carbono na estrutura cristalina do ferro, gerando alta distorção de rede e elevada densidade de discordâncias, o que restringe severamente a deformação plástica. Para ajustar a tenacidade e adequar o aço a aplicações que exigem maior resistência a fraturas, realiza-se o tratamento térmico de revenimento, que consiste no aquecimento do aço temperado a temperaturas subcríticas (geralmente entre 100°C e 650°C), mantendo-o por um tempo determinado e resfriando-o em seguida (Türedi *et al.*, 2016).

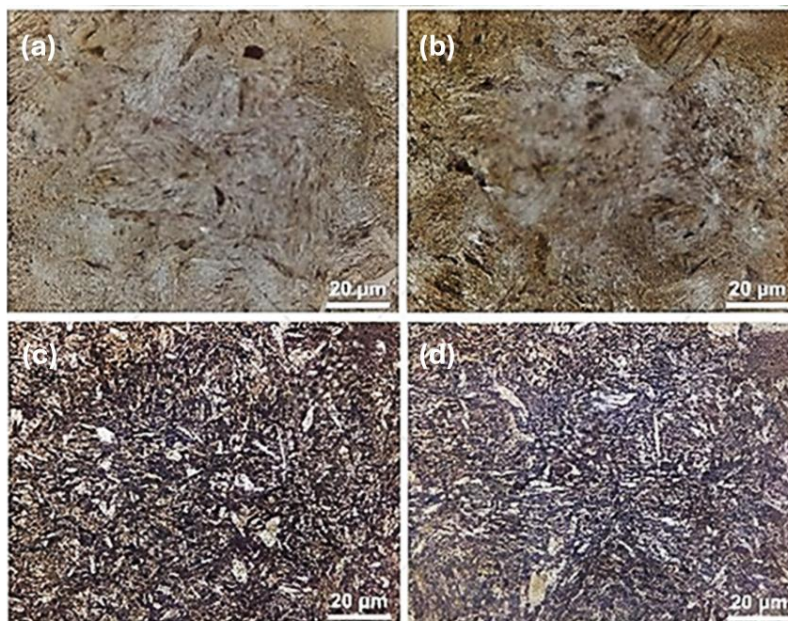
A microestrutura resultante desse processo, ilustrada na Figura 3.6, é denominada martensita revenida, formada pela modificação da martensita obtida na têmpera. Essa fase apresenta precipitação de finos carbonetos do tipo épsilon (ϵ), de composição aproximada $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$, dispersos no interior e nos contornos das ripas martensíticas, além de vestígios de austenita retida. O elevado teor de silício do aço (entre 1,3% e 1,5% em massa) atua como inibidor da formação de cementita (Fe_3C), retardando sua precipitação e favorecendo a manutenção de carbonetos finos por mais tempo. Essa inibição é particularmente eficaz em temperaturas próximas a 316°C, prolongando a presença de carbonetos de transição capazes de bloquear o movimento das discordâncias e, conseqüentemente, manter alta resistência mecânica. (Türedi *et al.*, 2016; Hasan *et al.*, 2024).

Em temperaturas de revenimento mais baixas (310°C a 330°C), os precipitados apresentam tamanho reduzido e distribuição homogênea, aumentando a eficiência no bloqueio do movimento das discordâncias. À medida que a temperatura aumenta, ocorre coalescência e crescimento dos carbonetos, que se tornam mais espessos e adquirem morfologia esferoidal. Essa mudança morfológica reduz a efetividade dos precipitados como barreiras às discordâncias, o que explica a queda gradual da resistência mecânica e da dureza em revenimentos mais elevados (Türedi *et al.*, 2016; Hasan *et al.*, 2024).

De acordo com Türedi *et al.* (2016), do ponto de vista das propriedades mecânicas, a temperatura de revenimento é o parâmetro mais relevante. Os autores verificaram que o revenimento a 250°C, por 1h, resultou em resistência à tração de aproximadamente 2085 MPa e dureza de 635 HV. Ao elevar a temperatura para 350°C, esses resultados reduziram-se para 1931 MPa e 611 HV, respectivamente. Em revenimentos mais altos, como 450°C e 550°C, a

resistência à tração caiu para 1318 MPa e 1172 MPa, acompanhada por um aumento significativo no alongamento.

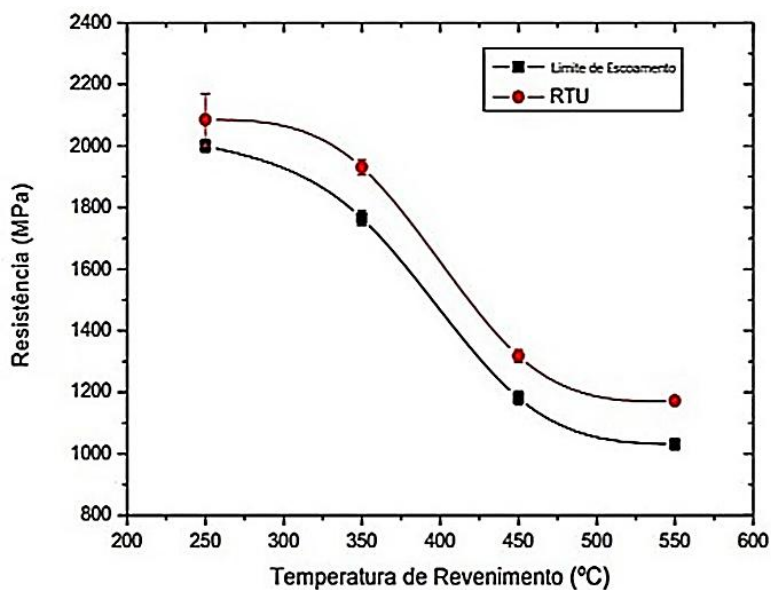
Figura 3.6. Micrografias ópticas das amostras revenidas a: (a) 250°C; (b) 350°C; (c) 450°C; (d) 550°C, compostas por martensita revenida e austenita retida.



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

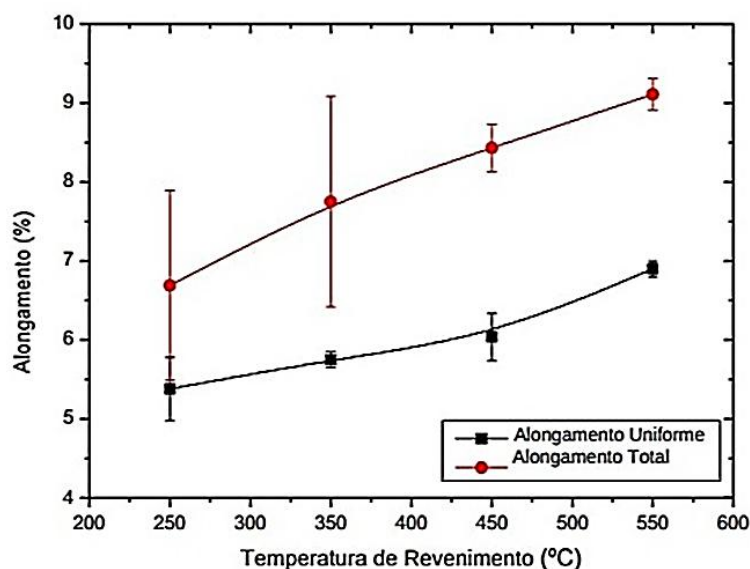
De acordo com os resultados experimentais de Türedi *et al.* (2016), a variação das propriedades em função da faixa de temperatura está apresentada nas Figuras 3.7, 3.8 e 3.9.

Figura 3.7. Efeito das temperaturas de revenimento na resistência.



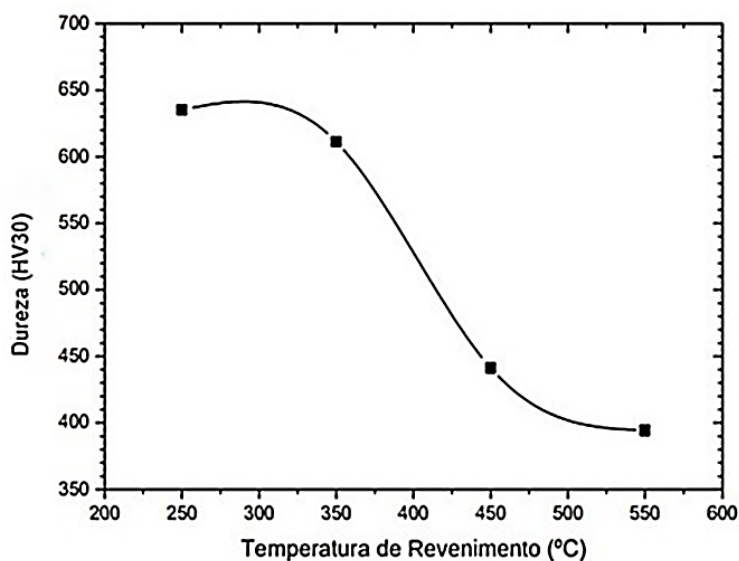
Fonte: Adaptado de Türedi *et al.* (2016).

Figura 3.8. Efeito das temperaturas de revenimento no alongamento.



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

Figura 3.9. Efeito das temperaturas de revenimento na dureza.



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

Hasan *et al.* (2024), trabalhando em uma faixa mais restrita (300°C a 350°C), verificaram que a redução da temperatura de revenimento de 330°C para 310°C resultou em um aumento de 5% na resistência mecânica, sem prejuízo significativo à ductilidade ou à redução de área. Esses resultados reforçam que o controle da temperatura de revenimento é decisivo para equilibrar resistência e tenacidade, de acordo com as exigências específicas da aplicação.

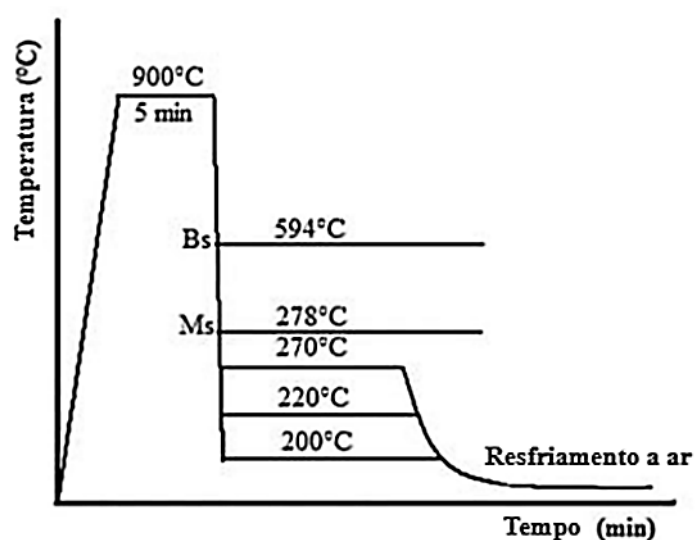
3.2.4 Austêmpera

Métodos isotérmicos, como a austêmpera, têm sido estudados por seu potencial em gerar microestruturas refinadas compostas por bainita, martensita e austenita retida em escala nanométrica, conforme caracterizado por Cruz Jr. *et al.* (2012). Diferente do tratamento convencional de têmpera e revenimento, a austêmpera possibilita a obtenção de elevada resistência combinada com boa tenacidade, por meio da formação controlada de uma bainita livre de carbonetos. O aço SAE 9254 se mostra particularmente adequado a esse tratamento devido ao alto teor de carbono e silício, que estabiliza a bainita, suprime a precipitação de cementita e mantém viabilidade econômica por dispensar elementos de liga caros (Cruz Jr. *et al.*, 2012).

Segundo Cruz Jr. *et al.* (2012), a austenitização a 900°C, cerca de 80°C acima do ponto crítico superior ($Ac_3 \approx 820^\circ C$), garante a dissolução completa da microestrutura inicial (ferrita + perlita) e a formação de uma matriz austenítica homogênea com grãos refinados, condição essencial para transformações subsequentes previsíveis. O tempo de 5 minutos foi suficiente para esse efeito sem crescimento excessivo dos grãos.

A Figura 3.10 esquematiza as etapas do tratamento térmico e os parâmetros adotados no estudo de Cruz Jr. *et al.* (2012), contribuindo para uma melhor compreensão da metodologia empregada.

Figura 3.10. Representação esquemática do tratamento térmico isotérmico.



Fonte: Adaptado de Cruz Jr. *et al.* (2012).

Segundo Cruz Jr. *et al.* (2012), a seleção das temperaturas do banho isotérmico foi feita considerando a temperatura de início da martensita ($M_s \approx 278^\circ\text{C}$). A 270°C , pouco abaixo da M_s , apenas uma pequena fração da austenita transformou-se em martensita no resfriamento inicial, com a bainita se formando de maneira predominante e uniforme durante a etapa isotérmica. Já a 220°C e 200°C , temperaturas bem inferiores à M_s , grande parte da austenita transformou-se rapidamente em martensita, com a bainita surgindo depois a partir da austenita remanescente entre as ripas martensíticas.

Quanto ao tempo de permanência isotérmica, Cruz Jr. *et al.* (2012) observaram que durações curtas (30min e 2h) resultam em bainita incompleta e elevada fração de austenita não enriquecida em carbono, suscetível à transformação em martensita no resfriamento final ou ao fenômeno TRIP sob carga mecânica. Em tempos longos (24h e 48h), há maior consumo da austenita e enriquecimento significativo de carbono, estabilizando-a em filmes finos e aumentando a fração de ferrita bainítica, o que eleva o limite de escoamento e melhora a resistência ao encruamento.

A microestrutura obtida ao final do processo apresenta ferrita bainítica em feixes extremamente finos (*sheaves* < 200 nm), austenita retida estável em filmes entre as subunidades de ferrita e, ocasionalmente, martensita proveniente de blocos de austenita menos enriquecida. O teor elevado de silício é fundamental para manter a bainita livre de carbonetos, favorecendo a estabilidade da austenita à temperatura ambiente e contribuindo para propriedades mecânicas superiores (Cruz Jr. *et al.*, 2012).

3.3 Influência dos Elementos de Liga no Aço SAE 9254

As propriedades avançadas do aço SAE 9254 estão diretamente ligadas ao equilíbrio preciso de seus elementos de liga, cuja interação define resistência mecânica, dureza, tenacidade e durabilidade sob carregamento cíclico. Carbono, silício, manganês e cromo exercem funções complementares e estratégicas, enquanto fósforo e enxofre, apesar de considerados impurezas, devem ser rigidamente controlados. A composição química é projetada para que, após o tratamento térmico, a microestrutura resultante forneça um perfil de propriedades mecânicas adequado para aplicações críticas, combinando alta resistência ao desgaste com uma tenacidade controlada (ASM INTERNATIONAL, 1990; Krauss, 2015; Bhadeshia; Honeycombe, 2017).

Segundo Krauss (2015), o carbono é o elemento mais decisivo na formação de fases endurecedoras e no comportamento térmico da liga, viabilizando a transformação da austenita em martensita durante a têmpera. No aço SAE 9254, o teor é mantido entre 0,51% e 0,59% em

massa, buscando dureza adequada sem comprometer a estabilidade microestrutural no revenimento. Teores abaixo dessa faixa reduzem o endurecimento, enquanto valores superiores aumentam o risco de trincamento e fratura frágil (Ennis, 2014).

O silício, segundo Ennis (2014), atua como soluto na ferrita, reforçando a matriz e retardando a precipitação da cementita no revenimento devido à sua baixa solubilidade nesse composto. Isso permite ajustes térmicos em temperaturas mais altas sem comprometer a estabilidade estrutural, preservando as características obtidas na têmpera.

O manganês desempenha papel duplo: retarda a formação de ferrita e perlita ao dificultar a difusão do carbono, ampliando a janela para a formação de martensita mesmo em têmperas a óleo, e atua como desoxidante, combinando-se com o enxofre para formar MnS, evitando a formação de FeS, que causa fragilização a quente (Totten, 2006; Bhadeshia; Honeycombe, 2017).

O cromo eleva a temperabilidade, facilitando a formação de martensita em seções mais espessas, e forma carbonetos estáveis e duros, aumentando a resistência ao desgaste e a manutenção das propriedades em temperaturas mais altas. Mesmo em teores típicos entre 0,60% e 0,80%, sua contribuição é significativa e atua sinergicamente com outros elementos (ASM International, 1990; Ennis, 2014).

Segundo Rodrigues *et al.* (2016), fósforo e enxofre são considerados impurezas que devem ser mantidas abaixo de 0,025% devido ao risco de fragilização por revenido e nucleação de trincas. O fósforo tende a se concentrar nos contornos de grão, comprometendo a tenacidade. Entretanto, sob controle rigoroso e tratamentos adequados, pequenas adições (0,017%) podem formar nanoprecipitados de CrP₄, refinando a martensita e elevando a tenacidade ao impacto.

O enxofre, mesmo combinado ao manganês na forma de MnS, gera inclusões não metálicas que atuam como concentradores de tensão e favorecem nucleação de trincas em solicitações cíclicas. Por isso, sua redução ao mínimo é essencial para componentes sujeitos a fadiga, como molas (Krauss, 2015).

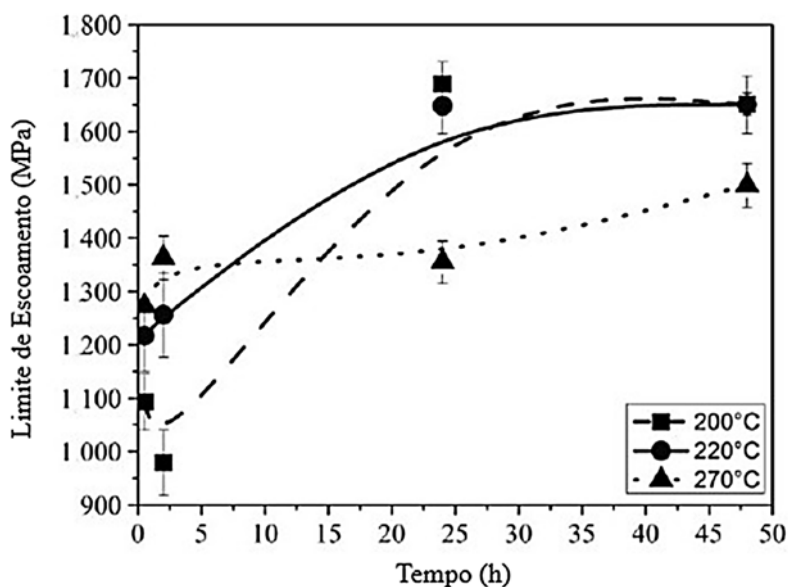
3.4 Propriedades Mecânicas do Aço SAE 9254

O desempenho do aço SAE 9254 em componentes estruturais está diretamente relacionado a um conjunto específico de propriedades mecânicas, cuja obtenção depende tanto da sua composição química quanto, principalmente, das condições a que o material é submetido durante o tratamento térmico. Entre os parâmetros mais relevantes para avaliar seu comportamento em serviço estão o limite de escoamento, a resistência à tração, a dureza, a ductilidade, a tenacidade, a resistência à fadiga e o módulo de elasticidade. A análise conjunta

dessas propriedades fornece uma visão abrangente do potencial do material em aplicações que exigem elevado desempenho mecânico e alta confiabilidade operacional (Krauss, 2015; Callister; Rethwisch, 2016).

O limite de escoamento (σ_e) de um aço está intimamente relacionado às características microestruturais, sendo particularmente influenciado pela natureza das fases presentes e pela densidade de discordâncias. Cruz Jr. *et al.* (2012) atribuem essa dependência ao processo de austêmpera, tendo os autores investigado os efeitos da temperatura e do tempo de tratamento. Os resultados, que mostram uma variação significativa do σ_e , são ilustrados na Figura 3.11, a qual descreve a evolução da propriedade em função do tempo de tratamento para as três temperaturas avaliadas.

Figura 3.11. Limite de escoamento em função do tempo de austêmpera.



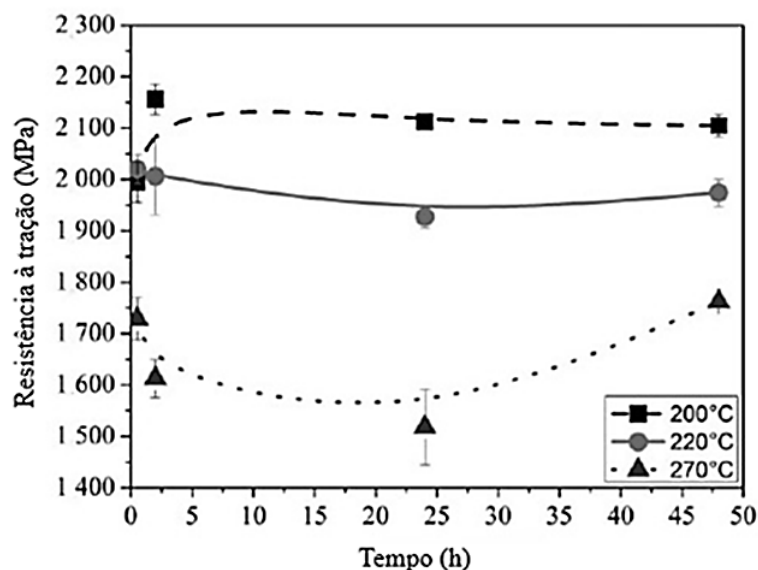
Fonte: Adaptado de Cruz Jr. *et al.* (2012).

Conforme observado na Figura 3.11, Cruz Jr. *et al.* (2012) afirmam que os menores limites de escoamento foram registrados para tratamentos isotérmicos de curta duração (0,5 a 2 horas), independentemente da temperatura aplicada (200°C, 220°C ou 270°C). Essa redução está associada à predominância de feixes de ferrita bainítica e ao aumento do volume de austenita retida, fatores que diminuem a resistência à deformação plástica. Em contrapartida, prolongar o tempo de austêmpera para 24 ou 48 horas, mesmo em temperaturas mais baixas como 200°C e 220°C, promove um aumento gradual do limite de escoamento. Esse efeito é

explicado pela formação progressiva de martensita combinada com ferrita bainítica, que gera uma microestrutura mais resistente e capaz de suportar maiores tensões antes do escoamento.

A resistência à tração (σ_r) do aço SAE 9254 está fortemente condicionada à presença de fases duras, especialmente a martensita, que limita o movimento de discordâncias e eleva a resistência mecânica do material. Quando o tratamento térmico por austêmpera é realizado em temperaturas mais baixas, há uma maior formação de martensita no resfriamento inicial, o que contribui diretamente para o aumento da resistência à tração. Segundo Cruz Jr. *et al.* (2012), o tratamento a 200°C por 2 horas resultou em uma elevada resistência à tração, atingindo 2248 MPa. Além disso, a presença de uma microestrutura refinada, composta por feixes de ferrita bainítica com espessura inferior a 200 nm, atua como barreira ao movimento de discordâncias, reforçando ainda mais essa propriedade. Os resultados obtidos pelos autores em diferentes condições de austêmpera estão apresentados na Figura 3.12.

Figura 3.12. Resistência à tração em função do tempo de austêmpera.



Fonte: Adaptado de Cruz Jr. *et al.* (2012).

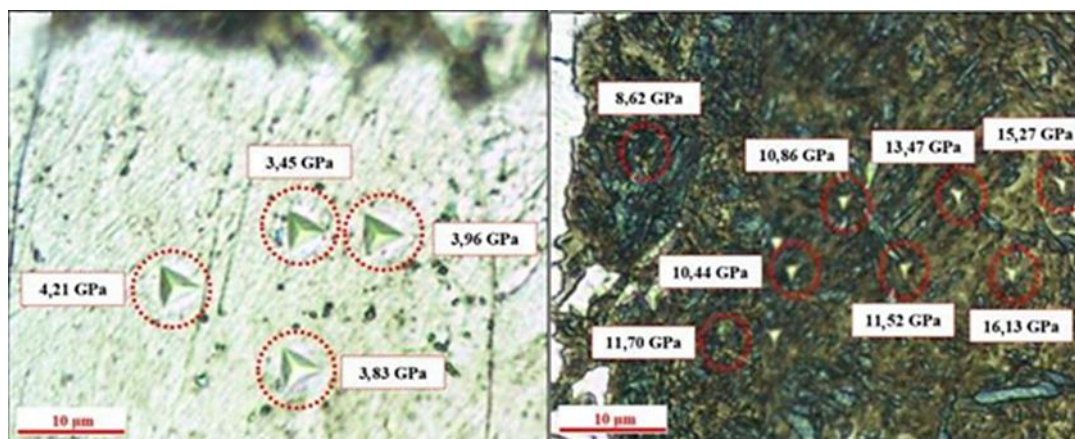
De acordo com Cruz Jr. *et al.* (2012), a análise da Figura 3.12 mostra que a resistência à tração do aço SAE 9254 se mantém praticamente constante com o aumento do tempo de austêmpera, o que sugere que essa variável não exerce influência significativa sobre esse parâmetro mecânico. Em contrapartida, verifica-se que a diminuição da temperatura do tratamento térmico promove um aumento considerável na resistência à tração.

A resistência à fadiga do aço SAE 9254 apresenta elevada sensibilidade às condições superficiais do material, sendo a descarbonetação um dos fatores mais críticos. Esse fenômeno,

caracterizado pela perda de carbono da superfície do aço durante tratamentos térmicos em altas temperaturas, leva à formação de uma camada superficial totalmente descarbonetada composta essencialmente por ferrita. Logo abaixo dessa camada, desenvolve-se uma região parcialmente descarbonetada. A presença dessa ferrita superficial, por ser consideravelmente mais macia que o núcleo martensítico do material, compromete de forma significativa a resistência à fadiga, tornando a superfície um local preferencial para a nucleação e propagação de trincas. Essa alteração microestrutural na superfície é, portanto, um dos principais fatores que reduzem a vida em fadiga e favorecem a fratura prematura dos componentes (Santana *et al.*, 2025).

De acordo com Santana *et al.* (2025), além de prejudicar a resistência à fadiga, a descarbonetação também impacta de forma significativa a dureza superficial. A dureza é uma propriedade mecânica intimamente relacionada à microestrutura do material e, portanto, extremamente sensível a alterações superficiais. A perda de carbono durante o tratamento térmico provoca uma redução acentuada dessa propriedade, como demonstrado por ensaios de nanoindentação realizados pelos autores, cujo resultados podem ser observados na Figura 3.13.

Figura 3.13. Resultados de nanoindentação evidenciando a diferença de dureza entre a superfície ferrítica descarbonetada e o núcleo martensítico do aço SAE 9254, respectivamente.



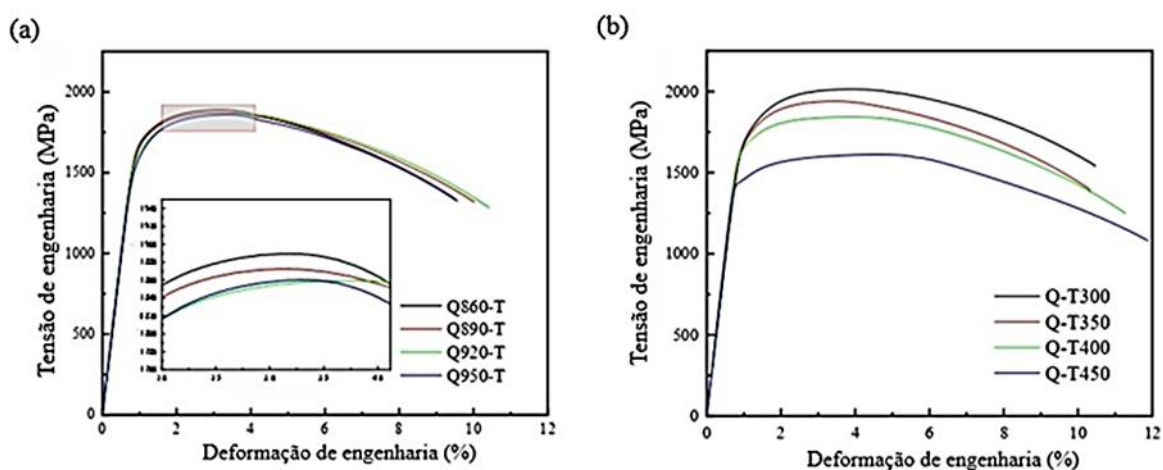
Fonte: Adaptado de Santana *et al.* (2025).

De acordo com Santana *et al.* (2025), enquanto o núcleo martensítico apresentou dureza próxima a 660 HV, a superfície descarbonetada atingiu apenas 145 HV. Resultados de nanoindentação corroboram essa diferença significativa, com durezas entre 3,45 GPa e 4,21 GPa na camada ferrítica descarbonetada, em contraste com 8,62 GPa a 16,13 GPa na região martensítica.

A ductilidade é uma propriedade mecânica associada à capacidade de um material suportar deformações plásticas significativas antes da fratura, sendo usualmente avaliada por parâmetros como o alongamento (*elongation*) e a estrição (*reduction of area*) obtidos em

ensaios de tração. Essa propriedade é essencial para componentes submetidos a esforços dinâmicos ou deformações localizadas, pois está diretamente relacionada à resistência do material à nucleação e propagação de trincas. Na Figura 3.14 é apresentado as curvas tensão-deformação do aço experimental submetido a diferentes condições de tratamento térmico, permitindo visualizar de forma mais clara o comportamento plástico do material. Complementarmente, na Tabela 3.2 é resumido as propriedades mecânicas obtidas sob cada condição de tratamento, possibilitando uma comparação quantitativa do efeito das variações térmicas, principalmente sobre a ductilidade e sobre outros parâmetros relevantes (Shi *et al.*, 2024).

Figura 3.14. Curvas de tensão-deformação de engenharia do aço SAE 9254 obtidas experimentalmente para diferentes temperaturas de: (a) austenitização e, (b) revenimento.



Fonte: Adaptado de Shi *et al.* (2024).

A análise das curvas tensão-deformação mostradas na Figura 3.14, em conjunto com os dados compilados na Tabela 3.2 por Shi *et al.* (2024), evidenciam que o aumento da temperatura de revenimento exerce um efeito favorável sobre a ductilidade do aço, refletido tanto no alongamento quanto na estrição. Por outro lado, os autores observaram que a resistência à tração e o limite de escoamento apresentam uma tendência de redução à medida que a temperatura de revenimento se eleva, enquanto os valores de alongamento aumentam, indicando uma maior capacidade de deformação plástica do material antes da fratura. Esse comportamento, segundo Shi *et al.* (2024), pode ser associado à diminuição da densidade de discordâncias e à recuperação parcial da matriz martensítica, fenômeno que promove a reorganização da microestrutura e diminui a suscetibilidade à formação de trincas.

Tabela 3.2. Propriedades mecânicas do aço experimental sob diferentes tratamentos térmicos.

Amostra	Limite de escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento ou Ductilidade (%)	Estricção ou Redução de área (%)
Q860-T	1700	1888	10,1	49,7
Q890-T	1662	1865	11,1	51,5
Q920-T	1635	1862	10,4	51,5
Q950-T	1633	1858	10,0	51,1
Q-T300	1735	2020	10,8	47,1
Q-T350	1713	1953	10,3	48,2
Q-T400	1662	1865	11,5	51,5
Q-T450	1635	1861	12,7	51,1

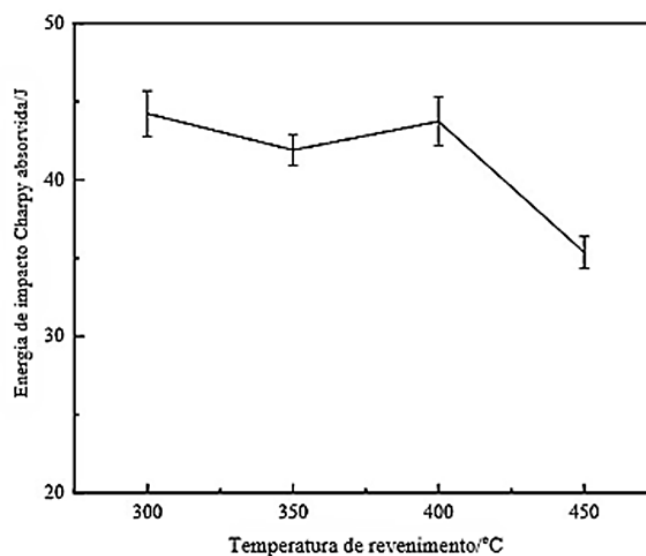
Fonte: Adaptado de Shi *et al.* (2024).

De acordo com Callister e Rethwisch (2016), o módulo de elasticidade de aços carbono situa-se em torno de 210 GPa, que permanece praticamente constante mesmo quando o material é submetido a tratamentos térmicos convencionais, como têmpera e revenimento. Esse comportamento ocorre porque o módulo elástico está intrinsecamente relacionado às ligações atômicas da rede cristalina e, portanto, é pouco afetado por alterações microestruturais de pequena escala. Estudos complementares realizados por Khosravani, Caliendo e Kalidindi (2020) confirmam essa estabilidade, destacando que, enquanto propriedades dependentes da microestrutura, como o limite de escoamento, apresentam mudanças significativas após o revenimento, o módulo de elasticidade mantém-se praticamente inalterado. Nesse mesmo sentido, Hutchinson, Lindell e Barnett (2015), apontam que processos de alívio de tensões e recuperação estrutural afetam o comportamento plástico do aço, mas não promovem variações relevantes em sua resposta elástica inicial.

A tenacidade, que expressa a capacidade de um material absorver energia antes da fratura, depende diretamente do equilíbrio entre as fases presentes em sua microestrutura. No aço SAE 9254, essa propriedade mostra-se sensível às condições de revenido, podendo apresentar redução em determinadas faixas de temperatura, fenômeno conhecido como fragilização por revenido da martensita. Segundo Shi *et al.* (2024), ensaios de impacto Charpy realizados à temperatura ambiente evidenciaram esse comportamento: para corpos de prova revenidos a 300°C e 400°C, as energias de impacto foram de 44,2 J e 43,7 J, respectivamente, bastante próximas. No entanto, quando a temperatura de revenido foi elevada para 450°C, a energia absorvida caiu significativamente para 35,4 J. Essa redução é atribuída à precipitação intensa de carbonetos e à decomposição da austenita retida, que quando presente em forma de filme fino favorece a absorção de energia e, portanto, a tenacidade. Além disso, Shi *et al.* (2024) destacam que defeitos estruturais, como inclusões de maior dimensão, podem atuar como

pontos de nucleação de trincas, intensificando a perda de resistência ao impacto. Na Figura 3.15 é apresentado esse comportamento, mostrando a tendência ondulatória de redução da energia de impacto à medida que a temperatura de revenido se eleva.

Figura 3.15. Energia de impacto absorvida do aço experimental revenido em diferentes temperaturas após austenitização a 890°C.



Fonte: Adaptado de Shi *et al.* (2024).

3.5 Sistema de Fixação Ferroviário

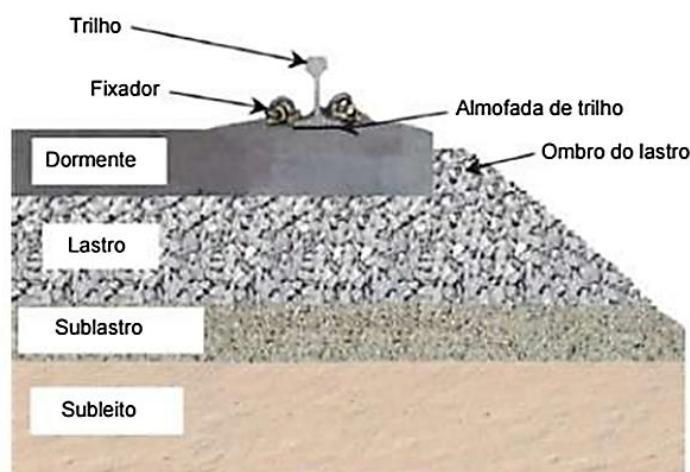
O sistema de fixação ferroviário representa um dos componentes mais críticos da superestrutura de uma linha férrea, sendo determinante tanto para a segurança, quanto para a eficiência do transporte ferroviário. Esses dispositivos têm a função de assegurar a união entre os trilhos e os dormentes, garantindo que as forças geradas pela passagem dos trens sejam adequadamente distribuídas e absorvidas pela via. Quando há falhas nesses componentes, os efeitos são imediatos e significativos: a integridade da linha é comprometida, a transferência de esforços roda-trilho torna-se irregular, surgem movimentos verticais, laterais e longitudinais excessivos do trilho em relação ao dormente, o que contribui para a degradação mais rápida do conjunto (Xiao; Wang; Zhang, 2017; Vicente, 2021; Ali *et al.*, 2020).

O sistema de fixação ferroviário pode ser entendido como um conjunto de elementos interdependentes, projetados para atuar de maneira coordenada e eficiente. Sua principal função consiste em exercer uma força de compressão predeterminada, comumente chamada de *toe load* ou força de aperto, que assegura a fixação estável do trilho sobre o dormente, garantindo que ele se mantenha corretamente alinhado nos eixos vertical, lateral e longitudinal. Além dessa função central, o sistema desempenha papéis complementares essenciais para a performance da

via: contribui para a preservação da geometria da linha, fornece flexibilidade controlada à superestrutura e atua como amortecedor, absorvendo impactos e vibrações provenientes do tráfego ferroviário. A inoperância ou falha de qualquer componente desse conjunto, pode desencadear consequências significativas, como alteração da bitola, desgaste desigual do trilho e comprometimento da estabilidade estrutural da via, evidenciando a importância de cada elemento no desempenho global do sistema (Vicente, 2021).

Para compreender plenamente de que forma o sistema de fixação cumpre suas funções de maneira integrada, é necessário considerar sua localização e o modo como interage com os demais elementos que compõem a superestrutura da via. Nesse sentido, na Figura 3.16 é apresentado a representação esquemática de uma seção transversal típica de via ferroviária (Baniček; Uroš e Lakušić, 2022).

Figura 3.16. Corte transversal de uma estrutura clássica de via ferroviária com lastro, com suas respectivas camadas.



Fonte: Adaptado de Baniček; Uroš e Lakušić (2022).

A Tabela 3.3 apresenta os principais componentes que compõem um sistema de fixação ferroviário (abrangendo tanto modelos com grampos do tipo *e-clip* quanto *fastclip*), bem como as respectivas funções de cada elemento, conforme descrito nas referências consultadas.

Tabela 3.3. Componentes de sistemas de fixação ferroviária e suas funções.

Componente	Função principal	Referências
Grampo de fixação (<i>e-clip</i> e <i>fastclip</i>)	Aplicar força de compressão (conhecida como <i>toe load</i>) para manter o trilho em sua posição correta (vertical, lateral e longitudinal). É o componente crítico para a fixação do trilho.	Hasap <i>et al.</i> (2018); Vicente (2021).
Placa de base (<i>Base plate / Iron bottom plate</i>)	Servir como suporte onde o grampo é montado e interage, além de ser o componente onde o grampo é inserido em alguns sistemas.	Hasap <i>et al.</i> (2018); Xiao, Wang e Zhang (2017); Vicente (2021).
Palmilha / <i>Pad</i> de borracha (<i>Rubber pad / Rail pad</i>)	Atuar como amortecedor, posicionado entre o trilho e os dormentes.	Hasap <i>et al.</i> (2018); Xiao, Wang e Zhang (2017); Vicente (2021).
Isolador (<i>Insulator</i>)	Componente que fica em contato com o grampo e a placa de base para manter o sistema coeso.	Hasap <i>et al.</i> (2018); Vicente (2021).
Placa de bitola (<i>Gauge apron</i>)	Manter a distância correta (bitola) entre os trilhos.	Xiao, Wang e Zhang (2017).
Parafusos (<i>Screw bolts</i>)	Fixar a placa de base e outros componentes ao dormente.	Xiao, Wang e Zhang (2017).

Fonte: Elaborado pela autora.

O desempenho adequado do sistema de fixação ferroviário está diretamente relacionado à interação harmoniosa entre seus componentes essenciais. Embora diferentes configurações e modelos sejam encontrados na prática, como aqueles baseados nos grampos do tipo *e-clip* ou do tipo *fastclip*, a concepção estrutural segue princípios bastante semelhantes. Conforme apontado por Xiao, Wang e Zhang (2017), um sistema equipado com grampos *e-clip*, a exemplo do modelo DTVI2, é formado por elementos como grampos de fixação, placas de base metálicas, palmilhas de borracha (*rubber pads*), parafusos, placas de bitola (*gauge aprons*) e arruelas de pressão. De forma análoga, Vicente (2021) descreve que, no caso dos sistemas com grampos *fastclip*, a composição envolve grampos, amortecedores de trilho, isoladores (*toe e side post insulators*) e uma placa de base, cada um desempenhando papel específico na estabilidade, na absorção de impactos e na preservação da geometria da via (Xiao; Wang; Zhang, 2017; Vicente, 2021).

Conforme apresentado na Tabela 3.3, o sistema de fixação ferroviário é formado por componentes integrados, cada um com função específica e indispensável. O grampo é o

elemento ativo que aplica a força de aperto para manter o trilho fixo ao dormente. A placa de base e os parafusos atuam na ancoragem do conjunto, enquanto palmilhas e isoladores distribuem cargas, reduzem vibrações e asseguram o posicionamento correto dos elementos. No caso do grampo, o tratamento superficial, como a pintura, tem a função de protegê-lo contra oxidação e corrosão, contribuindo para sua durabilidade (Hasap *et al.*, 2018; Xiao; Wang; Zhang, 2017; Vicente, 2021; Ali *et al.*, 2020).

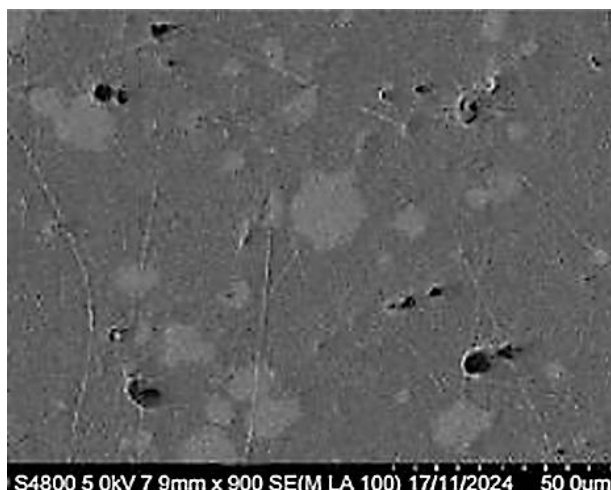
3.6 Uso de Micrografias na Modelagem Computacional 2D

A utilização de modelagem computacional fundamentada em micrografias consolidou-se como uma ferramenta essencial para a compreensão da relação entre microestrutura e propriedades macroscópicas em materiais multifásicos (Werner *et al.*, 2016; Barbosa *et al.*, 2018; Kaya, 2024). Essa metodologia permite converter a complexidade geométrica observada em microestruturas reais em modelos de elementos finitos (MEF) ou em outras representações numéricas, possibilitando simulações do comportamento mecânico e previsões de falhas com um nível de realismo que não pode ser obtido por modelos idealizados, como aqueles baseados em células unitárias com arranjos regulares (Reid *et al.*, 2008; Ge; Dong; Maimaitituersun, 2016). Com isso, torna-se viável investigar de forma aprofundada o impacto de características variáveis, como a geometria e a fração volumétrica de fases e defeitos, incluindo microvazios no desempenho global do material (Werner *et al.*, 2016; Ge; Dong; Maimaitituersun, 2016).

3.6.1 Aquisição e pré-processamento de micrografias

A construção de um modelo computacional realista e representativo depende, primordialmente, da obtenção de imagens de alta qualidade da microestrutura do material em estudo. Para isso, recorre-se, em geral, a técnicas de microscopia avançada capazes de revelar, com precisão, as fases e características presentes. Entre os métodos mais frequentemente relatados na literatura destacam-se a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e a Microscopia Óptica (MO). Ge, Dong e Maimaitituersun (2016), por exemplo, empregaram um microscópio eletrônico de varredura HITACHI S-4800 para capturar imagens de compósitos de Al/PTFE, nas quais foi possível identificar de forma nítida as partículas de alumínio, a matriz polimérica e microvazios, conforme ilustrado na Figura 3.17.

Figura 3.17. Microestrutura real de Al/PTFE (politetrafluoretileno) obtida por MEV.



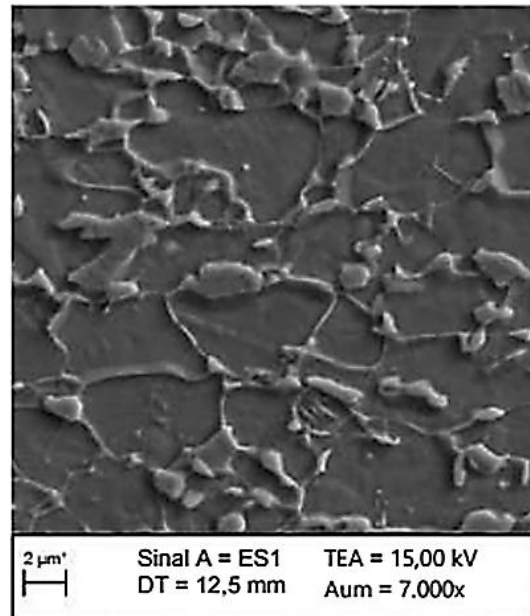
Fonte: Adaptado de Ge, Dong e Maimaitituersun (2016).

De maneira semelhante, Barbosa *et al.* (2018) utilizaram um microscópio eletrônico de varredura modelo Carl Zeiss EVO MA10 para caracterizar a microestrutura do aço DP600, enquanto Kaya (2024) empregou um microscópio óptico Leica DMRM para registrar imagens detalhadas da microestrutura de amostras de aço inoxidável 316L produzidas por fusão a laser. Nas Figuras 3.18 e 3.19 são apresentados, respectivamente, as micrografias obtidas por Barbosa *et al.* (2018) e Kaya (2024).

As micrografias obtidas diretamente por técnicas de microscopia, geralmente não estão aptas para uso imediato na geração de malhas, sendo necessário um pré-processamento cuidadoso para aprimorar sua qualidade e permitir a extração precisa das características de interesse. Esse procedimento visa, principalmente, reduzir o ruído presente na imagem, realçar o contraste entre as diferentes fases e preparar o arquivo para a etapa de segmentação. Conforme descrito por Ge, Dong e Maimaitituersun (2016), tal fluxo de trabalho foi implementado em MATLAB por meio de um *software* desenvolvido pelo próprio autor, iniciando-se com a aplicação de uma transformação linear segmentada às imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). Essa etapa teve como objetivo aumentar o contraste entre partículas, microvazios e matriz. Na sequência, aplicaram-se técnicas de redução de ruído e filtragem mediana, que contribuíram para eliminar ruídos locais e suavizar as fronteiras entre as fases, tornando-as mais definidas e visualmente claras. Posteriormente, foi utilizado o operador de detecção de bordas *Canny*, resultando em contornos bem definidos, conectados por um único pixel, conforme ilustrado na Figura 3.20. Nesse processamento final, as partículas de alumínio foram representadas por geometrias ocas brancas, enquanto os microvazios apareceram como

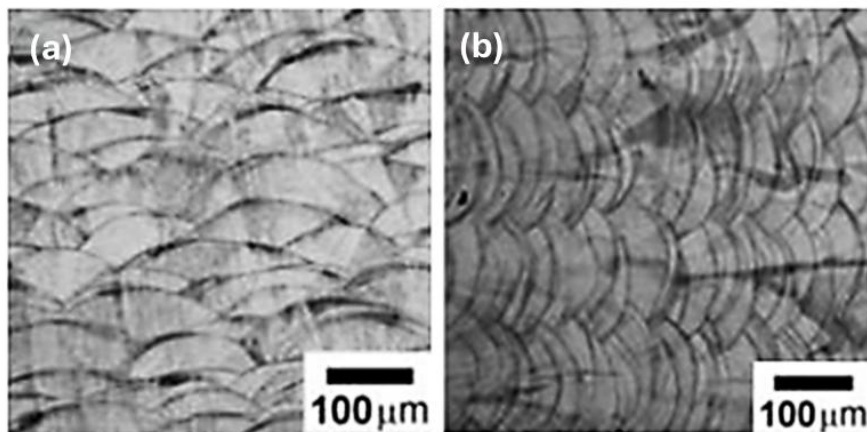
geometrias sólidas pretas, facilitando a distinção visual entre essas duas entidades microestruturais.

Figura 3.18. Microestrutura real do aço DP600 obtidas por MEV.



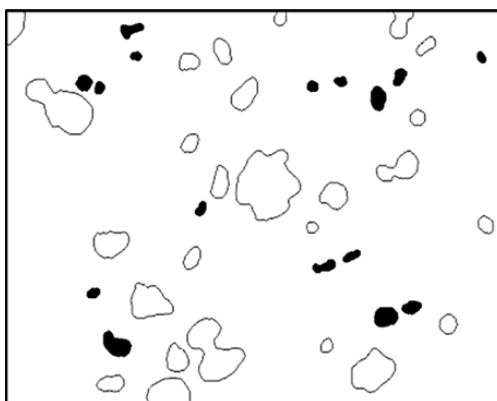
Fonte: Adaptado de Barbosa *et al.* (2016).

Figura 3.19. Microestruturas reais do aço inoxidável 316L obtidas por microscopia óptica: (a) paralela; (b) vertical.



Fonte: Adaptado de Kaya (2024).

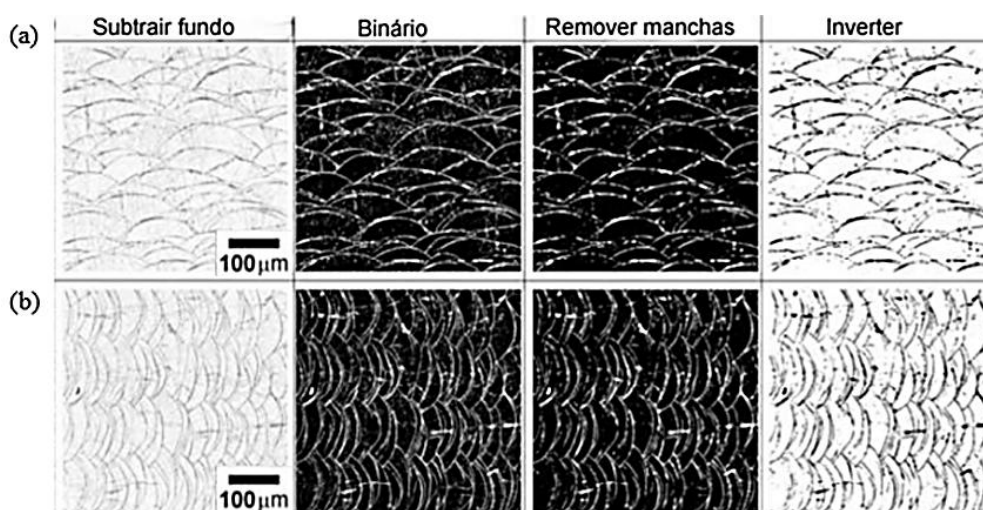
Figura 3.20. Partículas de alumínio (ocas brancas) e microvazios (sólidos pretos) identificados após pré-processamento e detecção de bordas pelo algoritmo/operador Canny.



Fonte: Adaptado de Ge, Dong e Maimaitituersun (2016).

Para a preparação das malhas destinadas à análise por elementos finitos, as micrografias passaram por processamento no *software* ImageJ, de acordo com as etapas propostas por Kaya (2024). Primeiramente, a imagem foi escalonada para manter a proporção correta das dimensões e, em seguida, aplicada a ferramenta *subtract background* (subtrair fundo) para destacar as fronteiras de fusão. Posteriormente, utilizou-se a função *make binary* (tornar binário) para converter a imagem em formato binário e separar as regiões de interesse do plano de fundo. Para eliminar ruídos e imperfeições, recorreu-se à ferramenta *despeckle* (remover manchas), que suaviza as bordas e remove pontos indesejados. Por fim, a imagem foi invertida, realçando as fronteiras segmentadas e permitindo uma visualização mais clara para posterior segmentação e geração de malha. A sequência completa desse processamento pode ser observada na Figura 3.21.

Figura 3.21. Etapas de processamento de micrografia óptica no ImageJ: (a) paralela; (b) vertical.



Fonte: Adaptado de Kaya (2024).

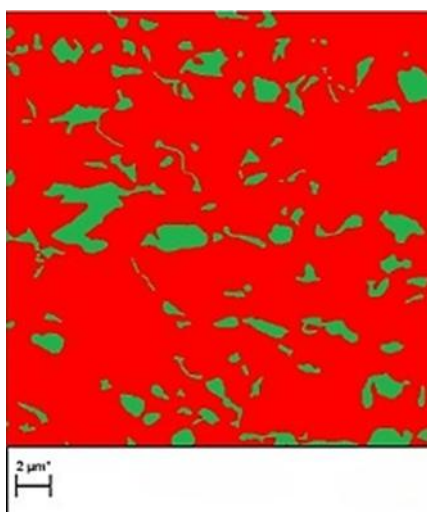
A relevância desse tratamento é enfatizada por Reid *et al.* (2008), que alertam que a conversão direta de pixels para elementos de malha, sem a devida preparação da imagem, pode gerar bordas artificiais e serrilhadas, capazes de induzir concentrações de tensão não reais nos cantos dos pixels.

3.6.2 Segmentação e identificação de regiões/fases

Após o pré-processamento, a segmentação da imagem tem como função atribuir a cada pixel uma classificação correspondente a uma fase ou característica microestrutural específica, como grãos, partículas, fibras ou vazios. Essa etapa gera um mapa digital da microestrutura, que servirá de base para a construção da malha de elementos finitos. Entre as metodologias empregadas para processamento das micrografias, destacam-se a segmentação por limiar (*thresholding*), utilizada para converter imagens em escala de cinza em binário (Kaya, 2024, Figura 3.21), e a detecção de bordas, que possibilita a separação eficaz das fases através da identificação de seus contornos (Ge; Dong; Maimaitituersun, 2016, Figura 3.20).

Softwares especializados, como o OOF2, foram desenvolvidos para simplificar e otimizar o processo de conversão de micrografias em modelos baseados no Método dos Elementos Finitos. No estudo de Barbosa *et al.* (2018), o OOF2 foi empregado para transformar uma micrografia obtida por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) em uma malha, partindo de uma etapa de segmentação na qual a matriz de ferrita foi representada na cor vermelha e as ilhas de martensita na cor verde, conforme ilustrado na Figura 3.22.

Figura 3.22. Microestrutura obtida após o processamento digital de imagens.



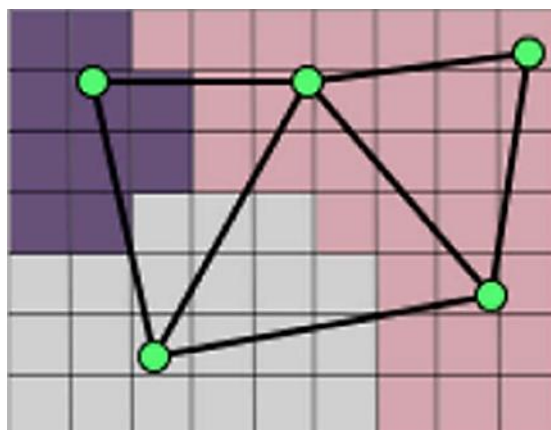
Fonte: Adaptado de Barbosa *et al.* (2016).

Segundo Reid *et al.* (2008), a finalidade dessa etapa no OOF2 é gerar elementos cujas fronteiras coincidam, de forma aproximada, com os limites dos agrupamentos de pixels definidos na segmentação. De maneira mais ampla, Werner *et al.* (2016) descrevem que, nesse tipo de procedimento, cada pixel é associado a uma entidade microestrutural específica, como um grão, resultando na obtenção de uma imagem binária representativa da microestrutura analisada.

3.6.3 Geração de malha a partir da micrografia

Após a segmentação da microestrutura, a etapa subsequente consiste na geração de uma malha de elementos finitos, capaz de reproduzir com precisão a geometria das fases, preservando ao mesmo tempo a qualidade numérica dos elementos. Um método computacional reconhecido para essa finalidade é o implementado no *software* OOF2, descrito em detalhe por Reid *et al.* (2008). Sua capacidade de traduzir imagens microestruturais digitais em modelos de elementos finitos o torna uma ferramenta apropriada para simular o comportamento mecânico local de materiais heterogêneos. Diferentemente de abordagens que convertem diretamente os pixels em elementos, o OOF2 inicia com uma malha inicial grosseira e regular sobreposta à imagem e a aperfeiçoa de forma adaptativa, por meio de modificações sucessivas. Esse refinamento é orientado pela chamada “energia” do elemento, calculada como uma média ponderada de duas métricas principais. A primeira, denominada energia de forma (*shape energy*), penaliza elementos com geometrias desfavoráveis, como aqueles excessivamente alongados ou achatados, e privilegia a formação de triângulos equiláteros e quadrados, que apresentam melhor desempenho numérico. A segunda, denominada energia de homogeneidade (*homogeneity energy*), avalia o quanto um elemento representa de maneira uniforme uma única fase do material, atribuindo energia elevada quando o elemento abrange pixels pertencentes a diferentes fases, conforme ilustrado na Figura 3.23.

Figura 3.23. Heterogeneidade dos triângulos de acordo com cores de pixels.



Fonte: Adaptado de Reid *et al.* (2008).

Para minimizar a energia total, Reid *et al.*, (2008) explica que o OOF2 emprega rotinas de otimização que ajustam a posição dos nós para coincidir com as fronteiras entre as fases, podendo então realizar ajustes iterativos na topologia e na posição dos nós, de modo que a malha final se adeque fielmente à microestrutura. As principais rotinas para realizar essa otimização são: *Anneal*, *Smooth*, *Refine*, *Snap Nodes* e *Rationalize*.

A rotina *Anneal*, de acordo com Reid *et al.*, (2008), baseia-se no conceito de recozimento simulado (*simulated annealing*) da mecânica estatística, com o objetivo de minimizar a energia efetiva da malha. Ela é útil quando os elementos já têm tamanho adequado, mas suas posições não estão otimizadas, permitindo melhorar a homogeneidade e a forma dos elementos. O processo consiste em selecionar os nós da malha e propor movimentos aleatórios, calculados a partir de deslocamentos com distribuição gaussiana, avaliando a variação de energia nos elementos vizinhos. Movimentos que geram elementos inválidos são rejeitados, enquanto os demais podem ser aceitos se diminuírem a energia ou, mesmo que a aumentem, seguindo a relação de Boltzmann, conforme Equação 3.1, onde ΔE representa a variação de energia e T é um parâmetro semelhante à temperatura no recozimento físico. Dessa maneira, Reid *et al.*, (2008) afirmam que a rotina *Anneal* possibilita a melhoria da malha de forma controlada e eficiente.

$$P = \exp\left(-\frac{\Delta E}{T}\right) \quad (3.1)$$

A rotina *Smooth* aplica um algoritmo “laplaciano inteligente” para suavizar a malha, com foco na melhoria da forma e na distribuição espacial dos elementos. Reid *et al.*, (2008) afirma que seu funcionamento se baseia no reposicionamento de cada nó para a média das

coordenadas de seus vizinhos imediatos (aqueles conectados por arestas na malha), o que contribui para uniformizar a densidade nodal e otimizar parâmetros geométricos, como ângulos internos e razão de aspecto. O movimento proposto é implementado somente quando satisfaz critérios de qualidade, como a redução da energia local, e não resulta em elementos inválidos, por exemplo, invertidos ou degenerados. Essa abordagem é particularmente eficiente em etapas finais de processamento, quando aplicada a nós localizados no interior de regiões homogêneas, pois permite corrigir pequenas distorções sem comprometer o alinhamento das bordas com as fronteiras de fases previamente definidas (Reid *et al.*, 2008).

A rotina *Refine* tem como objetivo aumentar os graus de liberdade da malha, tornando-a capaz de se ajustar a feições microestruturais menores ou de formato mais complexo (Reid *et al.*, 2008). Isso é feito pela subdivisão dos elementos selecionados em partes menores, o que eleva a resolução e a capacidade de representação da microestrutura. De acordo com Reid *et al.*, (2008), o processo ocorre em duas fases: na marcação, as arestas dos elementos a serem refinados são identificadas para bisseção ou trisseção, conforme critérios definidos pelo usuário, como baixa homogeneidade ou formas inadequadas, por exemplo, elementos muito alongados. Na etapa de substituição, cada elemento marcado é substituído por novos elementos menores, seguindo regras que garantem compatibilidade com a malha vizinha. Quando há mais de uma forma de realizar a subdivisão, o OOF2 escolhe a configuração que resulta na menor energia total para os novos elementos. Apesar de eficiente, o *Refine* raramente é suficiente por si só para gerar uma malha de alta qualidade, sendo recomendado combiná-lo com rotinas que reposicionem nós, como *Anneal* ou *Snap Nodes*, para otimizar o posicionamento das novas arestas e nós criados (Reid *et al.*, 2008).

A rotina *Snap Nodes* tem como objetivo principal aprimorar a homogeneidade da malha, deslocando os nós para posições mais adequadas em relação às interfaces do material. Em termos práticos, o algoritmo identifica as regiões da imagem onde as arestas dos elementos atravessam a fronteira entre diferentes fases, ou seja, onde ocorre a transição entre categorias de pixels distintas. Uma vez localizados esses pontos de transição, a rotina desloca um ou mais nós do elemento para coincidir com tais posições, priorizando sempre as movimentações que resultem no maior ganho de uniformidade na representação das fases. Um aspecto relevante é que esses deslocamentos podem ser feitos de maneira correlacionada, ajustando simultaneamente vários nós de um mesmo elemento para otimizar o alinhamento global com as interfaces. No entanto, essa busca por homogeneidade pode comprometer a qualidade geométrica dos elementos, gerando formatos indesejados, como elementos muito alongados ou

achatados. Por esse motivo, recomenda-se aplicar, posteriormente, a rotina *Rationalize* (Reid *et al.*, 2008).

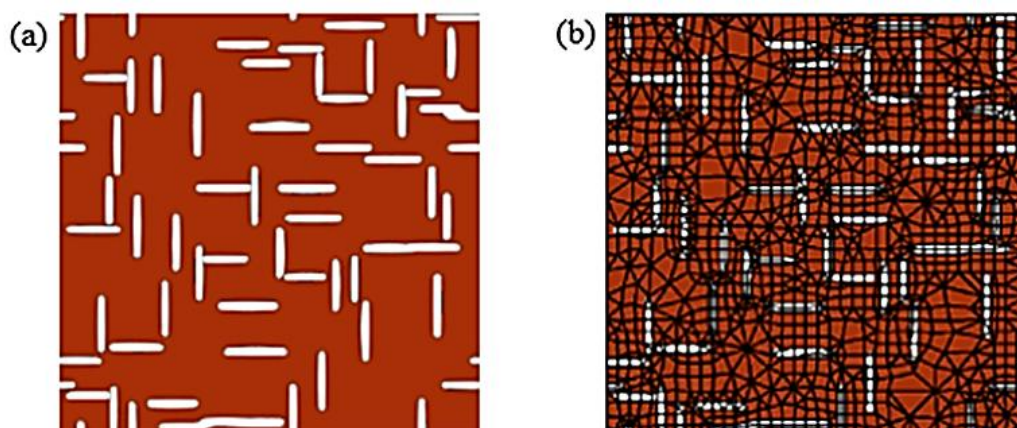
Por fim, a rotina *Rationalize* atua como um processo de refinamento voltado para corrigir elementos de geometria inadequada que podem surgir após outras etapas de geração de malha, como, por exemplo, a operação *Snap Nodes*. Seu objetivo é ajustar ou remover esses elementos problemáticos, bem como seus vizinhos imediatos, de forma a elevar a qualidade global da malha. Essa rotina é estruturada em três sub-algoritmos complementares. O primeiro, denominado “remover lados curtos” (*remove short sides*), identifica quadriláteros com um lado significativamente menor que os demais e, quando a razão entre o segundo menor lado e o menor lado ultrapassa um limite estabelecido, funde os dois nós desse lado, convertendo o quadrilátero em um triângulo. O segundo sub-algoritmo, chamado “dividir quadriláteros largos” (*split wide quads*), lida com quadriláteros cujos ângulos internos são excessivamente abertos, promovendo sua divisão em dois triângulos, que tendem a apresentar maior estabilidade numérica. Por fim, o terceiro sub-algoritmo, “remover triângulos ruins” (*remove bad triangles*), é responsável por eliminar triângulos com ângulos internos muito agudos ou demasiadamente obtusos, seja por meio da fusão de nós, seja por uma redistribuição local dos elementos, visando garantir uma configuração geométrica mais equilibrada e robusta (Reid *et al.*, 2008).

De acordo com Reid *et al.* (2008), o processo de geração automática de malha no OOF2 tem início com a criação de uma malha preliminar composta por elementos quadriláteros, dimensionados de forma a representar as principais feições da microestrutura. A partir dessa configuração inicial, o *software* executa um refinamento iterativo, subdividindo os elementos até alcançar o grau de detalhamento necessário. Esse refinamento é direcionado exclusivamente às regiões com baixa homogeneidade, assegurando maior resolução nas áreas onde a variação microestrutural é mais significativa. Na sequência, o OOF2 ajusta a malha para corrigir geometrias inadequadas, removendo elementos excessivamente distorcidos e reposicionando nós e arestas para que coincidam com as fronteiras das fases. Por fim, realiza-se uma etapa de suavização, cujo objetivo é aprimorar a qualidade dos elementos sem comprometer o alinhamento com as interfaces microestruturais. Conforme ressaltam Reid *et al.* (2008), essa sequência de operações é eficiente para a obtenção de malhas representativas de diferentes tipos de microestrutura, conciliando precisão geométrica e qualidade numérica. O resultado de uma microestrutura processada e malhada por meio desse procedimento é apresentado na Figura

3.24, evidenciando como o alinhamento dos elementos às fronteiras das fases preserva fielmente as características originais do material.

Métodos baseados em geradores de malha empregam algoritmos capazes de transformar diretamente imagens bidimensionais em malhas para análise por elementos finitos. Um exemplo dessa abordagem é apresentado por Kaya (2024), que utilizou no MATLAB o plug-in *Im2mesh*, o qual se apoia no gerador de malha de Delaunay *MESH2D* para criar malhas triangulares a partir de imagens 2D. O processo requer a definição de três parâmetros fundamentais: *tolerance*, que estabelece a tolerância para a simplificação de polígonos; *hmax*, que determina o tamanho máximo permitido para os elementos da malha; e *grad_limit*, que define o limite máximo para o gradiente escalar na malha.

Figura 3.24. Resultado de uma microestrutura processada e malhada: (a) obtida a partir de imagem de 484×484 pixels; (b) malha com 1.851 elementos gerada automaticamente no OOF2, com $\text{maxscale} = 60$ pixels, $\text{minscale} = 20$ pixels e $\text{threshold} = 0,9$.



Fonte: Adaptado de Reid *et al.* (2008).

3.6.4 Atribuição de propriedades locais e definição de RVE

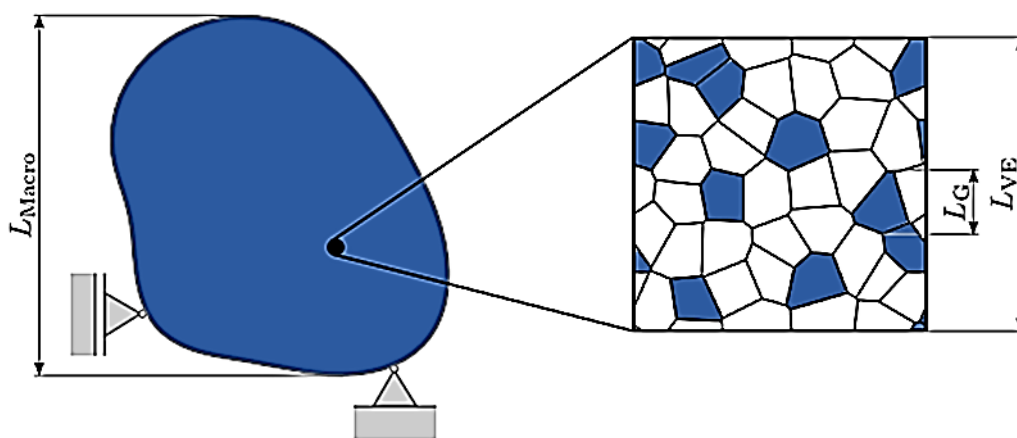
Após a definição da malha e a associação de cada elemento às fases correspondentes do material, o passo seguinte consiste em atribuir as propriedades constitutivas específicas para cada região da microestrutura. Para que os resultados obtidos em nível microscópico possam ser extrapolados e utilizados para descrever o comportamento do material em escala macroscópica, é fundamental que o modelo utilizado represente um Elemento de Volume Representativo (RVE). De acordo com Werner *et al.* (2016), um RVE pode ser entendido como uma amostra que satisfaz dois requisitos essenciais: primeiro, deve ser estruturalmente representativa do material como um todo e segundo, precisa conter uma quantidade suficiente

de características microestruturais, como inclusões ou grãos, de modo que as propriedades aparentes da amostra não dependam das condições de contorno aplicadas durante a simulação.

Segundo Werner *et al.* (2016), esse conceito está alinhado ao princípio de separação de escalas, que estabelece que o comprimento característico das heterogeneidades internas (L_H) deve ser significativamente menor que o tamanho do RVE (L_{VE}), e este, por sua vez, deve ser muito menor que as dimensões da peça em escala macroscópica (L_{Macro}). Na Figura 3.25 é ilustrado esse conceito. Na prática, as imagens obtidas por microscopia são frequentemente utilizadas como representações bidimensionais desses elementos de volume representativos, ou seja, como RVEs 2D.

Na etapa de atribuição dos modelos constitutivos, cada fase presente na malha recebe um modelo de comportamento do material que melhor representa suas características mecânicas. Por exemplo, Barbosa *et al.* (2018) aplicaram diferentes leis de encruamento isotrópico para as fases de ferrita e martensita em sua análise do aço *dual-phase* DP600, reconhecendo que essas fases apresentam respostas mecânicas distintas.

Figura 3.25. Representação esquemática do princípio da separação de escalas de comprimento.



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

Já Ge, Dong e Maimaitiusersun (2016) adotaram um enfoque em que tanto as partículas de alumínio quanto a matriz de politetrafluoretileno (PTFE) foram modeladas como materiais elasto-plásticos, enquanto os microvazios foram tratados como vácuo, considerando que o efeito do ar sob compressão quase-estática é desprezível. Em outra abordagem, Kaya (2024) definiu um modelo elasto-plástico para representar a matriz metálica do aço e, por outro lado,

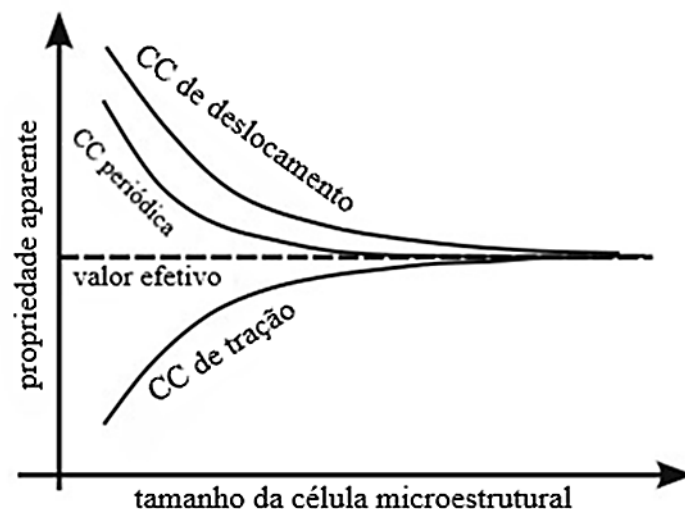
aplicou um modelo puramente elástico para as regiões das fronteiras de fusão, de modo a refletir as diferenças intrínsecas em suas propriedades mecânicas.

3.6.5 Método dos Elementos Finitos (MEF)

Após a configuração completa do modelo microestrutural, incluindo a geração da malha e a atribuição das propriedades constitutivas a cada fase, procede-se à etapa de simulação, cujo objetivo é prever o comportamento do material sob diferentes tipos de carregamento, sejam de natureza mecânica ou térmica (Barbosa *et al.*, 2018; Ge; Dong; Maimaitituersun, 2016; Kaya, 2024). A aplicação do Método dos Elementos Finitos (MEF) para essa finalidade pode ser sistematizada em três fases principais. A primeira consiste na definição das cargas externas e das condições de contorno, etapa crucial para reproduzir de forma realista o cenário físico a ser analisado. Em seguida, realiza-se a solução numérica do sistema de equações gerado, permitindo determinar as respostas internas do modelo. Por fim, ocorre o pós-processamento, fase em que os resultados obtidos são interpretados e analisados criticamente, a fim de extrair informações relevantes para a avaliação do desempenho do material (Werner *et al.*, 2016; Ge; Dong; Maimaitituersun, 2016; Barbosa *et al.*, 2018).

A definição das cargas externas e das condições de contorno (CC) em um Elemento de Volume Representativo (RVE) constitui uma etapa crucial, pois determina de que forma essa porção reduzida da microestrutura interage com o restante do material em escala macroscópica. Segundo Werner *et al.* (2016), existem três categorias principais de CCs frequentemente empregadas nesse tipo de modelagem: as condições de deslocamento uniforme (*Uniform Displacement Boundary Conditions* – UDBC), as condições de tração uniforme (*Uniform Traction Boundary Conditions* – UTBC) e as condições de contorno periódicas (*Periodic Boundary Conditions* – PBC). A seleção entre essas abordagens exerce influência direta sobre a precisão e a velocidade de convergência dos resultados. Como exemplificado na Figura 3.26, as PBCs tendem a apresentar convergência mais rápida para o valor efetivo em comparação às demais opções. Essa eficiência está associada ao fato de que, nesse tipo de condição, as faces opostas do RVE são impostas a deformar-se de maneira idêntica, o que assegura a continuidade dos campos de tensão e deformação em toda a borda do volume analisado.

Figura 3.26. Convergência das propriedades aparentes para o valor efetivo com o aumento do tamanho da célula microestrutural para diferentes tipos de condições de contorno.

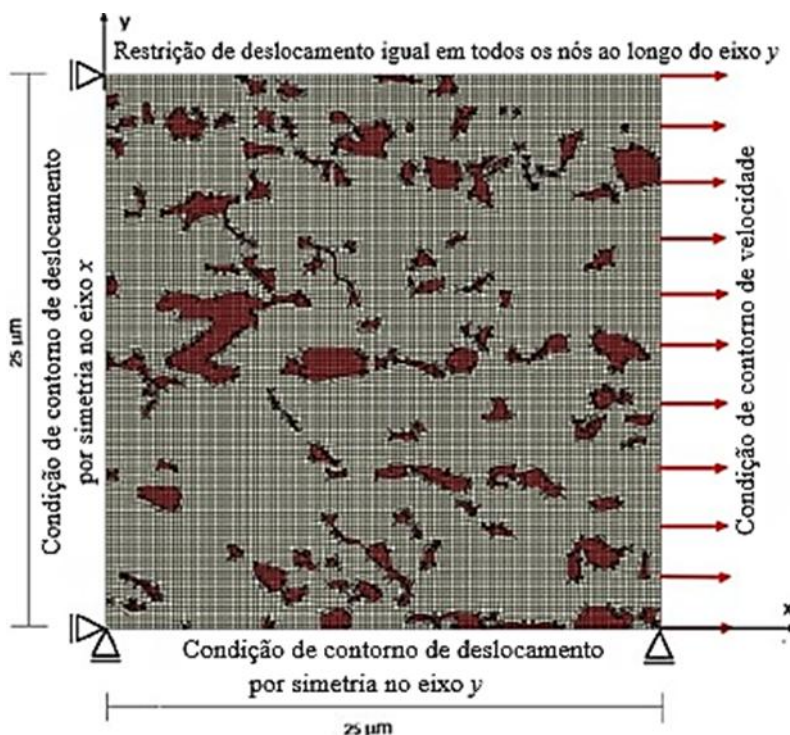


Fonte: Adaptado de Werner *et al.* (2016).

No estudo conduzido por Ge, Dong e Maimaituersun (2016), optou-se pela adoção das condições de contorno periódicas (PBCs) na modelagem de compósitos Al/PTFE, justamente em razão do desempenho superior que essa abordagem oferece. A implementação dessas condições foi realizada por meio de um código desenvolvido em linguagem Python, possibilitando maior controle sobre o comportamento do modelo. Em contrapartida, Barbosa *et al.* (2018) exploraram uma estratégia distinta, direcionada à simulação de um ensaio mecânico específico. Nesse caso, foram empregadas condições de simetria combinadas a uma velocidade imposta, com o intuito de reproduzir de forma fidedigna um teste de tração uniaxial, conforme ilustrado no esquema apresentado na Figura 3.27.

Com as condições de contorno previamente estabelecidas, de acordo com Ge, Dong e Maimaituersun (2016) e Barbosa *et al.* (2018), a simulação é realizada em *softwares* especializados em análise pelo MEF, sendo o ABAQUS um dos mais utilizados na área. Esse *software* processa o sistema de equações associado ao modelo por meio de algoritmos incrementais e iterativos, o que o torna particularmente eficiente na resolução de problemas não lineares, como os que envolvem o comportamento plástico dos materiais.

Figura 3.27. Exemplo de malha de elementos finitos e condições de contorno aplicadas a um RVE de aço DP600, com destaque para as condições de simetria e velocidade para simular um ensaio de tração.



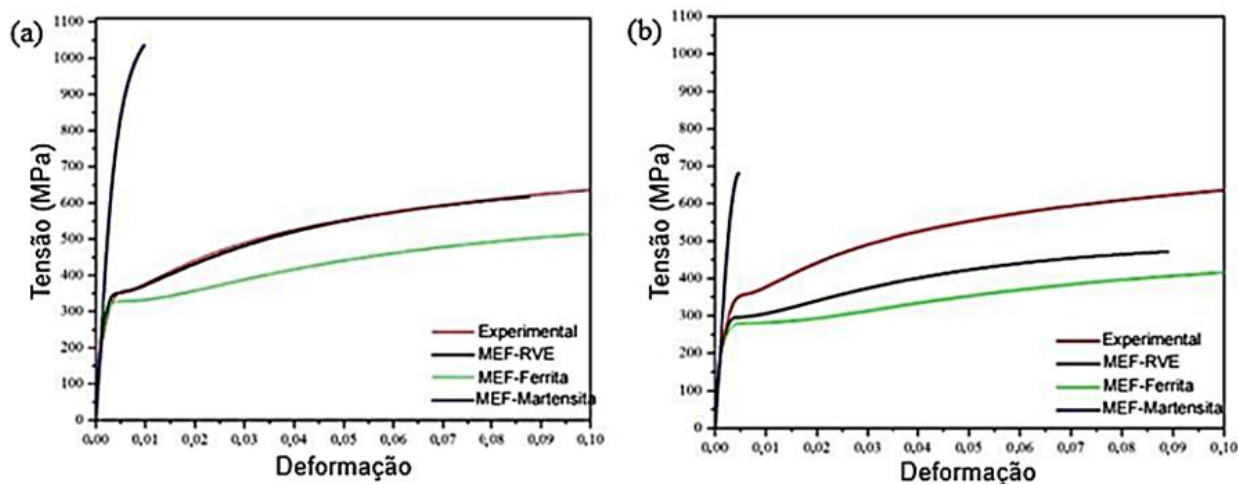
Fonte: Adaptado de Barbosa *et al.* (2018).

Segundo Barbosa *et al.* (2018), na fase de pós-processamento, os dados numéricos obtidos na simulação são interpretados e transformados em informações úteis para a avaliação do modelo. Um aspecto central dessa etapa é o processo de validação, no qual os resultados simulados são confrontados com evidências experimentais. Para isso, as curvas tensão-deformação macroscópicas, derivadas da homogeneização das respostas do modelo, são comparadas diretamente com aquelas obtidas em ensaios laboratoriais. Na Figura 3.28 é apresentado esse procedimento, mostrando o confronto entre as previsões numéricas para o aço DP600 e a respectiva curva experimental, permitindo aferir o grau de concordância e a confiabilidade do modelo desenvolvido.

Segundo Barbosa *et al.* (2018), a comparação dos resultados numéricos com a curva experimental de tensão verdadeira–deformação verdadeira, proveniente de ensaio de tração uniaxial na direção de laminação (Figura 3.28), mostrou que o modelo em deformação plana apresentou melhor concordância com o comportamento experimental, enquanto o modelo em tensão plana subestimou tanto a tensão média global quanto as tensões das fases individuais. Essa diferença entre os dois estados de tensão refletiu-se nas distribuições obtidas no modelo RVE bidimensional, como indicado pelos mapas de tensão equivalente de Von Mises (Figura 3.29), nos quais as maiores concentrações de tensões se localizam nas interfaces entre a matriz

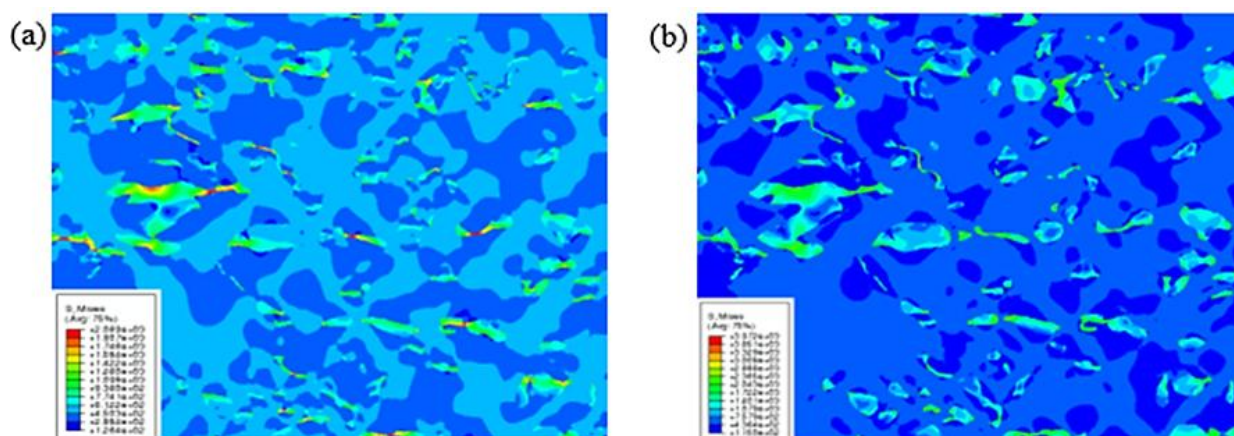
ferrítica e as ilhas de martensita. Ainda, a Figura 3.28 evidencia que a martensita apresenta deformação plástica limitada, enquanto a ferrita, por ser mais dúctil, concentra a maior parte da deformação plástica localizada na microestrutura.

Figura 3.28. Validação do modelo numérico: comparação entre as curvas de tensão-deformação verdadeiras obtidas por simulação: (a) deformação plana e (b) tensão plana.



Fonte: Adaptado de Barbosa *et al.* (2018).

Figura 3.29. Comportamento tensão verdadeira–deformação verdadeira do aço DP600 previsto pela abordagem proposta RVE-MEF: (a) modelo de deformação plana e (b) modelo de tensão plana.

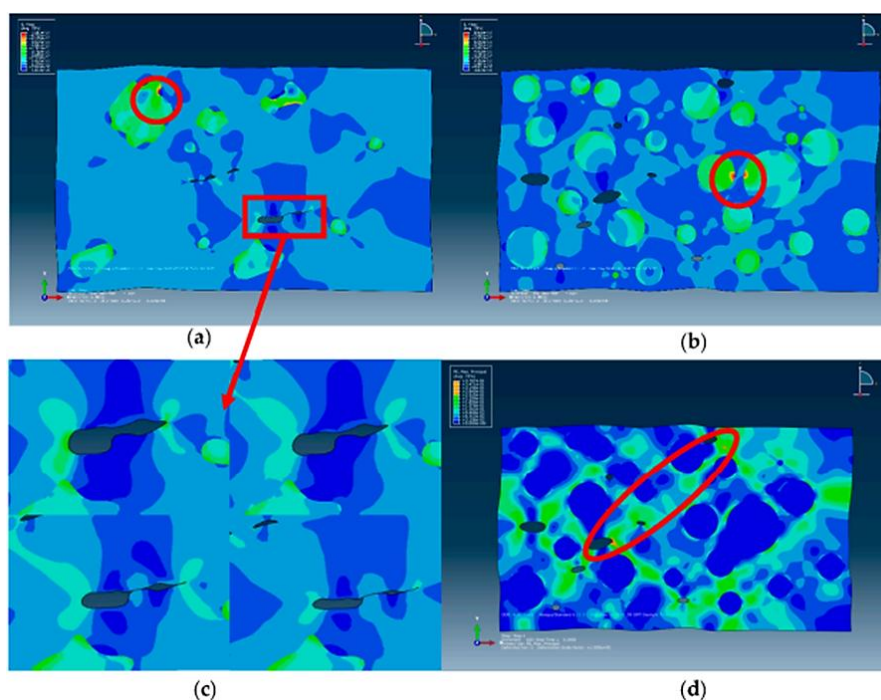


Fonte: Adaptado de Barbosa *et al.* (2018).

Além de possibilitar a obtenção de propriedades globais do material, Ge, Dong e Maimaitituersun (2016) afirmam que a modelagem fundamentada em micrografias, oferece uma vantagem significativa ao permitir o estudo detalhado dos fenômenos que ocorrem em nível local. Por meio da análise de campos de resposta locais, frequentemente representados por mapas de contorno, é possível visualizar e compreender os mecanismos internos que controlam a deformação e a falha do material. Esse tipo de abordagem evidencia, por exemplo,

regiões de concentração de tensões nas interfaces entre partículas e matriz, assim como a formação de bandas de cisalhamento, elementos críticos que determinam a resposta mecânica do material quando submetido a carregamento, como ilustrado na Figura 3.30.

Figura 3.30. Análise de campos locais em um RVE de compósito Al/PTFE: (a) e (b) Distribuição de tensão de Von Mises, evidenciando concentrações nas interfaces; (c) deformação do microvazio ao longo do tempo; (d) distribuição de deformação plástica, mostrando a formação de bandas de cisalhamento a 45° (os círculos vermelhos indicam os pontos de máxima tensão de cisalhamento).



Fonte: Adaptado de Ge, Dong e Maimaitituersun (2016).

Segundo Barbosa *et al.* (2018) e Kaya (2024), a análise de campos locais é fundamental para compreender a relação entre microestrutura e propriedades do material. Esses autores demonstraram que os maiores níveis de tensões tendem a se concentrar nas interfaces com durezas distintas ou nos limites de fusão, atuando como pontos críticos de acúmulo de tensões e iniciadores da deformação plástica localizada. Essa abordagem detalhada, permite avaliar de forma precisa como a morfologia, a distribuição e a interação das fases microestruturais influenciam diretamente o desempenho mecânico global do material.

Conforme detalhado ao longo deste capítulo, ferramentas computacionais como o software OOF2 representam o estado da arte na geração de modelos de elementos finitos

diretamente a partir de imagens microestruturais, oferecendo um alto grau de fidelidade geométrica.

Inicialmente, a utilização do OOF2 foi considerada para este trabalho. No entanto, limitações de ordem prática, relacionadas principalmente à indisponibilidade temporária de uma estação de trabalho com o sistema operacional Linux (ambiente necessário para a execução do software), impediram a sua implementação dentro do cronograma estabelecido para a pesquisa. Diante deste cenário, optou-se por uma metodologia alternativa, que mantém o princípio fundamental de construir um modelo baseado em evidências experimentais. O processo, detalhado na seção de metodologia, envolveu a digitalização e o processamento da microestrutura real em *softwares* de edição de imagem (Photoshop), seguido pela sua vetorização e reconstrução geométrica em ambiente CAD (AutoCAD/Inventor) para, por fim, ser importada e analisada em um *software* de elementos finitos dedicado (ABAQUS).

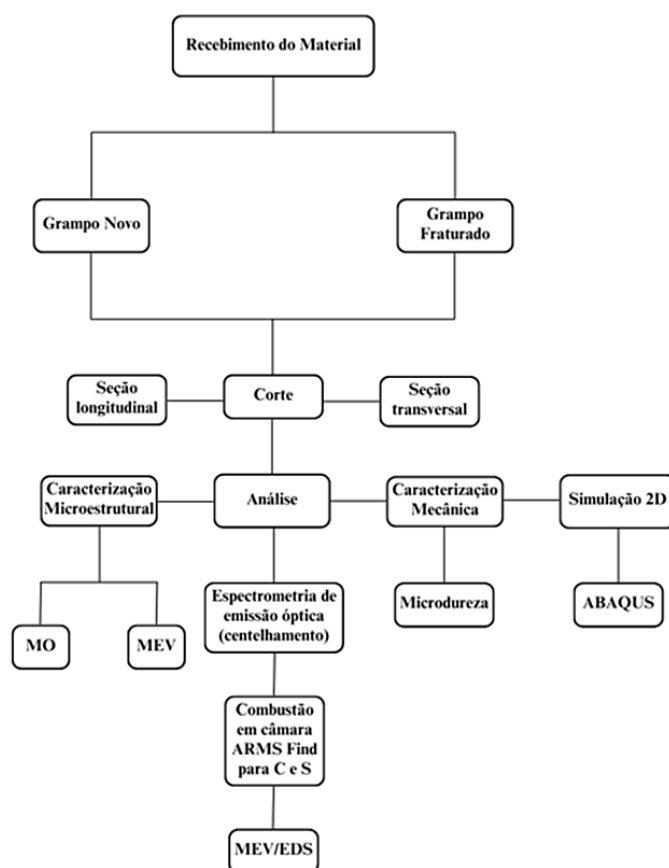
Esta abordagem, embora mais trabalhosa em algumas etapas manuais, atinge o objetivo central de conectar a heterogeneidade microestrutural observada experimentalmente com as simulações numéricas, permitindo uma investigação válida e fundamentada dos mecanismos de falha em estudo.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

No presente trabalho, foi adotado um conjunto de amostras de grampos do tipo *fastclip* provenientes de um único fabricante, porém representando diferentes lotes de produção, condições de serviço e estágios de vida útil. A seleção dessas amostras foi motivada pela necessidade de investigar uma questão operacional crítica: a ocorrência de falhas prematuras por fratura. Partiu-se da hipótese de que variações microestruturais oriundas de diferenças nos parâmetros de processamento termomecânico seriam o fator determinante para o desempenho distinto observado em campo. Para testar esta hipótese, as amostras foram organizadas em duas categorias comparativas: grampos novos (ainda não utilizados em serviço) e grampos fraturados (recolhidos após falha prematura em quatro túneis da Estrada de Ferro de Carajás - EFC). Esta abordagem permitiu isolar o efeito da microestrutura inicial, separando-o de possíveis mecanismos de degradação em serviço.

A Figura 4.1 apresenta um fluxograma resumido, fornecendo uma visão geral das etapas que foram adotadas neste estudo.

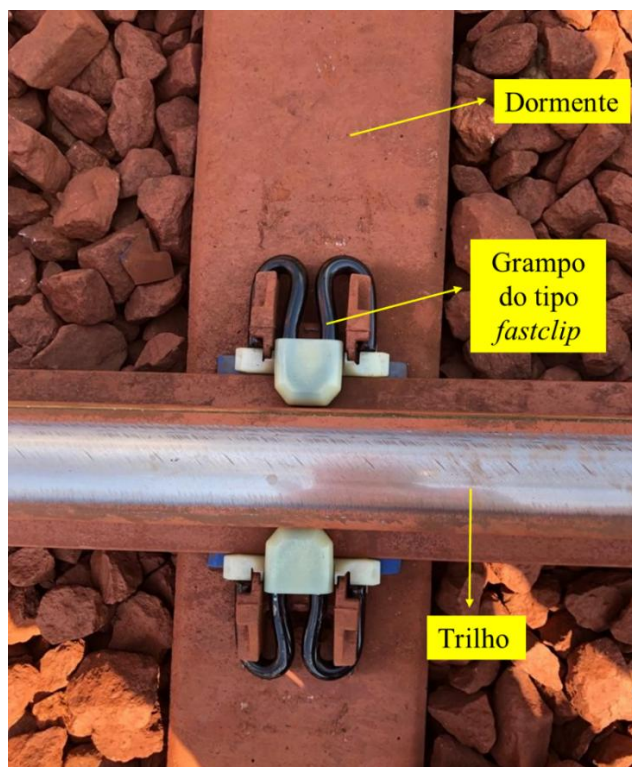
Figura 4.1. Fluxograma das principais etapas metodológicas do estudo.



Fonte: Elaborado pela autora.

Na Figura 4.2 são ilustrados dois grampos de fixação ferroviária do tipo *fastclip* instalados sobre trilhos de uma via permanente na EFC, em Açailândia-MA. Esses componentes são fabricados a partir de aços para molas que contêm elementos de liga como silício (Si), manganês (Mn) e cromo (Cr), os quais conferem as propriedades mecânicas exigidas para aplicações ferroviárias. A composição química dos grampos deve estar em conformidade com as normas técnicas recomendadas pelo Departamento Nacional de Infraestrutura de Transportes (DNIT), que indicam o uso de ligas como SAE 9254, SAE 9260, SAE 5160H e DIN 55Si7 para fabricação desses componentes. Na Tabela 4.1 é apresentado a faixa de composição química desses aços mola conforme especificações normativas.

Figura 4.2. Grampos de fixação do tipo *fastclip* instalados sobre trilhos na EFC.



Fonte: Da autora.

O processo de fabricação desses componentes tem início com a laminação a quente e a trefilação das barras de aço, que possuem seção transversal de aproximadamente 16 mm de diâmetro. Em seguida, os grampos são conformados a quente e passam por tratamentos térmicos específicos, incluindo têmpera e revenimento, com o objetivo de atingir a resistência necessária

para suportar as solicitações mecânicas do serviço. Cada grampo apresenta uma massa média em torno de 650 g.

Tabela 4.1. Especificações químicas do DNIT para aços utilizados na fabricação de grampos.

Elemento	SAE 9254	SAE 9260	SAE 5160H	DIN 55Si7
C	0,51-0,59	0,56-0,64	0,55-0,68	0,52-0,60
Si	1,20-1,60	1,80-2,20	0,20-0,35	1,50-1,80
Mn	0,60-0,80	0,75-1,00	0,65-1,10	0,70-1,00
Cr	0,60-0,80	-	0,60-1,00	-
P (máx.)	0,035	0,035	0,035	0,045
S (máx.)	0,035	0,035	0,040	0,045

Fonte: DNIT (2016a) e DNIT (2016b).

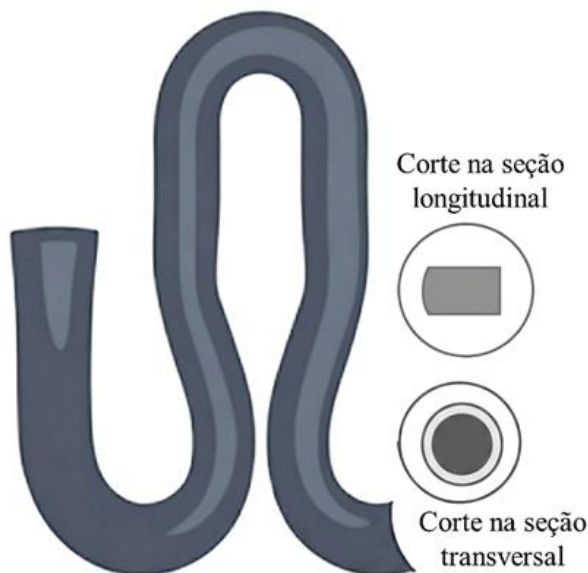
4.1 Corte das Amostras

As etapas iniciais do preparo das amostras envolveram o seccionamento dos grampos, procedimento conduzido por meio de uma máquina de eletroerosão a fio de molibdênio, especificamente o modelo Eletrocut Novick AR35, disponível no Laboratório de Tribologia do Instituto Tecnológico Vale (ITV). Esse método foi selecionado por possibilitar cortes de alta precisão, minimizando deformações mecânicas e alterações térmicas indesejadas na região de interesse da amostra. Para viabilizar o processo de corte, tornou-se indispensável assegurar o contato elétrico entre o material e o fio condutor. Com esse objetivo, parte da camada de tinta protetora presente na superfície dos grampos foi cuidadosamente removida através de um lixamento prévio, realizado com lixa d'água de carbetto de silício de número 120. Em seguida, foram realizados cortes na seção longitudinal e transversal dos grampos, conforme ilustrados na Figura 4.3, de modo a possibilitar uma análise comparativa da microestrutura em diferentes direções de processamento. Para fins de padronização e organização das análises, as amostras correspondentes a grampos novos foram identificadas pela sigla “NL”, enquanto aqueles referentes a grampos fraturados, receberam a sigla “FH”.

Os componentes provenientes da Estrada de Ferro Carajás (EFC) apresentaram falhas por fratura. A análise das superfícies fraturadas revelou seis regiões preferenciais para a nucleação e propagação de trincas, representadas de forma esquemática na Figura 4.4. Considerando a simetria geométrica do grampo, os pontos situados em lados opostos foram

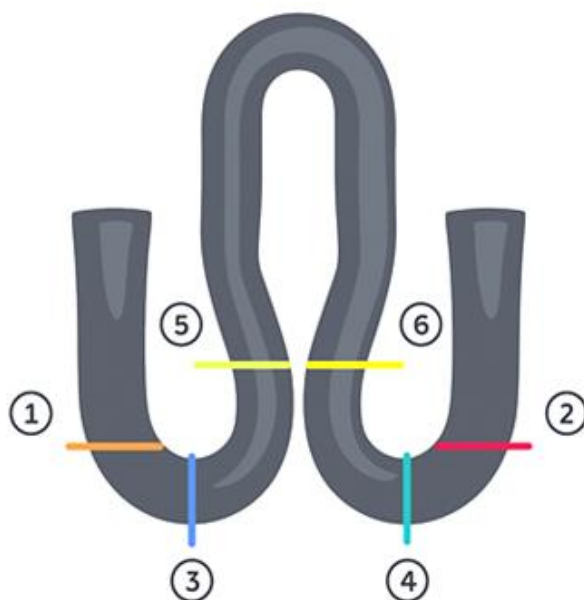
tratados como equivalentes, permitindo uma categorização mais clara e objetiva das zonas críticas de fratura.

Figura 4.3. Vista esquemática de um grampo de fixação do tipo *fastclip*, detalhando um corte na seção longitudinal e um corte na seção transversal para ilustrar a estrutura interna sólida.



Fonte: Da autora.

Figura 4.4. Representação esquemática da vista superior de um grampo do tipo *fastclip*, evidenciando as principais regiões onde ocorrem fraturas.



Fonte: Da autora.

Conforme demonstrado por Liu *et al.* (2020), os grampos de fixação são submetidos a um carregamento cíclico multiaxial, resultante da combinação de tração, compressão, flexão, torção e cisalhamento durante a passagem dos trens. Sob essas condições, as regiões que

concentram as maiores tensões estáticas tornam-se também os pontos mais solicitados em fadiga, coincidindo com os locais onde, de fato, se observam falhas em serviço. A área mais crítica situa-se nas extremidades externas dos “braços”, correspondentes aos pontos 1 e 2 da Figura 4.4, onde as pontas do componente, responsáveis pelo contato e transmissão de força, experimentam os maiores níveis de tensão cíclica, configurando o principal sítio de iniciação de trincas. A segunda região de maior severidade, indicada pelos pontos 3 e 4, localiza-se na base das curvas inferiores da seção central, que sofre intensos esforços repetidos de flexão e representa um ponto crítico secundário para a integridade estrutural do grampo. A terceira região corresponde aos “ombros” internos, nos pontos 5 e 6, áreas associadas à transição geométrica entre a curvatura principal e os “braços”, naturalmente propensas à concentração de tensões. Considerando essa distribuição de carregamentos, as amostras do grampo novo (NL) foram retiradas entre as regiões 2 e 4, enquanto, no grampo fraturado (FH), os cortes foram obtidos entre as regiões 1 e 3, que correspondem às zonas mais severamente solicitadas em fadiga sob carregamento multiaxial.

4.2 Análise Química

As análises químicas das amostras foram conduzidas com o objetivo de identificar a composição elementar do material. A espectrometria de emissão óptica com excitação por centelhamento foi empregada para determinar, com alta precisão, os teores de elementos metálicos presentes na liga, como silício (Si), manganês (Mn), cromo (Cr) e eventuais traços de níquel (Ni), molibdênio (Mo) e vanádio (V), além do ferro (Fe), elemento base. Essa etapa foi realizada com o auxílio de um espectrômetro da marca Anacom Científica, modelo B2ADV. Já a quantificação específica dos teores de carbono (C) e enxofre (S), que exigem métodos diferenciados devido à sua volatilidade e particularidades de oxidação, foi realizada por meio da técnica de combustão, utilizando uma câmara de combustão do tipo ARMS Find, modelo GPL-L, acoplada a um controlador da mesma marca, modelo HW2002B, assegurando a precisão necessária para a determinação desses elementos não metálicos.

As composições químicas das amostras dos grampos NL e FH são apresentadas na Tabela 4.2.

Tabela 4.2. Teores de elementos químicos nas amostras de grampos (% em massa).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al	Cu	Fe	Referências
NL	0,58	1,47	0,72	0,01	0,007	0,7	0,02	0,01	0,001	0,001	ND	0,01	Bal	<i>Presente estudo</i>
FH	0,45	1,55	0,66	0,005	0,01	0,06	0,03	0,01	0,001	0,005	0,001	0,044	Bal	
SAE 9254	0,51 0,59	1,20 1,60	0,60 0,80	<0,035	<0,035	0,60 0,80	-	-	-	-	-	-	Bal	<i>DNIT</i>

Fonte: Da autora.

De forma complementar, as amostras foram analisadas por espectroscopia de dispersão de energia de raios X (EDS), utilizando o detector acoplado ao Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) Tescan, modelo Vega 3, instalado no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal de Ouro Preto (UFOP). Essa técnica permitiu a identificação qualitativa e semiquantitativa dos elementos presentes na microestrutura.

4.3 Caracterização Metalográfica dos Materiais

Após os cortes, as amostras foram embutidas a quente com resina fenólica, em uma embutidora a quente de marca Arotec, modelo PRE 50M. Em seguida, o preparo das superfícies destinadas à análise metalográfica foi conduzido em etapas cuidadosamente planejadas para assegurar a qualidade da caracterização. Inicialmente, realizou-se o lixamento progressivo com lixas de carbetto de silício (SiC) de granulometrias 220, 320, 400, 600 e 1200, utilizando-se uma lixadeira/politriz metalográfica semiautomática da marca Arotec, modelo AROPOL-VV, operando em velocidades controladas entre 350 rpm e 400 rpm. A cada troca de lixa, as amostras foram rotacionadas em 90°, de modo a uniformizar o processo e minimizar a permanência de riscos residuais. A transição para uma lixa de granulação mais fina ocorreu somente quando a superfície da amostra se apresentava completamente livre dos arranhões gerados pela granulometria anterior.

Durante o processo, em cada pausa realizada para inspeção da superfície, as amostras foram limpas com algodão, detergente neutro e água corrente, a fim de remover resíduos abrasivos. A secagem foi feita por meio da aplicação de jatos de ar quente sobre as amostras previamente embebidas em álcool etílico, garantindo a eliminação da umidade sem comprometer o acabamento superficial.

Na sequência, foi realizada a etapa de polimento, empregando uma politriz automática Struers, modelo Tegramin-30. Esse procedimento contou com suspensões de diamante de diferentes granulometrias (6 µm, 3 µm e 1 µm), utilizando como agente de lubrificação e

refrigeração o DP-Lubricant Blue, também da Struers. Para a execução do polimento, aplicou-se uma força normal de 40 N, com a base girando a 250 rpm e o cabeçote a 150 rpm, em sentidos de rotação opostos, durante um tempo total de 4 minutos.

Com relação ao material de suporte, foram utilizados panos de polimento específicos: para as partículas de 6 μm e 3 μm , recorreu-se ao tecido de tafetá de lã natural, enquanto para o polimento com partículas de 1 μm empregou-se pano de tecido sintético, adequado ao uso com abrasivos ultrafinos. Todo o processo de preparação das amostras foi desenvolvido no Laboratório de Tribologia do ITV, em condições controladas, assegurando superfícies adequadas para a análise microestrutural subsequente.

O reagente selecionado para o ataque metalográfico que permitisse melhor visualização da microestrutura martensítica e das bandas de segregação foi o Teepol, cuja formulação foi proposta por Pimenta, Moreira e Faria (2021) com a finalidade de destacar os contornos dos grãos prévios da austenita. Para o preparo das soluções, adotou-se como referência para o ajuste proporcional a formulação correspondente a 1,0 mL de HCl (3,0 g de ácido pícrico; 240 mL de água destilada; 10 gotas de detergente neutro). Essa escolha teve caráter exclusivamente referencial para os cálculos, uma vez que os autores avaliaram em cinco volumes de HCl diferentes: 0,5 mL, 1,0 mL, 1,5 mL, 2,0 mL e 2,5 mL. Considerando a utilização de 0,1 mL de HCl, as demais quantidades foram reduzidas na mesma razão, resultando em 0,30 g de ácido pícrico, 24 mL de água destilada e 1 gota de detergente neutro.

No caso do aço em análise, o procedimento de ataque químico teve duração de 90 segundos por amostra, sendo realizado por meio da imersão da superfície da amostra na solução reagente. Após esse período, o processo foi interrompido com o enxágue imediato da amostra em água corrente, a fim de remover os resíduos do reagente e evitar que a corrosão prosseguisse além do tempo estabelecido. Em seguida, a amostra foi transferida para um béquer contendo álcool etílico, no qual foi submetida a um processo de limpeza por ultrassom, etapa que auxilia na eliminação de impurezas aderidas e garante maior uniformidade da superfície. Por fim, a secagem foi conduzida com a aplicação de um fluxo de ar quente, assegurando que a amostra permanecesse isenta de umidade.

As amostras devidamente atacadas foram analisadas por Microscopia Óptica (MO), utilizando um microscópio Olympus, modelo BX65M, disponível no Laboratório de Tribologia do ITV. As análises de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) foram conduzidas tanto no Laboratório de Tribologia do ITV, utilizando um microscópio Hitachi, modelo SU3500,

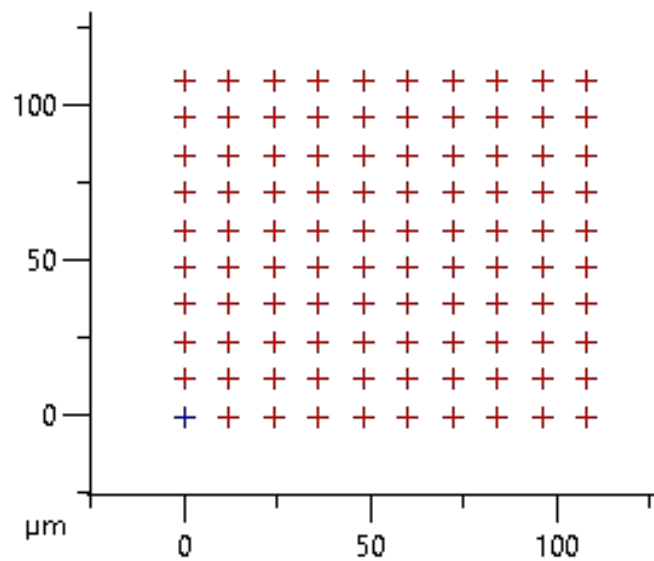
quanto no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFOP, com o auxílio de um microscópio Tescan, modelo Vega 3.

A determinação da fração volumétrica de segregação foi realizada com base no método descrito pelas normas ASTM 562 e ASTM E1245, que faz uso da metodologia A_A , a qual estabelece diretrizes para a análise quantitativa de constituintes em materiais metálicos a partir de imagens obtidas por microscopia. A determinação da fração volumétrica foi conduzida com o auxílio do *software* livre ImageJ, aplicado às imagens de MO das amostras. Inicialmente, procedeu-se à captura das micrografias representativas da microestrutura de cada condição estudada. Posteriormente, essas imagens foram submetidas a um tratamento digital no ImageJ, que incluiu etapas de pré-processamento, como a conversão para escala de cinza, de modo a simplificar as informações visuais. Na sequência, realizou-se a etapa de segmentação, fundamental para diferenciar as regiões de interesse, utilizando-se o recurso de limiarização (*thresholding*). Esse procedimento transformou as micrografias em representações binárias, compostas apenas por pixels pretos e brancos, permitindo separar de forma nítida a matriz das áreas segregadas e, assim, viabilizar a quantificação precisa das proporções volumétricas.

4.4 Caracterização Mecânica

O ensaio de indentação instrumentada foi conduzido em um equipamento Micro Combi Tester (MCT³), com plataforma de teste de superfícies mecânicas, modelo Step 500 da Anton Paar, com indentador Vickers, instalado no Laboratório de Tribologia do ITV. As amostras foram preparadas de maneira idêntica à utilizada para a caracterização microestrutural, com a diferença de que não foi realizado o ataque químico. O procedimento consistiu na aplicação de uma carga de 40 mN durante 2 segundos, seguida da execução de um perfil de microdureza em malha 10×10 para cada amostra, conforme ilustrado na Figura 4.5. O espaçamento entre as indentações foi de 12 μm e a velocidade de carregamento aplicado correspondeu a 0,24 N/min.

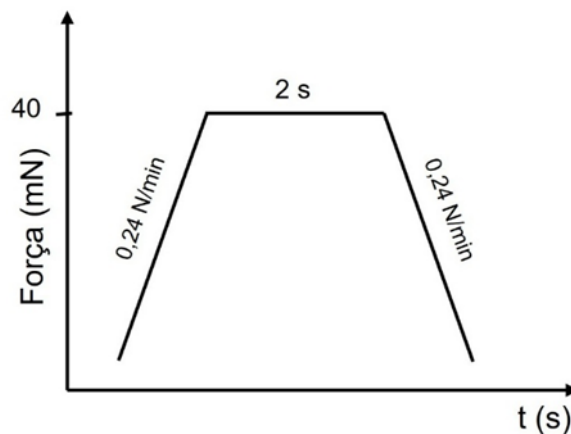
Figura 4.5. Esquema do mapa de microdureza em malha.



Fonte: Da autora.

Para facilitar a compreensão dos parâmetros utilizados, foi elaborado o esquema ilustrado na Figura 4.6.

Figura 4.6. Esquema do Ensaio de Indentação Instrumentada.



Fonte: Da autora.

A partir desse ensaio, obtêm-se as curvas características carga–deslocamento ($P-h$), que correlacionam a carga aplicada (P) à profundidade de penetração do indentador (h). Com base na análise dessas curvas, foram determinados os valores médios de dureza instrumentada e seus respectivos desvios-padrão (DP), bem como o módulo de elasticidade reduzido (E_r) e, a partir deste, o módulo de elasticidade do material. Adicionalmente, o limite de escoamento (σ_e) foi estimado utilizando a Equação 4.1. Esta é uma correlação empírica desenvolvida por Pavlina e

Van Tyne (2008), em que YS representa o *yield strenght* (limite de escoamento), expresso em MPa, e HV corresponde à dureza Vickers da amostra. Segundo os autores, essa equação apresenta alta linearidade e é válida para uma ampla gama de aços hipoeutetóides não austeníticos, abrangendo diversas microestruturas (como ferrita, perlita, bainita e martensita).

$$YS = -90,7 + 2,876HV \quad (4.1)$$

4.5 Simulação Numérica

A fim de garantir que o modelo numérico representasse fielmente a morfologia e a distribuição das fases presentes na microestrutura do material, foi desenvolvido um procedimento metodológico para converter micrografias ópticas em um modelo de elementos finitos 2D. Este processo, detalhado a seguir, envolveu o uso de múltiplos *softwares* especializados para assegurar a fidelidade geométrica em cada etapa.

Inicialmente, as micrografias foram submetidas a um processo de segmentação de imagem no *software* Adobe Photoshop. Esta etapa foi crucial para a distinção inequívoca das fases de interesse, onde cada fase foi associada a uma cor sólida e distinta. O objetivo deste procedimento foi criar um mapa visual claro da microestrutura, que serviu como base para a vetorização subsequente, minimizando ambiguidades na interpretação dos contornos.

A etapa seguinte consistiu na conversão da imagem segmentada (formato raster) em um formato vetorial, utilizando o *software* CorelDRAW. Primeiramente, a imagem foi devidamente escalonada para corresponder às dimensões reais da microestrutura e sua resolução foi ajustada para 300 dpi para aumentar a precisão do contorno. Em seguida, foi aplicado um algoritmo de rastreamento automático de contornos. Os parâmetros do algoritmo foram ajustados para assegurar um equilíbrio entre a fidelidade aos contornos originais e a suavização de eventuais ruídos ou artefatos da imagem, garantindo assim geometrias "limpas" e contínuas para a importação no *software* de simulação.

Para garantir a troca de dados entre o *software* de desenho vetorial e o ambiente de simulação, foi necessária uma etapa de conversão de formato. As curvas vetoriais de cada fase foram inicialmente exportadas individualmente no formato DXF (*Drawing Exchange Format*). Posteriormente, estes arquivos foram processados no *software* AutoCAD para serem convertidos para o formato IGES (*Initial Graphics Exchange Specification*), um padrão robusto para a transferência de geometria para plataformas CAE (*Computer-Aided Engineering*) como

o ABAQUS. Cada arquivo IGES, representando uma única fase, foi então importado para o ABAQUS como um sketch (esboço) independente.

A construção do modelo de elementos finitos foi concluída no ambiente ABAQUS. Os *sketches* importados foram convertidos em *parts* (partes) individuais, representando a matriz e a segregação microestrutural. Para simular o comportamento do material, as propriedades constitutivas de ambas as fases foram alimentadas no modelo com base nos dados experimentais do grampo no estado novo (NL). Ressalta-se que estas propriedades foram adotadas como premissa para as simulações de ambos os cenários (grampo NL e grampo FH). Esta escolha metodológica justifica-se, pois, para analisar a origem da falha, o modelo computacional deve representar o material em seu estado íntegro (novo). Isso permite investigar como as tensões atuantes, sob as condições de contorno aplicadas, podem ter levado à iniciação e propagação do dano que resultou na fratura. As propriedades utilizadas, consolidadas na Tabela 4.3, incluíram o módulo de elasticidade reduzido (E_r) e o coeficiente de Poisson, obtidos experimentalmente. O limite de escoamento (σ_e), por sua vez, foi calculado através da correlação empírica com a dureza Vickers (HV), apresentada na Equação 4.1. Visto que a equação fornece em MegaPascal (MPa), foi realizada a conversão para GigaPascal (GPa), unidade adotada para entrada de parâmetros no *software*.

Tabela 4.3. Propriedades mecânicas do grampo NL utilizadas na simulação numérica.

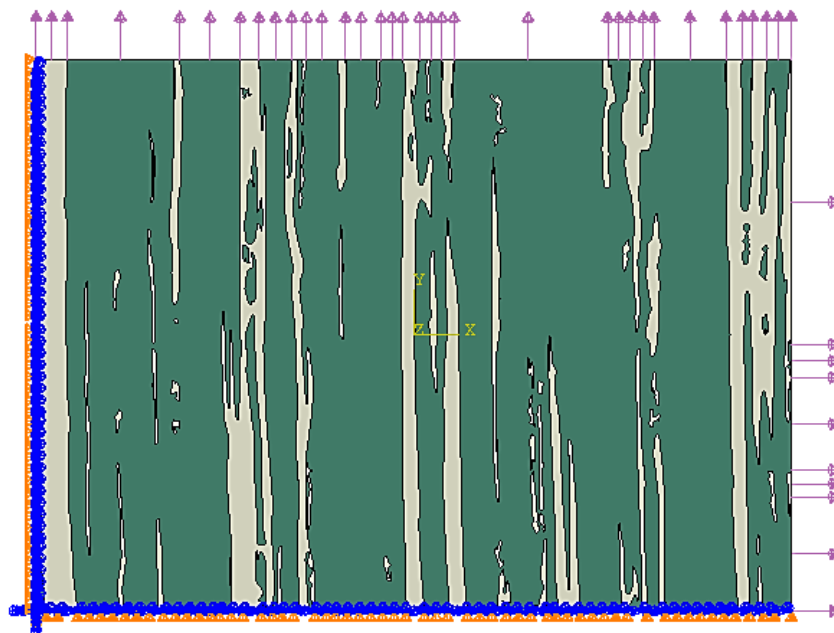
Seção	Região	Dureza (HV)	E_r (GPa)	ν	σ_e (GPa)
Longitudinal	Matriz	379,8	188,6	0,3	1,0
Longitudinal	Segregação	504,7	199,7	0,3	1,4
Transversal	Matriz	368,3	176,0	0,3	1,0
Transversal	Segregação	486,9	199,8	0,3	1,3

Fonte: Da autora.

Para representar as condições reais de carregamento, foram aplicadas condições de contorno que restringiram os deslocamentos nas faces inferior e esquerda da microestrutura. Nas faces superior e direita, aplicou-se um esforço de tração na superfície de 750 MPa, representando um carregamento típico atuante sobre os grampos em serviço em ferrovias de carga, conforme apresentado na Figura 4.7. O modelo foi desenvolvido em estado plano de tensão, considerando um comportamento elástico perfeitamente plástico para o material. Em seguida, procedeu-se à geração da malha de elementos finitos de forma individualizada para cada região, adotando um tamanho global de elemento de 5 μm , o que permitiu um controle

refinado da discretização e assegurou uma qualidade de malha adequada à precisão desejada dos resultados numéricos.

Figura 4.7. Condições de contorno e carregamento aplicadas ao modelo 2D do grampo FH, na seção longitudinal.



Fonte: Da autora.

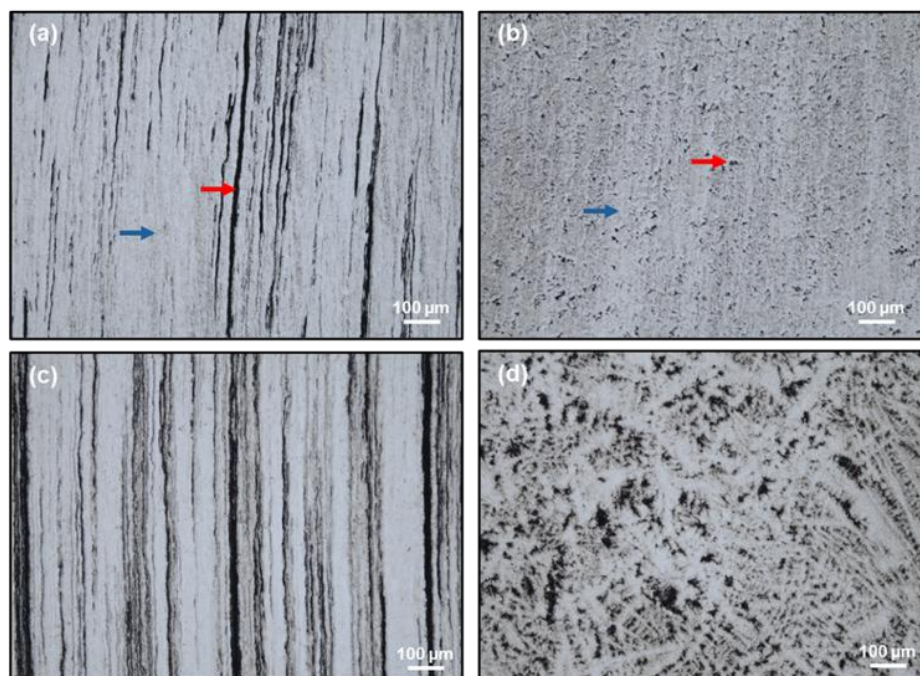
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados são apresentados em uma sequência lógica que investiga a causa da falha prematura do grampo FH. Inicia-se pela caracterização microestrutural e química, identificando e quantificando as segregações que diferenciam os grampos NL e FH. Na sequência, avalia-se o impacto na resposta mecânica local por meio de mapas de microdureza instrumentada, correlacionando a heterogeneidade química com a variação de propriedades mecânicas na microestrutura. Por fim, a simulação numérica válida e integra as observações, revelando, através dos campos de tensão (Von Mises e tensão principal máxima), os mecanismos de concentração de esforços e os sítios críticos para nucleação de trincas que explicam a falha.

5.1 Caracterização Microestrutural

Na Figura 5.1 é apresentado as imagens de Microscopia Óptica (MO) referentes às condições de grampo novo (NL) e grampo fraturado (FH), obtidas a partir de cortes realizados nas seções transversal e longitudinal, onde as setas vermelhas indicam as bandas de segregação e as setas azuis indicam a matriz microestrutural.

Figura 5.1. Imagens de MO dos grampos ferroviários.

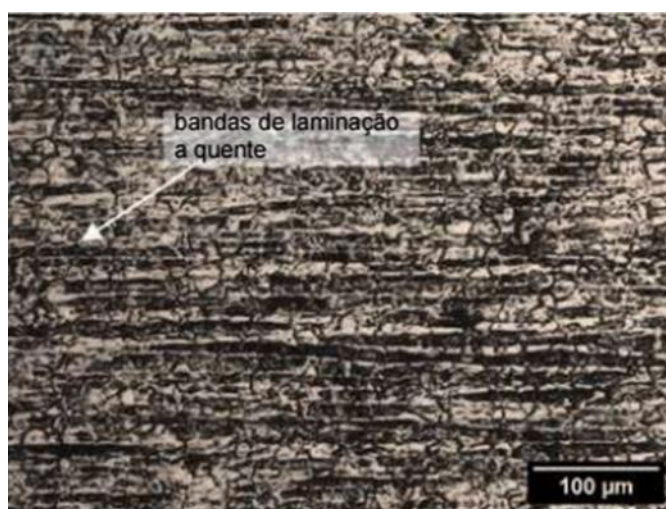


(a) NL seção longitudinal; (b) NL seção transversal; (c) FH seção longitudinal e (d) FH seção transversal.

Fonte: Da autora.

A análise microestrutural evidencia uma intensa heterogeneidade sob a forma de bandas de segregação alongadas na direção de laminação. A presença desta microestrutura é, de fato, uma característica documentada para o aço SAE 9254 resultante de seu histórico de processamento. Em um estudo sobre o mesmo aço, Hasan *et al.* (2024) também identificaram a presença de “bandas de laminação a quente” (*hot-rolled bands*), conforme apresentado na Figura 5.2, descrevendo-as como regiões que frequentemente contêm elementos segregados como Mn, Si e Cr. Esta descoberta confirma que o bandamento observado não é uma anomalia, mas sim uma heterogeneidade inerente ao processo de fabricação deste aço específico.

Figura 5.2. Imagem óptica evidenciando as bandas de laminação a quente da amostra em seção longitudinal.



Fonte: Adaptado de Hasan *et al.* (2024).

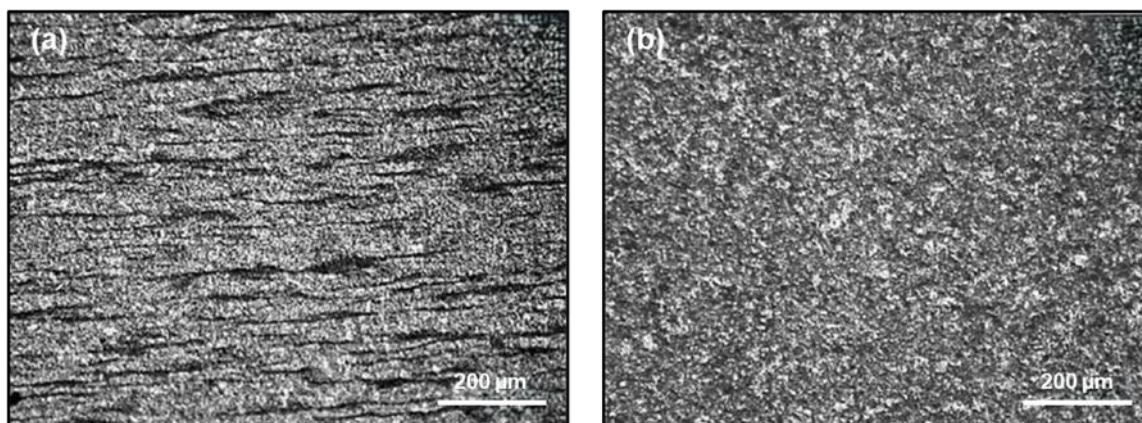
Nas seções longitudinais dos grampos NL e FH (Figuras 5.1a e 5.1c), estas bandas se apresentam como faixas lineares. Já nas seções transversais (Figuras 5.1b e 5.1d), essas mesmas regiões segregadas se manifestam como “manchas” ou “ilhas” dispersas, o que corresponde à projeção estereológica natural das bandas quando o plano de corte é perpendicular.

A análise comparativa entre os materiais evidencia então que o grampo FH possuía uma microestrutura inerentemente mais grosseira (Figuras 5.1c e 5.1d) quando comparado ao grampo NL (Figuras 5.1a e 5.1b). Essa característica se traduz em bandas de segregação mais espessas e em uma resposta mais acentuada ao ataque químico, sugerindo maior severidade da segregação. Tal condição pode prejudicar o desempenho em fadiga, pois intensificaria a localização de deformação e criaria interfaces mecânicas mais críticas entre as zonas de alta e baixa dureza. A falha prematura do componente poderia, portanto, ser atribuída a essa condição

metalúrgica de partida desfavorável, resultante de variações no processo de fabricação, e não de uma degradação ocorrida em serviço.

A maior intensidade do bandamento observada no grampo FH, em comparação com o grampo NL, constitui a principal evidência que aponta para a origem da falha. Esse comportamento é registrado nos estudos de Žužek *et al.* (2015), que analisaram um aço mola 51CrV4 produzido por lingotamento convencional (CCC), caracterizado por faixas de segregação, e compararam-no com um aço refinado obtido por refusão por eletroescória (ESR), mais homogêneo e livre de defeitos significativos. Sob essa perspectiva, o grampo FH apresenta características análogas ao aço CCC, enquanto o grampo NL se aproxima das propriedades do aço ESR, com uma microestrutura mais uniforme, ilustrado na Figura 5.3.

Figura 5.3. Comparação microestrutural do aço 51CrV4: (a) bandamento acentuado em lingotamento convencional, análogo ao grampo FH; (b) estrutura homogênea após refino, semelhante ao grampo NL.

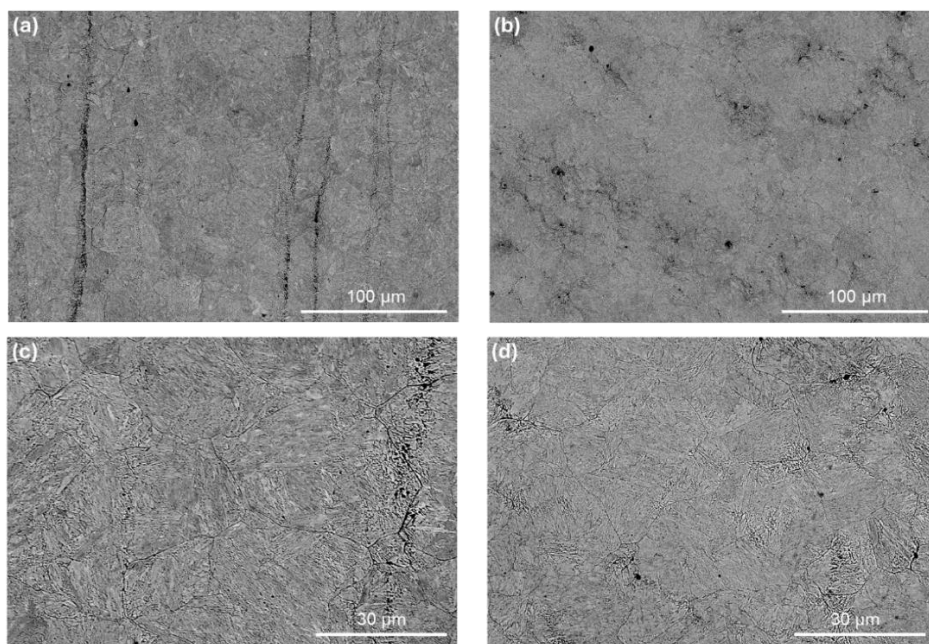


Fonte: Adaptado de Žužek (2015).

As imagens apresentadas constituem um dos argumentos visuais mais relevantes desta análise comparativa. Na Figura 5.3a, referente ao aço produzido por lingotamento convencional, é apresentado um bandamento acentuado, de aspecto bastante semelhante ao observado na micrografia do grampo FH (Figura 5.1c). Em contraste, na Figura 5.3b é apresentado um aço obtido por refusão, caracterizado por uma microestrutura mais homogênea e praticamente livre de bandas. Para fins de comparação visual, a microestrutura mais próxima em termos de aparência é a do grampo NL (Figura 5.1b), que, embora apresente algumas “ilhas” de segregação, mostra menor heterogeneidade em relação ao grampo FH. Essa correspondência demonstra que a diferença microestrutural identificada entre as amostras não se trata de um caso isolado, mas de um fenômeno amplamente documentado em aços mola.

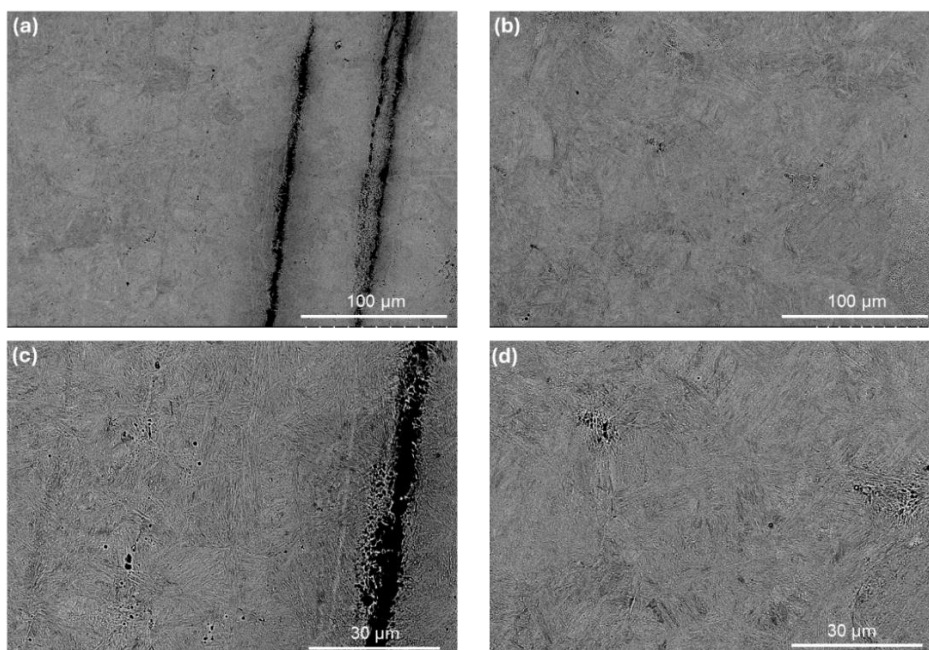
Nas Figuras 5.4 e 5.5 são apresentadas as micrografias obtidas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) das amostras correspondentes ao grampo NL e ao grampo FH, respectivamente.

Figura 5.4. Micrografias obtidas por MEV do grampo NL em diferentes ampliações: (a) e (c) seção longitudinal; (b) e (d) seção transversal.



Fonte: Da autora.

Figura 5.5. Micrografias obtidas por MEV do grampo FH em diferentes ampliações: (a) e (c) seção longitudinal; (b) e (d) seção transversal.



Fonte: Da autora.

A microestrutura observada em ambos os grampos consiste em martensita revenida, com morfologia típica de ripas parcialmente delineadas. Esta configuração microestrutural é característica do aço SAE 9254 submetido aos processos de têmpera e revenimento, estando de acordo com as observações reportadas por Hasan *et al.* (2024) e Türedi *et al.* (2017), os quais identificaram matriz martensítica com possível formação de finos precipitados de cementita após tratamento térmico similar.

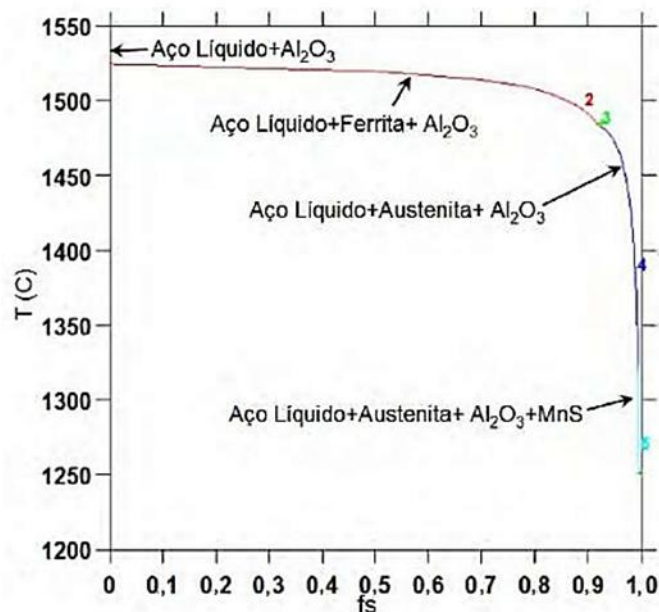
Complementando a identificação da matriz martensítica revenida, a análise comparativa das micrografias revela diferenças significativas na escala e homogeneidade da microestrutura entre os grampos NL e FH. Conforme observado na Figura 5.4, o grampo NL apresenta uma microestrutura visivelmente mais refinada e com maior uniformidade visual. É possível, inclusive, delinear parcialmente os contornos dos grãos austeníticos prévios (Figura 5.4c e Figura 5.4d), a partir dos quais a martensita se formou, sugerindo um controle mais eficaz do tamanho de grão durante o processamento. A importância do controle do tamanho de grão austenítico prévio (PAGS) para as propriedades finais de aços martensíticos é um fator destacado por Hasan *et al.* (2024) em seu estudo sobre o mesmo aço SAE 9254.

Em contrapartida, a microestrutura do grampo FH, mostrada na Figura 5.5, exibe um caráter marcadamente mais grosseiro e desordenado. Os contornos de grão austenítico prévio são obscurecidos pela forte heterogeneidade microestrutural, e a impressão geral é de uma estrutura menos controlada.

Conforme descrito por Costa e Silva (2013), durante o processo de solidificação do aço SAE 9254, os elementos de liga, como manganês (Mn) e silício (Si), tendem a se concentrar nas últimas regiões do metal a solidificar. O gráfico de simulação de Costa e Silva (2013), do modelo de Scheil, ilustrado na Figura 5.6, mostra as fases formadas em função da fração solidificada.

Segundo Costa e Silva (2013), a simulação da solidificação pelo modelo de Scheil demonstra que, à medida que o processo progride, elementos como manganês (Mn) e enxofre (S) se concentram no líquido interdendrítico. O modelo prevê que, apenas nas etapas finais (fração solidificada superior a 0,95), essa concentração atinge níveis suficientes para a precipitação de sulfeto de manganês (MnS).

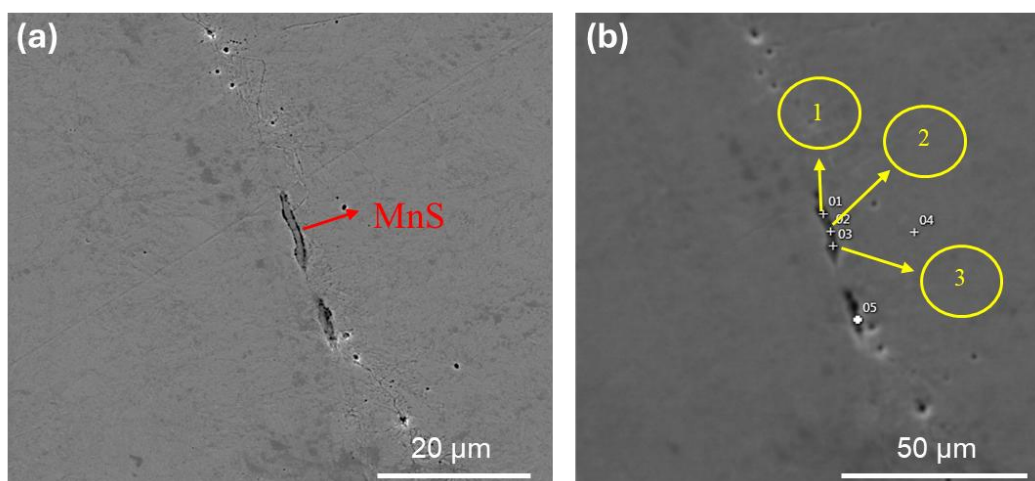
Figura 5.6. Simulação da solidificação (modelo de Scheil) de um aço ARBL, evidenciando a precipitação de MnS apenas nas últimas etapas da solidificação ($f_s > 0,95$), em função do enriquecimento do líquido interdendrítico.



Fonte: Adaptado de Costa e Silva (2013).

Foi possível comprovar na prática a teoria de Costa e Silva (2013), ao fazer a análise de microrregiões por EDS, que revelou a presença de inclusões de MnS envolvidas pelas bandas de segregação, como exemplificado na Figura 5.7, obtida do grampo NL na seção longitudinal.

Figura 5.7. (a) Inclusão alongada de MnS na seção longitudinal do grampo NL, observada em amostra sem ataque químico e (b) Micrografia de elétrons secundários com análises químicas pontuais (MEV/EDS).

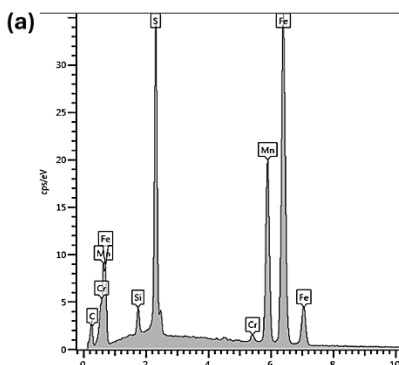


Fonte: Da autora.

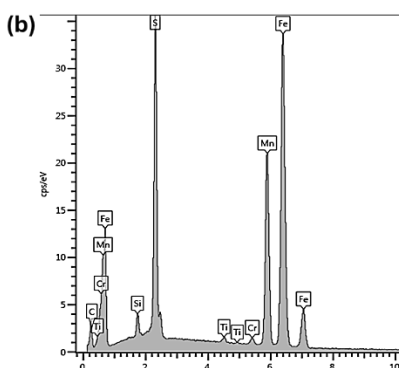
Os resultados das análises químicas pontuais realizadas por MEV/EDS podem ser observados na Figura 5.8. Foram selecionados três pontos distintos na região de interesse, com o objetivo de identificar possíveis variações locais na composição química. Nessas análises,

verificou-se a presença dos elementos manganês (Mn) e enxofre (S), cuja associação confirma a formação de inclusões de MnS.

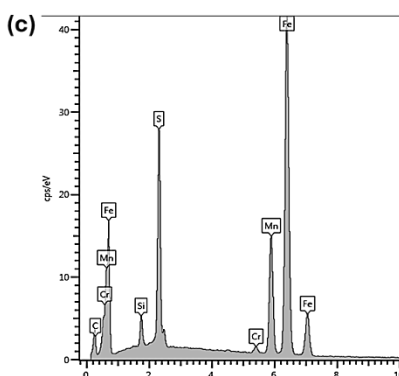
Figura 5.8. Resultados das análises químicas pontuais feitas via EDS dos três pontos distintos: (a) ponto 1; (b) ponto 2 e (c) ponto 3.



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Porcentagem em peso (%)
C	Série K	4,22	0,04218	10,12 ± 0,41
Si	Série K	2,44	0,01931	1,11 ± 0,05
S	Série K	37,25	0,32088	13,43 ± 0,11
Cr	Série K	2,11	0,02106	0,65 ± 0,05
Mn	Série K	68,63	0,68626	24,51 ± 0,19
Fe	Série K	143,58	1,43582	50,17 ± 0,28



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Porcentagem em peso (%)
C	Série K	4,44	0,04435	10,59 ± 0,42
Si	Série K	2,06	0,01633	0,94 ± 0,04
S	Série K	37,85	0,32607	13,58 ± 0,11
Ti	Série K	1,16	0,01156	0,38 ± 0,04
Cr	Série K	1,95	0,01947	0,61 ± 0,05
Mn	Série K	72,66	0,72659	25,96 ± 0,20
Fe	Série K	137,25	1,37253	47,95 ± 0,28



Elemento	Tipo de Linha	Concentração Aparente	Razão k	Porcentagem em peso (%)
C	Série K	4,77	0,04766	10,54 ± 0,41
Si	Série K	3,13	0,02481	1,44 ± 0,05
S	Série K	29,37	0,25302	10,58 ± 0,10
Cr	Série K	2,05	0,02047	0,61 ± 0,05
Mn	Série K	50,87	0,50872	17,85 ± 0,16
Fe	Série K	171,83	1,71831	58,99 ± 0,31

Fonte: Da autora.

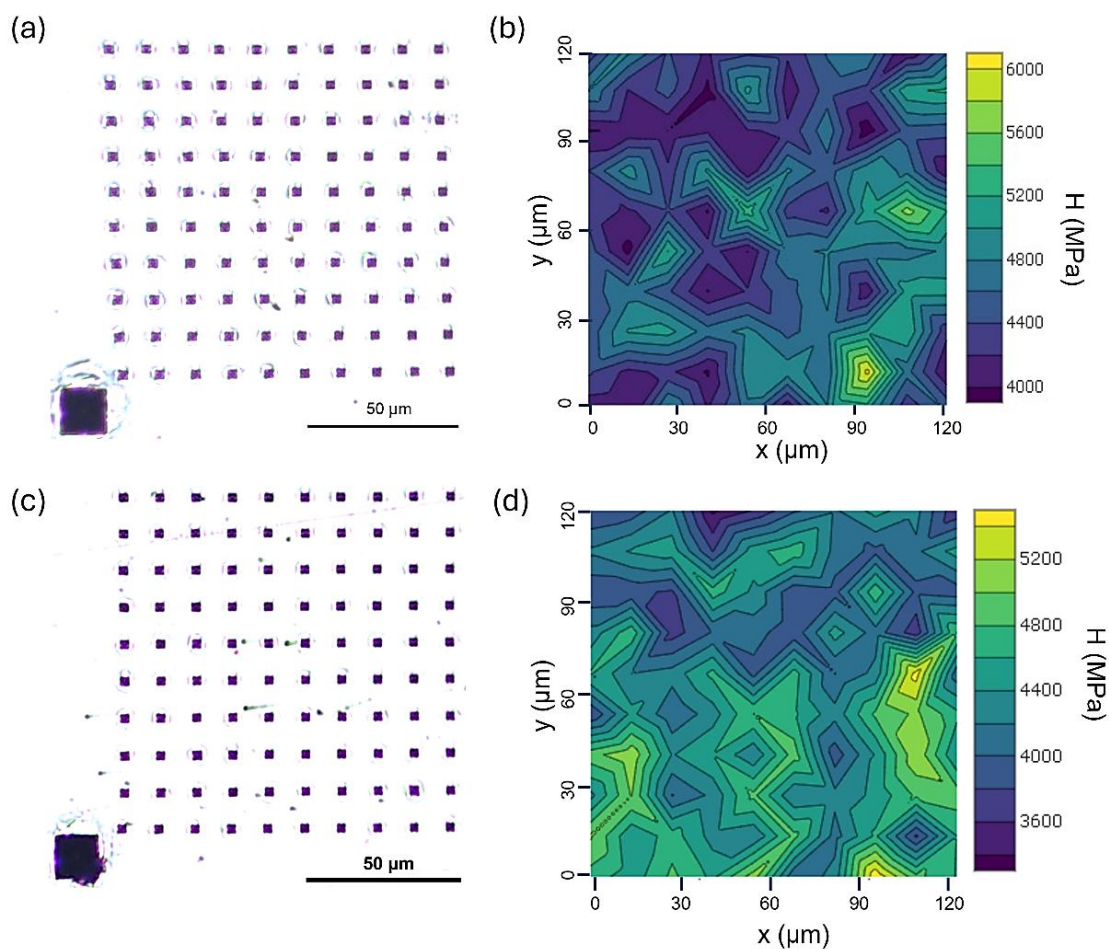
A presença dessas inclusões frágeis, agora comprovada, explica por que as bandas observadas nas Figuras 5.1a e 5.1c, atuam como pontos de fragilidade na microestrutura. A formação localizada dessas discontinuidades cria concentradores de tensão que podem favorecer a nucleação e a propagação de trincas por fadiga. Dessa forma, a análise experimental

valida as previsões termodinâmicas, evidenciando a correlação direta entre a segregação, a formação de inclusões e a consequente perda de desempenho mecânico do aço.

5.2 Comportamento Mecânico

Na Figura 5.9 é apresentado o perfil de microdureza do grampo NL para as seções longitudinal e transversal.

Figura 5.9. Perfis de microdureza do grampo NL: (a) e (b) seção longitudinal; (c) e (d) seção transversal.



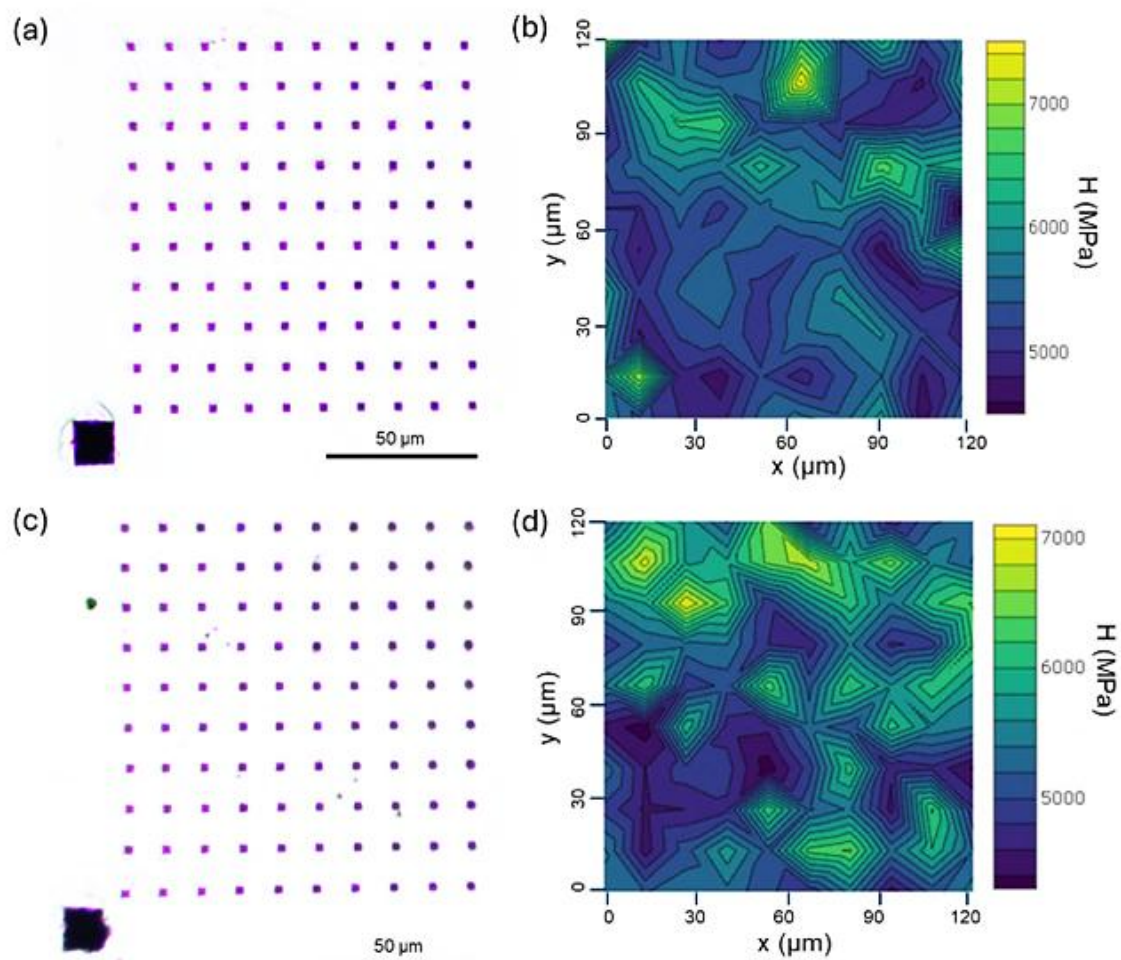
Fonte: Da autora.

Observa-se uma distribuição heterogênea de dureza em escala micrométrica, com regiões que variam aproximadamente de 3.600 MPa até acima de 6.000 MPa. A análise quantitativa das médias confirma essa variação: a seção longitudinal apresentou $428,54 \pm 41$ HV (≈ 4.202 MPa) e a seção transversal $412,35 \pm 41$ HV (≈ 4.044 MPa). Na seção longitudinal, destacam-se faixas alongadas de maior dureza, alinhadas ao longo do eixo principal do grampo, correspondentes às bandas de segregação observadas nas micrografias ópticas (Figura 5.1a). Já na seção transversal, a heterogeneidade se expressa na forma de “ilhas” de maior dureza

distribuídas na matriz. Esses resultados evidenciam que, mesmo no grampo NL, há anisotropia microestrutural associada ao processo de solidificação e laminação, refletida em variações locais de dureza.

Já na Figura 5.10 é apresentado o perfil de microdureza do grampo FH para as seções longitudinal e transversal.

Figura 5.10. Perfis de microdureza do grampo FH: (a) e (b) seção longitudinal; (c) e (d) seção transversal.



Fonte: Da autora.

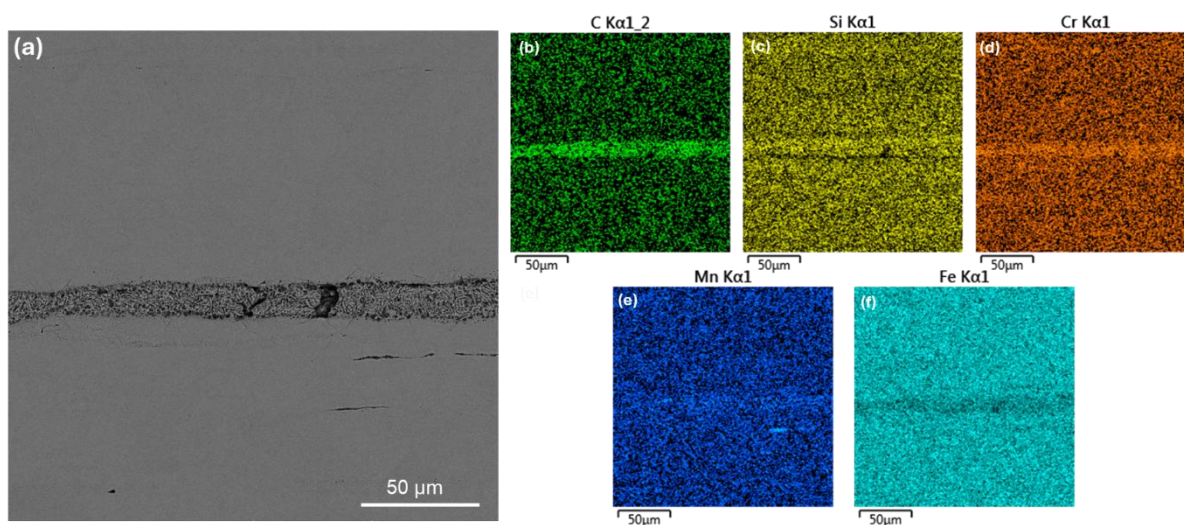
Na Figura 5.10 é apresentado os mapas de microdureza do grampo FH, nos quais a heterogeneidade se mostra mais pronunciada do que no grampo NL. Os valores médios obtidos foram de $519,19 \pm 54$ HV (≈ 5.091 MPa) na seção longitudinal e $510,25 \pm 60$ HV (≈ 5.005 MPa) na seção transversal, representando um incremento de cerca de 20%-25% em relação ao grampo

NL. Nos mapas, observam-se bandas de alta dureza mais largas e contrastantes na seção longitudinal, enquanto na seção transversal aparecem “ilhas” de maior dimensão e frequência.

O fenômeno do bandamento, anteriormente comparado visualmente com os resultados de Žužek *et al.* (2015) e Hasan *et al.* (2024), tem sua origem na segregação de elementos de liga durante as etapas de solidificação e processamento do aço. No caso do SAE 9254, elementos como Si e Mn concentram-se preferencialmente em determinadas regiões, criando as heterogeneidades observadas.

A análise do grampo NL serviu como base para estabelecer a correlação fundamental. Conforme apresentado na Figura 5.11, as bandas microestruturais mais estreitas observadas correspondem precisamente às regiões com maior intensidade de sinal para Si e Mn. Isso comprova experimentalmente que o bandamento neste material é de origem química. A maior dureza quantificada no grampo FH (Figura 5.9) é atribuída a uma combinação de mecanismos de endurecimento. Embora a segregação de elementos como Si e Mn contribua via endurecimento por solução sólida, o histórico de carregamento cíclico em serviço introduziu deformação plástica, promovendo um significativo endurecimento por encruamento. Portanto, a dureza superior do grampo FH em relação ao NL não é um efeito puro de sua microestrutura segregada, mas sim da soma desta com o dano mecânico acumulado, um fenômeno consistentemente observado em componentes sob fadiga (Chang *et al.*, 2021).

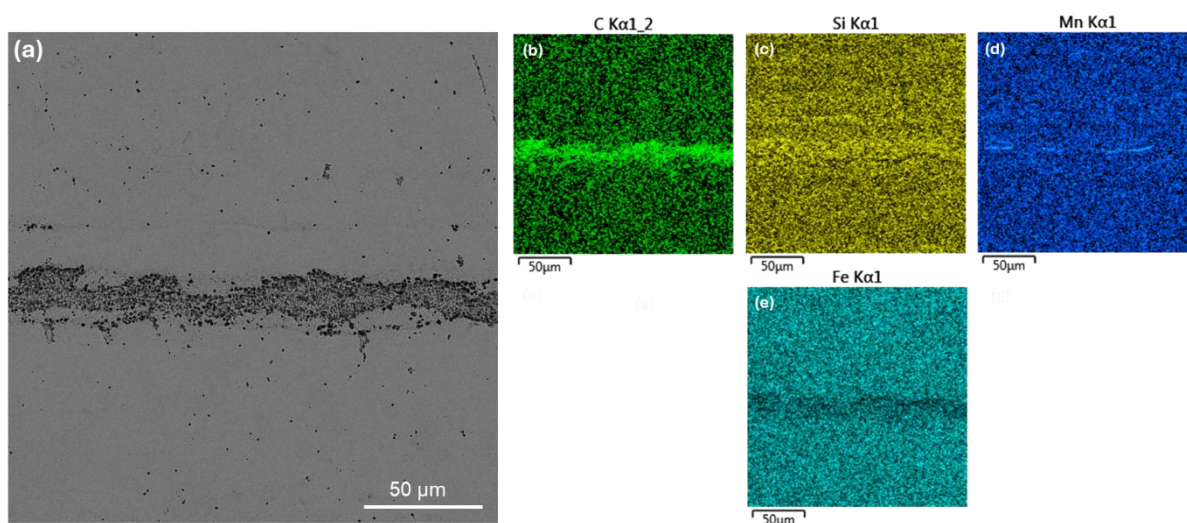
Figura 5.11. Análise de composição química por EDS no grampo NL. Os mapas elementares confirmam o enriquecimento das bandas de segregação em Silício (Si) e Manganês (Mn). Mapas: (a) Imagem BSE, (b) C, (c) Si, (d) Cr, (e) Mn e (f) Fe.



Fonte: Da autora.

Em contraste marcante com o grampo NL, a Figura 5.12 revela uma característica dominante que é a presença de uma banda de segregação extremamente larga e contínua no grampo FH, com um contraste mais acentuado em relação à matriz. Para investigar a composição química desta banda proeminente, foi realizado um mapeamento por EDS na mesma região, apresentado também na Figura 5.12.

Figura 5.12. Análise de composição química por EDS no grampo FH. Os mapas elementares confirmam o enriquecimento das bandas de segregação em Silício (Si) e Manganês (Mn). Mapas: (a) Imagem BSE, (b) C, (c) Si, (d) Mn e (e) Fe.



Fonte: Da autora.

A análise dos mapas elementares confirma de forma contundente que a microestrutura é caracterizada por um severo bandamento químico, uma forma de segregação metalúrgica alinhada mecanicamente pela laminação do aço. Os mapas de Silício (Si), Manganês (Mn) e Carbono (C), mostram um enriquecimento muito mais intenso e concentrado dentro da banda larga em comparação com a matriz adjacente e, crucialmente, em comparação com as bandas mais finas observadas no grampo NL (Figura 5.11). O contraste visual é nítido, sugerindo uma possível maior concentração de elementos nas bandas de segregação no grampo FH (Figura 5.12). Os mapas de Ferro (Fe) e Cromo (Cr) apresentam uma distribuição mais homogênea, reforçando que Si, Mn e C são os principais elementos segregados neste aço.

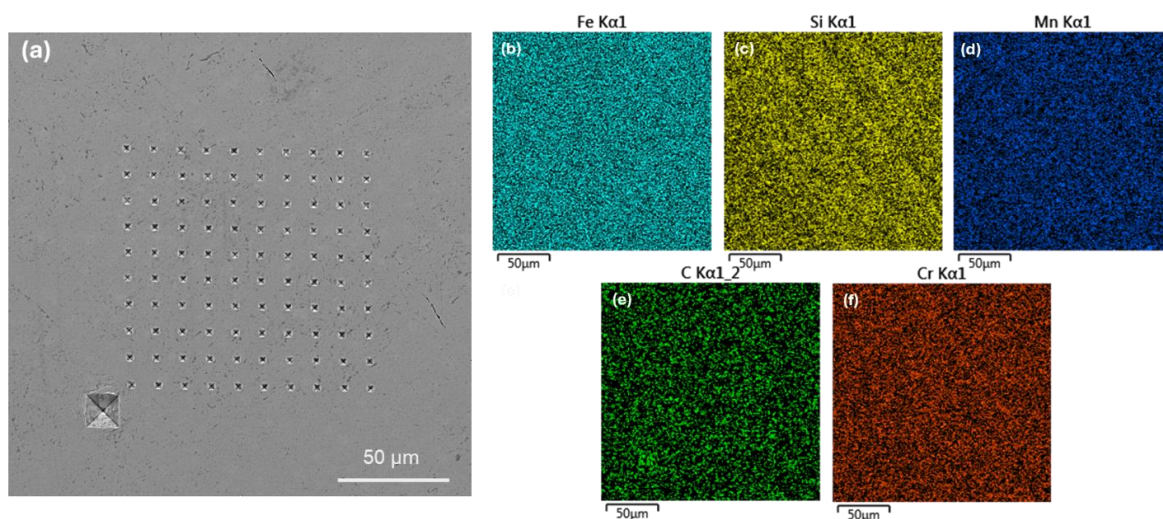
Esta análise correlativa em alta resolução demonstra que a banda microestruturalmente grosseira observada no MEV é, de fato, uma região com uma concentração significativamente maior de Si, Mn e C. Os picos extremos de dureza (> 7000 MPa) medidos na amostra FH (Figura 5.10) são consistentes com uma contribuição combinada do endurecimento por solução sólida, associado aos teores elevados de Si e Mn segregados, e do significativo endurecimento

por encruamento gerado pela deformação plástica durante o serviço. A microestrutura segregada atua como um sítio preferencial para a concentração de tensões e deformação, potencializando o efeito do encruamento nestas regiões específicas. A comparação direta dos mapas de EDS entre o grampo FH e o grampo NL evidencia que a segregação química no grampo FH não é apenas mais extensa (bandas mais largas), mas também apresenta uma intensidade de sinal significativamente maior, o que sugere fortemente uma concentração elementar mais elevada.

Esta abordagem de microscopia correlativa é uma ferramenta poderosa. A sua relevância é demonstrada por Chang *et al.* (2021), que utilizaram uma combinação de mapeamento químico e de dureza para provar que as bandas de segregação de manganês (Mn) influenciavam diretamente nos picos de dureza local.

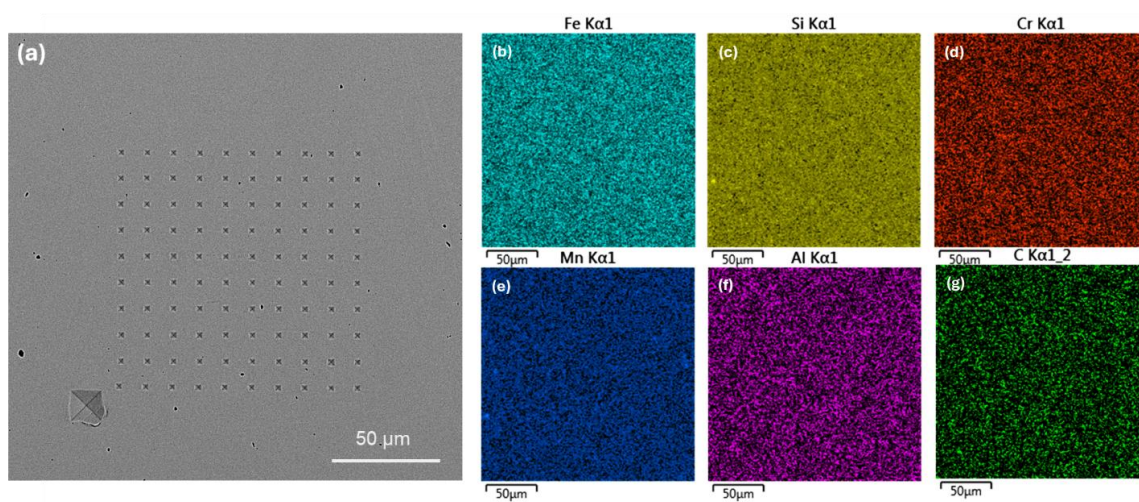
Na Figura 5.13 é apresentado o perfil de microdureza da amostra do grampo NL na seção longitudinal e a Figura 5.14 na seção transversal, ambos sobrepostos aos mapas de composição química obtidos por EDS na mesma área analisada para o mapeamento de dureza. Na sequência, a Figura 5.15 mostra o perfil de microdureza do grampo FH para a seção longitudinal e a Figura 5.16 para a seção transversal, também correlacionados com os respectivos mapas de EDS realizados na mesma região mapeada.

Figura 5.13. Mapa de dureza e composição química por EDS da seção longitudinal do grampo NL.



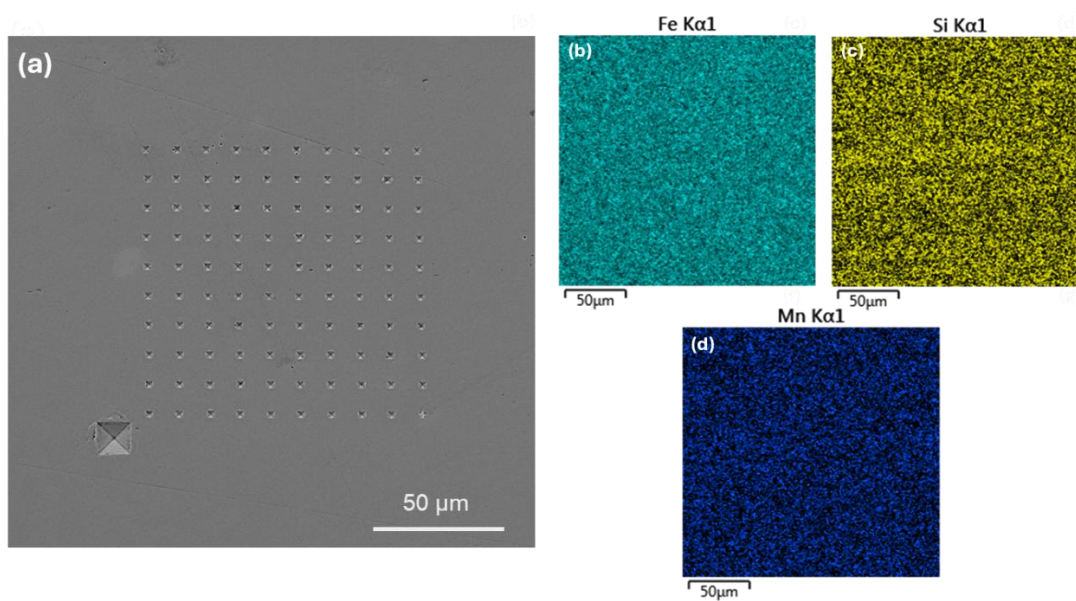
Fonte: Da autora.

Figura 5.14. Mapa de dureza e composição química por EDS da seção transversal do grampo NL.



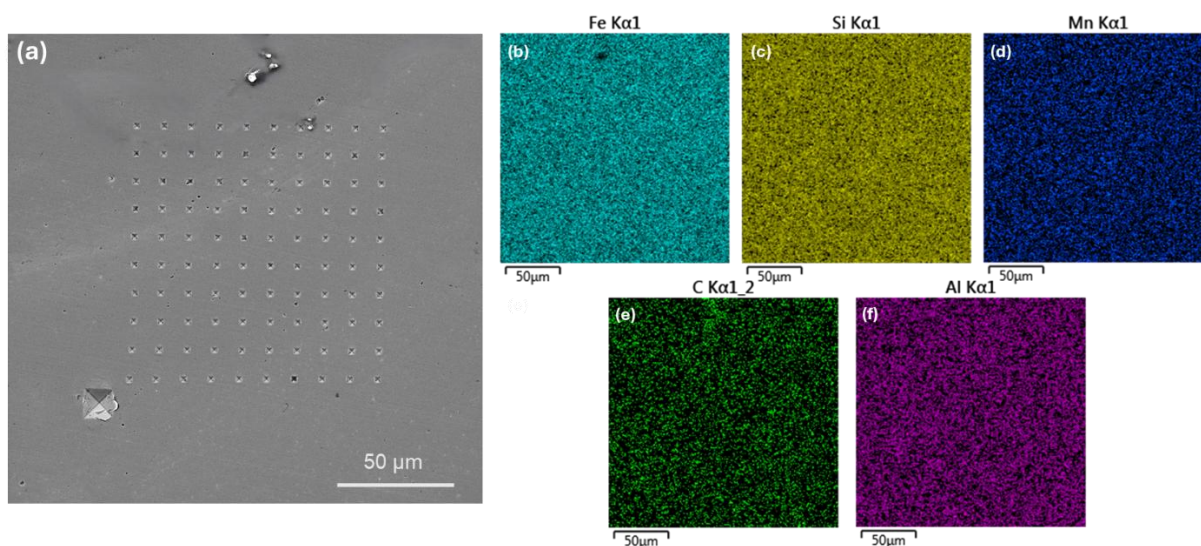
Fonte: Da autora.

Figura 5.15. Mapa de dureza e composição química por EDS da seção longitudinal do grampo FH.



Fonte: Da autora.

Figura 5.16. Mapa de dureza e composição química por EDS da seção transversal do grampo FH.



Fonte: Da autora.

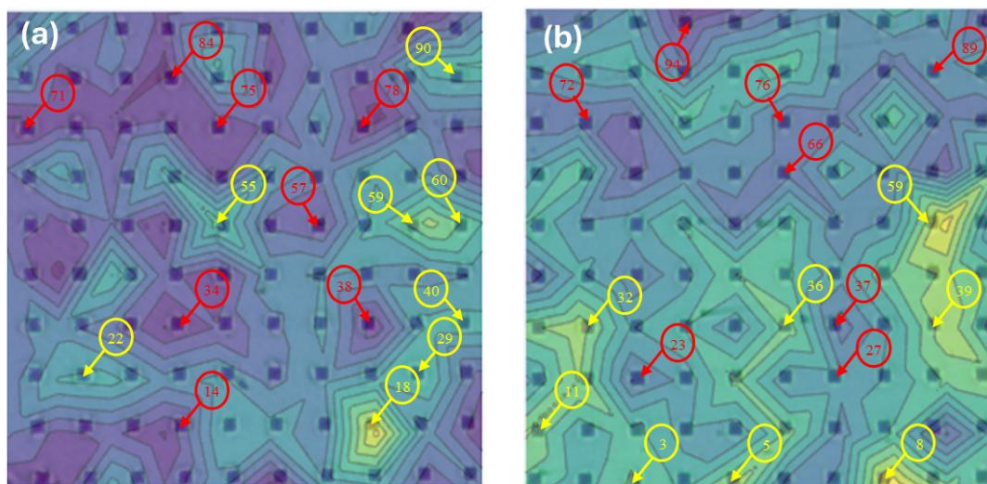
A fim de quantificar as propriedades mecânicas da matriz e das regiões de segregação de forma discreta, foi empregado um método de amostragem direcionada com base nos mapas de dureza gerados por ensaios de indentação instrumentada. Conforme destacado por Rossi *et al.* (2023), a análise de mapas de propriedades mecânicas em materiais heterogêneos frequentemente requer a segmentação dos dados para isolar as contribuições de cada fase. A abordagem utilizada neste trabalho consistiu em uma segmentação direta, baseada na correlação entre as indentações e os valores de dureza locais.

A imagem óptica da matriz de indentações foi sobreposta ao seu respectivo mapa de contorno de dureza. Isso permitiu correlacionar a posição exata de cada indentação com o valor de dureza local. Foram identificadas visualmente as populações de dados correspondentes aos extremos de dureza do material. Foram selecionadas 8 indentações localizadas nas regiões de menor dureza (representativas da matriz) e 8 indentações situadas nos picos de maior dureza (representativas da segregação). Para cada uma dessas duas populações selecionadas, matriz e segregação, foram extraídos os valores individuais de dureza (HV) e módulo de elasticidade reduzido (E_r) a partir dos dados brutos do ensaio, utilizando a numeração de cada indentação, para posteriormente calcular a média e o desvio padrão destas propriedades mecânicas.

Na Figura 5.17 é apresentado o método aplicado ao grampo NL, tanto na seção longitudinal (5.17a) quanto na seção transversal (5.17b), em que as setas amarelas indicam as

possíveis indentações de maior dureza e as setas vermelhas destacam as esperadas indentações de menor dureza.

Figura 5.17. Distribuição da dureza no grampo NL, na seção: (a) longitudinal e (b) transversal.



Fonte: Da autora.

Com o intuito de confirmar que as indentações indicadas pelas setas amarelas na Figura 5.17 correspondem efetivamente as maiores dureza, e que aquelas marcadas pelas setas vermelhas representam regiões de menor dureza, foram elaboradas duas tabelas com os resultados extraídos individualmente. Nessas tabelas, constam a dureza (HV) e módulo de elasticidade reduzido (E_r) obtidos a partir dos dados brutos do ensaio, considerando a numeração de cada indentação conforme apresentada na Figura 5.17. A Tabela 5.1 apresenta os resultados referentes à seção longitudinal do grampo NL, enquanto a Tabela 5.2 corresponde à seção transversal do mesmo grampo.

A partir das indentações selecionadas, foi calculado a média de dureza e, conseqüentemente, do módulo de elasticidade reduzido para as regiões de matriz e de segregação da seção longitudinal do grampo NL, verificou-se uma tendência de que a matriz apresentou menores durezas ($379,8 \pm 10$ HV) em relação à região de segregação ($504,7 \pm 33$ HV).

Foi observado um comportamento semelhante para a seção transversal, indicando que o aumento de dureza nas áreas segregadas é consistente em ambas as direções analisadas. Verificou-se também uma tendência de que a matriz apresentou menores durezas ($368,3 \pm 25$ HV) em relação à região de segregação ($486,9 \pm 24$ HV).

Tabela 5.1. Dureza (HV) e módulo de elasticidade reduzido (Er) obtidos na seção longitudinal do grampo NL.

	Dureza (HV)	Er (GPa)
Média (matriz)	379,8	188,6
Média (segregação)	504,7	199,7
Desvio Padrão (matriz)	9,9	18,5
Desvio Padrão (segregação)	33,3	28,8
Indentação 14	374,6	213,5
Indentação 18	572,8	175,5
Indentação 22	473,7	189,5
Indentação 29	489,4	247,5
Indentação 34	376,7	184,6
Indentação 38	382,9	208,6
Indentação 40	479,5	231,9
Indentação 55	500,4	185,0
Indentação 57	393,7	178,4
Indentação 59	536,1	180,2
Indentação 60	491,2	170,2
Indentação 71	376,6	154,5
Indentação 75	394,3	193,2
Indentação 78	366,5	194,2
Indentação 84	372,8	181,7
Indentação 90	494,7	217,7

Fonte: Da autora.

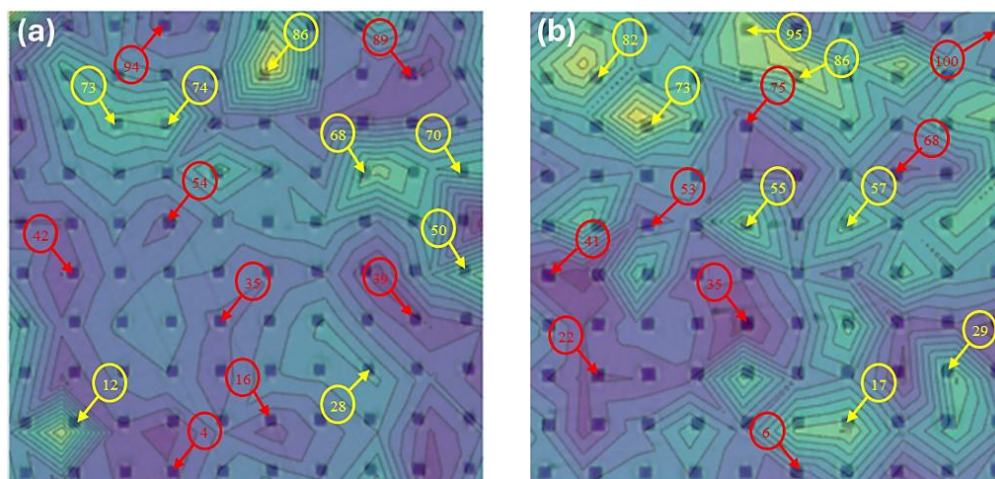
Tabela 5.2. Dureza (HV) e módulo de elasticidade reduzido (Er) obtidos na seção transversal do grampo NL.

	Dureza (HV)	Er (GPa)
Média (matriz)	368,3	176,0
Média (segregação)	486,9	199,8
Desvio Padrão (matriz)	25,1	27,5
Desvio Padrão (segregação)	24,2	20,1
Indentação 3	457,5	206,7
Indentação 5	482,1	181,7
Indentação 8	525,4	179,3
Indentação 11	474,7	199,1
Indentação 23	376,6	234,6
Indentação 27	402,2	187,8
Indentação 32	486,7	229,4
Indentação 36	462,5	188,7
Indentação 37	366,6	178,5
Indentação 39	487,5	228,3
Indentação 59	518,4	184,9
Indentação 66	364,2	164,0
Indentação 72	363,5	143,8
Indentação 76	363,0	154,3
Indentação 89	392,3	167,8
Indentação 94	317,8	177,4

Fonte: Da autora.

De forma análoga, o mesmo procedimento foi aplicado ao grampo FH, contemplando a seção longitudinal (Figura 5.18a) e transversal (Figura 5.18b), em que as setas amarelas indicam as regiões com tendência a maiores durezas, enquanto as setas vermelhas esperam-se assinalar as áreas associadas a menores durezas.

Figura 5.18. Distribuição da dureza no grampo FH, na seção: (a) longitudinal e (b) transversal.



Fonte: Da autora.

De maneira equivalente, para o grampo FH buscou-se verificar se as indentações indicadas pelas setas amarelas e vermelhas na Figura 5.18 corresponderiam, respectivamente, às regiões de maior e menor dureza. Para isso, foram elaboradas tabelas contendo as durezas (HV) e módulo de elasticidade reduzido (E_r), obtidos a partir dos dados brutos do ensaio e organizados conforme a numeração das indentações apresentada na Figura 5.18. A Tabela 5.3 apresenta os resultados referentes à seção longitudinal do grampo FH, enquanto a Tabela 5.4 corresponde à seção transversal.

A partir das indentações selecionadas na seção longitudinal do grampo FH, observou-se uma tendência semelhante à verificada no grampo NL, porém com médias mais elevadas. A matriz apresentou uma dureza média de aproximadamente $464,0 \pm 13$ HV, enquanto a região de segregação atingiu cerca de $624,9 \pm 44$ HV, um incremento de aproximadamente 35% na dureza das regiões segregadas em comparação com a matriz.

Tabela 5.3. Dureza (HV) e módulo de elasticidade reduzido (Er) obtidos na seção longitudinal do grampo FH.

	Dureza (HV)	Er (GPa)
Média (matriz)	464,0	194,8
Média (segregação)	624,9	203,6
Desvio Padrão (matriz)	13,2	14,1
Desvio Padrão (segregação)	44,1	34,9
Indentação 4	462,7	181,0
Indentação 12	660,1	162,3
Indentação 16	460,9	181,6
Indentação 28	550,4	191,3
Indentação 35	482,2	204,9
Indentação 39	452,6	180,2
Indentação 42	452,2	197,5
Indentação 50	618,6	256,5
Indentação 54	482,7	192,5
Indentação 68	635,3	250,4
Indentação 70	601,9	218,1
Indentação 73	608,3	186,4
Indentação 74	622,9	170,9
Indentação 86	701,5	192,9
Indentação 89	448,8	199,4
Indentação 94	469,6	220,9

Fonte: Da autora.

Tabela 5.4. Dureza (HV) e módulo de elasticidade reduzido (Er) obtidos na seção transversal do grampo FH.

	Dureza (HV)	Er (GPa)
Média (matriz)	447,3	179,3
Média (segregação)	617,9	199,0
Desvio Padrão (matriz)	28,4	9,2
Desvio Padrão (segregação)	28,6	21,4
Indentação 6	455,7	186,0
Indentação 17	606,9	168,0
Indentação 22	429,6	178,9
Indentação 29	587,6	191,9
Indentação 35	405,2	174,9
Indentação 41	425,8	188,2
Indentação 53	456,8	165,4
Indentação 55	599,1	181,7
Indentação 57	585,7	191,3
Indentação 68	448,9	168,6
Indentação 73	660,9	223,9
Indentação 75	455,7	182,0
Indentação 82	650,6	199,9
Indentação 86	637,4	201,6
Indentação 95	615,0	233,9
Indentação 100	501,0	190,7

Fonte: Da autora.

Na seção transversal do grampo FH, verificou-se o mesmo comportamento observado na seção longitudinal. A matriz apresentou uma dureza média de $447,3 \pm 28$ HV, enquanto a região de segregação alcançou cerca de $617,9 \pm 29$ HV, um incremento de aproximadamente 38% na dureza das regiões segregadas em comparação com a matriz. Esses resultados reforçam a tendência de maior endurecimento nas áreas associadas à segregação, indicando que esse efeito é consistente em ambas as direções de análise do grampo FH.

Com base nas médias obtidas de dureza instrumentada, foi possível estimar o limite de escoamento (σ_e) das regiões analisadas, aplicando-se a Equação 4.1, a qual estabelece uma correlação linear entre a dureza Vickers (HV) e o limite de escoamento do material. A Tabela 5.5 apresenta as médias de limite de escoamento (σ_e) obtidos a partir das médias de dureza Vickers (HV) para as regiões de matriz e de segregação dos grampos NL e FH, em ambas as seções (longitudinal e transversal).

Tabela 5.5. Limite de escoamento (σ_e) calculado a partir da dureza média (HV).

Grampo	Seção	Região	Dureza média (HV)	Limite de escoamento (σ_e , MPa)
NL	Longitudinal	Matriz	379,8	1001,6
	Longitudinal	Segregação	504,7	1360,8
	Transversal	Matriz	368,3	968,5
	Transversal	Segregação	486,9	1309,6
FH	Longitudinal	Matriz	464,0	1243,8
	Longitudinal	Segregação	624,9	1706,5
	Transversal	Matriz	447,3	1195,7
	Transversal	Segregação	617,9	1686,4

Fonte: Da autora.

Os resultados obtidos indicam que as regiões de matriz apresentaram desempenho inferior ao das regiões segregadas, o que é consistente com a maior dureza e resistência mecânica observadas nas áreas enriquecidas em elementos de liga. Essa tendência ocorreu tanto nas seções longitudinal e transversal quanto em ambos os grampos analisados, reforçando a consistência dos resultados.

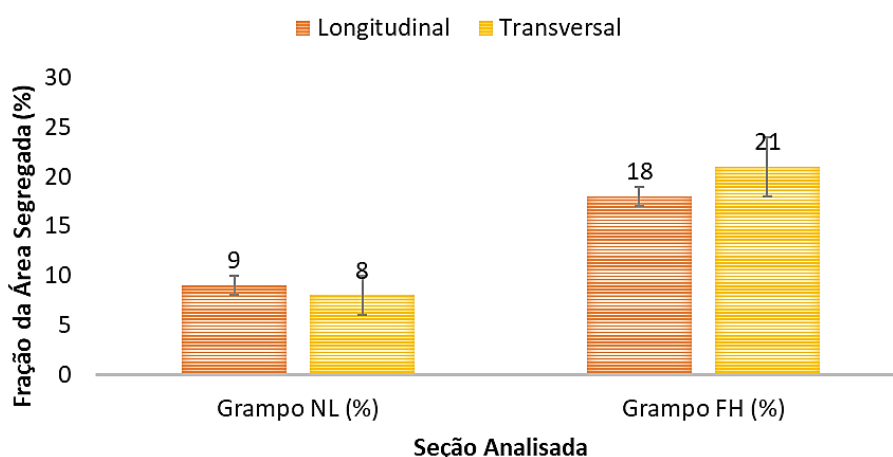
5.3 Fração Volumétrica

Para avaliar quantitativamente a extensão da heterogeneidade microestrutural observada, procedeu-se à mensuração da fração de área correspondente às regiões segregadas, tipicamente enriquecidas em elementos de liga. Esta análise foi realizada por meio do processamento de imagens das micrografias obtidas, utilizando o *software* ImageJ para

segmentação e cálculo de área. Os resultados indicaram uma discrepância significativa na proporção dessas regiões entre as amostras investigadas: o grupo FH apresentou consistentemente uma maior fração de área segregada em comparação ao grupo NL.

Na Figura 5.19 é apresentado a comparação das frações volumétricas de segregação obtidas para as amostras NL e FH, nas seções longitudinal e transversal.

Figura 5.19. Fração volumétrica de segregação determinada para as seções longitudinal e transversal dos grupos NL e FH.



Fonte: Da autora.

No grupo NL, a análise revelou que a matriz constituía a maior parte da microestrutura, ocupando aproximadamente $91 \pm 1\%$ da área na seção longitudinal e $92 \pm 1\%$ na seção transversal. Consequentemente, as regiões identificadas como segregadas representaram apenas $9 \pm 1\%$ e $8 \pm 1\%$ da área total, respectivamente. A notável similaridade entre os valores obtidos nos dois planos de corte ortogonais sugere uma distribuição relativamente uniforme das heterogeneidades ao longo do volume do material no grupo NL, indicativo de um controle de processo mais eficaz na sua fabricação.

Em contrapartida, o grupo FH exibiu frações de segregação substancialmente mais elevadas, que corroboram as observações qualitativas da análise micrográfica. Na seção longitudinal, a área segregada atingiu $18 \pm 2\%$, enquanto na seção transversal esse valor foi ainda maior, alcançando $21 \pm 3\%$. Esta diferença acentuada em relação ao grupo NL aponta para variações no histórico termomecânico entre as amostras, fato consistente com a literatura que demonstra como parâmetros de solidificação e tratamento térmico afetam a microestrutura resultante, como discutido por Hasan *et al.* (2024). A maior fração de área segregada no FH é, portanto, a quantificação direta da microestrutura mais grosseira e heterogênea observada nas

micrografias ópticas (Figura 5.3c), onde foram identificadas bandas de segregação morfológicamente mais espessas e contínuas.

A quantificação revela, portanto, um nível substancialmente maior de segregação no grampo FH. Este resultado indica que a etapa de processamento responsável pelo refino e pela distribuição homogênea dos solutos foi menos eficiente para este componente, gerando uma condição microestrutural que não corresponde à otimização almejada para o aço SAE 9254, como investigado por Hasan *et al.* (2024). Essa acentuada heterogeneidade tem consequências diretas para o desempenho mecânico. As fronteiras entre as regiões de matriz e as zonas segregadas representam interfaces mecanicamente críticas, propensas a concentrar tensões quando o material é submetido a esforço. A literatura corrobora que tais heterogeneidades podem comprometer o comportamento do material, conforme demonstrado por Žužek *et al.* (2015) e Chang *et al.* (2021) em seus estudos com aços de microestrutura heterogênea.

Esta interpretação é fortemente suportada pelas análises complementares de composição química e propriedades mecânicas locais. Conforme detalhado nas seções anteriores, os mapas de distribuição elementar por EDS confirmaram o enriquecimento em Si nessas regiões segregadas. Adicionalmente, o ensaio de microdureza instrumentada revelou que essas mesmas áreas são intrinsecamente mais duras que a matriz, confirmando o efeito do acúmulo de elementos de liga. Esta correlação entre enriquecimento químico e aumento da dureza local é validada por diversos estudos, incluindo a análise de Chang *et al.* (2021) sobre o efeito do Manganês (Mn) e a de Becker *et al.* (2024) sobre o impacto de gradientes de Silício (Si). Dessa forma, a quantificação da fração de área segregada constitui uma métrica fundamental que estabelece uma correlação quantitativa entre o grau de heterogeneidade microestrutural e as variações nas propriedades locais, fornecendo uma explicação consistente para as diferenças de comportamento observadas entre os grampos NL e FH.

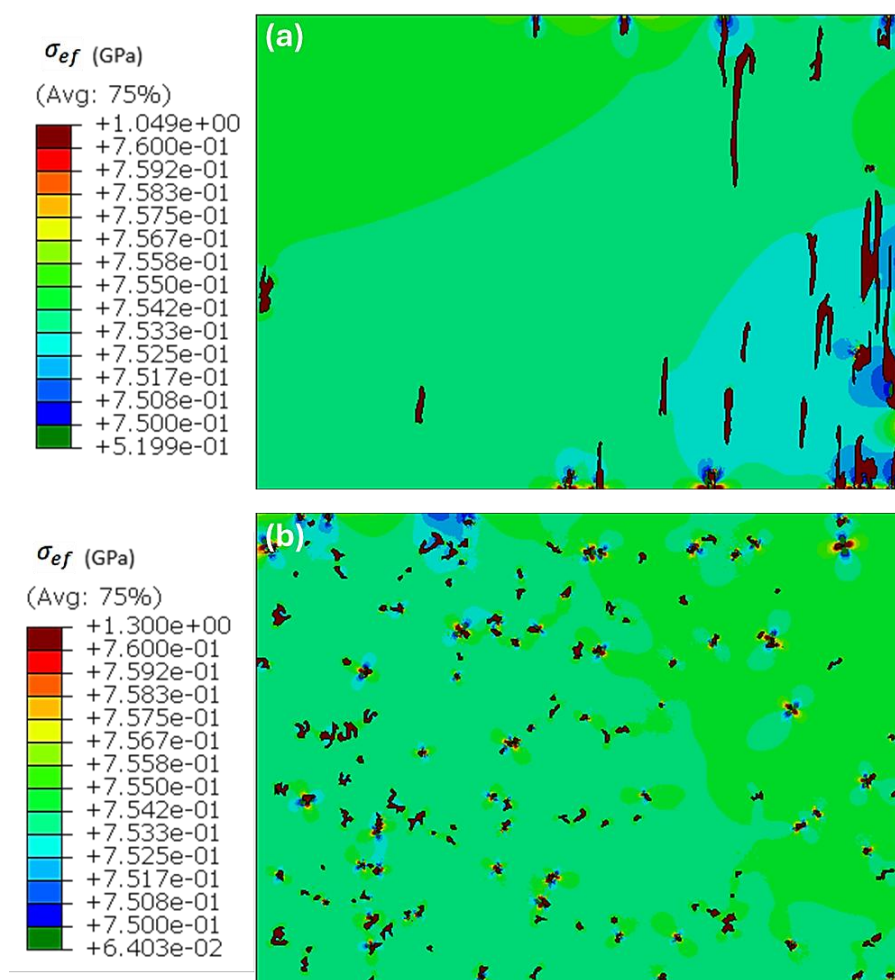
5.4 Simulação Numérica

Para complementar a análise experimental e obter *insights* sobre a resposta mecânica da microestrutura sob carregamento representativo das condições de serviço, foi realizada uma simulação numérica por elementos finitos. A utilização de modelos baseados na microestrutura real para prever o comportamento mecânico é uma abordagem consolidada, como demonstrado por Reid *et al.* (2008) e Werner *et al.* (2016). Aplicou-se um esforço de tração na superfície de 750 MPa ao modelo bidimensional (2D), valor correspondente ao carregamento estimado sobre o grampo durante a operação ferroviária, permitindo prever a distribuição de tensões equivalentes de Von Mises (σ_{ef}). Este critério é amplamente utilizado para prever o início do

escoamento plástico em materiais dúcteis sob estados complexos de tensão. Para o material em estudo, foi considerado um limite de escoamento (σ_e) de aproximadamente 1,0 GPa, determinado experimentalmente de acordo com a Tabela 4.3. Esse resultado está abaixo do limite típico do aço SAE 9254, que após têmpera e revenimento, pode alcançar cerca de 1,2 GPa, conforme reportado por Hasan *et al.* (2024) para condições otimizadas desse aço.

As Figuras 5.20 e 5.21 apresentam os mapas de tensões equivalentes de Von Mises (σ_{ef}) obtidos por simulação numérica de elementos finitos, correspondentes às micrografias dos grampos NL e FH, respectivamente, permitindo a visualização detalhada das regiões com maior concentração de tensões em cada componente.

Figura 5.20. Simulação de tensões de Von Mises na seção: (a) longitudinal e (b) transversal, das microestruturas do grampo NL.

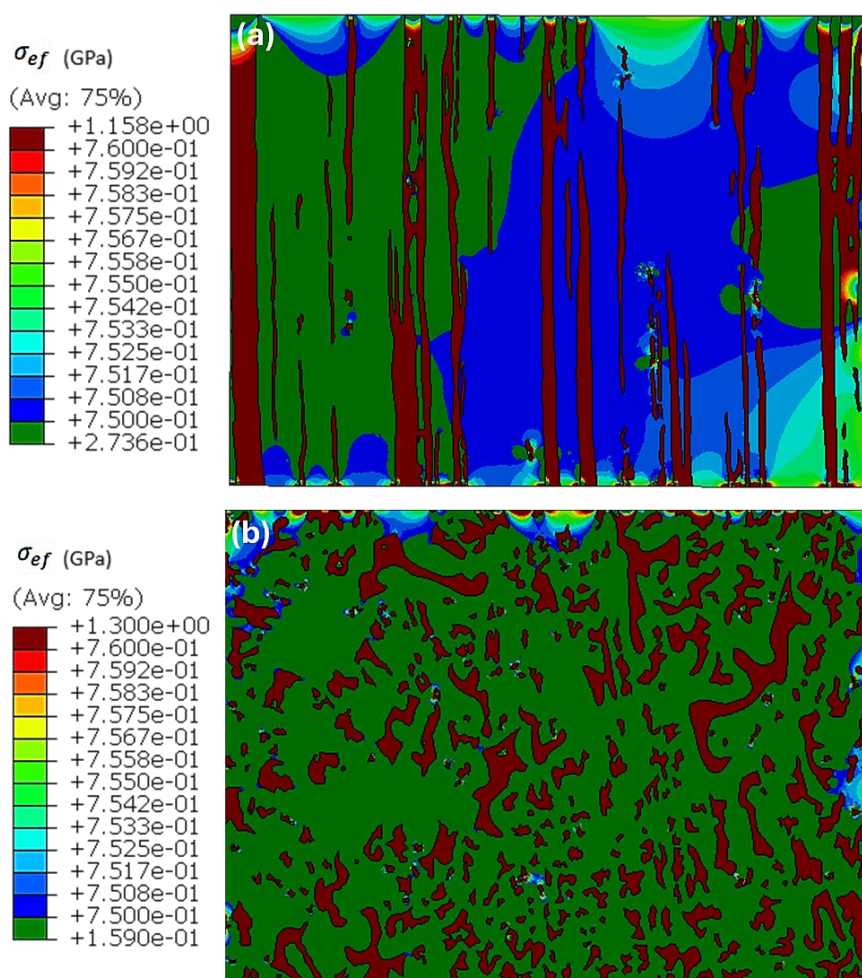


Fonte: Da autora.

A análise dos mapas de tensão equivalente de Von Mises (σ_{ef}) apresentados nas Figuras 5.20 e 5.21 revela que a heterogeneidade microestrutural exerce influência direta sobre a distribuição de tensões sob a condição de carga aplicada.

No grampo NL (Figura 5.20), observa-se que as regiões segregadas apresentam níveis mais elevados de tensão, atingindo valores próximos de 1,0 GPa, enquanto a matriz mantém-se entre 0,6 e 0,8 GPa. Essa diferença é coerente com os resultados de dureza obtidos experimentalmente, indicando que as áreas enriquecidas em elementos de liga, endurecidas por solução sólida, são mecanicamente mais resistentes. Apesar disso, os valores de tensão permanecem abaixo do limite de escoamento do aço SAE 9254 (1,0 GPa), sugerindo que o material se mantém no regime elástico sob a tensão de serviço simulada (750 MPa).

Figura 5.21. Simulação de tensões de Von Mises na seção: (a) longitudinal e (b) transversal, das microestruturas do grampo FH.



Fonte: Da autora.

No grampo FH (Figura 5.21), a resposta mecânica apresenta-se mais crítica. As bandas e ilhas de segregação resultam em picos de tensão equivalentes próximos a 1,2 GPa na seção

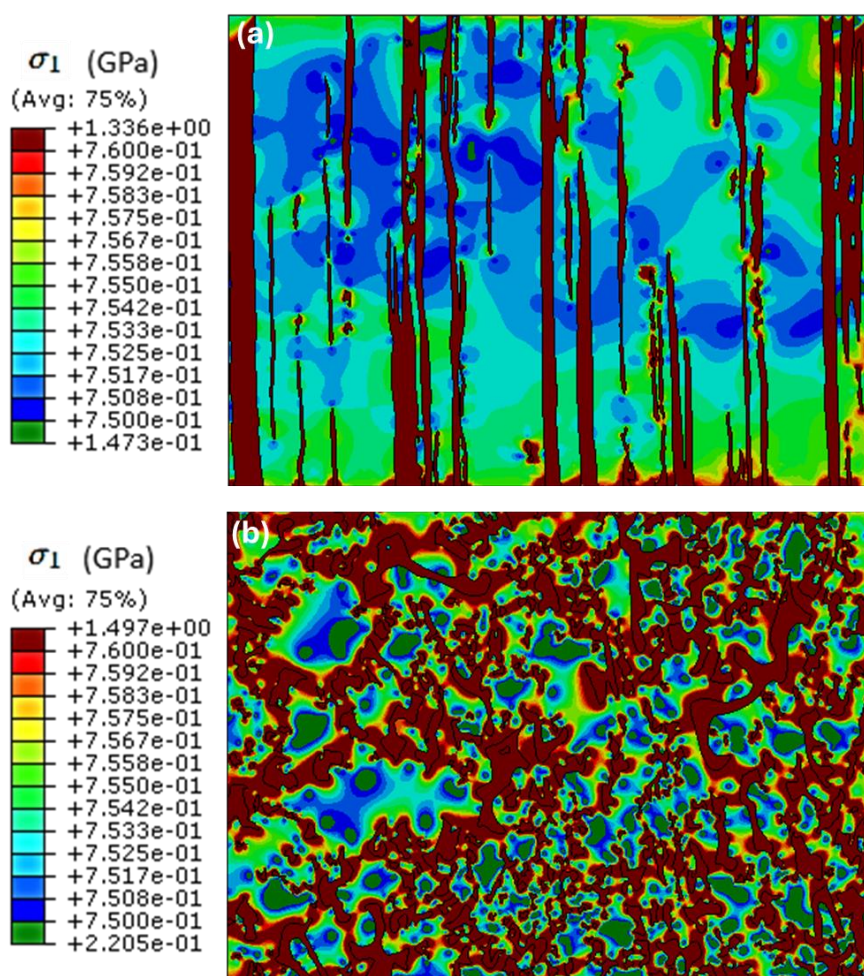
longitudinal e 1,3 GPa na seção transversal, com elevadas concentrações localizadas nas interfaces entre matriz e regiões segregadas. Essas interfaces atuam como zonas de transição mecânica, onde ocorrem gradientes abruptos de propriedades elásticas. A literatura, como apontado por Chang *et al.* (2021) em aços de fase complexa, demonstra que tais descontinuidades microestruturais são fortes concentradores de tensão, atuando como sítios preferenciais para o início de danos e favorecendo a nucleação de trincas, mesmo quando a matriz permanece predominantemente no regime elástico.

A severidade dessas concentrações no grampo FH indica que, mesmo sob a carga de serviço, as interfaces banda/matriz são submetidas a estados de tensão que se aproximam ou atingem o limite de escoamento local. Esse comportamento, repetido a cada ciclo de carregamento, promove um acúmulo de dano localizado consistente com o mecanismo de nucleação de trincas de fadiga relatado por Žužek *et al.* (2015). Dessa forma, a simulação numérica atinge um dos objetivos centrais deste trabalho ao fornecer uma explicação mecanicista fundamentada para a falha prematura observada no grampo FH, associando a microestrutura segregada à redução da integridade estrutural do componente.

Para complementar a investigação dos mecanismos de falha, foi analisada a distribuição da tensão principal máxima (σ_1) no grampo FH, parâmetro fundamental para a nucleação de trincas por fadiga em regimes de tração. O objetivo desta análise foi verificar a existência de correlação espacial entre os campos de σ_1 e de σ_{ef} previamente obtidos, bem como avaliar a distribuição desta tensão nas seções longitudinal e transversal (Figura 5.22).

Os resultados da tensão principal máxima (σ_1) no grampo FH revelam um cenário mecânico crítico. Os valores obtidos, de 1,3 GPa na direção longitudinal e 1,5 GPa na transversal, superam nominalmente o limite de escoamento do material (1,0 GPa). No entanto, esses picos devem ser interpretados como indicadores de severa concentração de tensão elástica em pontos de descontinuidade geométrica e interfaces microestruturais, estabelecendo uma condição de criticidade mecânica nessas regiões. Conforme discutido por Hasan *et al.* (2024), a presença de fases com diferentes módulos de elasticidade e durezas locais em aços SAE 9254 cria gradientes de tensão que podem ultrapassar os valores nominais de projeto.

Figura 5.22. Distribuição da tensão principal máxima na seção (a) longitudinal e (b) transversal do grampo FH.



Fonte: Da autora.

Esta análise demonstra que as heterogeneidades microestruturais atuam como potentes concentradores de tensão, elevando o esforço local para níveis significativamente superior à carga nominal aplicada. A correlação espacial entre os picos de σ_1 e as regiões de alta concentração de energia elástica evidencia um mecanismo de acúmulo de danos: as tensões elevadas nas interfaces promovem um estado tensional severo que predispõe o material à falha prematura. Estudos de Chang *et al.* (2021) em aços de fase complexa corroboram que descontinuidades morfológicas são sítios preferenciais para a triaxialidade de tensões, acelerando a degradação estrutural.

A anisotropia acentuada observada, com a direção transversal apresentando valores de tensão superiores aos da longitudinal, fornece uma explicação mecanicista consistente para a propagação preferencial de trincas. Essa direcionalidade crítica decorre da orientação das bandas de segregação, que originam planos preferenciais de fragilização sob os esforços de

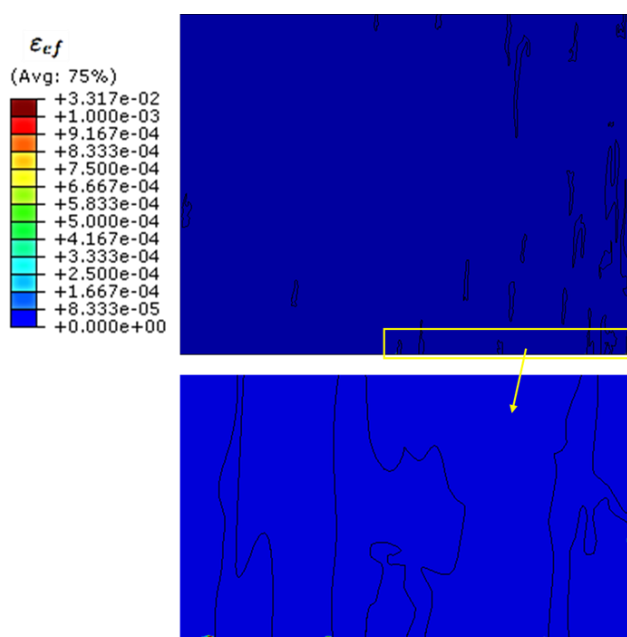
serviço. Essa relação entre a orientação da microestrutura e a queda na tenacidade à fratura é amplamente documentada na literatura de processos de conformação mecânica.

O ciclo de dano acumulativo torna-se evidente: a cada carga aplicada, as interfaces experimentam picos de tensão que, repetidos ciclicamente, resultam em fadiga localizada. Sucessivos ciclos criam as condições ideais para a nucleação de trincas após um número reduzido de solicitações, seguindo o comportamento de nucleação em interfaces heterogêneas relatado por Žužek *et al.* (2015).

Dessa forma, a combinação entre elevadas tensões de tração (σ_1), severa concentração de esforços nas interfaces e anisotropia microestrutural configura um cenário propício para a falha prematura, onde as segregações não apenas iniciam, mas também orientam e aceleram a propagação de trincas por fadiga.

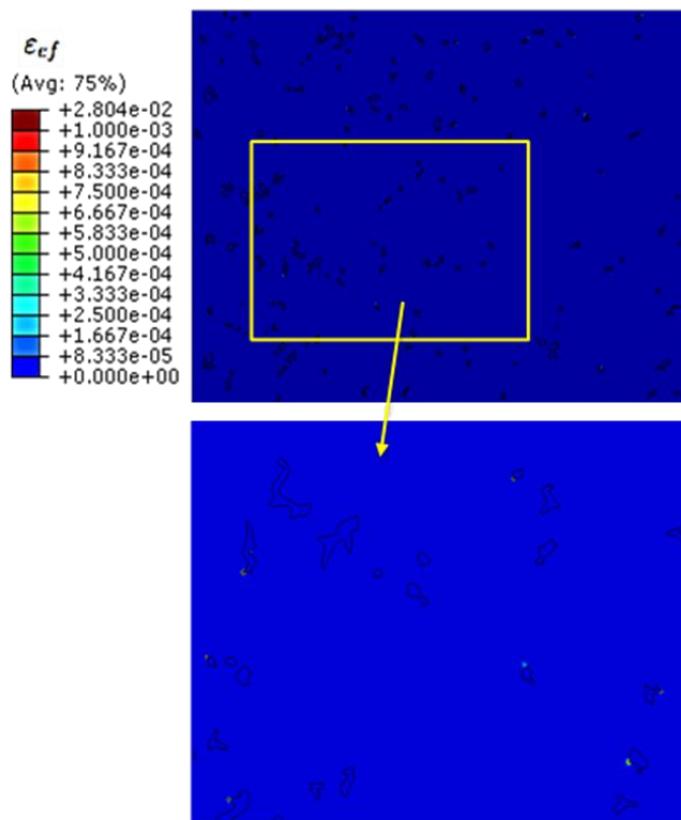
Durante a análise das variáveis de deformação plástica localizada (ϵ_{ef}), observaram-se picos de tensão em nós específicos da malha. No entanto, esses valores foram identificados como artefatos numéricos de simulação, conhecidos como “efeitos de malha”. Tais picos ocorrem devido à alta razão de aspecto (*aspect ratio*) de alguns elementos gerados na conversão da geometria complexa das micrografias para o formato computacional. As Figuras 5.23, 5.24, 5.25 e 5.26 ilustram claramente esses pontos, onde se nota que a “plastificação” ocorre de forma artificial e isolada em elementos distorcidos, sem progressão contínua pelo domínio do grampo NL e FH.

Figura 5.23. Detalhe da malha de elementos finitos evidenciando picos localizados de tensão do grampo NL na seção longitudinal.



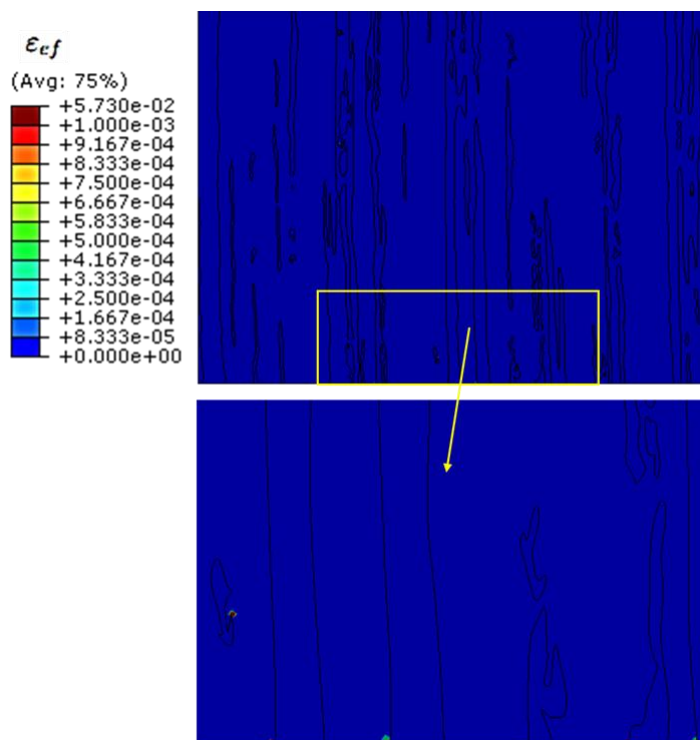
Fonte: Da autora.

Figura 5.24. Detalhe da malha de elementos finitos evidenciando picos localizados de tensão do grupo NL na seção transversal.



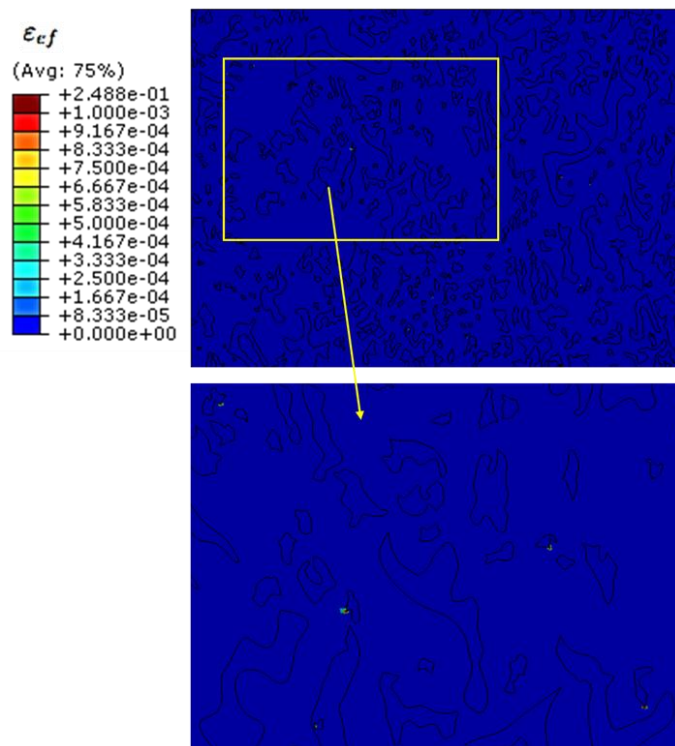
Fonte: Da autora.

Figura 5.25. Detalhe da malha de elementos finitos evidenciando picos localizados de tensão do grupo FH na seção longitudinal.



Fonte: Da autora.

Figura 5.26. Detalhe da malha de elementos finitos evidenciando picos localizados de tensão do grampo FH na seção transversal.



Fonte: Da autora.

Portanto, para fins de discussão científica, considerou-se que não houve plastificação efetiva do material, priorizando-se a análise das tensões de Von Mises e tensão máxima para a caracterização do comportamento mecânico.

6 CONCLUSÃO

Este trabalho investigou com sucesso a falha prematura de grampos ferroviários do tipo *fastclip* fabricados com aço SAE 9254 mediante uma abordagem integrada que combinou caracterização microestrutural, ensaios mecânicos localizados e modelagem computacional fundamentada em microestruturas reais. As principais conclusões obtidas são:

1. A segregação microestrutural mostrou-se a causa primária da falha. O grampo FH apresentou bandas de segregação significativamente mais espessas e uma fração volumétrica de área segregada aproximadamente 2,3 vezes maior que a do grampo NL. A análise por EDS confirmou que essas regiões são enriquecidas em silício (Si), manganês (Mn) e carbono (C).
2. A heterogeneidade química traduziu-se diretamente em heterogeneidade mecânica. Os mapas de microdureza instrumentada revelaram que as regiões segregadas no grampo FH atingiram durezas de até 624,9 HV, cerca de 35% mais altas que os da matriz circundante (~464 HV). Essa diferença foi muito mais pronunciada do que a observada no grampo NL.
3. A simulação numérica baseada em micrografias reais validou o mecanismo de concentração de tensões. O modelo computacional demonstrou que as interfaces das bandas de segregação atuam como fortes concentradores de esforço. O campo de tensão principal máxima (σ_1) atingiu 1,5 GPa na direção transversal do grampo FH. Embora este valor supere nominalmente o limite de escoamento do material, ele deve ser interpretado como um indicador de severa concentração elástica em pontos de descontinuidade geométrica, atuando como sítio preferencial para o início de falhas.
4. A severidade das interfaces foi identificada como o fator crítico para a integridade estrutural. Sob a carga de serviço simulada, o modelo revelou que o grampo FH apresenta gradientes de tensão significativamente maiores do que o verificado no grampo NL. A análise de tensões equivalentes de Von Mises demonstrou que as regiões segregadas impõem uma barreira mecânica à matriz, gerando acúmulo de energia elástica nas fronteiras, o que é suficiente para explicar a nucleação acelerada de trincas por fadiga sob carregamento cíclico.
5. Comprovou-se uma anisotropia mecânica acentuada no componente fraturado. A drástica diferença na distribuição de tensões entre as direções longitudinal e transversal do grampo FH evidencia que as segregações não apenas iniciam trincas, mas criam um caminho preferencial para a sua propagação. Esta anisotropia, decorrente da morfologia

contínua das bandas de segregação, compromete a vida útil do componente quando submetido a esforços transversais à laminação.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALI, R.; SHEHBAZ, T.; DE FELICIS, D.; SEBASTIANI, M.; BEMPORAD, E. Investigations into fatigue failure in e-type fastening clips used in railway tracks. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit**, London, p. 1-8, 2020.

ASM INTERNATIONAL. **ASM handbook**: Properties and selection – irons, steels, and high-performance alloys. v. 1. Materials Park, OH: ASM International, 1990. p. 25-115, 387-475, 789-830.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E562-19: Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2019.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E1245-03(2016): Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016.

BANIČEK, M.; UROŠ, M.; LAKUŠIĆ, S. Development of a new and modification of existing elastic clips for rails fastening. **Gradevinar**, Zagreb, v. 74, n. 6, p. 503-517, jul. 2022.

BARBOSA, G. C.; MOREIRA, L. P.; DA SILVEIRA, L. B.; DA SILVA, F. R. F.; CARDOSO, M. C. Micromechanical Modeling of Dual-Phase DP600 Steel Sheet Plastic Behavior Based on a Representative Volume Element Defined from the Real Microstructure. **Materials Science Forum**, Switzerland, v. 930, p. 293-298, set. 2018.

BECKER, L.; RADTKE, F.; LENTZ, J.; HERZOG, S.; BROECKMANN, C.; WEBER, S. Additive manufacturing of high nitrogen austenitic steel using shell-core strategy. **Additive Manufacturing Letters**, v. 9, p. 100205, set. 2024.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: microstructure and properties**. 4. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017. p. 1-132, 233-295.

CALLISTER, W. D., Jr.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016. p. 319-388.

CHANG, Y.; LIN, M.; HANGEN, U.; RICHTER, S.; HAASE, C.; BLECK, W. Revealing the relation between microstructural heterogeneities and local mechanical properties of complex-phase steel by correlative electron microscopy and nanoindentation characterization. **Materials and Design**, v. 203, p. 109620, maio 2021.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2012. p. 83-176.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Blucher, 2008. p. 207-272.

COSTA E SILVA, A. L. V. Avaliação por termodinâmica computacional da segregação em aços alta-resistência baixa liga (ARBL) para aplicações em serviço com H₂S. In: CONGRESSO

ANUAL DA ABM - INTERNACIONAL, 68., 2013, Belo Horizonte. **Anais [...]**. São Paulo: ABM, 2013. p. 2703-2717.

CRUZ JUNIOR, J. A.; RODRIGUES, T. F. M.; VIANA, V. D. C.; ABREU, H.; SANTOS, D. B. Influence of Temperature and Time of Austempering Treatment on Mechanical Properties of SAE 9254 Commercial Steel. **Steel Research International**, Weinheim, v. 83, n. 1, p. 22-31, 2012.

DEPARTAMENTO NACIONAL DE INFRAESTRUTURA DE TRANSPORTES (DNIT). Diretoria de Infraestrutura Ferroviária. **Procedimento de Inspeção de Material**: Grampo Tipo Deenik para Fixação Elástica. 12. ed. Brasil: [s. n.], 2016a. 21 p.

DEPARTAMENTO NACIONAL DE INFRAESTRUTURA DE TRANSPORTES (DNIT). Diretoria de Infraestrutura Ferroviária. **Procedimento de Inspeção de Material**: Grampo Tipo Pandrol para fixação elástica. 13. ed. Brasil: [s. n.], 2016b. 23 p.

ENNIS, B. A review of the effects of chemical and phase segregation on the mechanical behaviour of multi-phase steels. 2014.

FRANCIS, R.; BYRNE, G. Duplex stainless steels – alloys for the 21st century. **Metals**, Basel, v. 11, n. 5, p. 836, 2021.

GE, C.; DONG, Y.; MAIMAITITUERSUN, W. Microscale Simulation on Mechanical Properties of Al/PTFE Composite Based on Real Microstructures. **Materials**, Basel, v. 9, n. 7, p. 590, 2016.

HASAN, M.; KISHORE, K. N.; REMALLI, N.; RAJAVEL, G.; BRANDT, R.; KLAPPROTT, S.; SAMBANDAM, M.; NAGINI, M.; RAJULAPATI, K. V. Effect of austenitisation and tempering treatments on the mechanical properties of advanced high strength spring steel SAE 9254. **Materials Today Communications**, v. 39, p. 108812, 2024.

HASAP, A.; PAITEKUL, P.; NORAPHAIPHIPAKSA, N.; KANCHANOMAI, C. Analysis of the fatigue performance of elastic rail clip. **Engineering Failure Analysis**, v. 92, p. 195-204, out. 2018.

HUTCHINSON, B.; LINDELL, D.; BARNETT, M. Yielding behaviour of martensite in steel. **ISIJ International**, Tokyo, v. 55, n. 5, p. 1114-1122, 2015.

JIANG, Z.; FENG, H.; LI, H.; ZHU, H.; ZHANG, S.; ZHANG, B.; HAN, Y.; ZHANG, T.; XU, D. Relationship between Microstructure and Corrosion Behavior of Martensitic High Nitrogen Stainless Steel 30Cr15Mo1N at Different Austenitizing Temperatures. **Materials**, v. 10, n. 8, p. 861, jul. 2017.

KAYA, A. C. 2-D Microstructure Modeling based on Micrographs of Laser Powder Bed Fusion Melted Specimens. **Çukurova University Journal of the Faculty of Engineering**, Adana, v. 39, n. 3, p. 609-615, 2024.

KHOSRAVANI, A.; CALIENDO, C. M.; KALIDINDI, S. R. New insights into the microstructural changes during the processing of dual-phase steels from multiresolution spherical indentation stress-strain protocols. **Metals**, Basel, v. 10, n. 1, p. 1-24, 2020.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. 2. ed. Materials Park, OH: ASM International, 2015. p. 87-241, 377-405.

LIU, Z.; TSANG, K. S.; LIU, Y.; PANG, J. H. L. Finite element and experimental study on multiaxial fatigue analysis of rail clip failures. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 43, n. 10, p. 2390-2401, 2020.

PIMENTA, N. A. B.; MOREIRA, P. S.; FARIA, G. L. Avaliação da formulação de reativos à base de ácido pícrico visando a revelação do grão austenítico prévio em diferentes tipos de aços. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, v. 18, p. e2367, 2021.

PISAREVSKIY, L. A.; KUDELIN, A. S.; SHIRYAEVA, I. G.; ESIN, V. A.; L'VOV, K. A.; POLEKHINA, N. A.; KRETININA, I. V.; EVSTIFEV, S. A.; EREMIN, E. N. Thermal aging of high-strength corrosion-resistant austenitic stainless steel and its thermal stability. **Metallurgist**, New York, v. 65, p. 265-276, jul. 2021.

REID, A. C. E.; LANGER, S. A.; LUA, R. C.; COFFMAN, V. R.; HA, S.-I.; GARCÍA, R. E. Image-based finite element mesh construction for material microstructures. **Computational Materials Science**, v. 43, n. 4, p. 989-999, out. 2008.

RODRIGUES, C. A. D.; BANDEIRA, R. M.; DUARTE, B. B.; TREMILIOSI-FILHO, G.; JORGE JR., A. M. Effect of phosphorus content on the mechanical, microstructure and corrosion properties of supermartensitic stainless steel. **Materials Science & Engineering A**, v. 650, p. 75-83, jan. 2016.

ROSSI, E.; WHEELER, J. M.; SEBASTIANI, M. High-speed nanoindentation mapping: A review of recent advances and applications. **Current Opinion in Solid State & Materials Science**, v. 27, n. 6, p. 101107, dez. 2023.

SANTANA, J. C. C. C.; SANTOS, S. L.; ANTUNES, R. A.; SANTOS, S. F. Influence of the microstructure on the premature fatigue failure of decarburized SAE 9254 spring steel. **Journal of Alloys and Metallurgical Systems**, v. 10, p. 100182, abr. 2025.

SANTOS, S. L.; SANTOS, S. F. Heat treatment of the SAE 9254 spring steel: Influence of cooling rate on the microstructure and microhardness. **Next Materials**, Amsterdam, v. 3, p. 100175, 2024.

SILVA, A. L. V. C. E.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. São Paulo: Blucher, 2021. p. 145-238.

TOTTEN, G. E. **Steel heat treatment: metallurgy and technologies**. 2. ed. Boca Raton: CRC Press, 2006. p. 131-216, 487-524.

TÜREDİ, G. B.; ÖZDEMİR, U.; MURATHAN, Ö. F.; KILIÇLI, V. Effect of tempering temperatures on microstructure and mechanical properties of AISI 9254 steel. *In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIAL SCIENCE AND TECHNOLOGY IN CAPPADOCIA (IMSTEC'16)*, 2016, Nevşehir. **Proceedings** [...]. Nevşehir: [s.n.], 2016. p. 613-616.

VANDER VOORT, G. F. (ed.). **Atlas of time-temperature diagrams for irons and steels**. Materials Park, OH: ASM International, 1991. p. 15-73, 142-166.

VICENTE, A. F. N. **Análise de Falha em Grampos Ferroviários Tipo Fastclip**. 2021. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Universidade Federal de Juiz de Fora, Juiz de Fora, 2021.

WERNER, E.; WESENJAK, R.; FILLAFER, A.; MEIER, F.; KREMPASZKY, C. Microstructure-based modelling of multiphase materials and complex structures. **Continuum Mechanics and Thermodynamics**, v. 28, n. 5, p. 1325-1346, set. 2016.

XIAO, H.; WANG, J.-B.; ZANG, Y.-R. The fractures of e-type fastening clips used in the subway: Theory and experiment. **Engineering Failure Analysis**, Oxford, v. 81, p. 57-68, nov. 2017.

ZHENG, L.; WANG, B.; ZHANG, H.; LI, J.; LIU, Y.; WANG, C. Fatigue crack initiation in high-strength spring steels: The role of microstructural heterogeneity. **Materials Science and Engineering: A**, v. 832, p. 142474, 2022.

ŽUŽEK, B.; SEDLAČEK, M.; PODGORNIK, B. Effect of segregations on mechanical properties and crack propagation in spring steel. **Frattura ed Integrità Strutturale**, Cassino, n. 34, p. 160-168, 2015.