

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA

HENRIQUE BOSCHETTI PEREIRA

Influência da microestrutura antes e depois da soldagem de topo por centelhamento de trilhos ferroviários: uma abordagem de fadiga de contato de rolamento, transformações de fases e simulação por elementos finitos

São Paulo

2023

Henrique Boschetti Pereira

**Influência da microestrutura antes e depois da soldagem de topo por
centelhamento de trilhos ferroviários: uma abordagem de fadiga de contato
de rolamento, transformações de fases e simulação por elementos finitos**

Versão Corrigida

(A versão original encontra-se na unidade que aloja o Programa de Pós-graduação)

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para a defesa
de Doutorado em Ciências.

Área de concentração:

Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Hélio Goldenstein

Co-orientador: Dr. Edwan Anderson

Ariza Echeverri

São Paulo

2023

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação a versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador

São Paulo, 19 de setembro de 2023

Assinatura do autor:



Assinatura do orientador:



Assinatura do coorientador:



Catálogo-na-publicação

Pereira, Henrique Boschetti

Influência da microestrutura antes e depois da soldagem de topo por centelhamento de trilhos ferroviários: uma abordagem de fadiga de contato de rolamento, transformações de fases e simulação por elementos finitos / H. B. Pereira -- São Paulo, 2023.

238 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

1.Trilho ferroviário 2.Soldagem por centelhamento 3.Zona afetada pelo calor 4.Microestrutura 5.Fadiga de contato de rolamento I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.

Resumo

Pereira, HB. Influência da microestrutura antes e depois da soldagem de topo por centelhamento de trilhos ferroviários: uma abordagem de fadiga de contato de rolamento, transformações de fases e simulação por elementos finitos [Tese]. São Paulo, Universidade de São Paulo, Escola Politécnica São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais; 2023.

O presente estudo abordou a soldagem de trilhos ferroviários e impacto das propriedades mecânicas, tensões residuais, resistência ao desgaste e evolução microestrutural. O estudo foi dividido em três partes, todas relacionadas à soldagem de topo por centelhamento de trilhos ferroviários e considerando os efeitos das transformações de fases. Na primeira parte, foi realizada uma análise da fadiga de contato de rolamento e da relação entre diferentes microestruturas resultantes da soldagem. Utilizando tratamentos térmicos e corpos de prova retirados de trilhos soldados reais, ensaios de disco contra disco revelaram comportamentos não convencionais dependendo das microestruturas testadas e em função do escorregamento. A segunda parte concentrou-se nos fenômenos associados à transformação do eutetoide divorciado (DET), que ocorre na zona afetada pelo calor da junta soldada e afeta a dureza da região. Investigou-se a influência da microestrutura inicial e da cinética de transformação de fases em trilhos com maior quantidade de elementos de liga, como Si e V. Os resultados destacaram a influência desses elementos na esferoidização da reação de DET. A terceira parte envolveu a simulação por elementos finitos das tensões residuais provenientes da soldagem de trilhos ferroviários por centelhamento. Propriedades mecânicas foram obtidas experimentalmente para ajustar o modelo de simulação, levando em consideração as variações dependentes da temperatura encontradas na literatura. A compreensão aprofundada das transformações de fases na soldagem de trilhos ferroviários tem um potencial preditivo das tensões residuais durante a fabricação e manutenção das vias ferroviárias. O modelo desenvolvido nesta pesquisa pode auxiliar na otimização dos parâmetros de soldagem, evitando transformações indesejadas na microestrutura e reduzindo tensões residuais prejudiciais à integridade estrutural dos trilhos.

Palavras-chave: Trilho ferroviário; Soldagem por centelhamento; Zona afetada pelo calor; Microestrutura; Fadiga de contato de rolamento.

Abstract

Pereira, HB. Influence of microstructure before and after the rail flash-butt welding: a rolling contact fatigue, phase transformation and finite element method simulation approach [thesis]. São Paulo: University of São Paulo, Polytechnic School, Department of Metallurgical and Materials Engineering; 2023.

The present study addressed the rail welding and its impact on mechanical properties, residual stresses, wear resistance, and microstructural evolution. The study was divided into three parts, all related to flash-butt rail welding and considering the effects of phase transformations. In the first part, an analysis of rolling contact fatigue and the relationship between different microstructures resulting from welding was conducted. Through the use of heat treatments and specimens extracted from actual welded rails, twin-disc tests revealed non-conventional behavior depending on the tested microstructures and the slippage. The second part focused on the phenomena associated with the divorced eutectoid transformation (DET), which occurs in the heat-affected zone of the welded joint and affects the hardness of the region. The influence of the initial microstructure and the kinetics of phase transformation in rails containing higher amounts of alloying elements such as Si and V was investigated. The results emphasized the influence of these elements on the spheroidization of the DET. The third part involved finite element simulation of residual stresses resulting from flash-butt rail welding. Mechanical properties were experimentally obtained to adjust the simulation model, taking into account the temperature-dependent variations found in the literature. A comprehensive understanding of phase transformations in the rail welding holds predictive potential for residual stresses during the manufacturing and maintenance of railway tracks. The model developed in this research can assist in optimizing welding parameters, avoiding undesired transformations in the microstructure, and reducing detrimental residual stresses to the structural integrity of the rails. These advancements are directly related to divorced eutectoid transformations, opening possibilities for minimizing spheroidization and enhancing wear resistance during wheel-rail contact.

Key-words: Rail steel; Flash-butt welding; Heat-affected zone; Microstructure; Rolling contact fatigue.

Agradecimentos

Primeiramente à minha esposa Caroline Hastenreiter Costa.

Ao meu orientador Hélio Goldenstein e co-orientador Edwan Anderson Ariza Echeverri.

Aos meus amigos Carlos Alberto da Silva e Hamilton Lelis Ito.

Aos colegas de projeto Luiz Henrique Dias Alves, Andrei Bavaresco Rezende, Paulo Roberto Mei e Gustavo Tressia.

Aos meus colegas do Laboratório de Transformações de Fases (LTF) da Universidade de São Paulo, principalmente ao Luiz Felipe Bauri, Andrei Marx Ferreira, Samuel Souza, Dany Centeno, Pedro Meireles Gomes, Giovani Gonçalves Ribamar e Ana Chaves.

Aos professores do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PMT) da Universidade de São Paulo, em especial o André Tschiptschin e Cesar Roberto Farias de Azevedo.

Rail gang 2: Luiz Marchesini, Karolline Lima, Edgard Pereira, Bernardh Rocha Bermeu, Iran Rezende, Bruno Cezar Batista, Dheymisson Adriano, Neurivan Almeida, Francimar de Assunção Batista, Genildo dos Santos Sousa e Antônio Miranda Vilarino.

Ao professor Dr. Roger Lewis, ao Dr. Kazim Yildirimli, Lucas Biazon Cavalcanti e a todos os alunos do " *The Farm*" da Universidade de Sheffield.

Aos meus pais Diamantino Alves Correia Pereira e Ana Angela Boschetti.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior – Brasil (CAPES) – Código de Financiamento 88882.333385/2011-01.

Finalmente, agradeço as instituições: Vale S.A., British Steel, UFJF, Laboratório de Transformações de Fases (LTF), Labmicro, Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS), Unicamp, Instituto Tecnológico Vale (ITV) e Universidade de Sheffield.

Epígrafe

NON DVCOR DVCO.

”Não sou conduzido, conduzo.”

”I’m not led, I lead.”

Brasão da cidade de São Paulo.

Criado por Guilherme de Almeida e José Wasth Rodrigues (1917).

Lista de Figuras

Figura 1	Estatística de falhas apontadas por um estudo realizado na Austrália no período de 2001 e 2004, indicando os locais que ocorreram trincamento em trilhos que foram utilizados com transporte de carga pesada na indústria de mineração [6].	33
Figura 2	Estatísticas de regiões em que ocorreram falhas em trilhos ferroviários para transporte de carga pesada na indústria da mineração [6].	33
Figura 3	Representação esquemática dos resultados obtidos ao diminuir a extensão da ZAC que sucedeu em uma diminuição do volume desgastado de trilhos soldados [8].	34
Figura 4	Análise de falhas realizada em 1981 pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas de um trilho que trincou horizontalmente devido à presença de tensões residuais verticais de tração [9].	34
Figura 5	Análise de falha realizada em trilho soldado que apresentou nucleação no centro da região da solda de topo por centelhamento e propagou horizontalmente no estágio inicial (a) [11]. Representação esquemática do processo de trincamento horizontal na região da solda de trilhos, proporcionando uma visão global da evolução da falha (b) [12].	35
Figura 6	Representação esquemática das três regiões que compõem os trilhos ferroviários.	38
Figura 7	Comparação entre a tensão de cisalhamento e a tensão máxima de cada uma das direções principais traçadas ao longo do eixo x [14].	40
Figura 8	Representação esquemática da soldagem por centelhamento (<i>Flash-butt Welding</i>) [25].	45

Figura 9	Resultados da evolução da temperatura de soldagem de topo por centelhamento por: (a) simulação por elementos finitos utilizando o software Sysweld® e (b) medido por termopares [27].	46
Figura 10	(a) Macrografia da seção transversal de uma soldagem por centelhamento de um trilho perlítico [33]. (b) Perfil de dureza ao longo do cordão de solda [33].	47
Figura 11	(a) Micrografia da região central da soldagem, apresentando ferrita pró-eutetoide em contorno de grão [33]. (b) Micrografia da região esferoidizada da zona afetada pelo calor [33].	48
Figura 12	(a) Representação esquemática da transformação eutetoide pelo mecanismo de crescimento cooperativo para a formação da perlita e (b) pelo mecanismo de transformação do euteóide divorciado, que origina em uma esferoidização dos carbonetos [44].	49
Figura 13	(a) Relação entre microdureza Vickers e a temperatura máxima do histórico térmico do processo de soldagem, evidenciando o grau de esferoidização em função da temperatura máxima e a sua influência na queda de dureza [33]. (b) Diagrama de equilíbrio realizado pelo programa Thermocalc com a composição real do trilho estudado, evidenciando uma região com equilíbrio entre três fases (α , θ (carbonetos) e γ) e a região intercrítica de transformação parcial da austenita (γ) [33].	50
Figura 14	Resultado de simulação numérica da distribuição de martensita na microestrutura de trilho ferroviário soldado(a) e distribuição da distribuição de perlita (b) [51].	51
Figura 15	Mapas de dureza na ZAC de um trilho <i>Premium</i> [31].	53
Figura 16	Mapas de dureza na ZAC de um trilho <i>Super Premium</i> [31].	54
Figura 17	Representação esquemática da posição do extensômetro para a medição de tensões de tensão residual (a) [59]. Representação esquemática das reações ocorridas no metal após a realização do furo (b) [59].	56
Figura 18	Representação esquemática do efeito das tensões residuais no reticulado cristalino e as consequências na difração de raios X [61].	57

Figura 19	Teste de tensões residuais que estão na norma da AREMA capítulo 4 [13].	57
Figura 20	Distribuições de tensões residuais ao longo do trilho no sentido horizontal ao longo do trilho (a) e sentido vertical (b). Comparação dos resultados experimentais com os valores calculados na simulação numérica (c) [63].	59
Figura 21	Distribuição de tensões residuais no sentido longitudinal (z) sem considerar as transformações de fases (a) e considerando as transformações de fases(b). Tensões residuais no sentido longitudinal z (c) e no sentido vertical y (d) considerando e não considerando as transformações de fases, em comparação com os resultados experimentais [50].	60
Figura 22	Resultados da simulação numérica das tensões residuais nas direções: (a) transversal - x, (b) vertical - y e (c) horizontal - z; em caso A (sem considerar transformações de fase) e caso B (considerando transformações de fases) [51].	61
Figura 23	Resultado da distribuição de tensões residuais considerando tratamento pós-térmico de aquecimento no patim após o upset da soldagem de topo por centelhamento [54].	62
Figura 24	Resultado da distribuição de tensões residuais considerando tratamento pós-térmico de resfriamento forçado no patim após o upset da soldagem de topo por centelhamento [55].	63
Figura 25	Representação esquemática dos regimes/tipos de desgaste observados no sistema roda e trilho ferroviário [77].	67
Figura 26	Modos possíveis de solitação mecânica que podem estar atuando na ponta da trinca [79]: (a) abertura vertical, (b) deslizamento horizontal e (c) deslizamento lateral.	67
Figura 27	Fator de carga pelo coeficiente de atrito explicitando o comportamento de <i>Shakedown</i> durante fadiga de contato de rolamento [80].	68
Figura 28	Representação esquemática de um ensaio de fadiga de contato de rolamento por disco contra disco [82].	69

Figura 29	Histórico das microestruturas dos trilhos de carga pesada nos últimos 50 anos [91].	72
Figura 30	EBSD de um trilho usado com trincas de FCR. Observa-se que a dureza aumenta acentuadamente e o fator Taylor mostra que há uma alta densidade de discordâncias em torno das trincas [95]. . .	73
Figura 31	Representação esquemática do mecanismo de melhoria da resistência à FCR nos aços SP (super perlítico) desenvolvidos para trilhos de trem [96].	74
Figura 32	Influência da dureza diferencial entre a roda e o trilho nos regimes de desgaste [80].	75
Figura 33	(a) Relação entre a taxa de desgaste pelo escorregamento de ensaios disco contra disco. (b) Relação entre a taxa de desgaste e a carga aplicada entre os discos. (c) Relação entre o desgaste acumulado e a quantidade de ciclos. (d) Relação entre o tamanho de lascamento com a quantidade de ciclos [82].	76
Figura 34	Influência da pressão de contato entre os discos e da rotação com a taxa de desgaste [86].	77
Figura 35	Microestrutura original da cabeça do trilho. Observa-se uma microestrutura fina e totalmente perlítica. MEV, ataque por imersão em Nital 2% durante 30 s.	80
Figura 36	Microestrutura do aço ferroviário após o tratamento térmico de aquecimento até 735 °C e resfriamento lento ao ar. Regiões de cementita esferoidizada, cementita pró-eutetoide e outras pequenas regiões de perlita lamelar. MEV, ataque por imersão em Nital 2% durante 30 s.	81
Figura 37	Número de ciclos até a percepção do processo de fadiga de contato.	83
Figura 38	Perda em massa de discos e contra-discos para o ensaios de disco contra disco.	84

Figura 39	Topografia de discos e contra discos após ensaios de fadiga de contato (Microscópio Eletrônico de Varredura com elétrons secundários e elétrons backscattered) dos discos das condições 010 (a-b), 011 (e-f), 110 (i-j) e 111 (m-n) e dos contra discos das condições 010 (c-d), 011 (g-h), 110 (k-l) e 111 (o-p).	86
Figura 40	Comprimento e profundidade média das trincas de fadiga de contato observadas nas micrografias da seção transversal dos discos e contra-discos.	88
Figura 41	Metalografia da seção transversal mostrando as trincas de FCR dos discos tratados termicamente (microestrutura de cementita esferoidizada) ensaiadas sem deslizamento -110 (a) e ensaiadas com 1% de deslizamento - 111 (b).	89
Figura 42	Metalografia da seção transversal mostrando as trincas de FCR do contra-disco (par de disco perlítico) ensaiado com 1% de deslizamento (011).	90
Figura 43	Metalografia da seção transversal mostrando as trincas de FCR do contra-disco (par do disco tratado termicamente - microestrutura de cementita esferoidizada) ensaiada com 1% de deslizamento (111).	91
Figura 44	(a) Micrografia da seção transversal do contra-disco ensaiado com o disco de microestrutura esferoidizada com 1% de deslizamento (111). (b) EDS da inclusão observada no centro da trinca.	92
Figura 45	Perfil de microdureza de discos e contra-discos após os ensaios de fadiga de contato. Os códigos dos ensaios realizados foram com discos perlíticos sem (010) e com 1% de deslizamento (011) e com discos com microestrutura esferoidizada sem (110) e com 1% de deslizamento (111).	94

Figura 46	Mapa de <i>Shakedown</i> com os valores obtidos e estimados de acordo com a microestrutura/material utilizado nos ensaios de disco contra disco (adaptado de [80]). O círculo vermelho representa os ensaios com discos com microestrutura de cementita esferoidizada quanto às propriedades antes do ensaio, o pentágono verde representa os ensaios com discos com microestrutura de cementita esferoidizada quanto às propriedades após o ensaio, e o triângulo azul representa os ensaios com discos perlíticos.	96
Figura 47	Locais onde os corpos de prova de disco contra disco foram cortados da junta soldada e do metal de base no trilho, sendo (a) a vista frontal, (b) a vista lateral e (c) a vista tridimensional do trilho. . .	101
Figura 48	Representação esquemática dos vales formados após o ensaio do disco contra disco coincidindo com os limites da ZAC.	104
Figura 49	Perfilometria exemplificando a (a) trinca mestre e (b) a concentração maior de trincas de FCR, ambas observadas na região de transição da ZAC logo após os vales de deformação.	105
Figura 50	Diferentes regiões observadas no disco contendo todas as regiões da ZAC e sua terminologia específica.	105
Figura 51	Taxa de desgaste de cada um dos ensaios de discos contra disco. .	107
Figura 52	Coefficiente de tração (COT) pela pressão máxima de contato dos ensaios de disco contra disco realizado no SUROS.	109
Figura 53	Análise macro-topográfica de dois discos contendo todas as microestruturas da ZAC e ensaiados a 1500 MPa: (a) extraídos da parte superior e (b) da parte inferior do boleto do trilho.	110
Figura 54	Análise microtopográfica da via de ensaio de desgaste do disco (a) antes do ensaio, (b) depois do ensaio dos discos extraídos da parte superior e (c) da parte inferior do boleto do trilho.	111
Figura 55	Distribuição da Rugosidade Superficial (Ra) pouco antes de cada região crítica é descrita na Figura 50.	112

Figura 56	Corte transversal de um exemplo de amostra após o ensaio de disco contra disco observado na região central (Ensaio 2 T2). A ponta da trinca coincide precisamente com a posição da ferrita pró-eutetoide no extremo direito do micrografia.	113
Figura 57	Macrografia da seção transversal dos corpos de prova após o ensaio de disco contra disco. Quatro exemplos de trincas principais e a relação da trinca com a microestrutura da borda da ZAC são mostrados em cada um dos parâmetros: (a) Ensaio 1 T1, (b) Ensaio 2, (c) Ensaio 5 T1 e (d) Ensaio 8 T4.	114
Figura 58	(a) Trinca principal do Ensaio 5 T1 mostrando detritos dentro da trinca. (b) detalhe dos detritos no meio da trinca e o local de análise do EDS. (c) a análise do EDS mostra que esta é uma região de óxido.	115
Figura 59	Micrografia da seção transversal dos corpos de prova após o ensaio de dois discos. Quatro exemplos de trincas principais são mostrados em cada um dos parâmetros: (a) Ensaio 1 T1, (b) Ensaio 2, (c) Ensaio 5 T1, e (d) Ensaio 8 T4. Observa-se que a microestrutura superior da trinca é mais esferoidizada do que a microestrutura abaixo da trinca.	116
Figura 60	A distribuição do comprimento e da profundidade da trinca para cada condição para cada centro de solda e limite da ZAC em cada lado.	117
Figura 61	Perfil de nano dureza no (a) Ensaio 5-T1 e (b) Ensaio 8-T3.	118
Figura 62	Relação entre o comprimento das trincas observadas e sua profundidade.	123
Figura 63	Microestrutura original do trilho. Trata-se de um aço com microestrutura completamente perlítica.	127
Figura 64	Modelo de trilho com a distribuição em malha. A fonte de calor foi aplicada na superfície transversal no canto esquerdo (com as malhas mais refinadas).	129
Figura 65	Parâmetros dependentes da temperatura utilizados nas simulações. Valores extraídos de Cal <i>et al.</i> [50], Ma <i>et al.</i> [51] e Tawfik <i>et al.</i> [54].	132

Figura 66	Distribuição de tensões térmicas após o processo de aquecimento do primeiro conjunto de simulação. S11, S22 e S33 representam as tensões residuais ao longo das direções x, y, e z, respectivamente. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de solda para atingir um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente.	134
Figura 67	Distribuição de tensão residual vertical (S22) após diferentes taxas de resfriamento do primeiro conjunto de simulação. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de soldagem para alcançar um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m ² K), 50 W/(m ² K), a 80 W/(m ² K), respectivamente.	135
Figura 68	Distribuição de tensão residual longitudinal (S33) após diferentes taxas de resfriamento do primeiro conjunto de simulação. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de soldagem para alcançar um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m ² K), 50 W/(m ² K), a 80 W/(m ² K), respectivamente.	136
Figura 69	Tensão residual em relação à distância da superfície aquecida do primeiro conjunto de simulação. (a) S22 vertical no centro da alma e (b) S33 longitudinal na parte superior do boleto do trilho. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de solda para atingir um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m ² K), 50 W/(m ² K) e 80 W/(m ² K), respectivamente.	137
Figura 70	Tensão residual em função da largura da ZAC e da taxa de resfriamento (<i>h</i>) do primeiro conjunto de simulação: (a) máximo S22 vertical e (b) mínimo S33 longitudinal.	139

Figura 71	Distribuição de tensões térmicas após o processo de aquecimento do segundo conjunto de simulação. S11, S22 e S33 representam as tensões residuais ao longo das direções x, y, e z, respectivamente. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de solda para atingir um tamanho da ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente.	140
Figura 72	Distribuição de tensão residual vertical (S22) após diferentes taxas de resfriamento do segundo conjunto de simulação. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de soldagem para alcançar um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m ² K), 50 W/(m ² K) e 80 W/(m ² K), respectivamente.	141
Figura 73	Distribuição de tensão residual longitudinal (S33) após diferentes taxas de resfriamento do segundo conjunto de simulação. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de soldagem para alcançar um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m ² K), 50 W/(m ² K) e 80 W/(m ² K), respectivamente.	142
Figura 74	Tensão residual em relação à distância da superfície aquecida do segundo conjunto de simulação. (a) S22 vertical no centro da alma e (b) S33 longitudinal na parte superior do boleto do trilho. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de solda para atingir um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m ² K), 50 W/(m ² K), a 80 W/(m ² K), respectivamente.	143
Figura 75	Tensão residual em função da largura da ZAC e da taxa de resfriamento (<i>h</i>) do segundo conjunto de simulação: (a) máximo S22 vertical e (b) mínimo S33 longitudinal.	144

Figura 76	Microestrutura em diferentes regiões de soldagem do centro da alma: (a) linha central; (b) perto da região de temperatura A_{c3} ; e (c) na região intercrítica com microestrutura esferoidizada.	148
Figura 77	Microestrutura em diferentes regiões de soldagem do extemo do patim: (a) linha central; (b) perto da região de temperatura A_{c3} ; e (c) na região intercrítica com microestrutura esferoidizada.	149
Figura 78	Tensões residuais verticais (eixo y - S22) para as 16 condições propostas na Tabela 20.	155
Figura 79	Tensões residuais horizontais (eixo z - S33) para as 16 condições propostas na Tabela 20.	156
Figura 80	(a) Diferença quantitativa entre as tensões residuais máximas e mínimas no sentido vertical S22 e (b) no sentido longitudinal S33.	158
Figura 81	Influência de cada componente no aumento de R^2 das equações apresentadas na Tabela 22.	159
Figura 82	Análise dos principais componentes a partir dos dados da Tabela 21.	161
Figura 83	(a) Diagrama pseudo-binário de equilíbrio da liga de aço com a composição química apresentada na Tabela 23. (b) Quantidade de fase através da temperatura da liga de aço com a composição química apresentada na Tabela 23.	162
Figura 84	(a) Calor específico em função da temperatura observada por Cal <i>et al.</i> [50] e Tawfik <i>et al.</i> [54] e (b) calculado usando o Thermocalc®.	163
Figura 85	(a) Coeficiente de expansão em função da temperatura observada por Cal <i>et al.</i> [50] e Tawfik <i>et al.</i> [54] e (b) calculada pelo software Thermocalc®.	164
Figura 86	(a) Limite de escoamento e (b) módulo de Young, em função da temperatura observada por Cal <i>et al.</i> [50] e Tawfik <i>et al.</i> [54]	166
Figura 87	Resultado da distribuição das tensões residuais verticais (eixo y - S22) provenientes das simulações descritas na Tabela 24.	167
Figura 88	Resultado da distribuição das tensões residuais horizontais (eixo z - S33) provenientes das simulações descritas na Tabela 24.	167

Figura 89	Microestrutura inicial do aço de trilho <i>Premium</i> . Pode ser observada perlita fina. MEV com elétrons secundários, ataque por imersão em solução de Nital 2% durante 30 s.	169
Figura 90	Exemplo de aquecimento real e sua variação dilatométrica do trilho <i>Premium</i> DHH a uma taxa de 10 °C/s. As linhas de regressão linear e os valores dados para a realização da regra da alavanca (Equação 4.10).	171
Figura 91	Curvas dos ensaios de tração em alta temperatura (tensão X deformação) do trilho de aço <i>Premium</i> DHH.	172
Figura 92	Resultados de limite de escoamento, limite de resistência e módulo de Young dos ensaios de tração de alta temperatura do aço de trilho <i>Premium</i> DHH.	172
Figura 93	Resultados do alongamento total (%) e redução de área (%) dos ensaios de tração a alta temperatura do aço de trilho <i>Premium</i> DHH.	173
Figura 94	Corpos de prova após os ensaios de tração a alta temperatura do aço de trilho <i>Premium</i> DHH.	174
Figura 95	Microfractografia da superfície de fratura dos corpos de prova após o ensaio de tração nas temperaturas: (a) 100 °C, (b) 400 °C, (c) 500 °C, (d) 600 °C, (e) 700 °C e (f) 800 °C. MEV-ES.	175
Figura 96	Microestrutura da seção transversal próxima à fratura das amostras do ensaio de tração nas temperaturas: (a) 100 °C, (b) 400 °C, (c) 500 °C, (d) 600 °C, (e) 700 °C e (f) 800 °C. MEV, ataque por imersão em solução Nital 2% durante 30 s.	176
Figura 97	Microestrutura da seção transversal afastada da fratura das amostras do ensaio de tração nas temperaturas: (a) 100 °C, (b) 400 °C, (c) 500 °C, (d) 600 °C, (e) 700 °C e (f) 800 °C. MEV, ataque por imersão em solução Nital 2% durante 30 s.	177
Figura 98	Distribuição de tensão residual na direção vertical (y) S22 com os parâmetros definidos para atingir o tamanho ZAC de 45 mm e um coeficiente de transferência de calor de 25 W/m ² K. (a) representa o resultado observado na superfície e (b) representa o resultado observado na região central do trilho.	178

Figura 99	Distribuição de tensão residual na direção horizontal (y) S33 com os parâmetros definidos para atingir o tamanho ZAC de 45 mm e um coeficiente de transferência de calor de 25 W/m ² K. (a) representa o resultado observado na superfície e (b) representa o resultado observado na região central do trilho.	178
Figura 100	Perfil de tensão residual distribuído no sentido longitudinal a partir da face "soldada". (a) Tensão residual no sentido vertical (eixo y - S22) na região central e na superfície central da alma do trilho. (b) Tensão residual no sentido longitudinal (eixo z - S33) no centro e na lateral do boleto do trilho.	179
Figura 101	Representação do método de cálculo da porcentagem de esferoidização. (a) Imagem representativa da condição austenitizada a 735 °C e resfriamento a 2 °C/s. MEV, ataque por imersão em solução Nital 2% durante 30 s. (b) Reprodução dos contornos para análise de partículas da Figura 101-a. Image-J, <i>Particle Analysis - Bare-Outlines</i>	187
Figura 102	(a) Diagrama pseudo-binário Fe-C de aço de trilho <i>Premium</i> . (b). Quantidade de fases em função da temperatura do aço de trilho <i>Premium</i>	189
Figura 103	Alteração no comprimento em função da temperatura do tratamento térmico. (a) Temperaturas críticas da transformação de fase do processo de aquecimento de 10 °C/s. (b) Temperaturas críticas da transformação de fase do processo de aquecimento de acordo com a ASTM A1033 [151] (28 °C/h). (c) Mudança de comprimento durante o processo de austempera a 250 °C.	190
Figura 104	Relação da microdureza Vickers (HV _{0.3}) e fração volumétrica de bainita em função do tempo de austêmpera à 250 °C.	191
Figura 105	Cinética da transformação bainítica por austêmpera durante 3 h a 250 °C.	192

Figura 106	Metalografia das amostras que foram submetidos a tratamentos térmicos de (a) têmpera e de austêmpera a 250 °C durante (b) 0,5 h, (c) 1 h, e (d) 2 h. OM, ataque por imersão em solução de Nital 2% durante 30 s.	193
Figura 107	Difração de raios X das amostras austemperadas em diferentes momentos a 250 °C, juntamente com mais detalhes da difração de raios X mostrando os picos mais proeminentes de α e γ	194
Figura 108	Microestrutura da amostra austemperada a 250 °C durante 3 h. MEV (SE), ataque por imersão em solução de Nital 2% durante 30 s.	195
Figura 109	Microestrutura das amostras após o ensaio de esferoidização em função da microestrutura inicial (perlítica ou bainítica) e em função da taxa de resfriamento. Microestrutura inicial bainítica resfriado a (a) 0,5 °C/s, (b) 1,0 °C/s, (c) 2,0 °C/s. Microestrutura inicial perlítica resfriado a (d) 0,5 °C/s, (e) 1,0 °C/s, (f) 2,0 °C/s. MEV, ataque por imersão em solução Nital a 2% durante 30 s. . .	196
Figura 110	Difração de raios X das amostras após o ensaio de esferoidização a partir da microestrutura inicial seguinte, juntamente com mais detalhes da difração de raios X mostrando os picos mais proeminentes α e γ	197
Figura 111	Microdureza Vickers ($HV_{0,3}$) em função da taxa de resfriamento das amostras após o ensaio de esferoidização.	198
Figura 112	Fração de cementita esferoidizada em função da taxa de resfriamento das amostras após o ensaio de esferoidização.	198
Figura 113	(a) cinética de transformação bainítica por austempera durante 3 h a 250 °C. (b) a regressão não linear JMAK.	200
Figura 114	Representação esquemática da regra da alavanca junto com a equação de cálculo da fração de perlita correspondente.	207
Figura 115	Resultado da austenitização durante o aquecimento do trilho DHH <i>Premium</i> a uma taxa de 10 °C/s.	208

Figura 116	Curvas CCT com diferentes temperaturas de austenitização: (a) 900 °C, (b) 1000 °C, (c) 1100 °C, (d) 1200 °C e (e) 1300 °C. A curva preta representa o início da transformação eutectóide, a curva azul representa o fim da transformação eutetoide, e a curva vermelha representa a temperatura Ms.	209
Figura 117	Microestrutura de cada taxa de resfriamento realizada para a curva CCT com uma temperatura de austenitização de 900 °C a 1300 °C: 0,3 °C/s, 1 °C/s, 2 °C/s, 3 °C/s, 4 °C/s e (a) 5 °C/s. MEV(ES), ataque por imersão Nital 2% durante 30 s. (M= martensita; LB= bainita inferior; UB= bainita superior).	210
Figura 118	Compilação da curva CCT com todas as temperaturas de austenitização de 900 °C a 1300 °C.	212
Figura 119	(a) Microestrutura ferroviária de aço de trilho microligado. (b) Microestrutura de aço de trilho DHH. MEV-SE, gravada por imersão em solução Nital 2% durante 30 s.	214
Figura 120	A localização da amostragem das amostras para a dilatométrica e análise química de aços de trilhos microligados e tratados termicamente.	216
Figura 121	Diagrama pseudo-binário do software Thermocalc com a composição química do aço microligado de trilho da Tabela 30.	217
Figura 122	Ensaio dilatométrico para obter os dados Ac ₁ e Ac _m de (a) aço de trilho microligado de acordo com a ASTM A103320, de (b) aço de trilho tratado termicamente de acordo com a ASTM A1033 [151] e de (c) aço de trilho microligado a 10 °C/s.	218
Figura 123	Microestruturas resultantes da ciclagem térmica variando a temperatura máxima e o resfriamento a 1,5 °C/s de aço de trilho microligado. MEV-ES, ataque por imersão em solução Nital 2% durante 30 s.	219
Figura 124	Microdureza e a fração de cementita esferoidizada resulta em função da temperatura máxima de ciclagem térmica do aço microligado.	220

Figura 125	Alongamento relativo em função do tempo de (a) o aço de trilho microligado e (b) o aço tratado termicamente.	221
Figura 126	Esferoidização em função da temperatura máxima simulada do ciclo de solda do aço de trilho microligado do trilho.	223
Figura 127	A microdureza do aço de trilho microligado do trilho em relação ao trilho 1, trilho 3 e trilho 4 observada pela Nishikawa e Goldens- tein [33] em função da temperatura.	224

Lista de Tabelas

Tabela 1	Requisitos de composição química para trilho ferroviário segundo a norma ASTM A1 [17].	41
Tabela 2	Requisitos de composição química das três diferentes classes de trilhos da norma AREMA [13].	41
Tabela 3	Requisitos de propriedades mecânicas (dureza e propriedades de resistência à tração) das três diferentes classes de trilhos apresentados no guia de trilhos da AREMA [13].	42
Tabela 4	Faixa de parâmetros de soldagem de topo por centelhamento de trilhos ferroviários [26].	45
Tabela 5	Compilação de parâmetros de ensaios de disco contra disco utilizados em estudos realizados em aços de trilhos e rodas ferroviárias.	70
Tabela 6	Composição química do aço de trilho (% em massa).	79
Tabela 7	Parâmetros do ensaio disco contra disco.	82
Tabela 8	Código binário exclusivo dos corpos de prova e suas respectivas condições de ensaio.	82
Tabela 9	Dureza próxima à superfície de cada disco e contra disco.	95
Tabela 10	Composição química do trilho DHH <i>Premium</i>	99
Tabela 11	Parâmetros de soldagem realizados em trilhos DHH <i>Premium</i> . . .	100
Tabela 12	Matriz de ensaio de disco contra disco com a localização de cada amostra, carga e deslizamento.	102
Tabela 13	Queda de dureza em função da altura de extração do corpo de prova e do lado de soldagem.	106
Tabela 14	Perda de massa bruta de cada disco após os ensaios de disco contra disco.	107
Tabela 15	Composição química do material do trilho soldado.	127

Tabela 16	Parâmetros utilizados na soldagem de topo por centelhamento do trilho <i>Premium</i> analisado.	128
Tabela 17	Parâmetros e constantes não dependentes da temperatura utilizadas nas simulações.	131
Tabela 18	Taxa de resfriamento (em °C/s) da região com a temperatura mais alta (de aproximadamente 1355 °C) e da região com uma temperatura próxima a 900 °C do boleto, da alma e do patim do primeiro conjunto de simulação.	146
Tabela 19	Taxa de resfriamento (em °C/s) da região com a temperatura mais alta (de aproximadamente 1355 °C) e da região com uma temperatura próxima a 900 °C do boleto, da alma e do patim do segundo conjunto de simulação.	146
Tabela 20	Matriz experimental (2 ⁴) com módulo de Young, limite de escoamento, coeficiente de expansão e calor específico, todas estas dependentes da temperatura.	153
Tabela 21	Resultados de tensões residuais máximas e mínimas verticais (eixo y - S22) e horizontais (eixo z - S33).	157
Tabela 22	Regressões múltiplas e seus respectivos R ²	159
Tabela 23	Composição química da liga de aço utilizada para as simulações Thermocalc®.	161
Tabela 24	Matriz experimental com as novas simulações variando o coeficiente de expansão observado pela Thermocalc®.	166
Tabela 25	Resultados das tensões residuais máximas e mínimas verticais (eixo y - S22) e horizontais (eixo z - S33) das simulações descritas na Tabela 24.	167
Tabela 26	Parâmetros da análise por difração de raios X.	186
Tabela 27	Temperaturas críticas calculadas por equações empíricas a partir das simulações termodinâmicas utilizando o software Thermocalc® e os valores medidos obtidos por dilatometria.	199
Tabela 28	Propriedades físicas dependentes da temperatura para cada fase/microconstituente [136, 180–182].	206

Tabela 29	Taxa de resfriamento para as simulações realizadas pelo método de elementos finitos no boleto, alma e centro do patim de trilho.	208
Tabela 30	Composição química dos aços para trilhos microligados e tratados termicamente.	215
Tabela 31	Compilação de temperaturas de transformação de fase crítica a partir de simulações Thermocalc® e ensaios dilatométricos.	221
Tabela 32	Limite de escoamento em função da temperatura observada por Cal <i>et al.</i> [50] e Ma <i>et al.</i> [51].	253
Tabela 33	Módulo de Young em função da temperatura observada por Cal <i>et al.</i> [50] e Ma <i>et al.</i> [51].	254
Tabela 34	Limite de escoamento em função da temperatura observada por Tawfik <i>et al.</i> [54].	254
Tabela 35	Módulo de Young em função da temperatura observada por Tawfik <i>et al.</i> [54].	254
Tabela 36	Conductividade térmica em função da temperatura observada por Cal <i>et al.</i> [50] e Ma <i>et al.</i> [51].	255
Tabela 37	Calor específico em função da temperatura observada por Cal <i>et al.</i> [50] e Ma <i>et al.</i> [51].	255
Tabela 38	Coefficiente de expansão térmica em função da temperatura observada por Cal <i>et al.</i> [50] e Ma <i>et al.</i> [51].	256
Tabela 39	Condutividade térmica em função da temperatura observada por Tawfik <i>et al.</i> [54].	256
Tabela 40	Calor específico em função da temperatura observada por Tawfik <i>et al.</i> [54].	257
Tabela 41	Coefficiente de expansão térmica em função da temperatura observada por Tawfik <i>et al.</i> [54].	257
Tabela 42	Coefficiente de Poisson em função da temperatura observada por Tawfik <i>et al.</i> [54].	258

Sumário

Prefácio	29
1 Introdução	31
1.1 Justificativa	32
1.2 Objetivos	37
2 Revisão bibliográfica	38
2.1 Fundamentos de trilhos ferroviários	38
2.2 Soldagem de trilhos ferroviários	43
2.2.1 Soldagem de topo por centelhamento	44
2.2.2 Microestrutura ao longo da solda	46
2.2.3 Influência dos parâmetros de soldagem na junta	51
2.3 Tensão residual e simulação numérica	55
2.3.1 Técnicas de medição de tensão residual	56
2.3.2 Simulação de tensões residuais de soldagem de topo por centelha- mento de trilhos	58
2.3.3 Parâmetros do material dependentes da temperatura	64
2.4 Fadiga de contato de rolamento de trilhos	65
2.4.1 Nucleação e propagação de fadiga de contato de rolamento	66
2.4.2 Ensaios de fadiga de contato	69
2.4.3 Efeito de diferentes microestruturas na resistência à FCR	71
3 Fadiga de contato de rolamento	78
3.1 Influência da microestrutura sobre a fadiga de contato de rolamento do aço ferroviário: perlita e cementita esferoidizada	78
3.1.1 Metodologia	78
3.1.2 Resultados e discussão	83

3.1.3	Conclusões	98
3.2	Influência da microestrutura da zona afetada pelo calor de trilho soldado sob o ensaio de disco contra disco	99
3.2.1	Metodologia	99
3.2.2	Terminologia	103
3.2.3	Resultados	106
3.2.4	Discussão	118
3.2.5	Conclusões	124
4	Simulação de soldagem de trilhos por elementos finitos	126
4.1	Avaliação do efeito do aporte térmico e taxa de resfriamento da soldagem de topo por centelhamento de trilho usando simulação pelo método dos elementos finitos	127
4.1.1	Metodologia	127
4.1.2	Resultados e discussão	133
4.1.3	Conclusões	150
4.2	Influência das Propriedades Mecânicas e Físicas Dependentes da Temperatura nas Tensões Residuais por Simulação de Soldagem de Trilhos por Flash-But	152
4.2.1	Metodologia	152
4.2.2	Resultados e discussão	154
4.2.3	Conclusões	168
4.3	Propriedades físicas e mecânicas dependentes da temperatura dos trilhos <i>Premium</i>	169
4.3.1	Metodologia	169
4.3.2	Resultados	171
4.3.3	Discussão	179
4.3.4	Conclusões	182
5	Esferoidização e microestrutura	184
5.1	Efeito da microestrutura inicial perlítica e bainítica na esferoidização da cementita em aço ferroviário	185
5.1.1	Metodologia	185

5.1.2	Resultados	188
5.1.3	Discussão	197
5.1.4	Conclusões	204
5.2	Janela de processo de soldagem de topo por centelhamento de trilho com base em transformações de fases	205
5.2.1	Metodologia	205
5.2.2	Resultados	207
5.2.3	Discussão	210
5.2.4	Conclusões	213
5.3	Redução da esferoidização na zona afetada pelo calor de trilho soldado por meio de adição seletiva de elementos de liga	214
5.3.1	Metodologia	214
5.3.2	Resultados	217
5.3.3	Discussão	220
5.3.4	Conclusões	226
	Referências	227
	6 Lista de publicações	249
	7 Anexos	251
7.1	Anexo I - Memória de cálculo da tensão máxima de contato no ensaio de disco contra disco	251
7.2	Anexo II - Propriedades físicas e mecânicas dependentes da temperatura utilizadas nas simulações das seções 5.1 e 5.2	253
7.2.1	Propriedades mecânicas	253
7.2.2	Propriedades físicas	254

Prefácio

A pesquisa no âmbito de soldagem de trilhos é muito abrangente, sendo possível abordar diversas linhas diferentes e igualmente relevantes. Propriedades mecânicas, diferenças entre parâmetros de soldagem, tensões residuais, resistência ao desgaste, tratamentos térmicos pré/pós soldagem e evolução microestruturais são alguns exemplos de assuntos possíveis.

Não obstante, na medida em que é um assunto complexo, que envolve diferentes grandes áreas de conhecimento, é necessário o estreitamento da pesquisa para convergir em informações úteis e coerentes.

Considerando uma situação hipotética e alegórica em que pesquisadores míopes se propuseram a investigar uma criatura nova para a sua cultura: o elefante. Os pesquisadores se dividiram em diferentes grupos para a análise de cada parte do animal. Assim, o grupo que analisou a tromba chegou em conclusões diferentes do grupo que analisou as presas de marfim, do grupo que analisou a barriga e do grupo que analisou as patas do animal. Embora as diferentes conclusões, considerando que esses cientistas analisaram o mesmo animal, ao juntar todos os estudos deram uma visão maior para o entendimento deste animal.

De forma análoga aos cientistas míopes, o presente trabalho analisou três partes do mesmo fenômeno: soldagem de topo por centelhamento de trilhos ferroviários (*flash-butt welding* - FBW). Em comum nas três partes, abordando os efeitos das transformações de fases em todas as análises, apesar das diferentes linhas propostas.

A primeira parte foi relacionada à fadiga de contato de rolamento e à relação das diferentes microestruturas provenientes do processo de soldagem de trilhos ferroviários por meio de tratamentos térmicos e retirando corpos de provas a partir de trilhos soldados reais. Ensaio de disco contra disco foram realizados e exibiram comportamentos imprevisíveis e não óbvios dependendo do escorregamento e do par de microestruturas testadas.

A segunda parte foi relacionada à simulação por elementos finitos e tensões residuais provenientes da soldagem de trilhos ferroviários pelo processo de FBW. Primeiramente foi simulada a soldagem com propriedades mecânicas e físicas obtidas a partir

de referências clássicas sobre o assunto. Foi observado na literatura que existe grandes diferenças nessas propriedades físicas e mecânicas dependentes da temperatura. Assim, essas propriedades dependentes da temperatura de trilho da classe *Premium* foram obtidas experimentalmente para se encaixar no código de elementos finitos. Definição das propriedades mecânicas dependentes da temperatura e validações microestruturais foram realizadas para assegurar que o modelo tenha mais dados para uma acurácia próxima aos eventos decorrentes do processo de soldagem.

A terceira parte foi relacionada aos fenômenos associados à transformação do eutetoide divorciado, que apresenta cementita esferoidizada e está presente na zona afetada pelo calor (ZAC) característico da região de queda de dureza na junta soldada do trilho, fenômenos estes como a influência da microestrutura inicial e da deformação na cinética de transformação de fases.

De uma forma mais tecnológica, a compreensão mais completa das transformações de fases no processo de soldagem de trilhos ferroviários tem potencial preditivo de tensões residuais durante a fabricação e manutenção das vias ferroviárias brasileiras e mundiais. O modelo desenvolvido nesta pesquisa poderá ser utilizado para auxiliar as soldagens em campo (também em estaleiro) de forma a evitar a transformação de microconstituintes aciculares, diminuir a magnitude de tensões residuais deletérias ao seu adequado funcionamento e possível otimização de parâmetros de forma a aumentar a integridade estrutural dos trilhos. Essas informações estão diretamente conectadas às transformações do eutetoide divorciado, sendo possível cogitar formas de minimização da esferoidização e diminuir a largura da região esferoidizada, que influenciaria na resistência ao desgaste durante o contato entre roda e trilho.

Introdução

A indústria brasileira de minério de ferro opera extensivamente com modal ferroviário de transporte pesado, transportando grandes quantidades de minério do local de mineração para os portos de exportação e para os locais de consumo interno.

A história das ferrovias no Brasil conta com diversos altos e baixos. Apesar da lei que autorizava a construção de ferrovias em território nacional de 1828, a primeira ferrovia, realizada pelo Barão de Mauá, foi inaugurada somente em 1845 possuindo 14,5 km que fazia uma ligação do Porto Mauá à Fragozona, na baía de Guanabara [1].

Até aproximadamente 1930, as ferrovias se espalharam majoritariamente entre os estados de Minas Gerais, Rio de Janeiro e São Paulo, principalmente por conta da produção intensificada de café para exportação [2]. Com a queda da bolsa de Nova York de 1929, as exportações de café caíram vertiginosamente, diminuindo o fluxo para o porto e, segundo Borges [2], a partir de 1930 iniciou-se a era dos transportes rodoviários, ocorrendo um crescente "abandono" do setor ferroviário brasileiro [2].

Em outra etapa da história, a Companhia Siderúrgica Nacional foi criada em 1941 e com ela, avanços na área industrial foram realizados. A empresa de mineração Companhia Vale do Rio Doce (empresa estatal), criada em 1942, além de oferecer abastecimento para a indústria nacional, teve como objetivo a exportação de minério de ferro. Com a criação do porto Tubarão, a Vale S.A. (privatizada em 1997, que mudou de nome em 2006) utiliza a Estrada de Ferro Vitória a Minas de extensão de 905 km [3], principalmente para transporte de minério, inclusive ampliando a sua capacidade visando a exportação [4]. Além disso, a Vale S.A. também oferece transporte de passageiros na EFVM (Estrada de Ferro Vitória a Minas) e na EFC (Estrada de Ferro Carajás) [4].

De acordo com o relatório estatístico anual da Agência Nacional de Transportes Terrestres (ANTT) [5], a EFC transporta cerca de 205,4 mil toneladas nominais de carga (o que corresponde a cerca de 36% da carga ferroviária brasileira), enquanto a EFVM, equivalente a 124,3 milhares de toneladas nominais de carga (correspondentes ao transporte de cerca de 22% da carga ferroviária brasileira) no ano de 2018.

1.1 Justificativa

A vida útil de rodas e trilhos depende de suas respectivas microestruturas, sendo este fator o que afeta a resistência mecânica, resistência ao desgaste e à fadiga de contato. Como os trilhos da VALE são soldados, a zona afetada pelo calor (ZAC) apresenta uma região de transformações de fases que compreendem uma perda de propriedades mecânicas devido à sua microestrutura.

De acordo com um estudo realizado por Duvel e Mutton [6], cerca de 85% das falhas de trilhos que ocorreram no intervalo de 2001 a 2004 na indústria de transportes pesados da Austrália ocorreram na região da solda, conforme explicitado no gráfico da Figura 1. Apesar da maioria das falhas ocorrerem em soldas aluminotérmicas, fica muito claro que a alteração microestrutural na ZAC afeta consideravelmente a resistência local dos trilhos, resultando em uma alta porcentagem de falhas nesta região. Este efeito de diminuição de resistência mecânica na região da solda de trilhos é similar em diversos casos nos Estados Unidos da América, em que aproximadamente 42% das falhas de trilhos (considerando os dados da *Federal Railroad Administration* de 1995) ocorreram na região da solda [7]. Adicionalmente, entre os anos de 2006 e 2008, o processo de trincamento transversal e "shelling" de parte do boleto foram responsáveis por 40% a 50% dos descarrilamentos, sendo que o trincamento transversal apresentou uma relação de aproximadamente 50% dos casos devido à fadiga de contato de rolamento (FCR) [7].

Além disso, no mesmo estudo realizado por Duvel e Mutton [6], foi identificado que cerca de 66% das falhas ocorreram por fratura vertical, enquanto apenas 34% das falhas ocorreu no sentido horizontal, conforme indicado na Figura 2.

Atualmente, há um esforço para reduzir a zona afetada pelo calor (ZAC) da soldagem de topo por centelhamento (*flash-butt*) devido à menor resistência ao desgaste nessa região, em comparação com a ZAC da soldagem aluminotérmica, considerando o contato frequente com a carga da roda. Esse fenômeno foi estudado por Saita *et al.* [8] que realizaram tratamento térmico após o processo de soldagem para diminuir as tensões de tração residuais no trilho. Os resultados mostraram que a região de amolecimento com a menor extensão de ZAC apresentou um desgaste consideravelmente menor do que o desgaste de outro trilho com uma extensão de região amolecida de ZAC maior, sendo que tanto a extensão quanto a profundidade diminuíram (Figuras 3-a e 3-b).

As tensões residuais podem ser de tamanha magnitude que possibilitam a falha

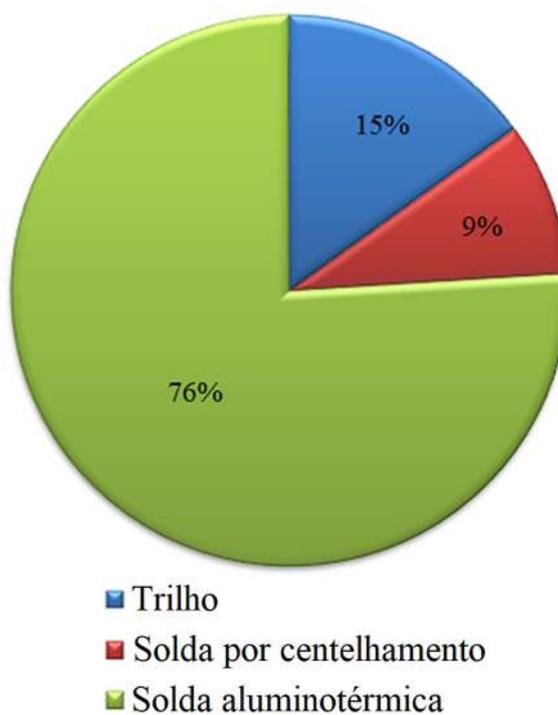


Figura 1: Estatística de falhas apontadas por um estudo realizado na Austrália no período de 2001 e 2004, indicando os locais que ocorreram trincamento em trilhos que foram utilizados com transporte de carga pesada na indústria de mineração [6].

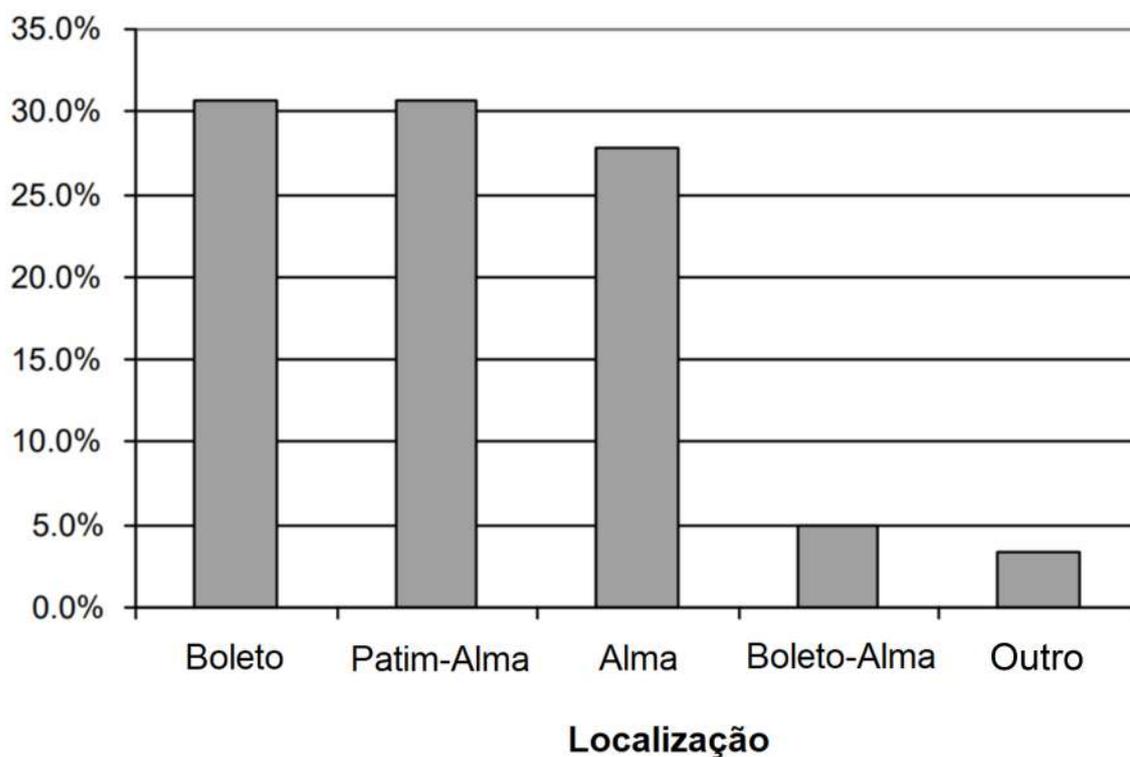


Figura 2: Estatísticas de regiões em que ocorreram falhas em trilhos ferroviários para transporte de carga pesada na indústria da mineração [6].

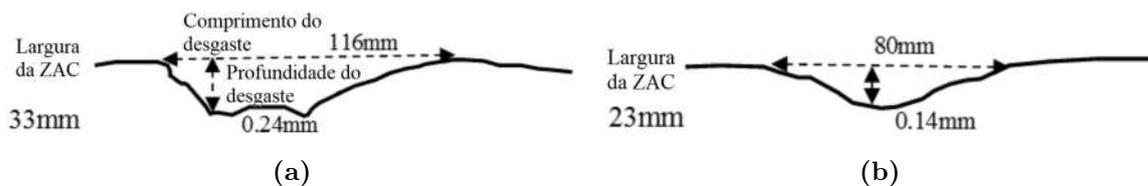


Figura 3: Representação esquemática dos resultados obtidos ao diminuir a extensão da ZAC que sucedeu em um diminuição do volume desgastado de trilhos soldados [8].

prematura de trilhos, como o exemplo mostrado na Figura 4, que apresenta uma falha de trilho após o corte, no qual ocorre a separação longitudinal do trilho em duas partes por 60 cm principalmente devido à presença de tensões residuais na região da alma. Esta falha analisada pelo IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas) ocorreu em trilho sem a presença de solda, com tensões residuais presentes devido ao processo de fabricação do trilho [9].

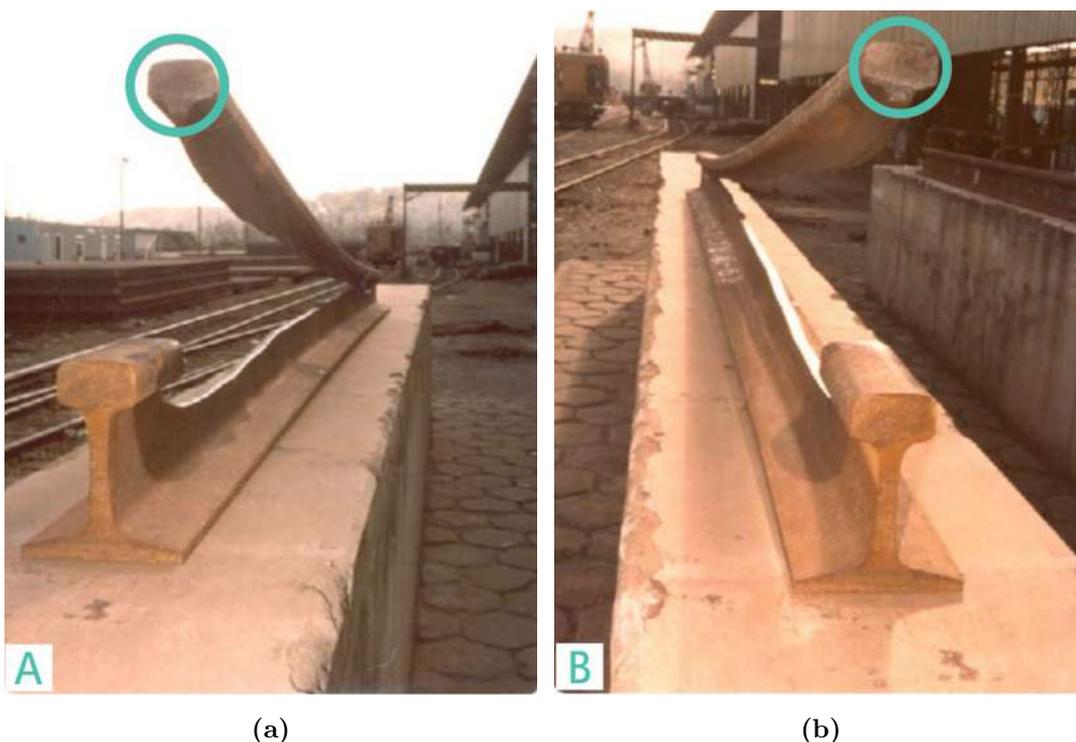


Figura 4: Análise de falhas realizada em 1981 pelo Instituto de Pesquisas Tecnológicas de um trilho que trincou horizontalmente devido à presença de tensões residuais verticais de tração [9].

Nos trilhos ferroviários atualmente unidos por processo de soldagem, os dois processos mais comuns são a soldagem aluminotérmica, que corresponde entre 10% e 20%, e soldagem de topo por centelhamento (*flash-butt*), que corresponde entre 80% e 90% [10]. Porém, trincas de fadiga horizontal iniciando na alma de trilhos, principalmente devido

a tensões residuais de tração no sentido vertical introduzidas pelo processo de soldagem, se tornaram um processo de falha comum e foram observados por Godefroid *et al.* [11] e Mousavizade e Farhangi [12].

A análise de falhas realizada por Godefroid *et al.* [11] mostrou que a trinca de fadiga nucleia no centro da solda e propaga horizontalmente, conforme mostrado na Figura 5-a. Após a nucleação horizontal, a trinca tende a ramificar no sentido das superfícies superior e/ou inferior do trilho, podendo fraturar, conforme esquematizado na Figura 5-b.

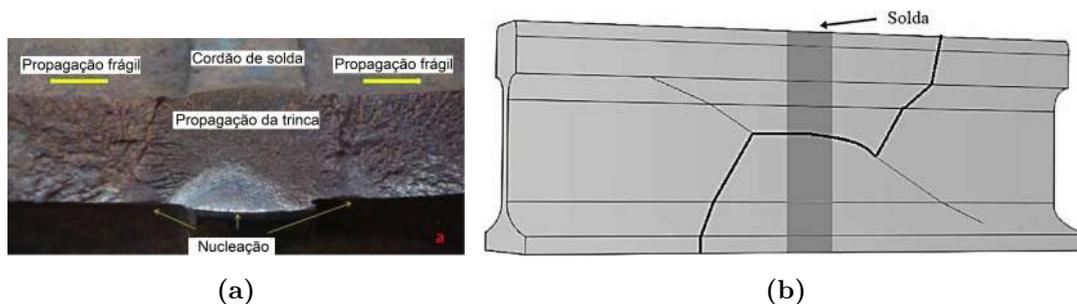


Figura 5: Análise de falha realizada em trilho soldado que apresentou nucleação no centro da região da solda de topo por centelhamento e propagou horizontalmente no estágio inicial (a) [11]. Representação esquemática do processo de trincamento horizontal na região da solda de trilhos, proporcionando uma visão global da evolução da falha (b) [12].

As consequências das fraturas de trilhos são catastróficas, normalmente ocorrendo o descarrilamento dos trens e gerando perdas econômicas, pessoais e ambientais significativas.

Há poucas simulações por elementos finitos de tensões residuais que incluam o efeito das transformações de fases durante o processo de soldagem e os poucos que existem não apresentaram validação microestrutural das fases presentes. A maioria das simulações realizadas não possuem metodologia para considerar as propriedades mecânicas e físicas dependentes da temperatura. Além disso, muitas delas utilizaram softwares pagos como o JMatPro®[®], que incorporam modelos de interpolação combinados com um banco de dados contendo estas propriedades de diversos materiais catalogados.

O pleno entendimento da influência da microestrutura e das tensões residuais é de extrema importância para minimizar risco de fratura, aumentando as informações para análise de integridade estrutural e, conseqüentemente, aumentando o contingenciamento de fraturas por meio de inspeções periódicas.

As informações obtidas a partir de simulação de tensões residuais provenientes

do processo de soldagem por elementos finitos implicará em uma possível redução considerável de risco de falhas em campo na região da solda e a implementação de um procedimento de soldagem padrão.

Com os dados da simulação e ensaios de fadiga da alma e fadiga de contato do boleto, ambos na região soldada de trilhos ferroviários, é possível propor tratamentos térmicos para dificultar a formação de fases deletérias e obter maior precisão no monitoramento de nucleação de futuras falhas.

A transformação de fases durante o processo de soldagem na ZAC também oferece informações e oportunidades de melhoria. Primeiramente o método de quantificação de regiões com diferentes morfologias de cementita é ambíguo e sem padronização. Portanto, uma metodologia que oferece um método robusto de quantificação de cementita esferoidizada é crucial para uma apuração acurada. Ao estudar um trilho que possuía elementos de liga como Si e V, foi observado que a adição destes elementos podem alterar a cinética de austenitização e da reação eutetoide pode diminuir o comprimento de região esferoidizada sem a necessidade de métodos de resfriamento artificial ou alteração de parâmetros de soldagem.

1.2 Objetivos

O objetivo principal da presente tese de doutorado é verificar a influência da microestrutura originada a partir de soldagem de topo por centelhamento de trilho ferroviário na tensão residual, fadiga de contato de rolamento e tendência de esferoidização da cementita sob ciclo térmico. Como objetivos secundários, foram estabelecidos:

- Analisar a influência da microestrutura na resistência à fadiga de contato na região da solda a partir de corpos de prova retirados de trilho soldado por centelhamento com todas as microestruturas do processo e com corpos de prova simulando as microestruturas presentes isoladas.
- Desenvolver uma nova metodologia para o cálculo da porcentagem de esferoidização da cementita com base na quantificação da sua área e morfologia através de análise de imagem.
- Simular a soldagem de trilhos ferroviários com parâmetros de artigos relevantes sobre este assunto e identificar quais as principais propriedades que influenciam na magnitude das tensões residuais.
- Obter as propriedades do material do trilho em função da temperatura para inserir os parâmetros reais na simulação computacional da soldagem por elementos finitos.

Revisão bibliográfica

Neste capítulo serão introduzidos os aspectos gerais dos assuntos abordados na presente tese de doutorado. Para tanto, os assuntos serão divididos em três tópicos: fundamentos de trilhos ferroviários (seção 2.1), fundamentos de soldagem de trilhos (seção 2.2), tensão residual e simulação numérica (seção 2.3), desgaste de contato entre trilho (seção 2.4) e roda e fadiga de contato de rolamento (seção 2.5).

2.1 Fundamentos de trilhos ferroviários

Os trilhos ferroviários são compostos de três regiões (Figura 6): boleto, alma e patim [13]. O boleto é a região que fica em contato com a roda do trem, sofrendo deformação e desgaste promovido pelo contato metal/metal, sendo observada uma competição de desgaste por deslizamento com o desgaste por fadiga de contato. A região da alma tem a função de transmitir os esforços para o patim que tem a função de estabilizar o trilho, suportar as tensões e transmitir estas tensões para os dormentes.

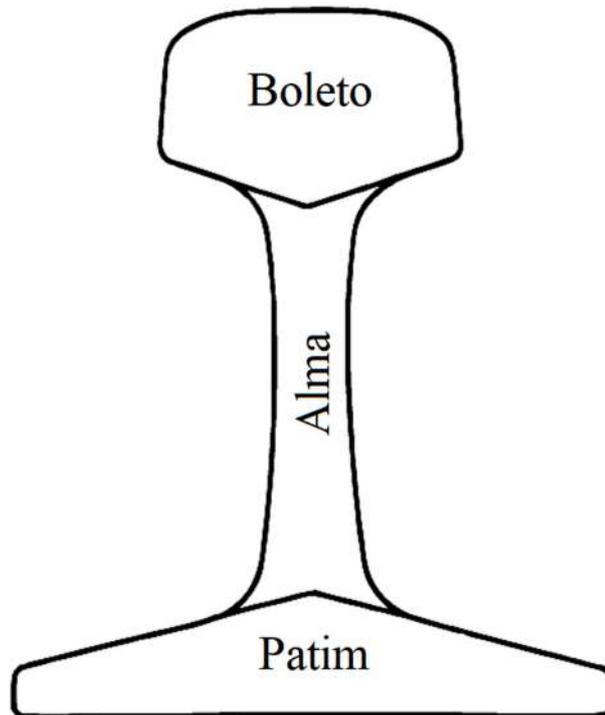


Figura 6: Representação esquemática das três regiões que compõem os trilhos ferroviários.

No caso dos trilhos utilizados para o transporte de carga, principalmente de minério

de ferro, os trilhos devem apresentar características de qualidade superior, além de alta resistência mecânica, para aumentar a vida útil, dentre as quais:

- Alta dureza no boleto para diminuir o desgaste;
- Boa tenacidade à fratura;
- Alta resistência à fadiga;
- Alta soldabilidade.

O carregamento exercido da roda de um trem no trilho pode ser descrito pelo modelo de contato hertziano com bastante eficiência. Os trilhos sofrem esforços tanto de contato, quanto de flexão causada pela passagem da roda [14]. O contato entre a roda e o trilho apresenta tanto condição de rolamento e escorregamento, quanto contato com deslizamento puro, como em casos de curvas que ocorre contato de deslizamento com a seção lateral da roda.

Uma análise de contato entre a roda e o trilho ferroviário pode ser considerada hertziana apesar de ser conhecido que na condição de operação existe a presença de escorregamento/atrito. Inicialmente, Heinrich Hertz propôs sua teoria de tensões de contato entre duas esferas em que os dois sólidos possuíam somente um ponto de contato considerando os dois materiais como rígidos [15].

As condições para o contato de Hertz ser válido são:

- Contatos não conformes.
- Os materiais são homogêneos, isotrópicos e linear elásticos.
- Não há rugosidade nas superfícies dos sólidos;
- Não há escorregamento/atrito entre os sólidos.

Não obstante, de acordo com o critério de plasticidade de Tresca, para valores de coeficiente de atrito até 0,25 a máxima tensão de cisalhamento ocorrerá abaixo da superfície, porém para valores maiores a tensão máxima ocorrerá na superfície [14–16].

A pressão aplicada é distribuída pelo plano de contato formado pela deformação entre os dois sólidos e pode ser descrito pela equação ?? em que a pressão máxima (p_o) se concentra no meio e diminui conforme se aproxima da borda do plano deformado.

$$p_z(x, y) = p_o \sqrt{1 - \frac{x^2}{a^2} - \frac{y^2}{b^2}} \quad (2.1)$$

Portanto a pressão máxima de contato (p_o) pode ser descrita, em função da carga normal aplicada (F_n) de acordo com a Equação 2.2.

$$p_o = \frac{3 F_n}{2 \pi ab} \quad (2.2)$$

Considerando um trem com carga normal de 22,5 toneladas por eixo, raio da roda de 460 mm, módulo de Young de 210 GPa e módulo de Poisson de 0,3, a tensão máxima seria de 1270 MPa e para o caso de 20 toneladas por eixo, seria de 1221 MPa [14].

Não obstante, considerando as tensões de cisalhamento no sentido xz (em que x é o sentido longitudinal do trilho e z é o sentido vertical) a distribuição de intensidade pode ser descrita pela equação 2.3.

$$\tau_{zx} = \frac{3}{2\pi} \left[-\frac{P_x \bar{y}^2 \bar{z}}{R^5} - \frac{P_y \bar{x}^2 \bar{z}}{R^5} - \frac{P_z \bar{x}^2 \bar{z}}{R^5} \right] \quad (2.3)$$

Portanto, tanto a tensão de cisalhamento quanto a pressão máxima (sem considerar o efeito do atrito) possui um valor máximo em profundidade de aproximadamente 0,3 mm. Apesar disso, a tensão de cisalhamento, que é majoritariamente responsável pela deformação plástica dos materiais [14], no sentido zx apresenta uma maior oscilação conforme apresentado na Figura 7.

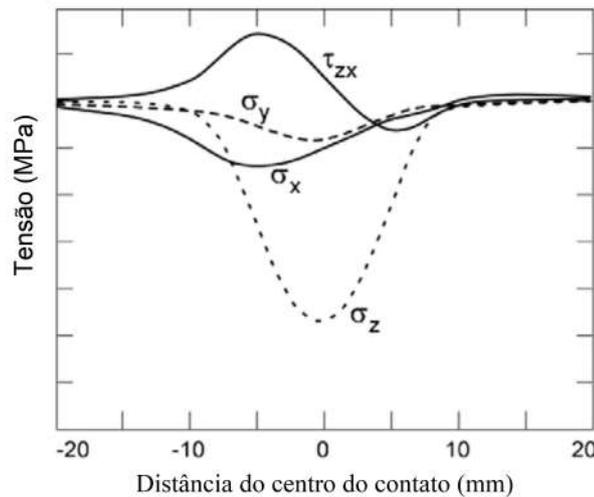


Figura 7: Comparação entre a tensão de cisalhamento e a tensão máxima de cada uma das direções principais traçadas ao longo do eixo x [14].

De acordo com a norma ASTM A1 [17] os trilhos devem ser laminados e com o processo de endurecimento do boleto (*On-line* ou *Off-line*). A composição química dos trilhos deve atender as especificações de acordo com a Tabela 1, que dependem do valor de peso nominal em kg/m de trilho.

Tabela 1: Requisitos de composição química para trilho ferroviário segundo a norma ASTM A1 [17].

Elemento (%)	Peso nominal(Kg/m)		
	29,8 a 41,7	42,2 - 56,6	≥ 57
C	0,55 - 0,68	0,70 - 0,80	0,74 - 0,84
Mn	0,60 - 0,90	0,70 - 1,00	0,80 - 1,10
P	0,04	0,035	0,035
S	0,05	0,04	0,04
Si	0,10 - 0,50	0,10 - 0,50	0,10 - 0,50

Segundo o guia de trilhos da AREMA [13], existem três tipos de trilhos de acordo com a dureza: padrão (*standard*), intermediário (*intermediate*) e de alta resistência (*high strength*). As especificações de composição química das três classes de trilhos estão descritas na Tabela 2 e as especificações mecânicas (dureza e propriedades de resistência à tração) estão descritas na Tabela 3.

Tabela 2: Requisitos de composição química das três diferentes classes de trilhos da norma AREMA [13].

Elementos	<i>Standard</i>	<i>Intermediate e High Strength</i>
C	0,72 - 0,82	0,72 - 0,82
Mn	0,80 - 1,10	0,70 - 1,25
P	< 0,02	< 0,02
S	< 0,02	< 0,02
Cr	0,25 - 0,40	0,40 - 0,70
Si	0,10 - 0,50	0,10 - 1,00
Ni	< 0,15	< 0,15
Mo	< 0,050	< 0,050
V	< 0,010	< 0,010
Al	< 0,005	< 0,005
Cu	< 0,40	< 0,40

De acordo com o guia da AREMA [13], a microestrutura dos trilhos deve ser mantida completamente perlítica, de acordo com as notas 1 a 4 da Tabela 4-2-1-4-2b do Capítulo 4 – Rail:

Tabela 3: Requisitos de propriedades mecânicas (dureza e propriedades de resistência à tração) das três diferentes classes de trilhos apresentados no guia de trilhos da AREMA [13].

	Dureza	Limite de escoamento		Limite de resistência		Alongamento
	(HB)	(Ksi)	(MPa)	(Ksi)	(MPa)	(%)
<i>Standard</i>	310	74,0	510,2	142,5	982,5	
<i>Intermediate</i>	325	80,0	551,6	147,0	1013,5	>9
<i>High Strength</i>	370	120,0	827,4	171,0	1179,0	

- Nota 1: A dureza especificada na tabela deve ser mantida na região superior do trilho. “[...] *Hardness specified above shall be maintained in the head area only [...]*”.
- Nota 2: A microestrutura completamente perlítica deve ser mantida na parte superior do trilho. “[...] *A fully pearlitic microstructure shall be maintained in the head [...]*”.
- Nota 3: Se a dureza for maior do que 410 HB na parte superior do trilho, uma inspeção micrográfica com aumento de pelo menos 100x deve ser realizada para confirmar a microestrutura completamente perlítica. “[...] *If 410 HB is exceeded, the microstructure through the head shall be examined at 100X or higher for confirmation of a fully pearlitic microstructure in the head [...]*”.
- Nota 4: Martensita sem revenimento não deve estar presente no trilho. “[...] *No untempered martensite shall be present within the rail [...]*”.

A relação entre a morfologia das fases, principalmente de parâmetros de distribuição das colônias de perlita altera significativamente as propriedades mecânicas de aços perlíticos. Krauss [18] enumerou pelo menos dois fatores que influenciam na resistência dos aços eutetóides:

- Distância interlamelar.
- Tamanho de colônia.

A distância interlamelar pode ser diminuída aumentando o super resfriamento durante a reação eutetoide, favorecendo o aumento de interface entre ferrita (α) e cementita (Fe_3C) [19]. Quanto mais refinado o espaçamento interlamelar menor a mobilidade de deformação da ferrita diante do obstáculo da cementita, conseqüentemente o aço

possui relação inversamente proporcional do espaçamento interlamelar com a resistência mecânica.

O tamanho de colônia perlítica tem um efeito na relação de Hall-Petch (equação 2.4), que além de prover uma maior resistência mecânica devido ao refino das colônias, uma possível trinca também teria dificuldade de propagação entre as colônias. Portanto, quanto mais refinada a colônia, maior a resistência do material [20, 21].

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (2.4)$$

em que σ_y é o limite de escoamento do material σ_0 é o limite de escoamento em que as discordâncias começam a se locomover, k_y é o coeficiente de encruamento do material e d é o diâmetro médio dos grãos do material

Além disso, o tamanho de grão austenítico prévio possui grande influência na temperabilidade dos aços, alterando a posição de início e final de transformações de fases em diagramas de resfriamento contínuo e alterando a temperatura de reação eutetoide. O tamanho de grão austenítico também pode servir de quantidade de sítios de possível nucleação de colônias de perlita (contorno de grão γ/γ). Portanto, quanto menor o tamanho de grão austenítico prévio é mais favorável para aços eutetoides para fins ferroviários, aumentando a nucleação de perlita pelo aumento de sítios de nucleação e diminuindo a temperabilidade [21].

Os trilhos contemporâneos são unidos por processos de soldagem, garantindo assim a continuidade da matéria, autógena no caso da soldagem de topo por centelhamento. A quantidade de energia necessária durante o processo de soldagem é suficiente para alterar a microestrutura das regiões próximas, sendo estas denominadas de ZAC [22].

2.2 Soldagem de trilhos ferroviários

Nos primórdios dos trilhos, estes eram unidos pelas suas extremidades com uma barra de junção (*fishplate*), que consiste em duas barras que pressionam um trilho contra o outro e são fixadas por parafusos.

Segundo a AREMA [13], todas as junções de trilhos devem apresentar as seguintes características:

- A conexão deve atuar como uma superfície contínua, uniforme e alinhada.

- A resistência à flexão da união deve se aproximar o máximo possível do material base.
- Deve impedir a movimentação vertical e/ou lateral (exceto excessões) do trilho, porém deve permitir movimentação de expansão e contração.
- Deve ser o processo mais simples e com menor quantidade de partes envolvidas na união.

Apesar da norma AREMA dimensionar a união de trilhos por barra de união, atualmente é utilizado um sistema de ferrovia contínua, em que os trilhos são soldados. Os processos mais comuns são os processos de soldagem por aluminotermia (*thermite*) e de topo por centelhamento (*flash-butt*).

Conforme as falhas da soldagem aluminotérmica (*Thermite*) de trilhos tendem a aumentar conforme a carga por eixo aumenta, a tendência é utilizar cada vez mais a soldagem de topo por centelhamento (*flash-butt*), pois esta fornece uma qualidade melhor principalmente para aplicações de transporte de cargas pesadas [23].

2.2.1 Soldagem de topo por centelhamento

Segundo Meade [23] e Micenko e Li [24], o processo de soldagem de topo por centelhamento foi desenvolvido pela antiga União Soviética (URSS), porém este processo evoluiu principalmente nos EUA.

O processo de soldagem de topo por centelhamento (*Flash-Butt Welding*) é um processo de união sem adição de metal de solda (autógena) que utiliza energia elétrica para ocorrer o aquecimento da região da junta por efeito Joule.

O equipamento de soldagem consiste, simplificadamente, de dois contatos elétricos que seguram os dois trilhos a serem unidos. Um destes contatos elétricos fica com a sua base presa e o outro com um grau de liberdade para promover movimento para as diferentes etapas do processo de soldagem.

As etapas de soldagem podem ser divididas em três, conforme apresentado na Figura 8: contato, centelhamento e recalque [25].

Cuidados pré-soldagem são necessários para minimizar os defeitos de contato:

- Limpeza das superfícies dos trilhos para a retirada de óleo, graxa, sujeira ou oxidação, que impeçam ou dificultem o contato elétrico.

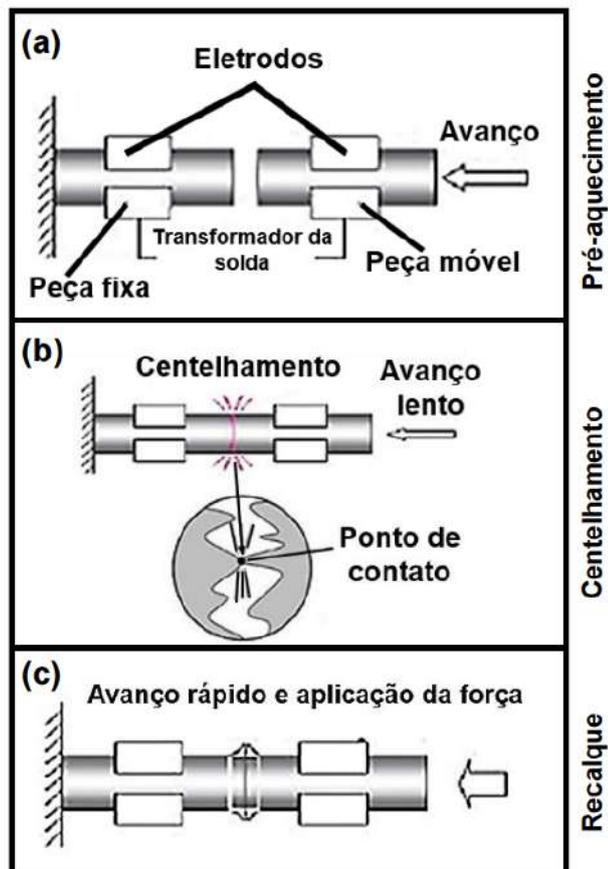


Figura 8: Representação esquemática da soldagem por centelhamento (*Flash-butt Welding*) [25].

- Limpeza da região do contato elétrico e o trilho para garantir a menor resistência elétrica e evitar aumento de temperatura localizada.
- O alinhamento entre os trilhos para ocorrer a união com o eixo do trilho contínuo.

A faixa recomendada de parâmetros de soldagem de topo de centelhamento de trilhos ferroviários para carga pesada está descrita na Tabela 4. Esta tabela apresenta as especificações utilizadas por uma empresa que utiliza trilhos e atendem aos requisitos da AREMA.

Tabela 4: Faixa de parâmetros de soldagem de topo por centelhamento de trilhos ferroviários [26].

Parâmetro	Tolerância
Corrente de pulso	60 kA - 80 kA
Quantidade de pulsos	8 - 13
Força de recalque	550 kN - 650 kN

2.2.2 Microestrutura ao longo da solda

O aporte térmico da soldagem por centelhamento fornece energia suficiente para que ocorram transformações de fases na zona afetada pelo calor. Muitos estudos foram realizados com o objetivo de entendimento da microestrutura, principalmente na resistência mecânica do trilha. A distribuição de temperatura com os pulsos sucessivos foi estudada por Weingrill *et al.* [27] apresentando a distribuição conforme ilustrado na Figura 9. Com base em suas constatações, a temperatura máxima de um processo de soldagem é de aproximadamente 1355 °C e que quanto mais longe da fonte de calor, menor é a temperatura máxima.

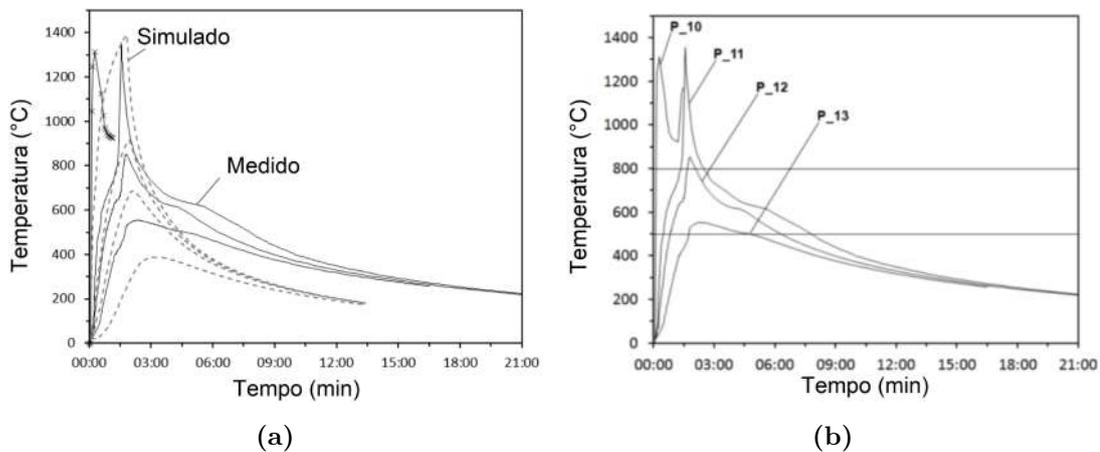


Figura 9: Resultados da evolução da temperatura de soldagem de topo por centelhamento por: (a) simulação por elementos finitos utilizando o software Sysweld® e (b) medido por termopares [27].

Outros estudos têm sido realizados para a caracterização microestrutural da área afetada pelo calor da solda de topo por centelhamento (*flash-butt*). Mansouri e Monshi [28], Porcaro *et al.* [29, 30] e Bauri *et al.* [31] identificaram pelo menos 4 regiões:

- Zona central composta principalmente de perlita e ferrita pró-eutetoide (devido à perda de carbono superficial antes do recalque);
- Zona anterior de crescimento austenítico de grãos por recristalização resultando em colônias perlíticas maiores e maior espaçamento interlamelar;
- Refinamento prévio de grãos austeníticos resulta em colônias perlíticas menores;
- Região de transformação parcial na qual ocorre a esferoidização da cementita e conseqüentemente resulta em uma região menos dura em comparação com as regiões

adjacentes.

Mutton, Qiu e Welsby [32] também caracterizaram juntas soldadas de trilhos de classe Premium e não observaram ferrita pró-eutetoide na região bem próxima ao centro, ao contrário da região adjacente que tinha uma alta quantidade de cementita em contorno de grão austenítico prévio. Vale notar que foi observada uma região com microestrutura esferoidizada juntamente com microestrutura perlítica e depois uma região completamente esferoidizada.

Nishikawa e Goldenstein [33] mostraram que a região de menor dureza apresentou microestrutura de carboneto esferoidizado formada na ZAC como resultado do processo de soldagem, corresponde a uma região de austenitização parcial resultando em uma transformação do eutetoide divorciado (em inglês: *divorced eutectoid transformation* ou DET). Nesta região, a temperatura de austenitização mais baixa deixa partículas de cementita esferoidizada não dissolvidas que atuam como núcleos para a decomposição da austenita durante o resfriamento. Como resultado, a decomposição da austenita não resulta em um produto lamelar, mas em uma matriz de ferrita que contém uma dispersão de cementita esferoidizada, dependendo da taxa de resfriamento e distância/tamanho dos núcleos de cementita. Foi verificado, através do perfil de dureza (Figuras 10-a e 10-b), que a dureza da solda permanece estável em um patamar, exceto em três regiões: a linha central da solda e na transformação parcial da região da austenita (simétrica).

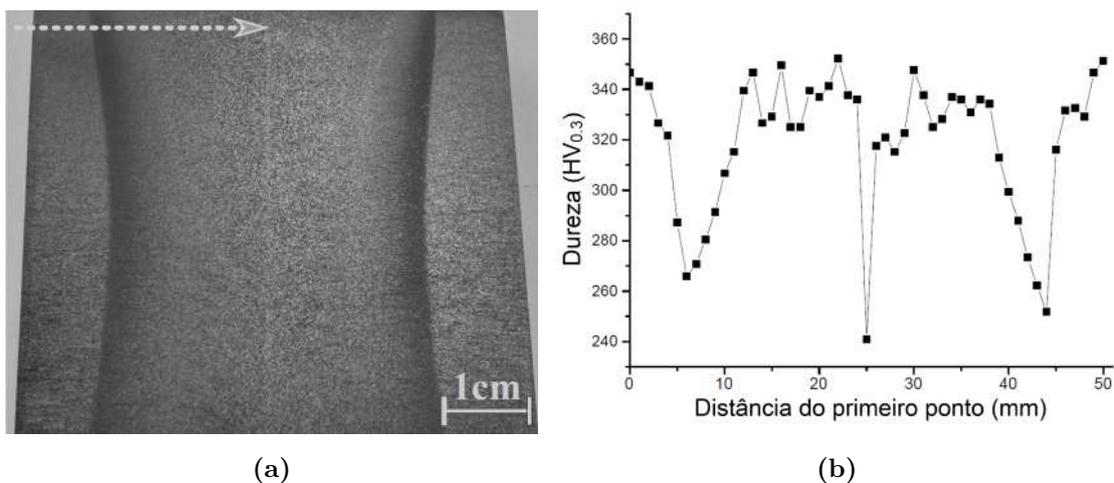


Figura 10: (a) Macrografia da seção transversal de uma soldagem por centelhamento de um trilho perlítico [33]. (b) Perfil de dureza ao longo do cordão de solda [33].

Como a soldagem por centelhamento ocorre em atmosfera oxidante, na superfície de

contato de centelhamento ocorreu descarbonetação, evidenciado pela presença de ferrita pró-eutetoide e consequente perda de dureza na região central (Figura 11-a). O patamar posterior apresentou microestrutura perlítica no qual ocorreu a transformação austenítica completa e a sua decomposição para perlita no resfriamento, com espaçamento maior do que no metal de base. A região de queda de dureza apresentou esferoidização da perlita (Figura 11-b).

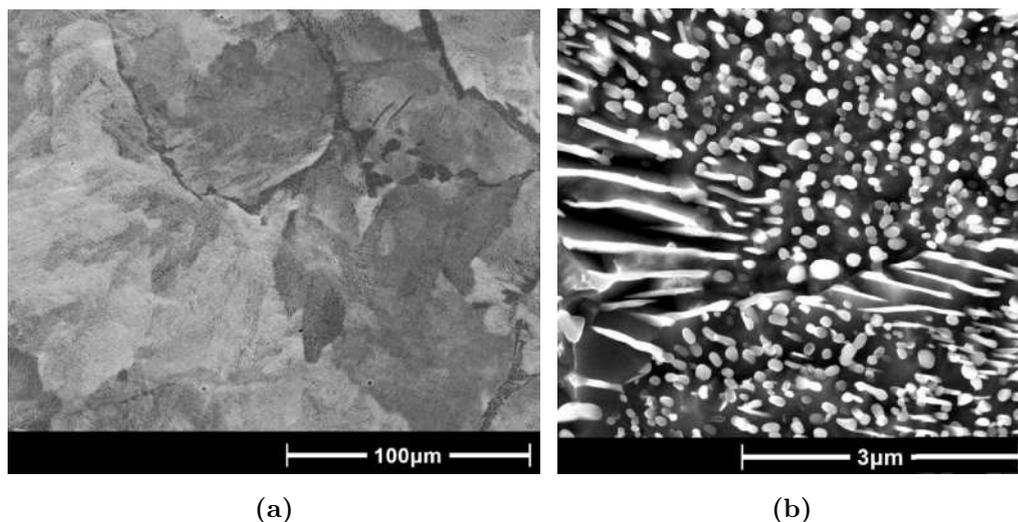


Figura 11: (a) Micrografia da região central da soldagem, apresentando ferrita pró-eutetoide em contorno de grão [33]. (b) Micrografia da região esferoidizada da zona afetada pelo calor [33].

O processo de esferoidização da cementita durante a soldagem dos trilhos foi identificado por Nishikawa e Goldenstein [33] como sendo resultado da transformação do eutetoide divorciado (DET). Esta esferoidização ocorre principalmente devido ao alcance da faixa de temperatura intercrítica, na qual tanto a austenita como a cementita estão em equilíbrio, juntamente com uma lenta taxa de resfriamento [34, 35]. Sob esta condição, ocorre a austenitização incompleta e consequentemente esferoidizando o restante da cementita para diminuir a energia superficial [36, 37].

A austenitização envolve pelo menos quatro etapas. A primeira consiste em um processo de incubação. A segunda etapa de nucleação ocorre nos locais preferenciais, nas interfaces entre a cementita e a ferrita (dentro da colônia perlítica) e nos limites da colônia perlítica [38, 39]. A austenita tende a nuclear preferencialmente nos limites das colônias perlíticas [38–42], com mais de um núcleo ocorrendo na mesma colônia. O crescimento da austenita ocorre simultaneamente com a dissolução da cementita e a difusão do carbono. A quarta etapa consiste na difusão e homogeneização do carbono na austenita [38, 41]. A

austenita cresce mais rapidamente na ferrita do que a taxa de dissolução da cementita [36, 38, 43]. A cementita residual é então "quebrada", esferoidizada e parcialmente dissolvida.

Esta cementita residual serve como pré-núcleo necessária para o DET [33, 34, 36, 37, 44, 45]. Como nem todos os pré-núcleos atuam para desenvolver a microestrutura esferoidizada, é possível encontrar regiões de crescimento lamelar [36, 37].

A transformação do eutetoide divorciado compete com o crescimento lamelar da transformação eutetoide (Figuras 12-a e 12-b), e esta competição é influenciada pelo super-resfriamento [45], espaçamento entre esferas de cementita [45], taxa de resfriamento, composição química [46–48], espaçamento interlamelar [49], e microestrutura inicial [49].

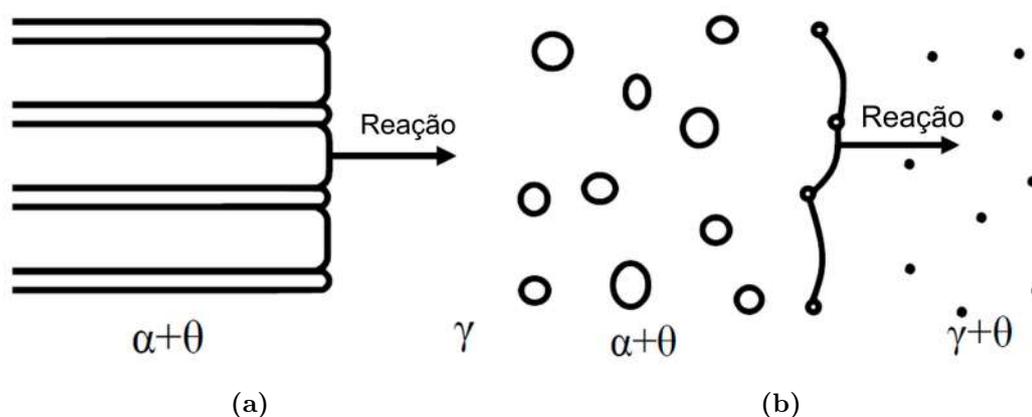


Figura 12: (a) Representação esquemática da transformação eutetoide pelo mecanismo de crescimento cooperativo para a formação da perlita e (b) pelo mecanismo de transformação do eutetoide divorciado, que origina em uma esferoidização dos carbonetos [44].

A questão da região de esferoidização da perlita foi discutida por Nishikawa e Goldenstein [33] e foi comprovado que este fenômeno está diretamente relacionado com a região intercrítica (Figura 13-a). Um cálculo termodinâmico foi realizado com a composição do trilho estudado e o resultado, apresentado na Figura 13-b, mostrou que há uma região de equilíbrio de três fases (α , θ - carbonetos - e γ e a região de equilíbrio entre γ e θ).

Uma pesquisa realizada por Porcaro *et al.* [30] apontou que a região de austenitização parcial e esferoidização da cementita apresentou uma região de menor dureza e menor resistência mecânica. Foram realizados ensaios de tração de trilhos soldados por centelhamento com a ZAC do cordão no centro do corpo de prova. Os resultados mostraram que houve estricção na região de esferoidização e a presença desta microestrutura diminuiu em média 17% do limite de escoamento e 13% do limite de resistência se

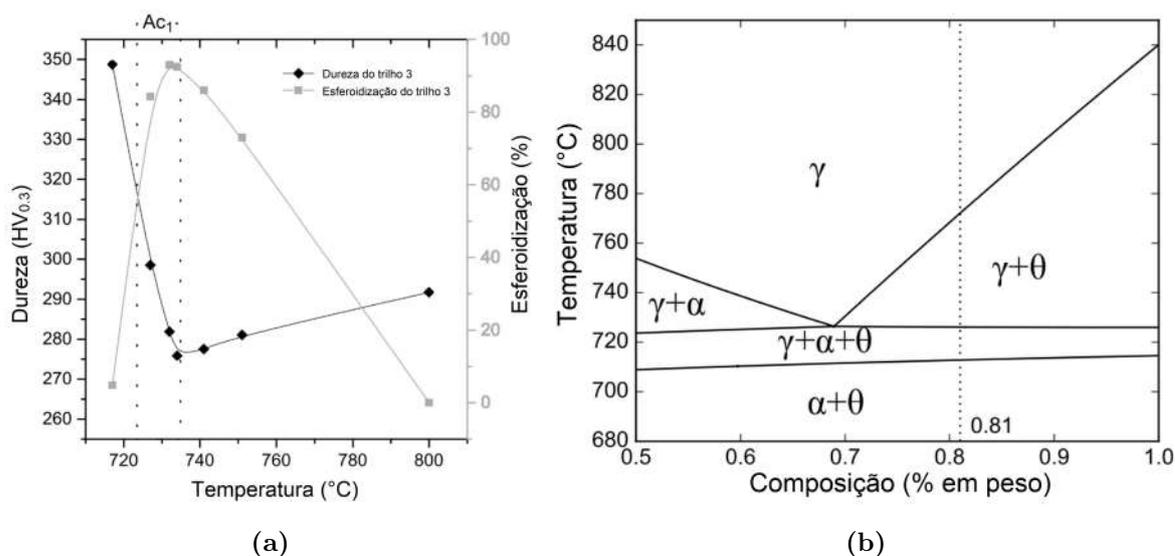


Figura 13: (a) Relação entre microdureza Vickers e a temperatura máxima do histórico térmico do processo de soldagem, evidenciando o grau de esferoidização em função da temperatura máxima e a sua influência na queda de dureza [33]. (b) Diagrama de equilíbrio realizado pelo programa Thermocalc com a composição real do trilho estudado, evidenciando uma região com equilíbrio entre três fases (α , θ (carbonetos) e γ) e a região intercrítica de transformação parcial da austenita (γ) [33].

comparado com o metal base.

Simulações de soldagem por centelhamento de trilhos ferroviários foram realizadas por Cal *et al.* [50], porém considerando a influência das transformações de fases. O código de elementos finitos utilizados na simulação foi o JWRIAN. Foram utilizados dados de limite de escoamento da ferrita, austenita, perlita e martensita em função temperatura. Também foram utilizados dados de módulo de Young, condutividade térmica, capacidade térmica, coeficiente de calor e coeficiente de expansão térmica, todos pela temperatura. A fonte de calor utilizada foi de 105 J/s durante 5 s. O diagrama CCT utilizado foi a partir de uma liga U75MnV. O modelo utilizado previu que no centro da junta soldada apresentou 100% de martensita e que entre 10 mm e 12 mm há 70% de martensita e 30% de perlita.

Outro estudo, também utilizando o software JWRIAN, foi realizado por Ma *et al.* [51] utilizando os mesmos parâmetros de material (U75MnV) do artigo de Cal *et al.* [50], porém alterando algumas condições de contorno. Foram estudadas três condições de aquecimento diferentes de 15000 W durante 5 s, de 12600 W durante 80 s e de 8700 W durante 115 s, porém foi constatado que a segunda opção apresentou maior compatibilidade com a distribuição de temperatura conforme observado experimentalmente.

Os resultados de transformações de fases (Figura 14) mostraram que, com a taxa de resfriamento simulada, há a possibilidade de formação de martensita, principalmente na região mais extrema do patim (cerca de 40%). Mesmo na região do boletto, as simulações indicaram a presença de aproximadamente 16% de martensita, conforme mostrado na Figura 14.

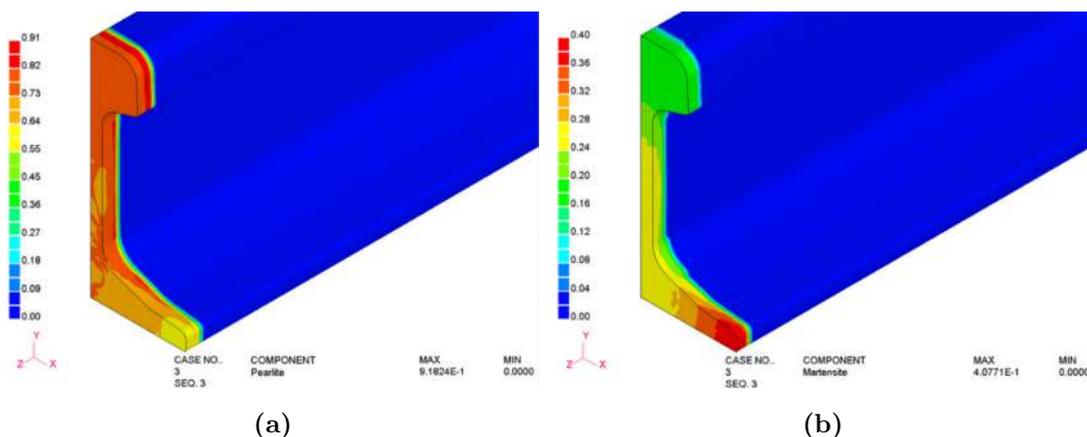


Figura 14: Resultado de simulação numérica da distribuição de martensita na microestrutura de trilho ferroviário soldado(a) e distribuição da distribuição de perlita (b) [51].

Não obstante, os resultados apresentados por Cal *et al.* [50], e Ma *et al.* [51] não estão de acordo com os resultados observados experimentalmente por Porcaro *et al.* [30], Nishikawa *et al.* [33], Bauri [52] e Alves *et al.* [53]. Além disso, nenhum destes resultados foi validado por algum método de metalurgia qualitativa (metalografia).

2.2.3 Influência dos parâmetros de soldagem na junta

A caracterização da influência dos parâmetros de soldagem nas propriedades da junta foi realizada por Alves *et al.* [53]. Foram realizadas um total de 32 juntas soldadas variando os parâmetros de soldagem de acordo com a matriz de experimentos de Taguchi. Os parâmetros estudados foram: corrente de pulso (C), número de pulsos (N), força de recalque (F) e tipo de trilho (R). Foram utilizados dois tipos de trilhos, sendo um denominado pelos autores como *Premium* (com carbono equivalente de aproximadamente 1.04) e outro denominado como *Super Premium* (com carbono equivalente de aproximadamente 1.25). O modelamento matemático da influência dos parâmetros de soldagem no tamanho da ZAC (Tam_{ZAC}), variação de dureza na região de esferoidização ($VDRE$), extensão da zona de queda de dureza ($ExtZAC$), limite de escoamento (σ_y) e limite de

resistência (σ_T) estão representadas nas equações 2.5 a 2.9, respectivamente.

A extensão completa da ZAC, compreendendo as regiões central, de crescimento de grãos, de refino de grãos e de esferoidização da perlita, de acordo com a equação 2.5, exibe uma grande influência na quantidade de pulsos (N) e do conjunto da quantidade e corrente de pulsos (CN).

$$Tam_{ZAC} = 39,346 + 3,896C + 6,77N + 2,887CN \quad (2.5)$$

Sempre lembrando que os efeitos das tensões residuais no interior das juntas soldadas dos trilhos devem ser levados em consideração e que existe uma tendência de aumento de tensão residual de tração na região central da junta soldada com a diminuição da extensão da ZAC (diminuição da energia de soldagem). Estes efeitos das tensões residuais não foram abordadas por Alves *et al.* [53], porém pesquisas estão sendo realizadas para realização de tratamentos pós-térmicos para a redução das magnitudes destas tensões [54–56].

A redução de dureza na região de esferoidização ($VDRE$) varia principalmente conforme a quantidade de ciclos (N) e um pouco menos com a corrente de pulso (C) e tipo de trilho (R). Além disso, é possível notar que o tipo de trilho (R) também influencia na extensão da ZAC.

$$VDRE = 12,8925 + 0,5475C + 1,425N + 0,5475R \quad (2.6)$$

Conforme mencionado anteriormente e identificado por Saita *et al.* [8], quanto menor a extensão da zona afetada pelo calor melhor é o desempenho em questão de desgaste. A equação 2.7 apresenta uma grande dependência de todos os parâmetros, porém principalmente a corrente e quantidade de pulsos e força de recalque. Apesar das grandes interações entre variáveis, a seleção do trilho Premium, com parâmetros de soldagem com menor corrente de pulso e menor quantidade de pulsos e menor força de recalque, seria o ideal para reduzir a extensão da região de queda de dureza da ZAC.

$$Ext_{ZAC} = 14,6625 + 0,7375C + 0,7375N + 0,7625CN + 0,8625F - 1,0375CF - 1,3875NF + 0,1125R \quad (2.7)$$

A relação dos parâmetros de soldagem na resistência mecânica à tração de limite de escoamento (σ_y) e limite de resistência (σ_T) se mostrou com características a piorar

com o aumento da magnitude dos parâmetros, principalmente a corrente, quantidade de pulsos e força de recalque.

$$\sigma_y = 843,05 - 24,57C - 21,22F \quad (2.8)$$

$$\sigma_T = 1076,65 - 14,66C - 28,86N - 18,05F - 16,32CF \quad (2.9)$$

Bauri *et al.* [31] realizaram soldagem de topo por centelhamento variando os parâmetros de modo similar, variando os parâmetros de soldagem de trilhos *Premium* e *Super Premium*. Foram realizadas análises metalográficas e de propriedades mecânicas por mapeamento de dureza e ensaios de tração. O mapeamento de dureza dos trilhos *Premium* apresentou uma queda de dureza na região central da solda devido à presença de ferrita pró-eutetoide formada a partir da descarbonetação da superfície, provavelmente durante a etapa de centelhamento. Também é possível notar que a queda de dureza é maior, como observado nas Figuras 15-b e 15-d (condições com maior quantidade de energia).

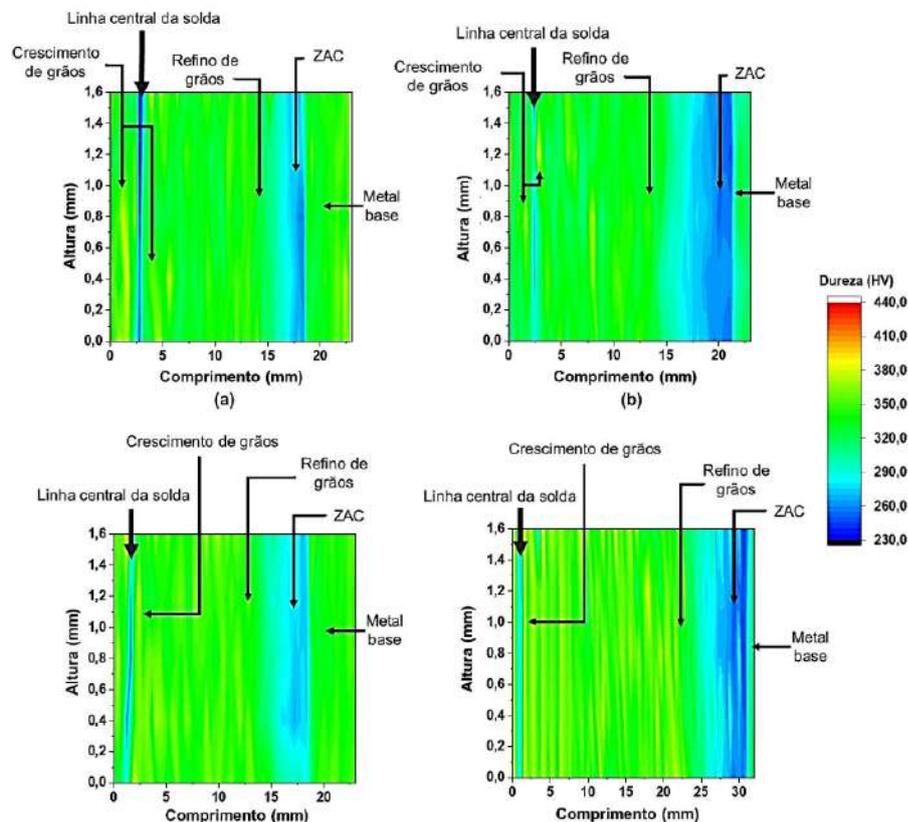


Figura 15: Mapas de dureza na ZAC de um trilho *Premium* [31].

Os mapas de dureza do trilho *Super Premium* não apresentaram linha central de menor dureza provavelmente devido ao maior carbono equivalente da liga (Figura 16), não chegando na composição hipo-eutetoide após a descarbonetação. Não obstante, houve queda de dureza acentuada, inclusive com magnitude próxima das dos trilhos *Premium*. Além disso, a extensão da região com menor dureza foi maior se comparado com os resultados dos trilhos *Premium*.

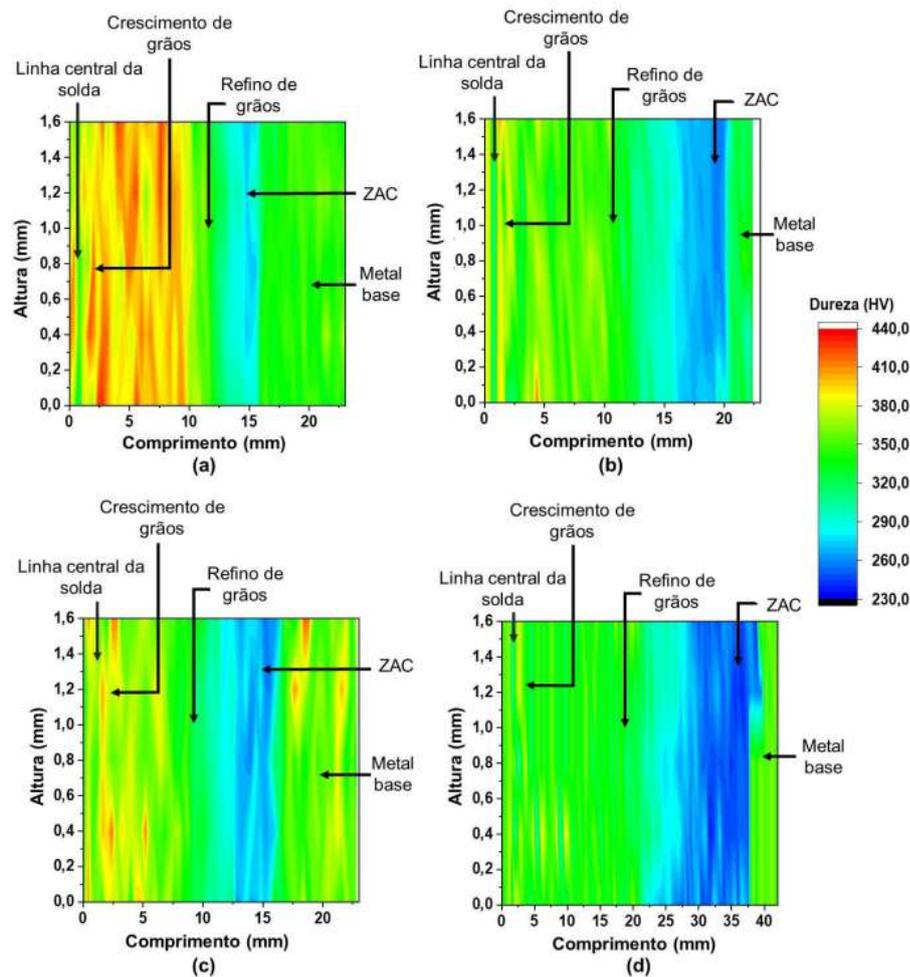


Figura 16: Mapas de dureza dna ZAC de um trilho *Super Premium* [31].

Os resultados dos ensaios de tração apresentaram, em sua maioria, dupla estricção na região com menor dureza e melhores propriedades mecânicas com menor extensão da ZAC. Além disso, a maioria das soldas dos trilhos *Super Premium* fraturaram de modo frágil (exceto a condição da Figura 16-d), enquanto a maioria dos trilhos *Premium* fraturou de modo dúctil.

Com base na Figura 16 nota-se que, similar à equação 2.6, trilhos com maior carbono equivalente exibiram tamanho de região de queda de dureza na ZAC.

As regressões múltiplas apresentaram as relações do tamanho de colônias de per-lita na região de crescimento de grão (PC), espaçamento interlamelar e na região de crescimento de grãos (EI_{CG} e EI_{RG}), representados pelas equações 2.10, 2.11 e 2.12, respectivamente.

$$PC = 20,82 + 1,31N \quad (2.10)$$

$$EI_{CG} = 0,11 + 0,004C + 0,004F + 0,02C_{eq}^2 + 0,003FN + 0,003NC_{eq} \quad (2.11)$$

$$EI_{RG} = 0,17 - 0,01C + 0,04C_{eq} + 0,29CN + 0,01CF + 0,01NF - 0,28FC_{eq} \quad (2.12)$$

2.3 Tensão residual e simulação numérica

As tensões residuais são o conjunto de tensões, de tração e/ou de compressão, presentes no interior do material sem a necessidade da presença de esforços externos. A resultante das tensões internas deve ser igual a zero, porém uma peça pode conter gradientes de tensões. Estas tensões presentes podem intensificar fatores externos, apresentando a soma dos esforços externos em conjunto com os esforços internos [57].

As tensões residuais podem ser inseridas tanto por processos conformação a frio, esforços de flexão, tensões térmicas, transformações de fase heterogêneas, etc. Podem-se dividir em três tipos de tensões [57]:

- Tipo I, classificadas como as macro tensões residuais que atuam em dimensões maiores do que os grãos do material.
- Tipo II, classificadas como as micro tensões presentes nos contornos de grãos ou tensões presentes na ordem de grandeza de microns (μm). Este tipo de tensões podem ser originadas a partir de diferença de orientação cristalográfica ou a partir de transformações de fases.
- Tipo III, classificadas como sub-micro tensões e atua na escala atômica.

2.3.1 Técnicas de medição de tensão residual

Existem pelo menos três métodos de medição das tensões residuais: método do furo (regido pela norma ASTM E837 [58]), da difração de raios X e do corte (sugerido pela norma AREMA [13]).

O método do furo é um processo destrutivo em que é realizado, como o nome já menciona, um furo na superfície com a presença de uma roseta de extensômetros (*strain-gages*), vide Figura 17-a. Com a retirada de material pela furação, as tensões residuais deformam o material, revelando a sua intensidade registrada pelos extensômetros (Figura 17-b). Um dos problemas deste método é que somente revela as tensões principais presentes nos sentidos paralelos ao plano da superfície analisada [59].

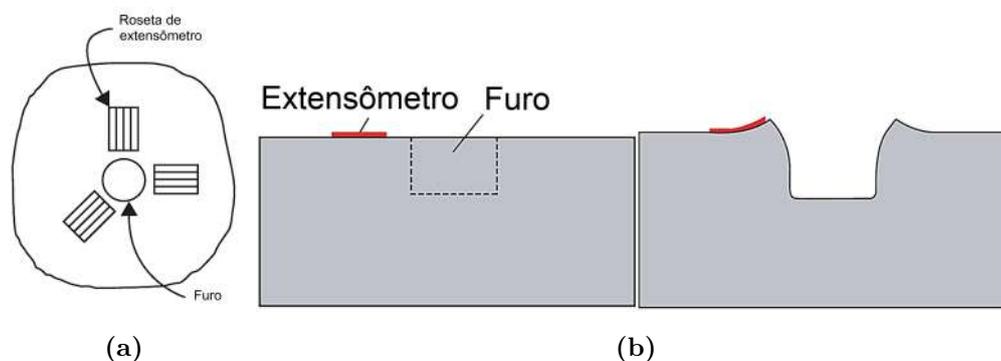


Figura 17: Representação esquemática da posição do extensômetro para a medição de tensões de tensão residual (a) [59]. Representação esquemática das reações ocorridas no metal após a realização do furo (b) [59].

O método por difração (raios X ou difração de neutrons) mede a distância interplana de uma determinada família de planos cristalinos, que pode determinar a intensidade e direções que as tensões estão atuando diretamente no reticulado cristalino (Figura 18). Segundo Schajer [59], este método é capaz também de medir os tipos de tensões II e III, além das tensões do tipo I. Não obstante, a profundidade de penetração, no caso de difração de raios X, normalmente é baixa, atingindo alguns microns (μm) de profundidade [60].

A partir do método de difração de raios X, algumas empresas criaram produtos que minimizam a dificuldade dimensional. Para evitar a secção de peças e, conseqüentemente, evitar aliviar as tensões presentes ou para atuar como método não destrutivo, a empresa VAS Tecnologia Industrial® desenvolveu um analisador de tensões residuais portátil, como é o modelo MICRO-X360s. Este modelo consiste em duas peças, conectadas a um computador que adquire valores de tensões residuais em questão de poucos minutos [62].

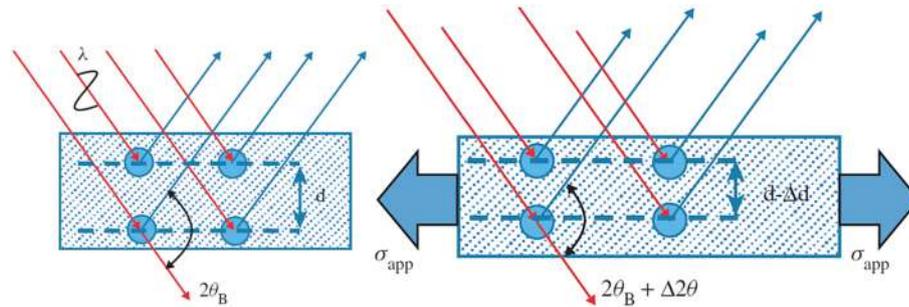


Figura 18: Representação esquemática do efeito das tensões residuais no reticulado cristalino e as consequências na difração de raios X [61].

O método do corte, recomendado pela AREMA [13], consiste em remoção de material por serra (*saw cut*) de 0,40 m (16") na região central de uma amostra de trilho, com pelo menos 0,61 m (24"), conforme ilustrado na Figura 19. Imediatamente após o corte a distância entre os dois pontos indicados na Figura 19 (um no boleto e outro no patim) deve ser medida e não pode exceder 3,75 mm diferente da medida anterior ao corte. Caso este critério não seja atendido, o trilho deverá ser rejeitado. Vale resaltar que este método é apenas um critério de aceitação de trilho de acordo com as suas tensões residuais de tração na alma e não com o objetivo medição quantitativa dessas tensões.

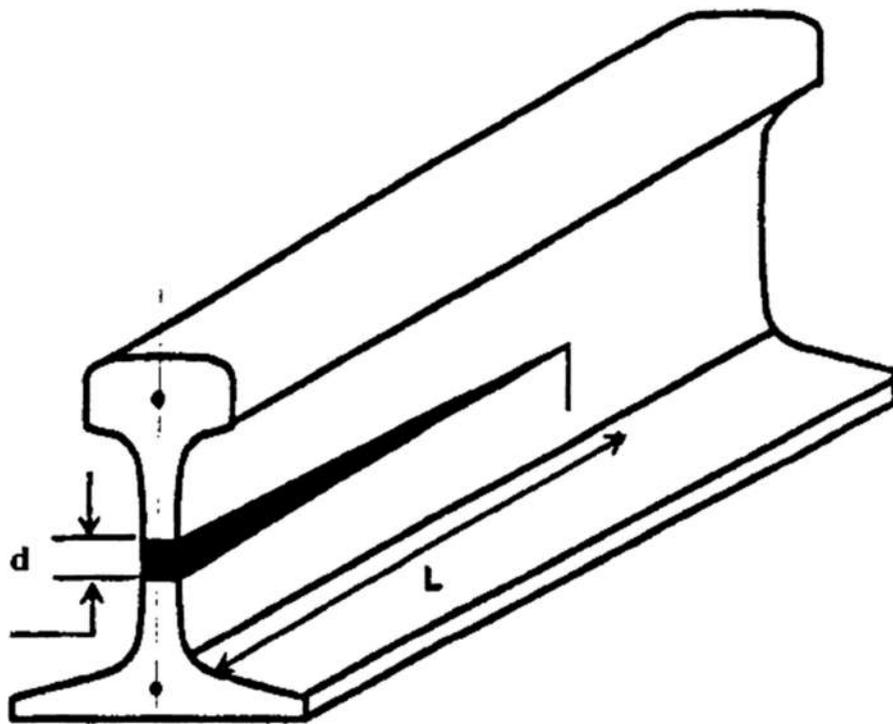


Figura 19: Teste de tensões residuais que estão na norma da AREMA capítulo 4 [13].

2.3.2 Simulação de tensões residuais de soldagem de topo por centelhamento de trilhos

Os estudos realizados por Haibatollahi e Tehrani [63] apresentaram simulações de tensões residuais por elementos finitos realizados pelo software *Ansys®*. Em suas simulações, não foram consideradas as transformações de fases, sendo as tensões residuais somente calculadas a partir de dilatação térmica durante os ciclos térmicos do processo de soldagem. O material analisado nas simulações foi um aço AISI 1080, pois os autores o consideraram um material similar ao trilho. Os parâmetros térmicos e mecânicos do material utilizado foram obtidos a partir de referências [64–66].

As Figuras 20-a e 20-b apresentam as distribuições de tensões residuais nos eixos z (sentido horizontal ao longo do trilho) e y (sentido vertical), respectivamente. Os resultados mostraram, principalmente, que há tensão residual de tração no sentido vertical localizado principalmente na região da alma do trilho. A comparação das tensões residuais simuladas e experimentais (Figura 20-c), obtidas através do método do furo cego, mostraram que as simulações foram muito próximas dos valores reais [63].

Simulações das tensões residuais causadas pelo processo de soldagem por centelhamento também foram realizadas por Cal *et al.* [50], considerando a influência das transformações de fases durante o processo. A fonte de calor utilizada foi de 105 J/s durante 5 segundos. O diagrama CCT utilizado foi a partir de uma liga U75MnV. As medidas de tensão residual pelo método do furo em comparação com a simulação com e sem as transformações de fases (Figura 21) mostraram que há grande influência no resultado final e que o modelo com as transformações de fases apresenta maior aproximação com os valores obtidos experimentalmente. Não obstante, o modelo utilizado previu que o centro da junta soldada apresentou 100% de martensita e que entre 10 mm e 12 mm há 70% de martensita e 30% de perlita, porém estes resultados não representam os dados observados experimentalmente e pela literatura [30, 33].

Outro estudo, também utilizando o software JWRIAN, foi realizado por Ma *et al.* [51] utilizando os mesmos parâmetros de material (U75MnV) do artigo de Cai *et al.* [50], porém alterando algumas condições de contorno. Os resultados mostrados das tensões residuais das simulações realizadas por Ma *et al.* [51] estão mostrados na Figura 22 nas três direções principais divididas entre o caso A (sem considerar as transformações de fase) e o caso B (considerando as transformações de fase). Obvia-

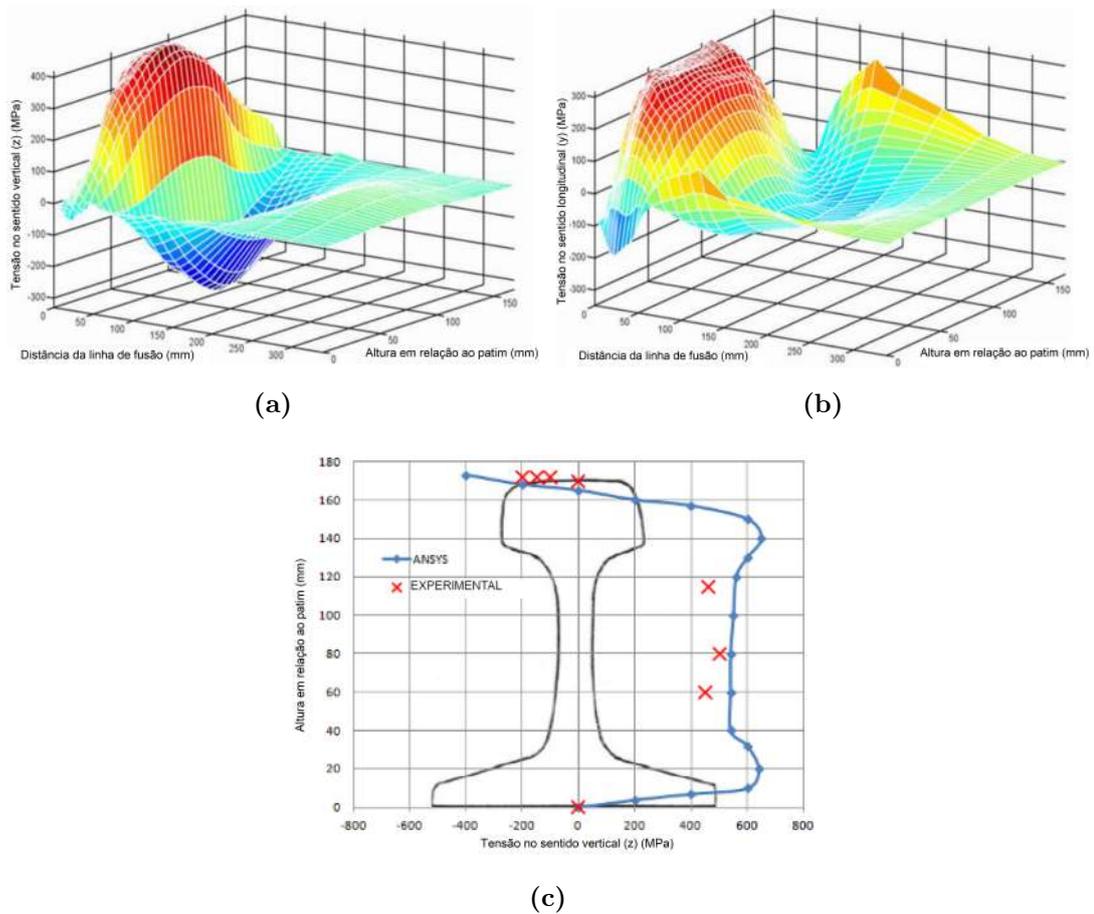


Figura 20: Distribuições de tensões residuais ao longo do trilho no sentido horizontal ao longo do trilho (a) e sentido vertical (b). Comparação dos resultados experimentais com os valores calculados na simulação numérica (c) [63].

mente, há uma diferença considerando as transformações de fase, considerando que o modelo adaptado mostrou a formação de martensita, que insere alta alteração devido à expansão durante sua transformação [67]. No entanto, os autores afirmaram que houve um aumento na precisão das tensões residuais em comparação com os dados experimentais obtidos através do método do furo cego.

Com o objetivo de diminuir as tensões residuais (principalmente de tração) no processo de soldagem, Tawfik, Mutton e Chiu [54] apresentaram um tratamento térmico de aquecimento na região do patim por queimadores a gás em alta pressão durante 300 segundos após o recalque. Foram realizadas 10 soldagens por centelhamento (*Flash-butt*) com tensão de (6-7) V e potência de 300 kW. As simulações foram realizadas pelo software ABAQUS® Standard. Os parâmetros utilizados na simulação foram de convecção de 6 W/m^2 , emissão de radiação de 0,9, constante de Boltzmann de $5,66997 \cdot 10^{-8} \text{ W/m}^2 \cdot \text{k}^4$

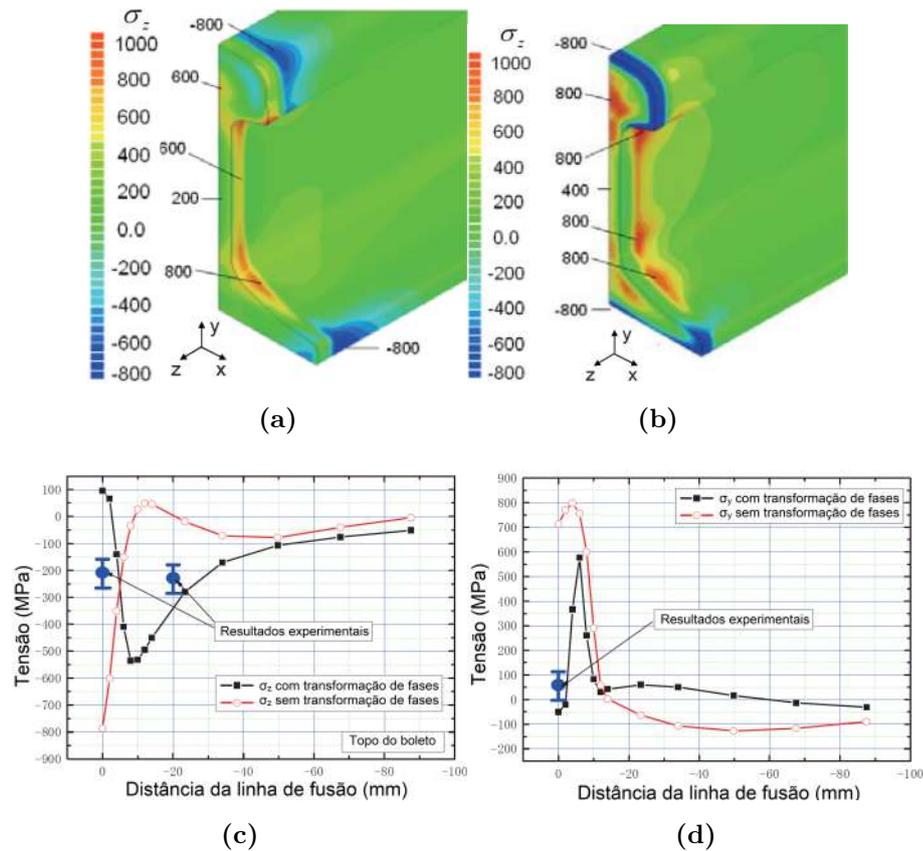


Figura 21: Distribuição de tensões residuais no sentido longitudinal (z) sem considerar as transformações de fases (a) e considerando as transformações de fases (b). Tensões residuais no sentido longitudinal z (c) e no sentido vertical y (d) considerando e não considerando as transformações de fases, em comparação com os resultados experimentais [50].

e a energia de tratamento térmico dos queimadores foram simbolizada como 120000 W/m^2 .

O modelo considerou o efeito da temperatura de recozimento (*temperature-anneal effect*), $T_\alpha = 650 \text{ }^\circ\text{C}$, em que o material perde a "memória de encruamento" acima desta temperatura e quando o material fica abaixo de T_α novamente, o registro de tensões são registradas novamente. Porém, os autores citaram esta temperatura do artigo de Ringsberg e Lindbäck [68], que atribui que a temperatura de transformação da austenita para perlita de aço de trilho grau 900A ocorre entre $650 \text{ }^\circ\text{C}$ e $600 \text{ }^\circ\text{C}$ sob resfriamento de $0,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

O conceito de temperatura de recozimento pode ser descrito na equação 2.13 (Função de Zener-Wert-Avrami [69]), que relaciona a tensão residual na temperatura calculada (σ^{tr}) sobre a tensão residual em função do tempo de recozimento (t_α).

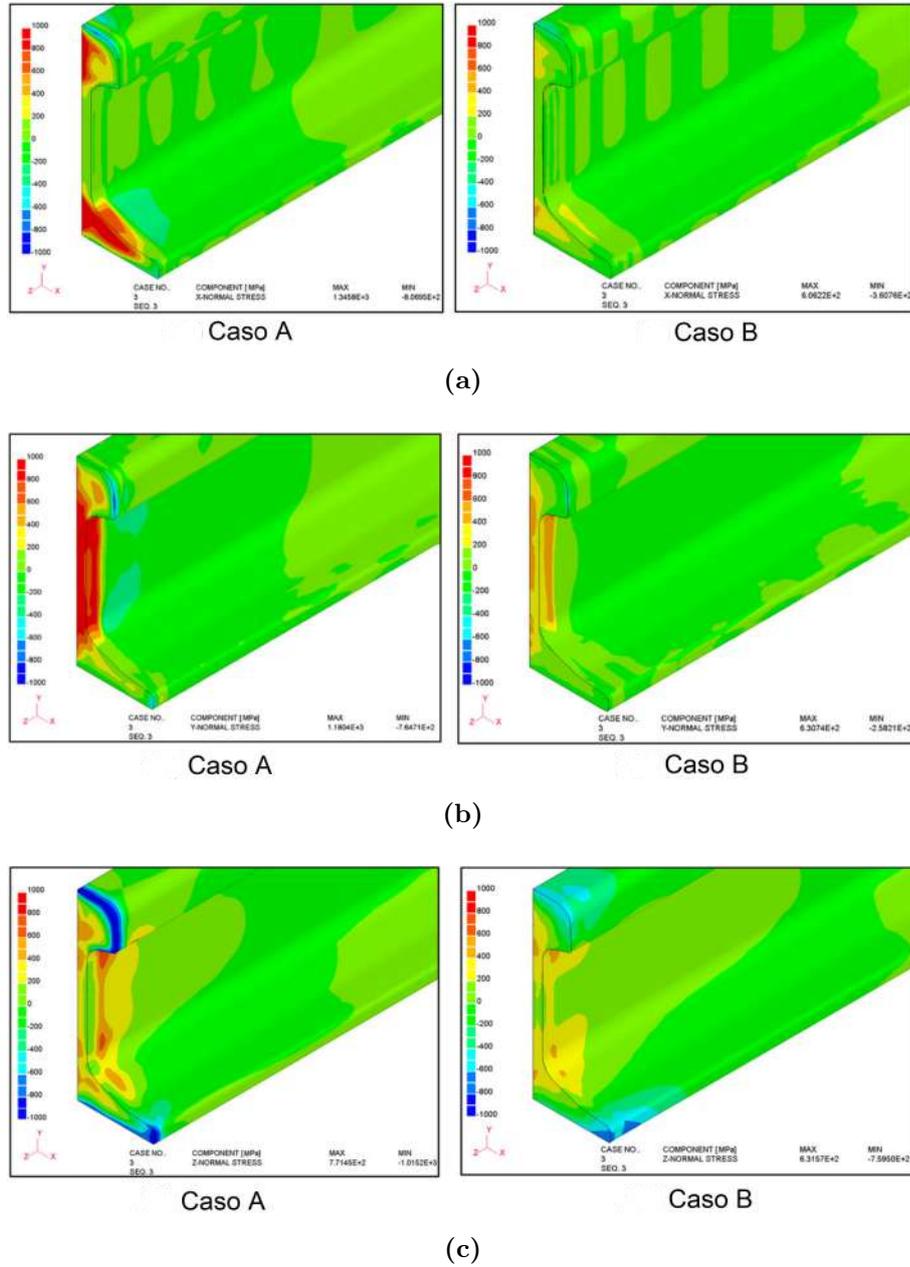


Figura 22: Resultados da simulação numérica das tensões residuais nas direções: (a) transversal - x, (b) vertical - y e (c) horizontal - z; em caso A (sem considerar transformações de fase) e caso B (considerando transformações de fases) [51].

$$\frac{\sigma^{tr}}{\sigma_0^{tr}} = \exp[-(At_a)^m] \quad (2.13)$$

Em que m é um termo dependente do mecanismo de relaxação do recozimento e A é descrito a partir da equação 2.14.

$$A = B \exp\left(-\frac{\Delta H}{kT_a}\right) \quad (2.14)$$

Em que ΔH é a entalpia de ativação do processo de relaxação, k é a constante de Boltzmann e B é uma constante do material.

Geralmente a temperatura de recozimento apresenta magnitude de aproximadamente $0,5 T_m$ (K), sendo T_m considerado ou a temperatura de fusão ou a temperatura solidus do material. Para o aço SAE 1045 a temperatura T_a está em torno de $600\text{ }^\circ\text{C}$, em que, segundo a equação 2.13, pode ocorrer relaxação com temperaturas menores com maior tempo, porém a relaxação é muito grande quando ocorrida na temperatura T_a [69].

Os resultados de Tawfik, Mutton e Chiu [54] sobre o tratamento térmico de aquecimento na região do patim estão apresentados na Figura 23, mostram que de fato houve diminuição dos valores de tensão residual até 25% no sentido vertical e 46% no sentido horizontal, se comparados com o maior valor. Os autores concluíram que este tratamento térmico reduz o risco de falha por tensão residual logo após o processo de soldagem e que é necessário para diminuir o risco de fadiga na solda [54].

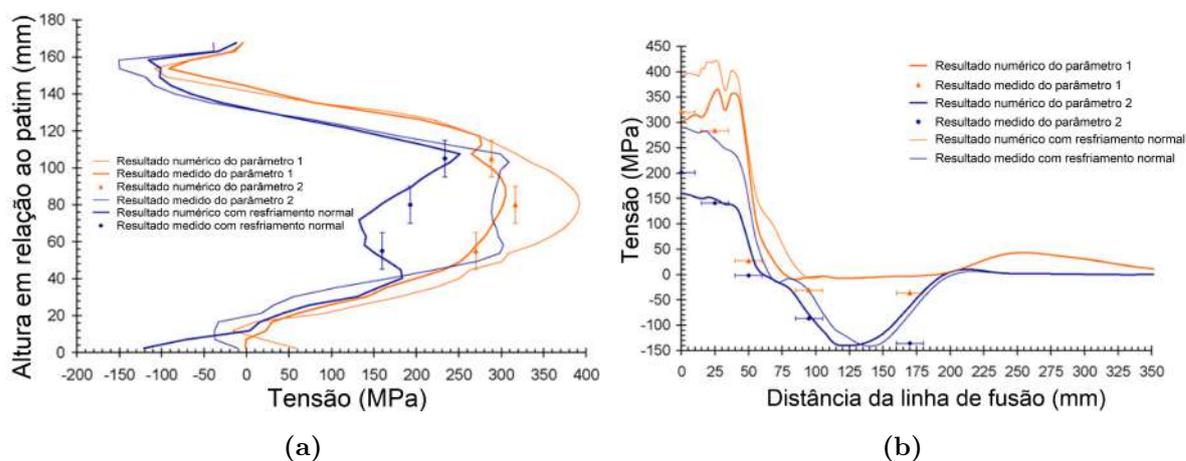


Figura 23: Resultado da distribuição de tensões residuais considerando tratamento pós-térmico de aquecimento no patim após o upset da soldagem de topo por centelhamento [54].

Os mesmos autores do tratamento térmico pós-soldagem anterior apresentaram outra solução para a diminuição das tensões residuais aplicando resfriamento por ventilação forçada direcionada na região do patim [54]. As simulações foram realizadas com o software ABAQUS® das transformações de fases obtidas de um diagrama CCT para um material similar publicado em outra fonte. Os resultados (Figura 24) mostraram que as tensões residuais no sentido vertical foram drasticamente afetadas, apresentando redução de até 65% em comparação com o resfriamento não forçado [55, 56].

Resultados experimentais de Mansouri e Monshi [28] mostraram que o calor gerado

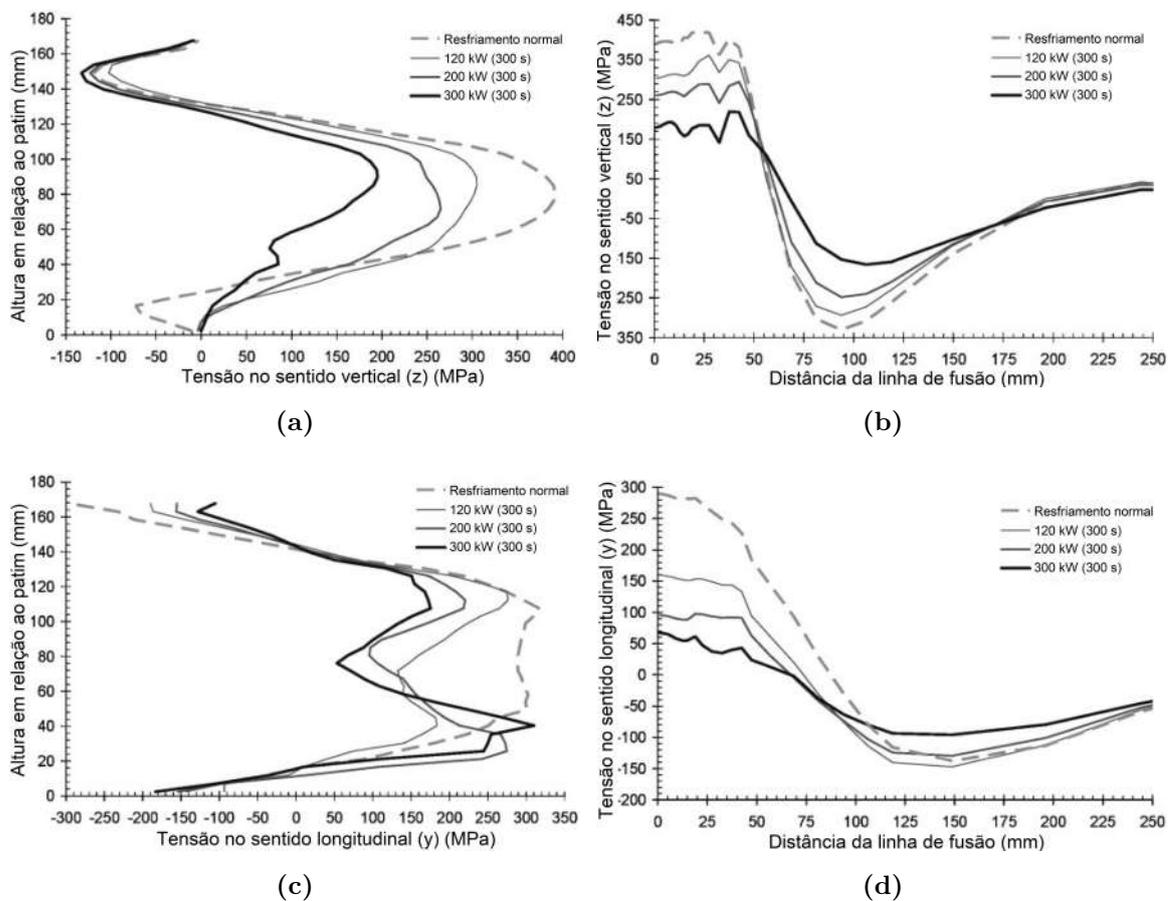


Figura 24: Resultado da distribuição de tensões residuais considerando tratamento pós-térmico de resfriamento forçado no patim após o upset da soldagem de topo por centelhamento [55].

(densidade de corrente) pelo processo de soldagem de topo por centelhamento de trilhos ferroviários é maior na região da alma do que no patim e no boleto. Este fator gera uma zona afetada pelo calor com interface não retilínea.

Porcaro *et al.* [70, 71] realizaram simulações por elementos finitos de soldagem de trilhos ferroviários pelo software Ansys® sem considerar as transformações de fases, pois, segundo os autores, não há a presença de microestrutura diferente da perlita. As simulações também consideraram as diferenças de calor gerado no boleto, patim e alma, de acordo com o artigo de Mansouri e Monshi [28]. Os resultados mostraram que as dimensões da zona afetada pelo calor em função da altura vertical do trilho (simetricamente conforme a região central da solda) corresponde ao simulado no modelo de elementos finitos, possuindo interface com menor comprimento nas regiões do boleto e patim e maiores na região da alma.

2.3.3 Parâmetros do material dependentes da temperatura

Um dos maiores desafios para as simulações de elementos finitos é obter e/ou estimar as propriedades do material. As simulações são frequentemente realizadas para observar as respostas mecânicas de geometrias complexas, pelo que são utilizadas propriedades a uma única temperatura.

No entanto, em condições de soldagem e tratamento térmico, existe uma grande variação de temperatura e, conseqüentemente, uma variação nas propriedades termo-dependentes. As principais propriedades físicas e mecânicas dependentes da temperatura são o limite de escoamento, o módulo de Young, a condutividade térmica, o coeficiente de expansão térmica e o calor específico.

Outras propriedades termicamente dependentes que podem ser estimadas e/ou obtidas para as simulações são a densidade, o coeficiente de encruamento, o coeficiente de Poisson e os parâmetros de transformação de fase.

2.3.3.1 Calor específico

Para calcular o calor específico, é possível utilizar as equações termodinâmicas de acordo com as equações 2.15 e 2.16 [72].

$$H = G - T \left(\frac{\partial G}{\partial T} \right)_P \quad (2.15)$$

$$C_p = -T \left(\frac{\partial^2 G}{\partial T^2} \right)_P \quad (2.16)$$

em que G é a energia livre de Gibbs do sistema. Assim, pode-se calcular G de acordo com a proporção das fases e a sua respectiva energia Gibbs, de acordo com a equação 2.17.

$$G = \sum f^\phi G^\phi \quad (2.17)$$

onde f é a fração da fase ϕ é a fase e G^ϕ é a energia livre de Gibbs da respectiva fase. A equação 2.17 pode ser descrita para o aço-carbono de trilhos conforme a equação 2.18.

$$G = f^L G^L + f^\alpha G^\alpha + f^\gamma G^\gamma + f^{Fe_3C} G^{Fe_3C} \quad (2.18)$$

Estas equações podem ser respondidas com dados termodinâmicos encontrados em várias referências [72, 73]. Estes dados podem ser calculados usando a base de dados

Calphad®), utilizando software como Thermocalc®).

2.3.3.2 Densidade e coeficiente de expansão térmica

Antes de calcular a expansão térmica, é primeiro necessário compreender as diferentes alterações de densidade em função das fases presentes e também em função da composição química.

A densidade, ρ , depende tanto da temperatura como das fases, como é possível notar nas equações 2.19, 2.20 e 2.21, que correspondem à variação da densidade de ferrita, austenita e cementita (Fe_3C), respectivamente.

$$\rho_{Fe}^{\alpha} = 7875.96 - 0.297T - 5.62 \cdot 10^{-5}T^2 \quad (2.19)$$

$$\rho_{Fe}^{\gamma} = 8099.79 - 0.506T \quad (2.20)$$

$$\rho^{Fe_3C} = 7686.45 - 0.0663T - 3.12 \cdot 10^{-4}T^2 \quad (2.21)$$

Embora existam modelos que extrapolam os efeitos em diferentes funções, é possível utilizar o método da base de dados termodinâmica CALPHAD para determinar diferentes parâmetros em função da temperatura, tais como a densidade.

Para determinar o coeficiente de expansão térmica (α), é possível utilizar a relação apresentada na equação 2.22.

$$\rho_T = \frac{\rho_{25^{\circ}C}}{[1 + \alpha(T - 25^{\circ}C)]^3} \quad (2.22)$$

Em que ρ_T é a densidade do material à temperatura de T , $\rho_{25^{\circ}C}$ é a densidade do material à temperatura de $25^{\circ}C$ e α é o coeficiente de expansão térmica.

Assim, é possível utilizar os dados da base de dados CALPHAD utilizando o software Thermocalc® para estimar o coeficiente de dilatação térmica linear.

2.4 Fadiga de contato de rolamento de trilhos

O desgaste por FCR em trilhos é um dos principais problemas enfrentados pela indústria ferroviária. No intervalo entre 1995 e 2002 cerca de 122 descarrilamentos ocorreram no Reino Unido devido ao FCR (casos confirmados) e aproximadamente 160 outros

descarrilamentos ocorreram sob influência/contribuição de FCR (casos não confirmados, porém suspeitos) [74].

De modo geral, os tipos de desgaste no sistema roda/trilho aparecem em três modos:

- Tipo I: também conhecido como regime de desgaste moderado, apresenta superfície de desgaste menos rugoso do que a rugosidade original, com um mínimo de deformação plástica e debris óxidos [75].
- Tipo II: Também conhecido como regime de desgaste severo, apresenta superfície mais rugosa do que o original, alta deformação plástica superficial e debris metálicos [75].
- Tipo III: Também conhecido como regime de desgaste catastrófico, apresenta características semelhantes ao tipo II, porém com taxa de desgaste cerca de uma ordem de grandeza superior e rugosidade superior devido à alta taxa de lascamento por FCR. Segundo Danks e Clayton [76], este tipo de desgaste ocorre para escorregamentos entre 25% e 35%.

A Figura 25 mostra uma representação esquemática dos regimes de desgaste comumente observadas no sistema roda e trilho.

2.4.1 Nucleação e propagação de fadiga de contato de rolamento

Nos primeiros estágios da fadiga de contato de rolamento de trilhos, as trincas nucleiam a partir de acumulação de deformação plástica devido a diversos esforços entre o contato da roda e trilho. Esta primeira etapa de nucleação apresenta comportamento típico de trincas curtas, que diminui durante a sua propagação [14].

A fadiga de contato de rolamento é altamente influenciada pela tensão de cisalhamento que causa movimentação de discordâncias e, conseqüentemente, deformação plástica, principalmente superficialmente. O encruamento nos grãos superficiais e direcionamento preferencial na direção de deslizamento pode gerar uma nucleação de trinca de fadiga [78].

Para acompanhar melhor o processo de propagação das trincas de fadiga, devemos nos lembrar das solicitações mecânicas que a ponta da trinca está sendo submetida.

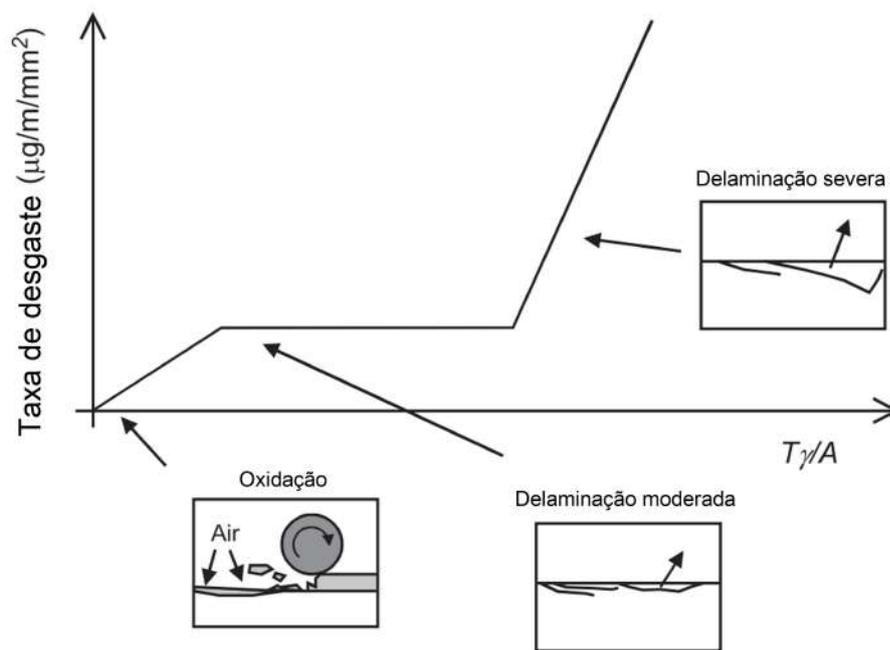


Figura 25: Representação esquemática dos regimes/tipos de desgaste observados no sistema roda e trilho ferroviário [77].

Basicamente existem três modos de solicitações possíveis que estão apresentados na Figura 26 de acordo com a norma ASTM E1823 [79]. Um material pode estar solicitado em mais do que um modo de deformação ao mesmo tempo, porém o mais comum é o modo I, que representa a tração pura.

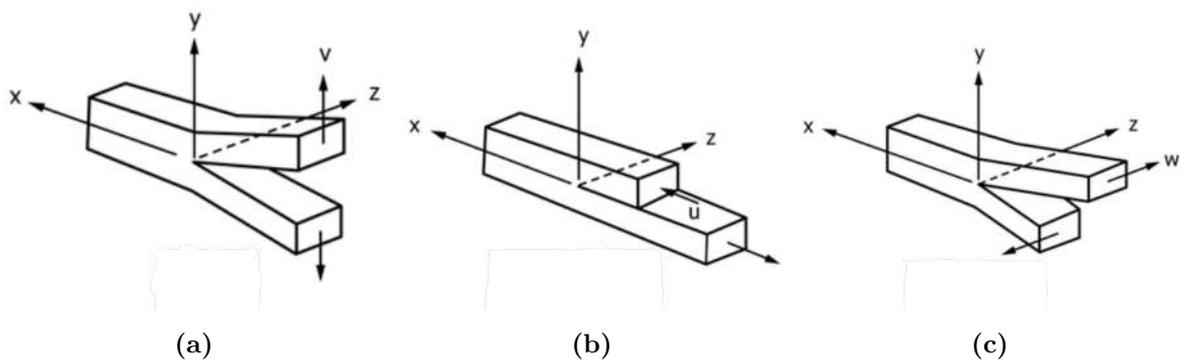


Figura 26: Modos possíveis de solicitação mecânica que podem estar atuando na ponta da trinca [79]: (a) abertura vertical, (b) deslizamento horizontal e (c) deslizamento lateral.

As respostas do material ao esforço cíclico podem ser resumidas pelo "mapa de *shakedown*", apresentado na Figura 27, que relaciona o fator de carga pelo coeficiente de atrito. O fator de carga pode ser descrito por p_o/k (somente considerando o eixo vertical de aplicação da tensão normal de contato), em que p_o é a pressão máxima de

Hertz (equação 2.2) e k é o limite de escoamento ao cisalhamento do material.

Com a aplicação de tensões de contato baixas, o material irá se comportar no regime elástico. Não obstante, com tensões ligeiramente maiores, pode ocorrer uma resposta inicialmente plástica, porém após alguns ciclos de estabilização o regime volta ao regime elástico (*elastic shakedown*). Maiores níveis de tensão causam um regime de deformações plásticas ciclo após ciclo (*plastic shakedown*). Maiores valores de coeficientes de atrito e níveis de tensão geram maior acúmulo de deformação plástica ocorrendo a ruptura do material e promovendo o lascamento com marcas de catraca, que consiste na formação dos primeiros debris resultantes da fadiga de contato de rolamento [14].

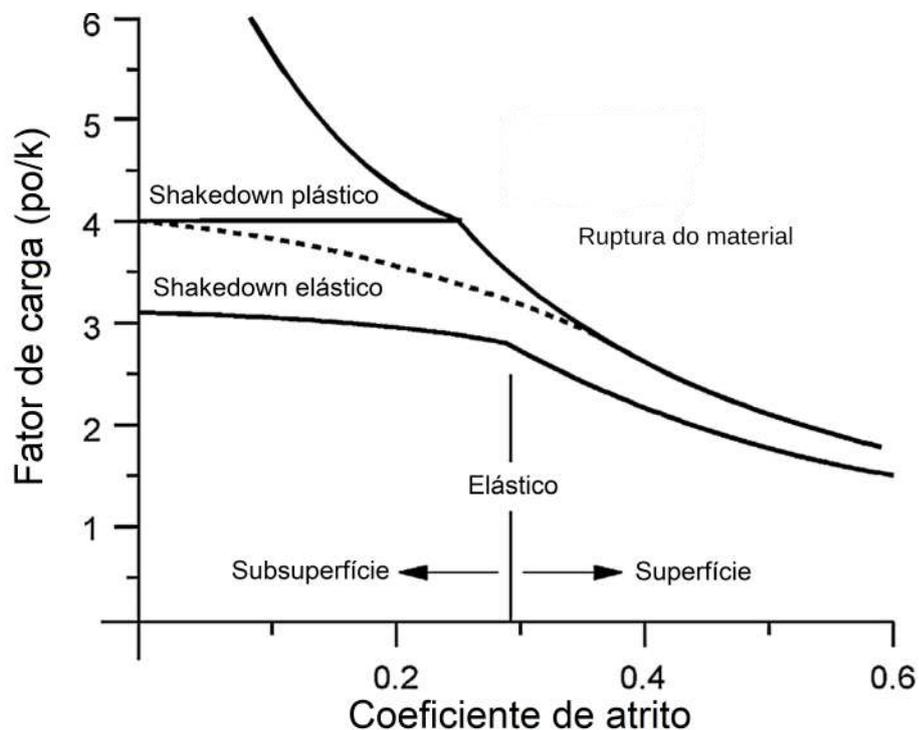


Figura 27: Fator de carga pelo coeficiente de atrito explicitando o comportamento de *Shakedown* durante fadiga de contato de rolamento [80].

Conforme há o contato entre roda e trilho, os mecanismos de deformação plástica, desgaste convencional e por FCR competem entre si. Por conta da baixa velocidade de propagação, o desgaste natural do trilho pode retirar as trincas antes de avançar para o próximo estágio. Portanto existe uma taxa de desgaste "ideal", em que a velocidade de propagação da trinca de FCR é "igual" à velocidade de retirada de material por desgaste, tendo em vista que um trilho desgastado é mais fácil de reparar do que uma eventual propagação catastrófica do trilho que pode gerar o descarrilamento da composição e gerar prejuízos econômicos, sociais e ambientais [81].

2.4.2 Ensaios de fadiga de contato

Um dos ensaios mais comuns para simulação dos efeitos de fadiga de contato com rolamento no caso de contato roda trilho é o ensaio de disco contra disco (também conhecido como: *rolling/sliding test*). O ensaio é composto por dois discos em contato com uma carga, que são rotacionados de forma a ter rolamento entre eles, conforme ilustrado na Figura 28. Na tentativa de simular os acontecimentos reais de trilhos de trem, é possível rotacionar os discos com velocidades diferentes, causando um pequeno escorregamento e, conseqüentemente, apresentando atrito.

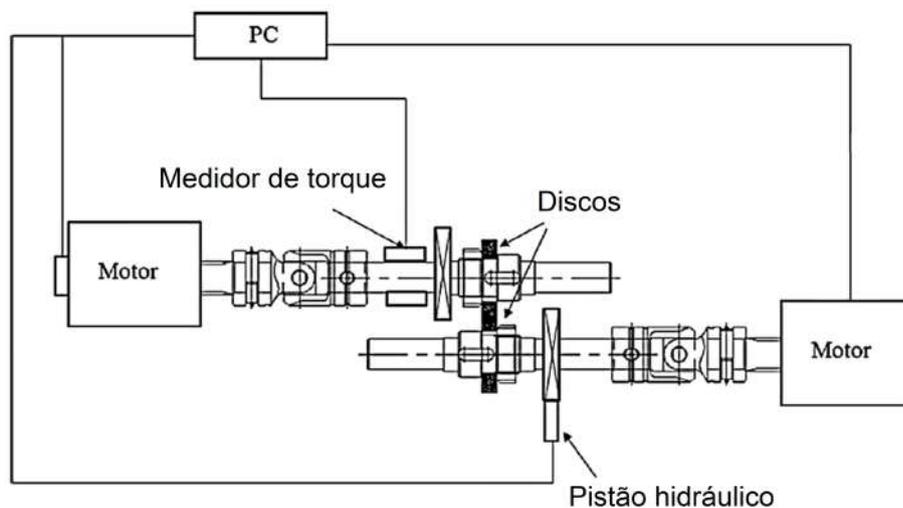


Figura 28: Representação esquemática de um ensaio de fadiga de contato de rolamento por disco contra disco [82].

Diversos trabalhos de ensaios disco contra disco foram publicados para identificar o comportamento de fadiga de contato de rolamento entre roda/trilho e os parâmetros utilizados de alguns destes trabalhos estão mostrados na Tabela 5. Nota-se que a maioria utiliza rotação muito próxima de 500 rpm, porém com diferentes cargas, tempo de ensaio e condição de parada.

Fletcher e Beynon [90] realizaram um estudo de fadiga de contato simulando a interação roda-trilho com uma pressão máxima de 1500 MPa e 1% de escorregamento e foi verificado uma relação de comprimento e profundidade entre as trincas de acordo com o número de ciclos. Os resultados mostraram que as trincas seguiram a tendência das equações 2.23 e 2.24 conforme o comprimento e profundidade das trincas, respectivamente. Seus resultados também mostraram que as trincas presentes tinham valores muito próximos e que o comprimento e a profundidade das trincas aumentaram entre 10000

Tabela 5: Compilação de parâmetros de ensaios de disco contra disco utilizados em estudos realizados em aços de trilhos e rodas ferroviárias.

Carga	Rotação (<i>rpm</i>)	Escorregamento (%)	Critério de parada	Ref.
900 <i>MPa</i>	500	0,0	Máximo de $2 \cdot 10^5$ ciclos. Parada a cada 10^4 ciclos.	[82]
1100 <i>MPa</i>		0,1		
1300 <i>MPa</i>		0,5		
1500 <i>MPa</i>		1,0		
		1,5		
6000 <i>N</i>	500	0,0	30000 ciclos.	[83]
1200 <i>N</i>		0,5	60000 ciclos.	
		1,0	120000 ciclos.	
500 <i>MPa</i>	Não menciona	3,0	$60 \cdot 10^3$ ciclos.	[84]
1300 <i>MPa</i>		10,0	Parada a cada 10^4 ciclos.	
1100 <i>MPa</i>	500	1,0	Máximo de $1 \cdot 10^6$ ciclos. Parada a cada $2 \cdot 10^5$ ciclos a partir de $5 \cdot 10^5$ ciclos.	[85]
312 <i>N/mm²</i>	200	10,0	1 hora de ensaio.	[86]
492 <i>N/mm²</i>	400			
696 <i>N/mm²</i>				
750 <i>MPa</i>	400	2,0	Paradas nos ciclos: 10000, 25000, 50000 e 100000.	[87]
750 <i>N</i> - 1,5 <i>GPa</i>	13,4 <i>m/s</i>	0,0	Ao longo ensaios foram parados para aquisição de dados de difração de raios X e perda de massa.	[88]
900 <i>MPa</i>	-	5,0	Qualquer evidência de FCR encerra o ensaio e os ciclos contados. Parada a cada 10.000 ciclos para exame visual.	[89]

e 15000 ciclos, permanecendo constante a partir desse número de ciclos, provavelmente devido ao processo de lascamento.

$$Length = 1000 \cdot \left(1 - e^{-\frac{N_R}{8000}}\right) \quad (2.23)$$

$$Depth = 43 \cdot \left(1 - e^{-\frac{N_R}{4000}}\right) \quad (2.24)$$

Seo et al. [85] realizaram experimentos de fadiga de contato disco contra disco

de aços de trilhos e rodas ferroviárias com e sem lubrificação. Um jato de ar forçado direcionado nas superfícies em contato foi aplicado no caso dos ensaios a seco e água foi constantemente gotejada nas superfícies em contato no caso dos ensaios com lubrificação. No caso sem lubrificação, os resultados obtidos foram similares aos resultados de Fletcher e Beynon [90], sendo que as trincas progrediam até um ponto que se estabilizaram. Porém nos ensaios com lubrificação ocorreu a continuação da propagação das trincas de fadiga devido à pressão hidrostática.

2.4.3 Efeito de diferentes microestruturas na resistência à FCR

A história dos trilhos e a fadiga de contato (FCR) estão intrinsecamente conectados devido aos esforços realizados entre o contato roda e trilho. A Figura 29 mostra a evolução histórica considerando a microestrutura do aço para trilhos e o modo de falha mais comum. Os aços da década de 60 apresentavam composição química hipo-eutetoide (microestrutura composta por ferrita pró-eutetoide com perlita), sendo que os principais modos de falhas eram por desgaste e FCR. Com o desenvolvimento de novos aços para trilhos, foi desenvolvido um aço de composição química eutetoide (microestrutura completamente perlítica) que aumentou a resistência à FCR, porém o principal modo de falha era por desgaste. Os aços contemporâneos geralmente apresentam composição química hiper-eutetoide, porém com tratamento térmico de resfriamento acelerado para que a microestrutura seja composta somente por perlita fina. Estes aços aumentaram consideravelmente a dureza, porém o principal modo de falha é por FCR [91].

Segundo Ordóñez Olivares *et al.* [91], a presença de cementita pró-eutetoide é a fase que apresenta a maior degradação na resistência à FCR. Foram estudados cinco trilhos com composições químicas/microestruturas diferentes, sendo estes tratados termicamente para otimização microestrutural.

Diferentes microconstituintes presentes na microestrutura perlítica e alterações microestruturais em trilhos da ferrovia podem apresentar queda acentuada na resistência ao FCR. Os principais fatores que afetam a resistência ao FCR são:

- Presença de cementita pró-eutetoide [91];
- Presença de ferrita pró-eutetoide [92];

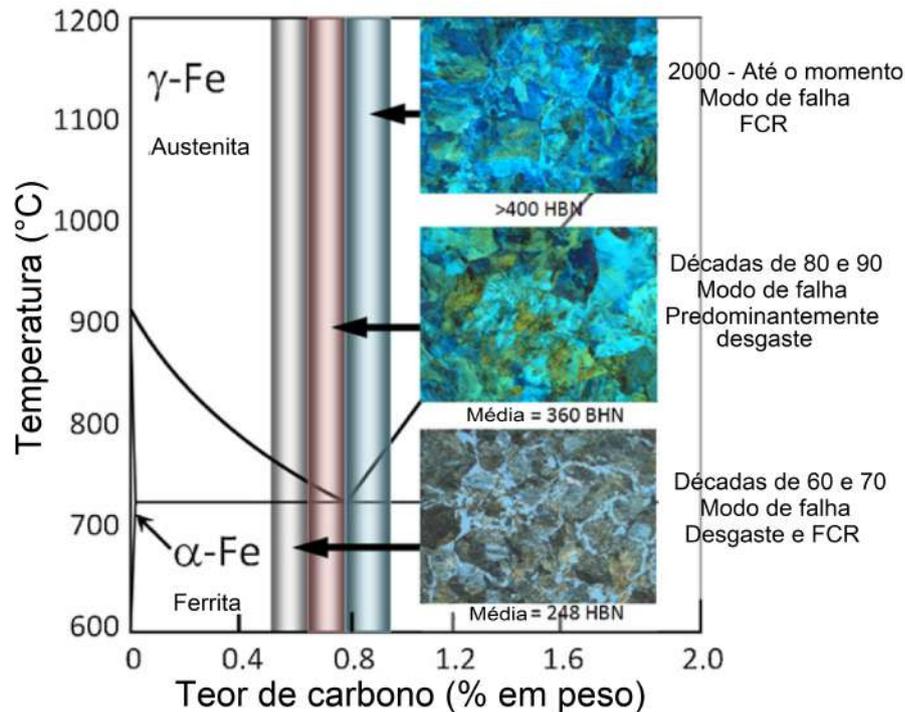


Figura 29: Histórico das microestruturas dos trilhos de carga pesada nos últimos 50 anos [91].

- Presença de inclusões não metálicas (principalmente sulfeto de manganês na zona de deformação plástica) [92];
- Aumento de tamanho de grão austenítico prévio [93];
- Aumento de espaçamento interlamelar perlítico [92].

Além disso, inclusões e imperfeições presentes no interior do trilho podem influenciar na concentrações de tensões internas e nuclear trincas de fadiga com origem subsuperficial [14] (apud [94]).

2.4.3.1 Microestrutura perlítica

Garnham *et al.* [92] estudou aços perlíticos em ensaios disco contra disco para simular a fadiga de contato. Foi observado que as inclusões dúcteis de sulfeto de manganês (MnS) presentes na matriz, quando estavam na zona de deformação plástica (zona de tensões) abaixo da superfície, eram sítios de nucleação de trincas. Foi identificado que trincas nucleadas na superfície geralmente se iniciavam e propagavam no contorno de grão da austenita primária, principalmente na presença de ferrita pró-eutetoide.

Outros estudos observaram a propagação de trincas através da ferrita presente na matriz perlítica. A ferrita pró-eutetoide localizada nas regiões de tensão abaixo da

superfície, é deformada e forma uma fina camada que orienta o crescimento da trinca. O mecanismo de remoção de material ocorre iniciando uma trinca superficial que se propaga por uma ferrita pró-eutetoide deformada plasticamente, e, quando ocorre uma ramificação em direção à superfície, o material desprende-se, formando os debris [93].

Uma análise de falhas realizada em um trilho perlítico que operou em uma curva de raio de 344 m após a passagem de aproximadamente 30 milhões de toneladas apresentou grande quantidade de trincas de fadiga de contato de rolamento. Um aspecto interessante que os autores [95] observaram que ao redor das trincas havia uma alta quantidade de densidade de discordâncias e alto fator de Taylor se comparado com as regiões adjacentes (Figura 30). O fator de Taylor indica a dificuldade de deformação, ou seja, a propagação é promovida pela alta deformação na região. Locais com grãos altamente deformados e com alta energia acumulada devido às distorções do reticulado cristalino são locais preferenciais de nucleação e propagação de trincas.

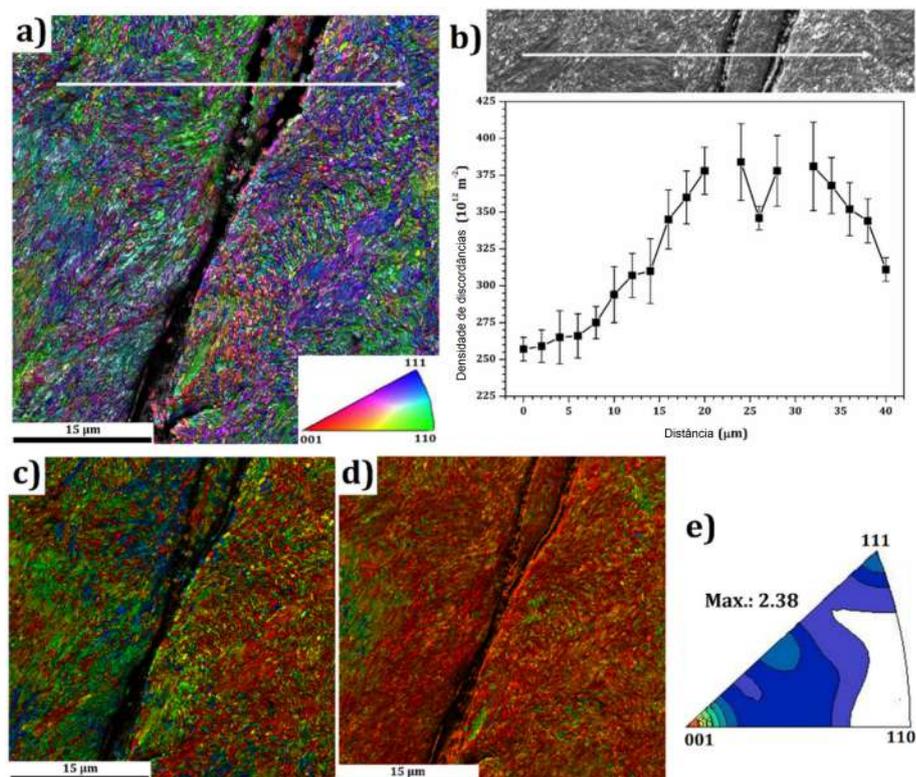


Figura 30: EBSD de um trilho usado com trincas de FCR. Observa-se que a dureza aumenta acentuadamente e o fator Taylor mostra que há uma alta densidade de discordâncias em torno das trincas [95].

Um menor tamanho de grão (ou colônia de perlita) e menor espaçamento interlamelar irá dificultar a nucleação de trincas de fadiga e conseqüentemente aumentará a resistência à fadiga. Um exemplo deste fato foi realizado em uma pesquisa desenvolvida

por Yokoyama, Mitao e Takemasa [96] que mostrou o desenvolvimento de um trilho com microestrutura perlítica, porém com maior resistência à FCR, sendo o aço utilizado denominado como SP (super perlítico). O trilho passou por um tratamento termomecânico com o objetivo de refinar as colônias de perlita, consequentemente aumentando a resistência à FCR de acordo com a representação esquemática da Figura 31. Segundo os autores, o mecanismo que aumenta a resistência à FCR pode ser microestrutura refinada com colônias perlíticas menores, em que atua dispersando a tensão residual e dificulta a propagação das trincas de fadiga.

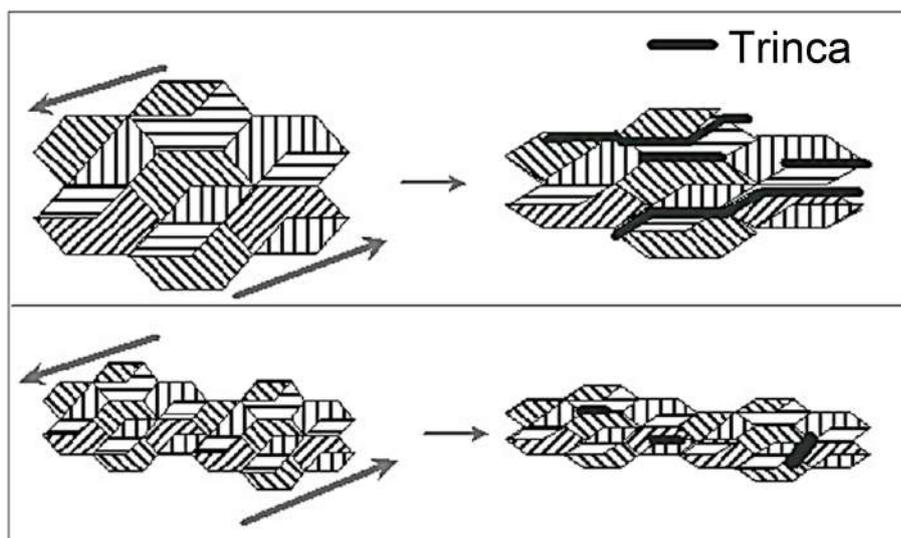


Figura 31: Representação esquemática do mecanismo de melhoria da resistência à FCR nos aços SP (super perlítico) desenvolvidos para trilhos de trem [96].

A dureza diferencial entre a roda e o trilho apresenta alta influência nos desgastes individuais e no sistema global, conforme mostra a Figura 32. Quando a dureza da roda era superior à dureza do trilho, observou-se um desgaste menor na roda em comparação com o desgaste no trilho. Por outro lado, ao aumentar a dureza relativa do trilho, verificou-se um aumento no desgaste da roda, porém o desgaste total do sistema foi menor em comparação com uma dureza relativa maior na roda.

Um estudo realizado por Seo *et al.* [82] com disco feito com material do boleto de um trilho em contato com um disco feito com material de uma roda de trem. Neste estudo, foram realizados ensaios com seis escorregamentos diferentes (0%; 0,1%; 0,3%; 0,5%; 1,0% e 1,5%) e quatro pressões de contato diferentes (900 MPa, 1100 MPa, 1300 MPa e 1500 MPa) todos com rotação principal constante de 500 rpm. A condição de parada do ensaio foi de $2 \cdot 10^5$ ciclos, porém parando a cada 10000 ciclos para observar o desgaste

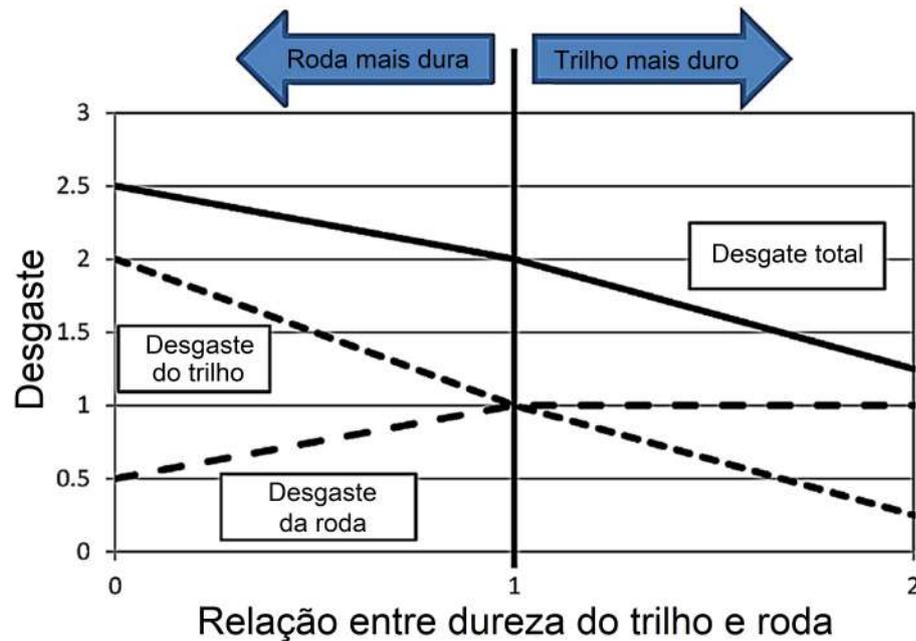


Figura 32: Influência da dureza diferencial entre a roda e o trilho nos regimes de desgaste [80].

na superfície. Os resultados mostraram que conforme o aumento do escorregamento e da pressão de contato entre os discos há um aumento de desgaste (Figura 33-a e b). Além disso, o estudo mostrou que o desgaste acumulado de massa apresenta uma relação linear com a quantidade de ciclos de ensaio (Figura 33-c) e que o tamanho das lascas aumenta conforme o número de ciclos (Figura 33-d).

De acordo com Seo *et al.* [82], a carga típica de contato entre roda/trilho é de 1100 MPa, sendo este valor calculado de acordo com a equação 2.25.

$$p_0 = 0,418 \left[\frac{PE}{LR} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.25)$$

onde p_0 é a pressão máxima de contato, P é a carga aplicada, E é o módulo de Young, L é a largura do corpo de prova e R é a relação entre os raios dos dois corpos de prova, de acordo com a equação 2.26.

$$\frac{1}{R} = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \quad (2.26)$$

Outro estudo realizado por Singh *et al.* [86] para caracterizar a influência do espaçamento interlamelar da perlita em trilhos com diferentes composições químicas, distância interlamelar e dureza na resistência ao desgaste. Os ensaios também foram realizados com o contato entre um disco com material do trilho e outro disco com material da roda. Um dos resultados do estudo foi que a maior velocidade de rotação dos discos

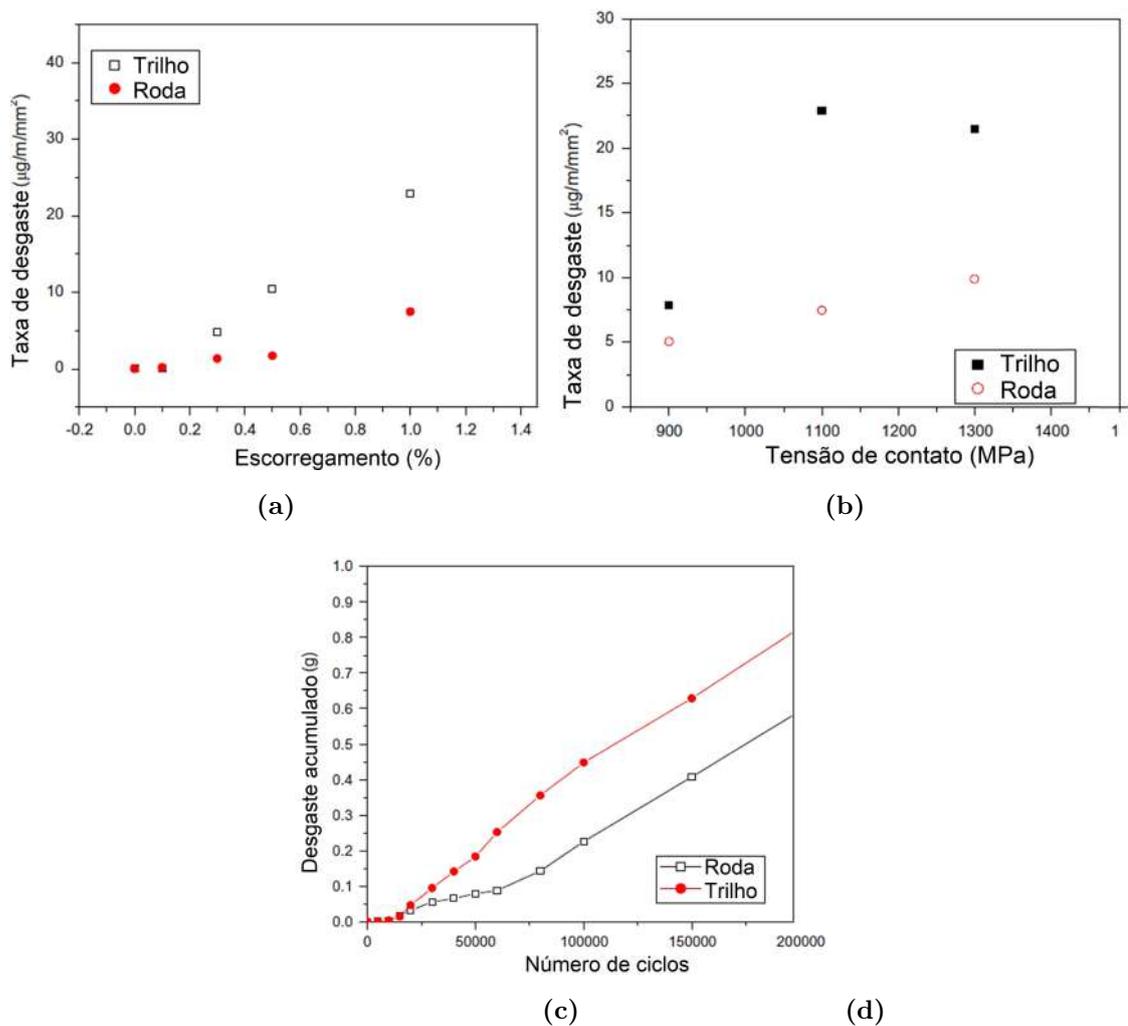


Figura 33: (a) Relação entre a taxa de desgaste pelo escorregamento de ensaios disco contra disco. (b) Relação entre a taxa de desgaste e a carga aplicada entre os discos. (c) Relação entre o desgaste acumulado e a quantidade de ciclos. (d) Relação entre o tamanho de lascamento com a quantidade de ciclos [82].

apresentou maior desgaste (Figura 34). Embora tenham analisado trilhos com composição hipo-eutetoide, e apesar de não apresentarem metalografia para mostrar a microestrutura real do material, constatou-se que uma menor distância interlamelar está associada a uma maior resistência ao desgaste. Esse efeito é mais pronunciado nos ensaios de deslizamento puro em comparação com os ensaios de rolamento com deslizamento. Além disso, outra conclusão deste estudo está alinhada com a proposição da equação de Archard, demonstrando que materiais mais duros desgastam menos em comparação com materiais menos duros.

A caracterização de trilhos usados de classe *Premium* soldados de topo por cente-

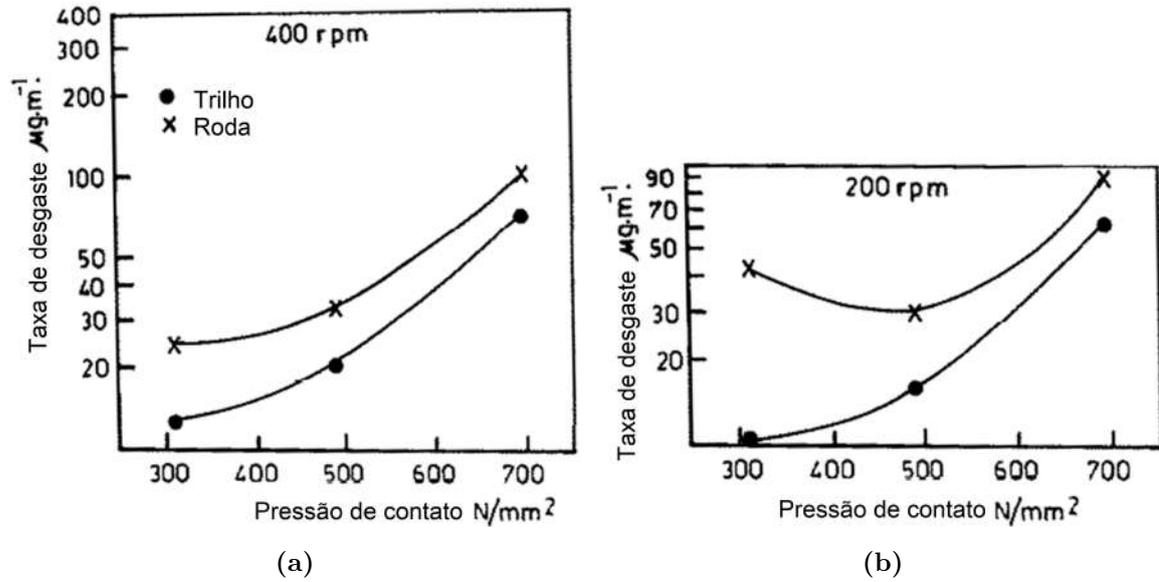


Figura 34: Influência da pressão de contato entre os discos e da rotação com a taxa de desgaste [86].

lhamento feito por Mutton *et al.* [32] mostrou que a microestrutura esferoidizada da ZAC era propensa à nucleação de trincas por fadiga de contato de rolamento.

Fadiga de contato de rolamento

Este capítulo abordará os temas relacionados à fadiga de contato em rolamentos. Na primeira seção (3.1), será discutido um estudo preliminar do ensaio de disco contra disco conduzido na Unicamp. Os discos utilizados consistiam de trilhos com sua microestrutura original e outra microestrutura artificialmente esferoidizada, obtida por meio de tratamento térmico controlado em forno a vácuo. Essa comparação entre as duas microestruturas foi realizada com base nas observações na zona afetada pelo calor e no metal base. A resistência à FCR variou conforme as diferentes microestruturas, exibindo comportamentos de perda de massa, deformação superficial e densidade de trincamento. Este estudo foi publicado na revista internacional *Wear*, com o DOI: 10.1016/j.wear.2022.204299.

Como continuação da pesquisa (seção 3.2), foram realizadas soldagens nos trilhos Premium, seguidas pela extração de corpos de prova destinados ao ensaio de disco contra disco. Esses corpos de prova continham todas as microestruturas presentes na zona afetada pelo calor das soldagens nos trilhos. Esses ensaios foram conduzidos no equipamento SUROS da Universidade de Sheffield. Através desses ensaios, foi possível compreender o papel da heterogeneidade microestrutural nas soldagens e sua influência na suscetibilidade ao trincamento em regiões críticas.

3.1 Influência da microestrutura sobre a fadiga de contato de rolamento do aço ferroviário: perlita e cementita esferoidizada

3.1.1 Metodologia

A preparação metalográfica foi realizada na seção transversal perpendicular ao eixo do disco. As amostras foram lixadas até 2000#, polidas com uma sequência de 6 μm , 3 μm e 1 μm de pasta de diamante. As amostras foram observadas sem ataque para possível identificação de trincas de FCR e posteriormente atacadas com solução Nital 2% durante 20 s. As análises de microestrutura e superfície foram observadas usando microscopia óptica e microscópio eletrônico de varredura (FEI Inspect F50 - SEM FEG).

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados aplicando o peso de 2,942 N durante 15 s. Os perfis de dureza utilizaram uma distância de aproximadamente 0,5 mm entre as medições, de acordo com a norma ASTM E92 [97], com a primeira marcação no ponto mais próximo da superfície possível.

A análise estatística foi realizada comparando dois conjuntos de dados brutos e o teste ANOVA, usando o software Origin 2019® (versão acadêmica). O p-valor pode ser considerado como a probabilidade de se observar uma hipótese nula. A análise estatística com um p-valor inferior a 0,05 significa que estes conjuntos têm uma probabilidade de 5% de serem estatisticamente diferentes.

As amostras usadas nesta pesquisa foram retiradas do boleto de um trilho usado. A composição química do trilho está descrita na Tabela 6. O carbono equivalente (C_e) foi calculado usando a equação 3.1 [67] e está exibido na Tabela 6.

$$C_e = \%C + \left(\frac{\%Mn + \%Si}{6} \right) + \left(\frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} \right) + \left(\frac{\%Cu + \%Ni}{15} \right) \quad (3.1)$$

Tabela 6: Composição química do aço de trilho (% em massa).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Ce
0,75	0,22	1,03	0,02	0,005	0,2	0,05	0,001	1,00

A microestrutura original do aço utilizado está mostrada na Figura 35, e pode-se ver uma microestrutura totalmente perlítica, como se espera em um aço com quase 1,00% de C_e tratado termicamente com resfriamento suficientemente acelerado para evitar a precipitação de cementita pró-eutetoide em contorno de grão austenítico, mas não muito rápido para evitar a geração de microconstituintes aciculares.

Segundo Nishikawa e Goldenstein [33], a temperatura em que ocorre a maior esferoidização pela reação eutetoide divorciado foi de 735 °C. Os discos foram aquecidos a 735 °C e imediatamente resfriados em ar sem agitação. A microestrutura do disco tratado termicamente é mostrada na Figura 36, indicando a presença de cementita esferoidizada. Algumas colônias de perlita fina permaneceram, sugerindo que elas não sofreram a reação do eutetoide divorciado, provavelmente devido ao curto tempo de permanência a 735 °C, de modo que a esferoidização não atinge 100% da microestrutura, similar ao que é observado na região ZAC de trilhos soldados [31].

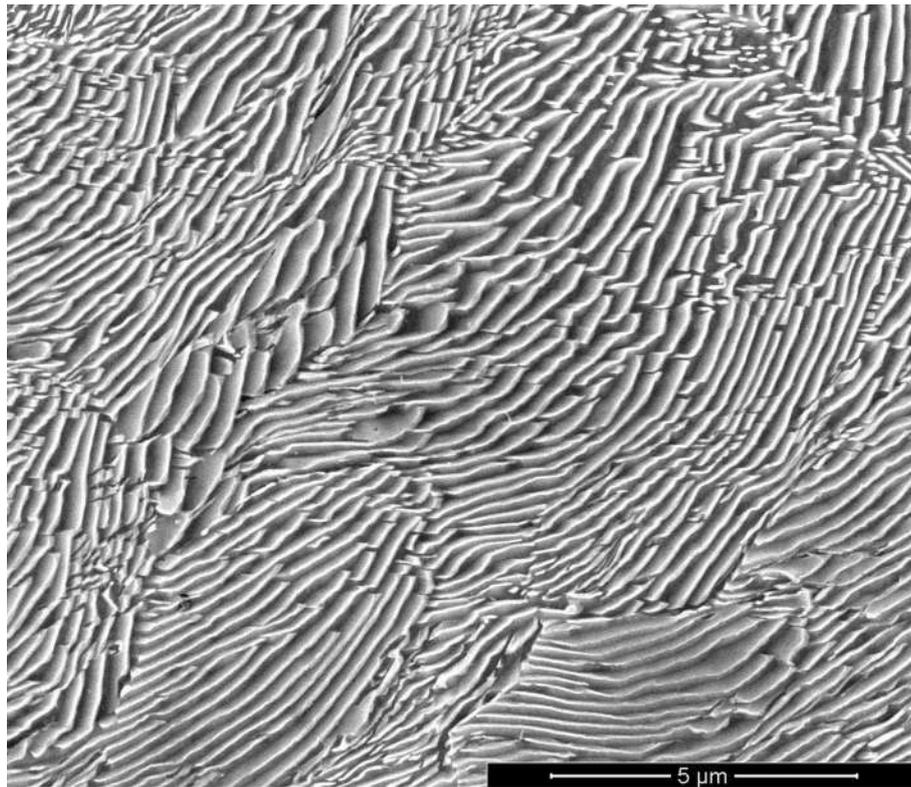


Figura 35: Microestrutura original da cabeça do trilho. Observa-se uma microestrutura fina e totalmente perlítica. MEV, ataque por imersão em Nital 2% durante 30 s.

A dureza média dos trilhos foi de 376 (22) $HV_{0,3}$, enquanto a dureza dos exemplares tratados termicamente foi de 267 (7) $HV_{0,3}$, indicando uma queda significativa devido ao tratamento térmico e conseqüente reação do eutetoide divorciado que levou à esferoidização da cementita.

Foram realizados ensaios em um tribômetro de disco contra disco, uma máquina composta por dois servomotores independentes que giram os discos um contra o outro (com as superfícies radiais externas em contato) sob uma carga normal estabelecida [98] para simular o FCR com uma relação de deslizamento obtida a partir da diferença entre a rotação do eixo [99]. Esta máquina pode alterar a velocidade dos discos, gerando um deslizamento entre eles. A operação do equipamento é automática, e o software do tribômetro controla e monitora (com uma célula de carga) a carga aplicada, assim como a velocidade superior e inferior dos eixos.

As amostras consistem em discos de 39 mm de diâmetro e 5 mm e 8 mm de espessura. Todos os discos foram retirados da seção longitudinal da cabeça do trilho. Os discos com 5 mm de espessura tinham a função de frear o movimento dos discos de 8 mm de espessura. Em outras palavras, eles giravam com velocidade de rotação mais baixa

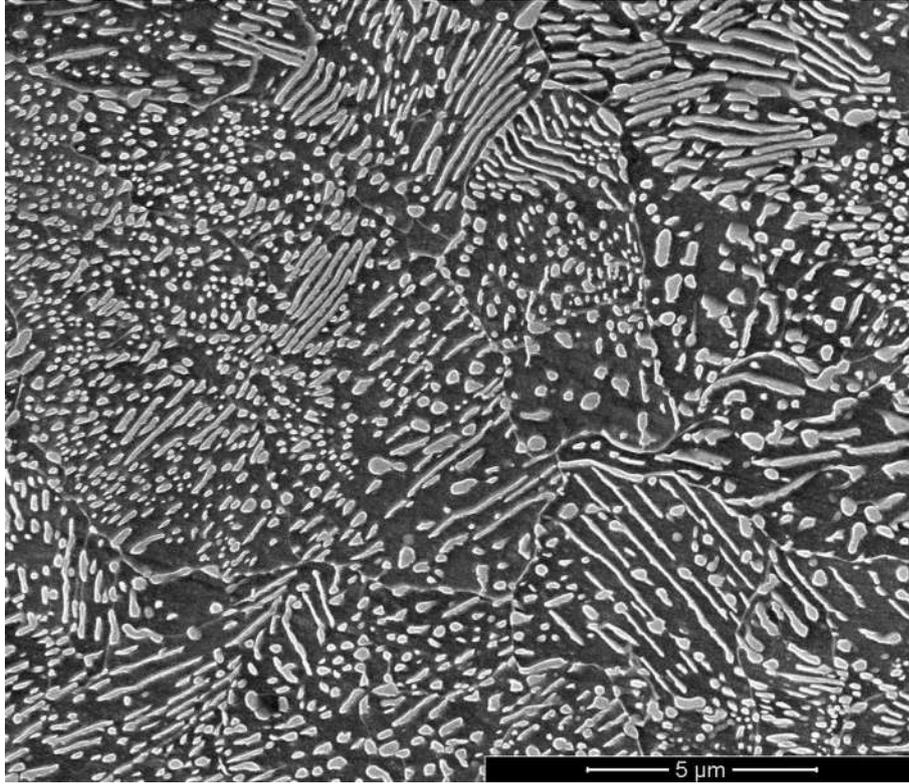


Figura 36: Microestrutura do aço ferroviário após o tratamento térmico de aquecimento até 735 °C e resfriamento lento ao ar. Regiões de cementita esferoidizada, cementita pró-eutetoide e outras pequenas regiões de perlita lamelar. MEV, ataque por imersão em Nital 2% durante 30 s.

para um deslizamento previamente determinado.

De acordo com Seo *et al.* [82], a tensão máxima de contato (q_0) semelhante à do contato roda-trilho é de aproximadamente 1100 MPa. Considerando que o contato entre os discos oferece uma interface de linha inicial, para o cálculo do ponto de contato máximo, foi utilizado o método de Timoshenko e Goodier [100] (equação 3.2). O contato entre dois cilindros com raio (R_1 e R_2), o mesmo módulo elástico relativo entre os materiais dos discos (E^*) e o coeficiente de Poisson (ν) de 0,3 e P é a carga normal. A equação geral da pressão máxima de contato pode ser descrita pela equação 3.2.

$$q_0 = 0.418 \cdot \sqrt{\frac{P \cdot E^* (R_1 + R_2)}{R_1 + R_2}} \quad (3.2)$$

A velocidade de rotação usada foi de 400 rpm, e foram ensaiadas sem e com 1% de deslizamento para identificar a influência deste parâmetro sobre o FCR. O escorregamento de 1% foi escolhido porque este escorregamento se correlaciona com os valores observados em sistemas reais de contato roda e trilho. No entanto, também foram realizados ensaios sem deslizamento para observar as diferenças na resistência à FCR entre a condição de

rolamento puro idealizada e a condição de rolamento com escorregamento mais realista. Os parâmetros dos ensaios realizados são mostrados na Tabela 7.

Tabela 7: Parâmetros do ensaio disco contra disco.

Parâmetro	Condição
Tensão máxima de contato	1100 MPa
Velocidade de rotação	400 rpm
Escorregamento	0 % and 1 %
Microestrutura	Original (Perlítico) Cementita esferoidizada em matriz ferrítica

A terminologia escolhida para cada condição/corpo de prova de teste utiliza um código binário único (cada condição terá apenas um código de identificação). Junto com as condições do ensaio, o código binário único é descrito na Tabela 8.

Tabela 8: Código binário exclusivo dos corpos de prova e suas respectivas condições de ensaio.

Codigo	Microestrutura do disco	Microestrutura do contra disco	Escorregamento (%)
010	Perlítico	Perlítico	0
011	Perlítico	Perlítico	1
110	Cementita esferoidizada	Perlítico	0
111	Cementita esferoidizada	Perlítico	1

Os ensaios foram seguidos por observação ótica com luz direcionada para o ponto de contato entre os discos durante todos os ensaios. Como evidenciado por seu brilho, o primeiro aparecimento de detritos metálicos foi considerado a condição de parada para o teste. Os ciclos foram marcados e considerado o limiar para o início da fadiga de contato de rolamento.

A perda de massa foi medida pesando os discos antes e depois dos ensaios usando uma balança analítica com precisão de 0,0001 g (AUY 220 Shimadzu). A análise das superfícies foi realizada pelo MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) utilizando elétrons secundários para revelar a topografia. Os elétrons retroespalhados também foram usados para identificar a presença de óxidos ou regiões metálicas na superfície pelo tom de cor (tom mais claro sugere a presença metálica, e tom mais escuro indica a presença de óxidos).

3.1.2 Resultados e discussão

O número de ciclos até a verificação de sinais de fadiga de contato é mostrado na Figura 37. Como esperado, a amostra testada sem deslizamento levou mais ciclos do que a amostra testada com 1% de deslizamento. Este fenômeno era esperado, pois a deformação plástica superficial afeta significativamente a nucleação das trincas por fadiga de contato de rolamento [7, 78].

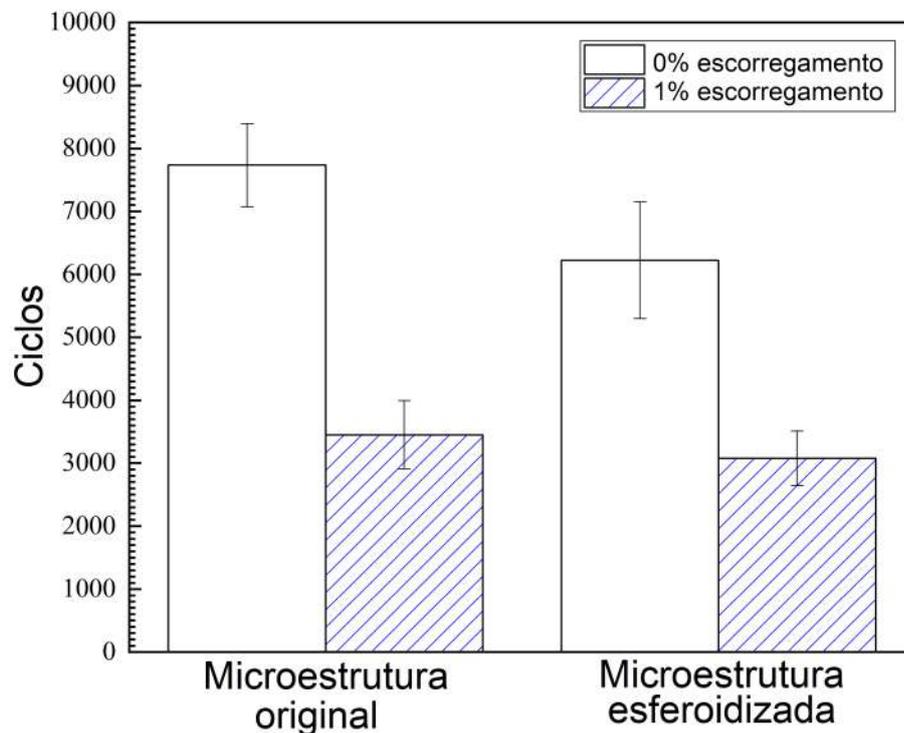


Figura 37: Número de ciclos até a percepção do processo de fadiga de contato.

A comparação de médias entre os corpos de prova ensaiados sem deslizamento (010 e 110) mostrou um p-valor de $5,521 \cdot 10^{-4}$, indicando que as médias podem ser consideradas estatisticamente diferentes. Portanto, sem escorregamento houve uma queda efetiva de 19,5% no número de ciclos até a percepção de trincas por fadiga de contato comparando somente entre as microestruturas perlítica e de cementita esferoidizada.

Por outro lado, a comparação das médias dos resultados dos espécimes testados com um deslizamento de 1% (011 e 111) mostrou um p-valor de 0,10645, indicando que as médias podem ser consideradas estatisticamente iguais.

Este resultado indica que a diminuição da dureza devido à microestrutura esferoidizada do disco reduziu a resistência à fadiga de contato na condição em que não houve escorregamento. Ainda assim, não houve queda na resistência à fadiga de contato para a

condição de escorregamento.

3.1.2.1 Desgaste e desenvolvimento de fadiga de contato de rolamento

A perda de massa observada nos discos e contra-discos após os ensaios de fadiga de contato são mostrados na Figura 38. Embora o mecanismo da perda de massa seja uma mistura de FCR e desgaste, a Figura 38 mostra qualitativamente que os discos de microestrutura esferoidizada sofreram mais perda de massa do que seus respectivos contra-discos, explicando a característica da deformação plástica local no topo do boleto do trilho na fase inicial de canoamento encontrada em ambos os lados das soldas em trilhos usados [101, 102].

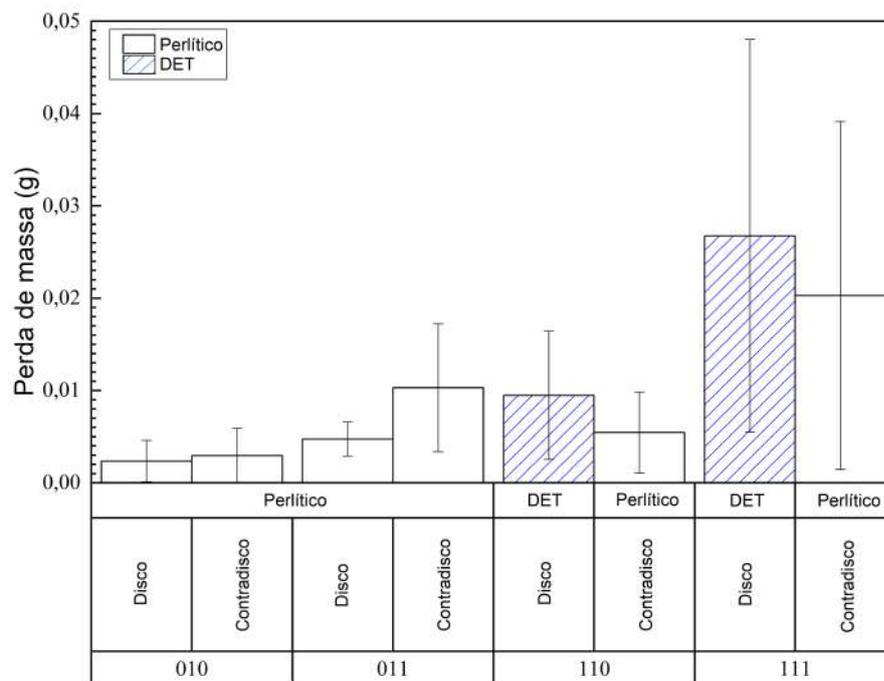


Figura 38: Perda em massa de discos e contra-discos para o ensaios de disco contra disco.

A análise ANOVA da condição 111, para o par microestrutura perlítica contra a microestrutura esferoidizada, dá um p-valor de 0,49345, indicando que os valores são estatisticamente iguais. Entretanto, os discos tratados para esferoidização da perlita, inicialmente menos duros que os discos perlíticos, mostraram uma tendência de aumento da perda de massa, principalmente na condição de 1% de deslizamento. Este efeito pode ser uma consequência da relação entre a dureza dos pares de materiais, com os discos de microestrutura perlítica 010 e 011 tendo uma razão de dureza de 1. Em contraste, a razão

de dureza foi menor para os discos de microestrutura esferoidizada 110 e 111 porque o contra disco era inicialmente mais duro (razão de cerca de 0,71).

Houve uma perda de massa mais significativa dos contra discos para os ensaios com os discos de mesma microestrutura (010 e 011). Ou seja, os discos (com rotações por minuto inferiores às dos contra discos na condição 011) exerceram um esforço de frenagem sobre os contra discos. Em outras palavras, os discos sofreram um efeito reduzido do desgaste e/ou de nucleação/propagação das trincas de FCR em comparação com os contra discos.

3.1.2.2 Análise da superfície

A análise da superfície dos discos após os ensaios de fadiga de contato de rolamento, utilizando elétrons secundários e retroespalhados, são mostrados na Figura 39. Observa-se que trincas se encontravam emergindo na superfície das amostras.

Não foi observado desgaste de tipo III. Os discos e contra-discos dos ensaios sem deslizamento mostraram uma transição entre os tipos I e II, pois havia regiões com trincas e eventualmente óxidos. Um fator interessante foi o aparecimento de óxidos no contra-disco do conjunto esferoidizado com 1% de deslizamento, já que o disco tinha uma característica do tipo II.

De acordo com a análise de superfície, existe uma combinação de mecanismos de desgaste dos tipos I e II devido à formação de óxidos e trincas de FCR. Com exceção do disco perlítico testado com 1% de deslizamento (011), em todos os outros ensaios, os contra-discos mostraram rugosidade mais proeminente na parte metálica, coexistindo com manchas de óxido na superfície desgastada. Este resultado sugere que o mecanismo de desgaste foi centrado na formação de óxidos e o subsequente desprendimento desses óxidos. Os discos ensaiados sem deslizamento exibiram óxidos mais proeminentes, provavelmente devido à ausência de atrito que normalmente agiria para removê-los da superfície.

As análises de superfície dos discos mostraram uma quantidade menor de óxidos do que os contra-discos, exceto para disco perlítico ensaiado com 1% de deslizamento (011). Como este disco empregou uma força de frenagem nos contra-discos, ele sofreu um efeito mais significativo da pressão de contato e sofreu a maior parte da deformação.

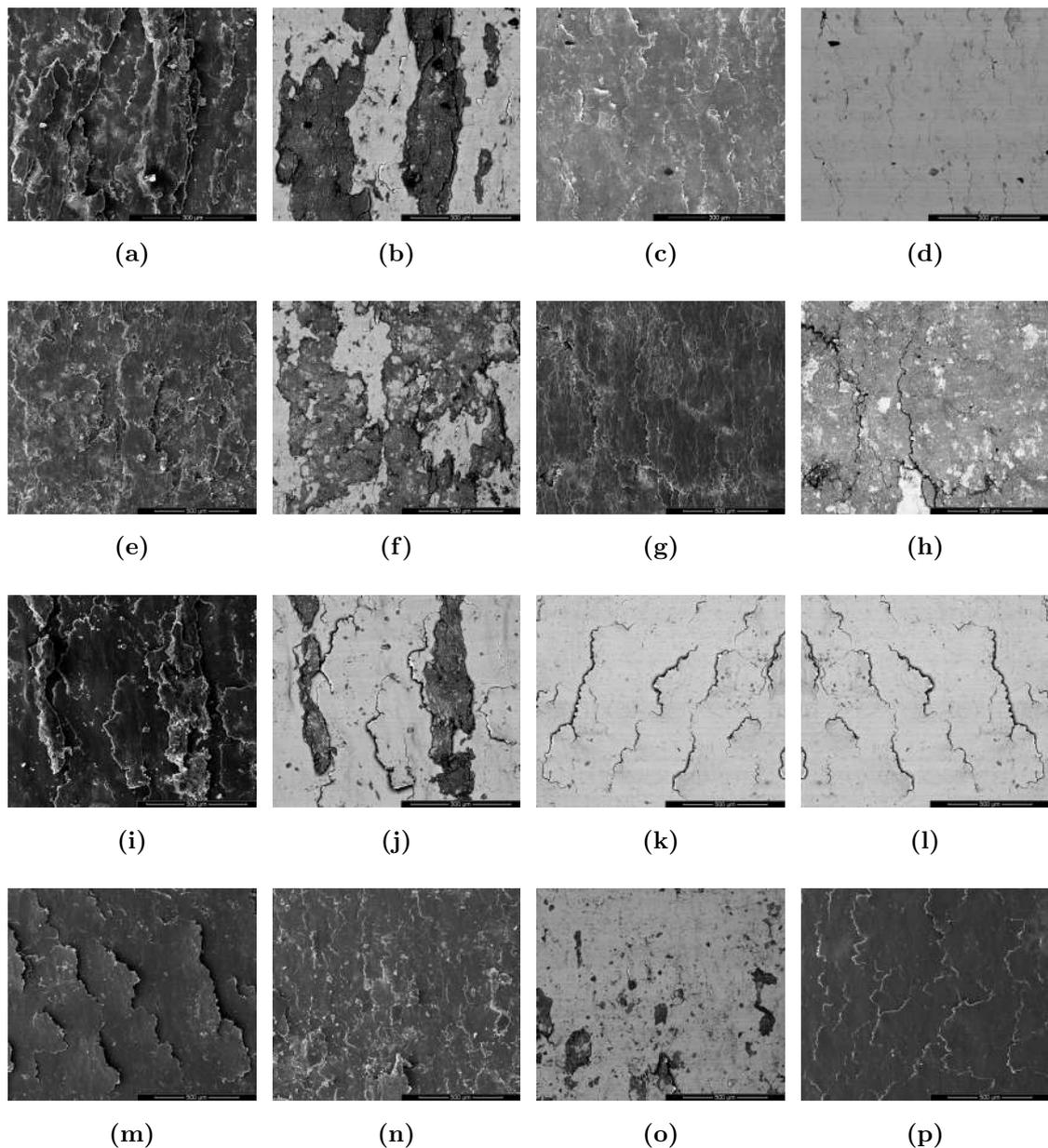


Figura 39: Topografia de discos e contra discos após ensaios de fadiga de contato (Microscópio Eletrônico de Varredura com elétrons secundários e elétrons backscattered) dos discos das condições 010 (a-b), 011 (e-f), 110 (i-j) e 111 (m-n) e dos contra discos das condições 010 (c-d), 011 (g-h), 110 (k-l) e 111 (o-p).

3.1.2.3 Caracterização das trincas

A observação das características das trincas observadas nas seções transversais perpendiculares às superfícies desgastadas dos discos e contra-discos pode ser vista na Figura 40. Estes resultados indicam nucleação, propagação e *spalling* simultaneamente, de modo que foi possível ver vários estágios da trinca por fadiga na mesma seção do corpo de prova perto da superfície. Em geral, as trincas observadas perto da superfície dos

discos tinham tamanhos diferentes, o que explica seu alto desvio padrão.

A análise de variância ANOVA com o teste de Tukey foi realizada para identificar se os resultados eram estatisticamente iguais ou não com 95% de confiança, entre apenas os discos, apenas os contra-discos e ambos os discos e a comparação dos resultados dos contra-discos. Estas análises foram realizadas para comprimento e profundidade das trincas (Figura 40).

Para a análise do comprimento das trincas, os testes de Tukey com todos os discos e resultados dos contra-discos mostraram que todas as condições eram estatisticamente iguais (95% de confiança), apresentando um p-valor de 0,06723. Apesar desta evidência, as análises individuais dos contra-discos mostraram resultados estatisticamente diferentes, que são ilustrados na Figura 40.

Os testes de Tukey para o comprimento da trinca entre os discos ensaiados com 1% de deslizamento individual mostraram que o disco de microestrutura esferoidizado (111) era estatisticamente diferente do disco de microestrutura original (011) (p-valor de 0,00297). O disco de microestrutura esferoidizado sem deslizamento (110) foi estatisticamente diferente das duas condições dos discos de microestrutura originais (010 e 011 - p-valor de 0,01781 e 0,00442, respectivamente).

A análise da variação da profundidade das trincas, considerando todos os discos e contra-discos, mostrou que todos os ensaios de discos esferoidizados com 1% de deslizamento (111) foram diferentes de todas as outras condições, exceto para o mesmo disco com microestrutura esferoidizada testado sem deslizamento (110).

A análise individual mostrou que todos os resultados da variação da profundidade da trinca do disco foram estatisticamente iguais (p-valor de 0,70081). Os contra-discos foram estatisticamente diferentes entre aqueles testados com os discos esferoidizados e 1% de deslizamento (111) em comparação com todos os ensaios com discos perlíticos (p-valor de $9,892 \cdot 10^{-5}$, 0,00299, $1,1998 \cdot 10^{-4}$ e 0,00129 para os pares testados contra 010, 011, 110 e 111, respectivamente). Estes resultados são um fator interessante porque, embora o contra-disco tivesse a microestrutura original (inicialmente mais dura), a tendência de trinca é afetada pelo par de microestrutura, e esta microestrutura do disco foi inicialmente menos dura.

Assim como Fletcher e Beynon [90] detectaram uma distribuição uniforme das trincas e utilizaram os tamanhos médios, este trabalho encontrou uma extensa gama de

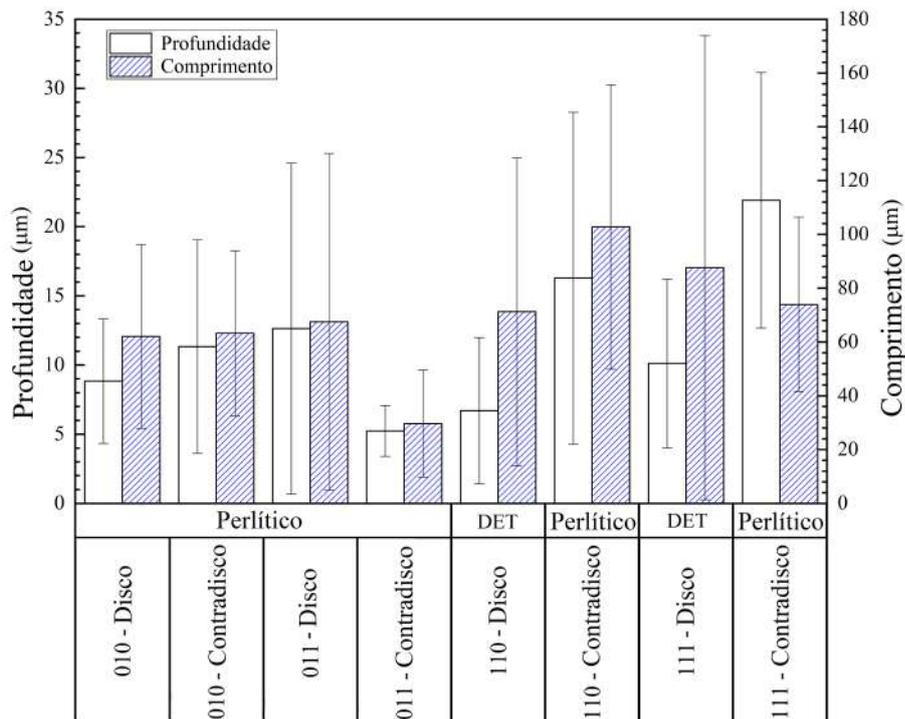


Figura 40: Comprimento e profundidade média das trincas de fadiga de contato observadas nas micrografias da seção transversal dos discos e contra-discos.

tamanhos das trincas (profundidade e comprimento). Assim, as maiores trincas observadas na Figura 40 foram utilizadas para comparar com as equações 2.23 e 2.24.

Considerando a profundidade máxima dos ensaios realizados com discos sem tratamento térmico, a equação 2.24 de Fletcher e Beynon provou ser muito precisa, e a profundidade se encaixa dentro do desvio padrão teórico:

- 36,58 μm para o contra-disco para a condição de teste perlítico sem escorregamento (010) - valor teórico de 36,70 (1,03) μm ;
- 24,99 μm para o disco da condição de teste perlítico com 1% de escorregamento (011) - valor teórico de 24,71 (2,39) μm .

Os exames metalográficos da seção transversal das superfícies dos discos foram realizados após os ensaios de fadiga de contato para observar mais detalhes das trincas.

A metalografia da seção transversal observada nos discos tratados termicamente com e sem deslizamento é mostrada nas Figuras 41-a e 41-b, respectivamente. Como visto na Figura 41, a trinca das amostras sem deslizamento é nitidamente menor e mais superficial que a trinca das amostras testadas com 1% de deslizamento.

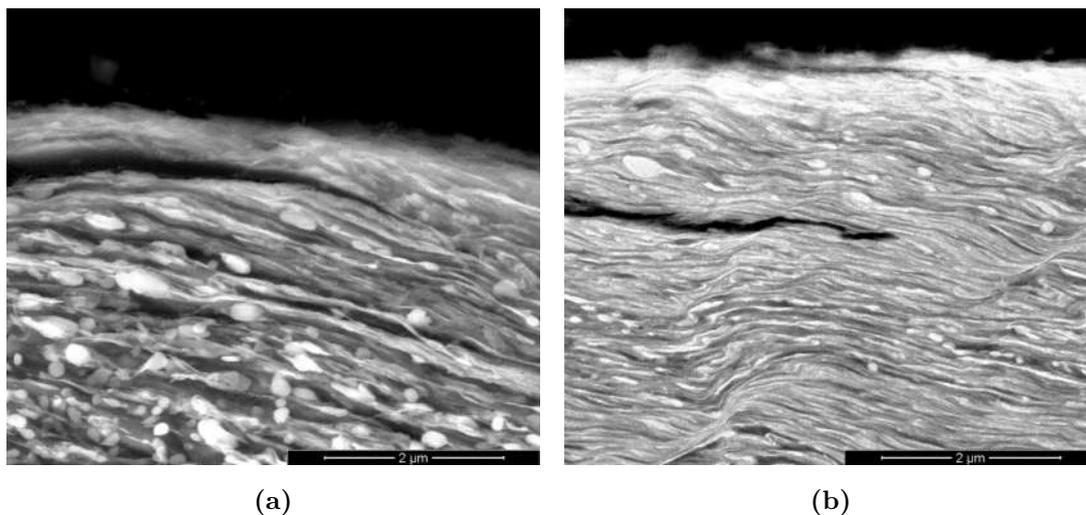


Figura 41: Metalografia da seção transversal mostrando as trincas de FCR dos discos tratados termicamente (microestrutura de cementita esferoidizada) ensaiadas sem deslizamento -110 (a) e ensaiadas com 1% de deslizamento - 111 (b).

Além disso, a deformação plástica pode ser observada nas micrografias, como mostra a textura alongada que tende a uma direção paralela à superfície. Esta observação pode ser feita comparando as diferenças na microestrutura da Figura 41 após o tratamento térmico (Figura 36). A Figura 41-b mostra evidências claras de deformação plástica, principalmente porque a amostra sofreu um escorregamento e, conseqüentemente, uma deformação superficial mais significativa.

Ao contrário dos casos observados nos discos, uma maior densidade de trincas foi observada nas superfícies dos contra-discos, principalmente nos ensaios realizados sem tratamento térmico e escorregamento de 1%, como mostrado na Figura 42.

Além disso, observa-se uma tendência mais vertical das trincas nos contra-discos do que as trincas observadas nos discos, provavelmente devido à deformação não homogênea característica do efeito de frenagem (com a direção da força contrária ao movimento superficial).

A microestrutura perlítica mostra paralelismo das colônias perlíticas mais alinhadas com a direção de cisalhamento, principalmente nas proximidades das trincas superficiais. Algumas torções nas direções das lamelas sugerem faixas de cisalhamento ou rotação das colônias da perlita não alinhadas com a direção de cisalhamento durante a alta deformação plástica gerada pelas forças de ensaio de disco contra disco. Devido ao processo de deformação mecânica, diferentes regiões consistindo de cementita esferoidi-

zada/cementitas “quebradas” podem ser observadas entre as bandas perlíticas altamente direcionadas. Estas regiões de cementita esferoidizada/cementitas “quebradas” que separam estas faixas consistem de perlita degenerada e “quebrada” devido à deformação plástica. Todas estas características também foram observadas por Masoumi *et al.* [95], Hu *et al.* [103] e Ma *et al.* [104].

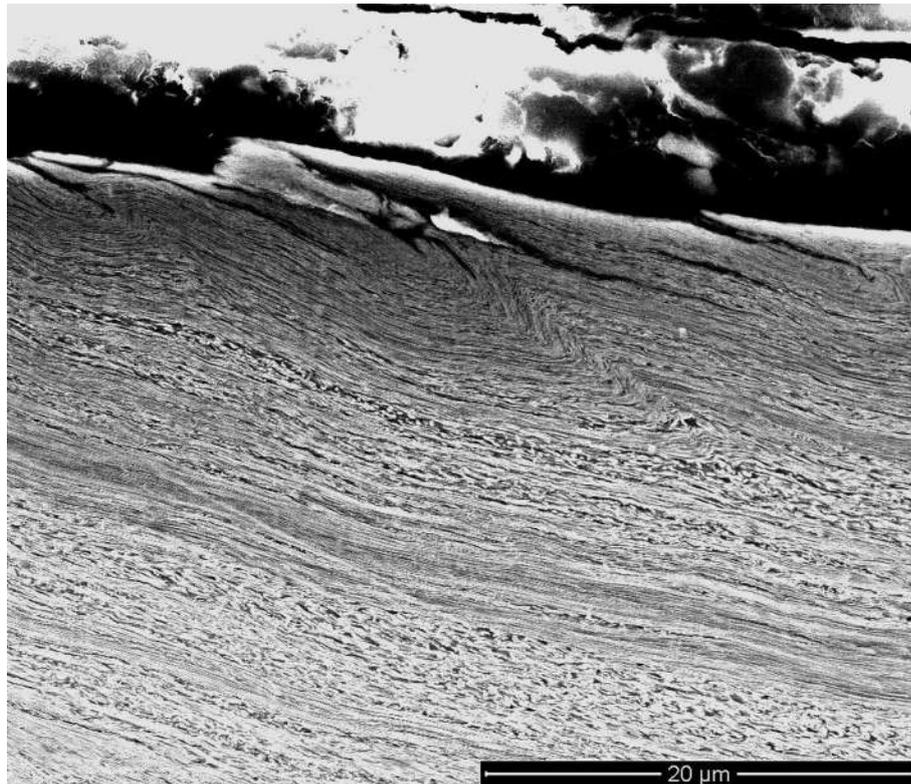


Figura 42: Metalografia da seção transversal mostrando as trincas de FCR do contra-disco (par de disco perlítico) ensaiado com 1% de deslizamento (011).

Similar aos contra-discos ensaiados com discos sem tratamentos térmicos, os contra-discos ensaiados com pares de discos de microestrutura esferoidizada e 1% do deslizamento (111) mostraram uma alta densidade de trincas com uma quantidade mais significativa de verticalidade. As trincas propagaram ao longo da direção da deformação plástica perlítica nos estágios iniciais. Em seu estágio final, ela pode se desviar para cima e gerar o lascamento (*spalling*) característico de fadiga de contato de rolamento (Figura 43).

Várias trincas paralelas seguindo a textura da perlita deformada podem ser observadas. As trincas são conectadas por uma trinca vertical na região posterior (região direita da Figura 43) apresentam a rotação característica das lamelas perlíticas no local de deformação plástica local. Esta característica também sugere uma severa deformação plástica em outras direções que não são paralelas à superfície. O modo de propagação

mostrado na Figura 43 é muito semelhante ao descrito por Ding *et al.* [93]. Seu estudo identificou que o modo de propagação do contra-disco é devido à fadiga, que é diferente do modo de propagação do desgaste/trincas dos discos por FCR.

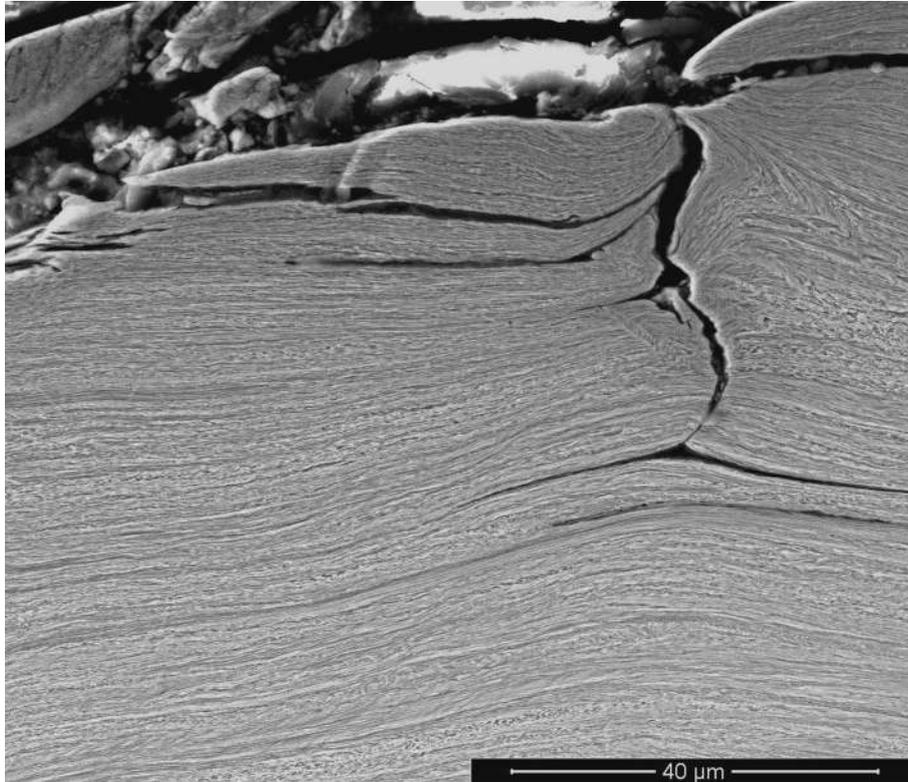


Figura 43: Metalografia da seção transversal mostrando as trincas de FCR do contra-disco (par do disco tratado termicamente - microestrutura de cementita esferoidizada) ensaiada com 1% de deslizamento (111).

A alta deformação plástica em torno das trincas presenciadas nas Figuras 41, 42 e 43 também foi observada por Masoumi *et al.* [95]. Além disso, a orientação das lamelas ao longo da deformação próxima à superfície mostrou o mesmo padrão encontrado em fios de aço perlítico deformado por extrusão [105].

Foram observadas trincas subsuperficiais paralelas à superfície e sem conexão visível com trincas superficiais, principalmente nos contra-discos ensaiados sem deslizamento, como mostrado na Figura 44. Neste caso, a evidência de deformação plástica paralela à superfície na direção horizontal está correlacionada com a presença de uma inclusão não metálica dentro da trinca, propagando-se tanto no lado anterior quanto no lado posterior da inclusão (Figura 44-a). A análise do EDS foi realizada na inclusão observada. Os resultados mostraram uma inclusão de alumina (óxido de alumínio) (Figura 44-b), provavelmente formada durante a fase de desoxidação do refino secundário no

processo de fabricação do aço.

Os resultados estão de acordo com Ding *et al.* [93] que fez um mapeamento de desgaste usando ensaio de disco contra disco de roda e trilho. Em suas pesquisas, a roda tinha uma composição hipo-eutetoide, conseqüentemente com uma microestrutura contendo ferrita pró-eutetoide e perlita. Ao mesmo tempo, o material dos trilhos era totalmente perlítico. Os discos das rodas "falharam" devido à propagação de trincas por fadiga, principalmente nucleadas como trincas superficiais. O caminho preferido de propagação destas trincas nas rodas está diretamente ligado à ferrita pró-eutetoide deformada. Em contraste, os discos de trilhos apresentaram comportamentos de desgaste diferentes, principalmente governados pelo descascamento e lascamento (*spalling*), que se nuclearam na superfície e propagaram preferencialmente paralelas ou em um baixo ângulo com a superfície, resultando em lascamento (formação de debris). Finalmente, os resultados mostraram que a transição de regime tem uma relação linear e que suas constantes dependem do par de materiais utilizados.

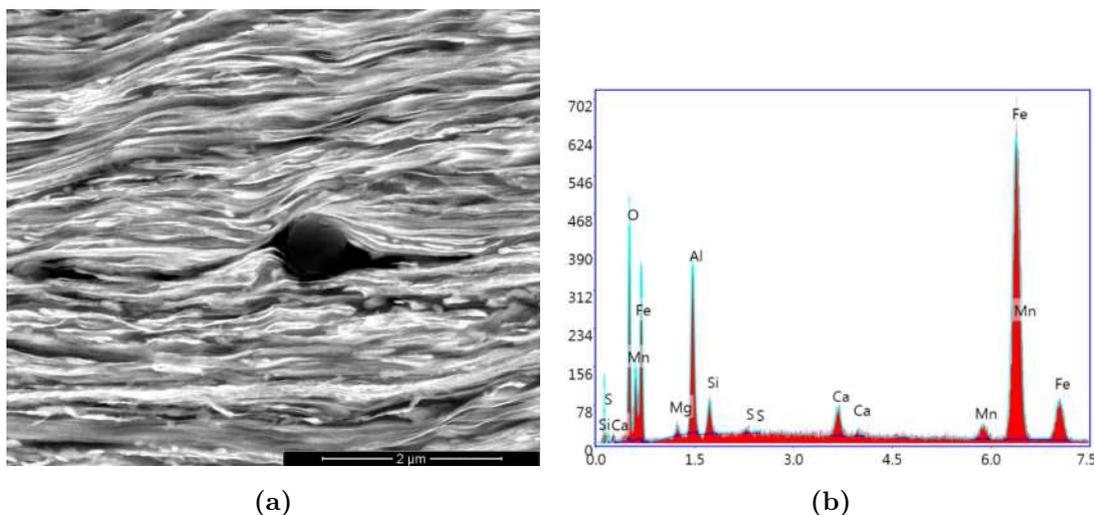


Figura 44: (a) Micrografia da seção transversal do contra-disco ensaiado com o disco de microestrutura esferoidizada com 1% de deslizamento (111). (b) EDS da inclusão observada no centro da trinca.

As inclusões não metálicas em aços de trilhos influenciam diretamente a resistência à fadiga do contato de rolamento, atuando como locais preferenciais de nucleação. Os óxidos de alumínio, ao contrário das inclusões mais comuns de sulfeto de manganês, não deformam. São obstáculos intransponíveis às discordâncias, gerando uma concentração de tensão para a nucleação de trincas, especialmente sob um regime de tensão cíclica.

Microconstituintes diferentes na microestrutura predominantemente perlítica po-

dem trazer uma queda acentuada na resistência à FCR. Os principais fatores que afetam a resistência à FCR são:

- Cementita pró-eutetoide [91];
- Ferrita pró-eutetoide [92];
- Inclusões não metálicas (principalmente sulfeto de manganês na zona de deformação plástica) [92];
- Granulometria austenítica [93];
- Espaçamento das lamelas da perlita [92].

Garnham [92], estudando os aços perlíticos em ensaios de disco contra disco, observou que as inclusões dúcteis de sulfeto de manganês (MnS) presentes na matriz (especialmente na zona de deformação plástica) abaixo da superfície eram um local preferencial de nucleação de trincas.

De acordo com Shur *et al.* [106], quanto maior a quantidade de inclusões de alumina (óxido de alumínio), menor será a resistência à FCR em aços de trilhos ferroviários.

3.1.2.4 Perfil de dureza

Os perfis de dureza dos discos e contra-discos após os ensaios estão mostrados na Figura 45. No caso de discos contra discos com uma microestrutura completamente perlítica, os resultados mostraram um comportamento de maior endurecimento superficial dos discos do que os contra-discos.

Os discos com microestruturas esferoidizadas mostraram um endurecimento superficial mais significativo do que seu par (contra-disco). Os discos esferoidizados permanecem com uma dureza maior do que os contra-discos entre 400 μm e 450 μm . Como os resultados obtidos foram contraintuitivos, foram realizadas mais cinco repetições dessas medições de dureza, confirmando a integridade dos valores e consistentes com os resultados mostrados na Figura 45.

Após os ensaios, o material inicialmente menos duro (disco com microestrutura esferoidizada) apresentou maior dureza em sua superfície. O endurecimento mais significativo da superfície reverte o comportamento típico do material mais duro de desgaste

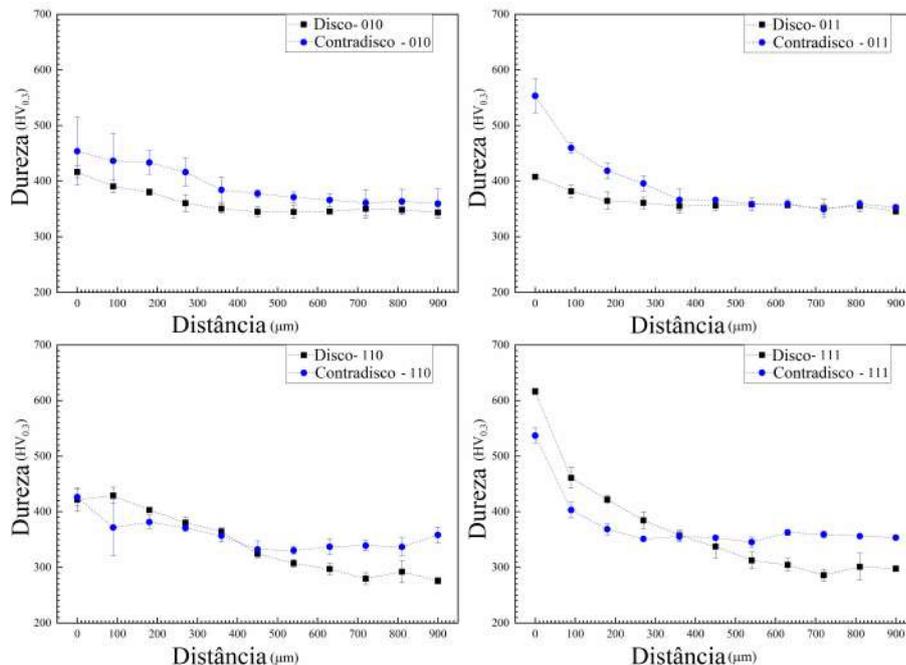


Figura 45: Perfil de microdureza de discos e contra-discos após os ensaios de fadiga de contato. Os códigos dos ensaios realizados foram com discos perlíticos sem (010) e com 1% de deslizamento (011) e com discos com microestrutura esferoidizada sem (110) e com 1% de deslizamento (111).

do material mais macio. Estas descobertas explicam o contra-disco examinado após os ensaios mostrando uma maior quantidade de trinca quanto o próprio disco, às vezes até com uma maior densidade de trincas.

Uma possível hipótese para este fenômeno diz respeito ao mecanismo do processo de deformação por perlita que rotaciona e direciona as lamelas na direção da deformação. Este processo de deformação consome mais energia do que a perlita esferoidizada que consiste em cementita esferoidizada em uma matriz ferrítica, facilitando a deformação da ferrita e, conseqüentemente, resultando em maior profundidade de deformação (entre $400 \mu\text{m}$ e $450 \mu\text{m}$) e maior dureza em comparação com o disco perlítico (Tabela 9).

A Tabela 9 mostra os resultados da dureza superficial com seus respectivos desvios padrão. No ensaio sem deslizamento do disco com microestrutura esferoidizada, a dureza do disco e do contra-disco foram similares. Entretanto, como já mencionado e visualmente observável na Figura 45, o teste com escorregamento de 1% do disco com microestrutura esferoidizada mostrou maior dureza do que o contra-disco com dureza inicialmente maior (microestrutura perlítica). Considerando apenas o par de microestrutura perlítica, a dureza superficial do disco foi consideravelmente maior do que quando comparado com o contra-disco.

Tabela 9: Dureza próxima à superfície de cada disco e contra disco.

Código	Amostra	Microestrutura	Dureza Superficial (HV)	
010	Disco	Perlítico	454	(62)
	Contra disco	Perlítico	417	(11)
011	Disco	Perlítico	553	(31)
	Contra disco	Perlítico	408	(4)
110	Disco	Cementita esferoidizada	422	(21)
	Contra disco	Perlítico	426	(15)
111	Disco	Cementita esferoidizada	616	(6)
	Contra disco	Perlítico	537	(13)

Outra característica dos resultados atuais é a baixa quantidade de ciclos realizados nos ensaios de disco contra disco. A dureza superficial é formada cedo, e alguma dureza evolui rapidamente para valores mais altos. Ao mesmo tempo, outras microestruturas podem levar um pouco mais de tempo para atingir diferentes durezas. Rezende *et al.* [107] e Hu *et al.* [108] mostraram que os discos perlíticos continuam a sofrer esforço mecânico após um número suficientemente grande de ciclos. Ele pode gerar dureza superficial tão alta quanto a dureza observada em discos esferoidizados testados com 1% de deslizamento.

Várias considerações devem ser levadas em conta para explicar a diferença de dureza da microestrutura esferoidizada e sua relação com o desgaste respectivo. Em primeiro lugar, a dureza evolui à medida que o ensaio ocorre. No início do ensaio, a dureza inicial, inferior à microestrutura perlítica, gera um alto desgaste inicial e uma alta deformação plástica. Finalmente, à medida que o ensaio evolui, a dureza da microestrutura esferoidizada torna-se mais dura que a contra-estrutura, causando uma inversão do comportamento de desgaste e FCR. Esse aumento de dureza pode estar relacionado com uma maior capacidade de encruamento (*work hardening*) e possivelmente com a solubilização mecânica da cementita.

3.1.2.5 Respostas do material ao mapa de *Shakedown*

As respostas do material ao esforço cíclico podem ser resumidas pelo mapa de "Shakedown", que relaciona o fator de tensão com o coeficiente de atrito [80]. O fator de tensão pode ser descrito por $\frac{p_0}{k}$ (considerando apenas o eixo vertical de aplicação da tensão de contato normal), onde p_0 é a pressão máxima de Hertz (equação 3) e k é o limite de

escoamento de cisalhamento do material, que pode ser estimado como aproximadamente 57,7% do limite de escoamento [109].

Os limites de escoamento utilizadas para o mapa de *Shakedown* foram 753 MPa para a microestrutura esferoidizada e 890 MPa para a microestrutura perlítica, seguindo os resultados obtidos por Alves *et al.* [53] e Bauri *et al.* [31].

O coeficiente de atrito utilizado para o mapa de *Shakedown* foi obtido por Baek, Kyogoku e Nakahara [110] de forma semelhante. A média dos coeficientes de atrito dos dois discos após o “*running in*” dos aços para trilho/roda foi plotada. O coeficiente de atrito para deslizamento de 1% foi de aproximadamente 0,45, considerando uma pressão máxima de 1100 MPa.

Assim, é possível estimar em que campo de comportamento o material será localizado comparando os resultados do FCR obtidos nos ensaios de disco contra disco com o mapa de “*Shakedown*” (Figura 46).

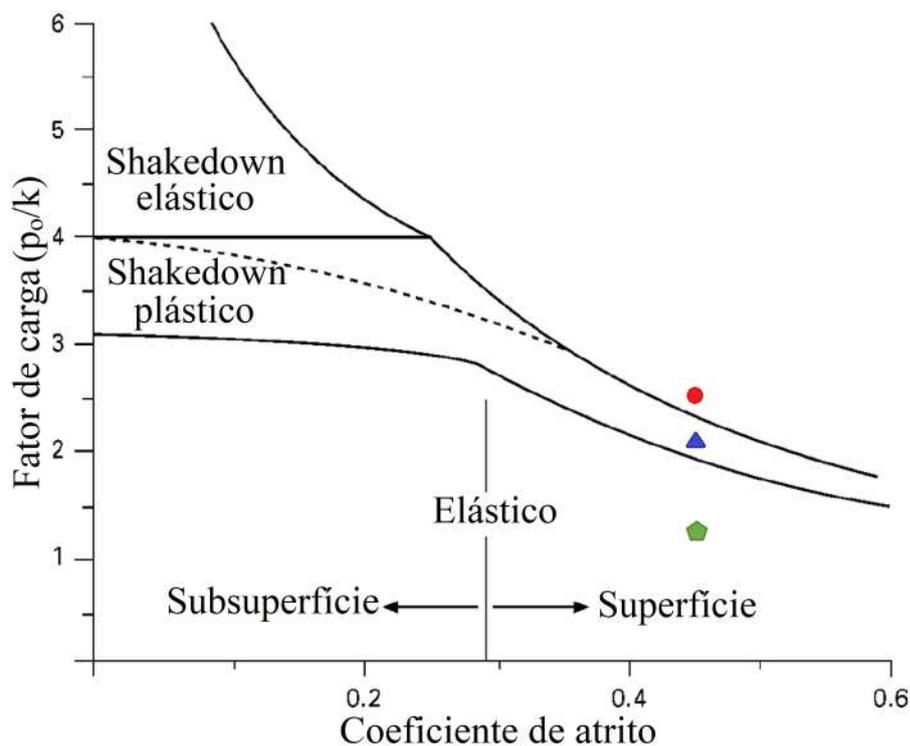


Figura 46: Mapa de *Shakedown* com os valores obtidos e estimados de acordo com a microestrutura/material utilizado nos ensaios de disco contra disco (adaptado de [80]). O círculo vermelho representa os ensaios com discos com microestrutura de cementita esferoidizada quanto às propriedades antes do ensaio, o pentágono verde representa os ensaios com discos com microestrutura de cementita esferoidizada quanto às propriedades após o ensaio, e o triângulo azul representa os ensaios com discos perlíticos.

Os dados estimados para os ensaios realizados com a microestrutura perlítica são

identificados com um triângulo de cor azul. Os ensaios realizados com os discos tratados termicamente (microestrutura de cementita esferoidizada) são identificados com um círculo de cor vermelha.

Os resultados indicam que, com a microestrutura original, a localização no mapa de "Shakedown" está na faixa do regime elástico. De acordo com o "Wheel-rail interface handbook" [111] de Lewis e Olofsson, os sistemas que operam abaixo do limite plástico de Shakedown podem apresentar fadiga de alto ciclo.

Como os ensaios foram realizados anteriormente do limite de elasticidade, ocorreu deformação plástica, adicionando deformação na superfície, como visto na Figura 41. Em contraste, os ensaios realizados com os discos de microestrutura de cementita esferoidizada foram localizados acima do limite plástico de Shakedown e propensos a falhas devido à fadiga de baixo ciclo.

Além disso, a cada ciclo de ensaio, ocorre a deformação plástica. Este fato foi confirmado macroscopicamente, com a deformação plástica lateral aumentando a espessura da superfície do disco, formando lábios laterais, semelhante aos resultados de Danks e Clayton [76] e Fletcher e Beynon [90] durante os ensaios de disco contra disco. Também confirmado microscopicamente, a superfície de rolagem mudou de uma retificação áspera com # 1200 para a superfície lisa vista na Figura 39.

Embora os resultados afetem diretamente o mapa de "Shakedown", deve ser enfatizado que os ensaios realizados contaram apenas com ciclo de transição. Como mostrado acima, o material menos duro se desgasta mais no início do ensaio, que deforma mais e fica mais duro do que o material inicialmente mais duro.

No entanto, é possível extrapolar resultados e comparar a relação de dureza após o ensaio. De acordo com um estudo de Pavlina e Van Tyne [112], que fizeram regressões relacionando a dureza Vickers com o limite de escoamento e limite de resistência, juntamente com a relação de aproximadamente 57,7% do limite de escoamento a extrapolar para a tensão de cisalhamento, o valor k seria consideravelmente maior do que o valor inicial. Portanto, o novo ponto ficaria abaixo da linha de Shakedown elásticos, mudando, conseqüentemente, o comportamento. O pentágono verde na Figura 46 representa o novo ponto no mapa de "Shakedown".

Como mencionado anteriormente, a presente pesquisa visa observar o desgaste e o comportamento da FCR na região mais macia da soldagem de topo por centelhamento

do trilho. Maior desgaste e deformação ocorrem com menor dureza inicial do que a microestrutura perlítica.

O perfil de dureza ao longo de uma solda de topo por centelhamento de trilho é caracterizado pela medição da dureza através do centro do disco, com dureza original do trilho, passando por uma região de esferoidização, com menor dureza, e evoluindo para dureza quase igual (em alguns casos ligeiramente maior do que a dureza inicial do trilho) [33] na interface de soldagem. Em alguns casos, o trilho pode ter uma queda de dureza na região central da solda devido à descarbonetação durante a etapa de *flashing* [31]. Simetricamente, a continuação da dureza ao longo da linha espelha o mesmo comportamento.

3.1.3 Conclusões

Os ensaios de disco contra discos foram realizados para diferentes pares de microestruturas, e pode-se concluir que:

- Os ensaios realizados sem deslizamento mostraram uma queda de 19,5% no número de ciclos até a percepção de trincas por fadiga de contato ao analisar o par de microestruturas inicialmente menos duras (disco de microestrutura de cementita esferoidizada testado com um disco completamente perlítico).
- Ensaios realizados com 1% de deslizamento mostraram valores estatisticamente iguais, independentemente do par de microestrutura dos discos.
- A dureza superficial dos discos com microestrutura esferoidizada após ser testada com 1% de deslizamento foi maior do que a dureza superficial do contra-disco, cujo material (completamente perlítico) tinha maior dureza inicial.
- Foi observada deformação plástica ao redor das trincas de fadiga de contato, incluindo a microestrutura de cementita esferoidizada.
- Foram observadas trincas subsuperficiais e trincas paralelas à superfície, principalmente nos ensaios sem deslizamento e com discos de material perlítico. A nucleação de uma destas trincas foi mostrada para nuclear em inclusão de óxido de alumínio (alumina).

3.2 Influência da microestrutura da zona afetada pelo calor de trilho soldado sob o ensaio de disco contra disco

3.2.1 Metodologia

3.2.1.1 Material e processo de soldagem

O material ferroviário utilizado foi um trilho DHH *Premium*, comumente utilizado nas ferrovias brasileiras de transporte de cargas pesadas. A composição química do trilho está descrita na Tabela 10. De acordo com caracterizações anteriores [31, 52, 53, 113, 114], embora a composição química seja hiper-eutetoide, a microestrutura é completamente perlítica.

Tabela 10: Composição química do trilho DHH *Premium*.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
0,81	0,23	1,03	0,01	0,01	0,22	0,01	0,02

O processo de soldagem foi realizado no Brasil de acordo com os parâmetros atualmente utilizados nas ferrovias *Heavy Haul* da Vale S.A. no Brasil. De acordo com estudos anteriores [31, 52, 53, 113], os parâmetros de soldagem atenderam o comprimento da ZAC de aproximadamente 36 mm e as amostras foram soldadas de acordo com a Tabela 11.

3.2.1.2 Ensaio de disco contra disco

Os ensaios de disco contra disco foram realizados utilizando a máquina de deslizamento entre discos SUROS [115] na Universidade de Sheffield para analisar a fadiga de contato de rolamento a seco (FCR) e a resistência ao desgaste em condição de rolamento e deslizamento. Os discos foram usinados no sentido horizontal a partir do trilho DHH *Premium*, como mostrado na Figura 47-a. Os discos foram cortados de forma a ter todas as microestruturas da ZAC presentes, como mostrado na Figura 47-b. Portanto, até dois discos foram removidos de cada junta soldada. Os contra-discos (roda) foram retirados do mesmo metal base para ter um material padrão para todos os ensaios. O comprimento da ZAC tinha um comprimento total de aproximadamente 36 mm, e a amostra de ensaio de disco contra disco foi de 47 mm. Esta geometria de extração do corpo de prova foi

Tabela 11: Parâmetros de soldagem realizados em trilhos DHH *Premium*.

Pré centelhamento	
Tensão média (V)	389
Corrente média (A)	380
Consumo de trilho (mm)	1.9
Duração (s)	30
Centelhamento	
Tensão média (V)	356
Corrente média (A)	433
Consumo de trilho (mm)	10
Velocidade de centelhamento (mm/s)	0.05
Duração (s)	116
Boost	
Tensão média (V)	394
Corrente média (A)	230
Consumo de trilho (mm)	9
Velocidade de centelhamento (mm/s)	1.47
Duração (s)	9
Upset	
Consumo de trilho (mm)	15
Corrente máxima (A)	937
Duração (s)	0.3
Recalque	
Força de recalque (t)	76
Duração (s)	2.01

decidida porque esta tem a região de amolecimento das peças A e B, junto com a região central. O disco considerado como o trilho girou a uma velocidade menor com 396 rpm (disco conduzido) do que o disco considerado como a roda com 400 rpm (disco condutor).

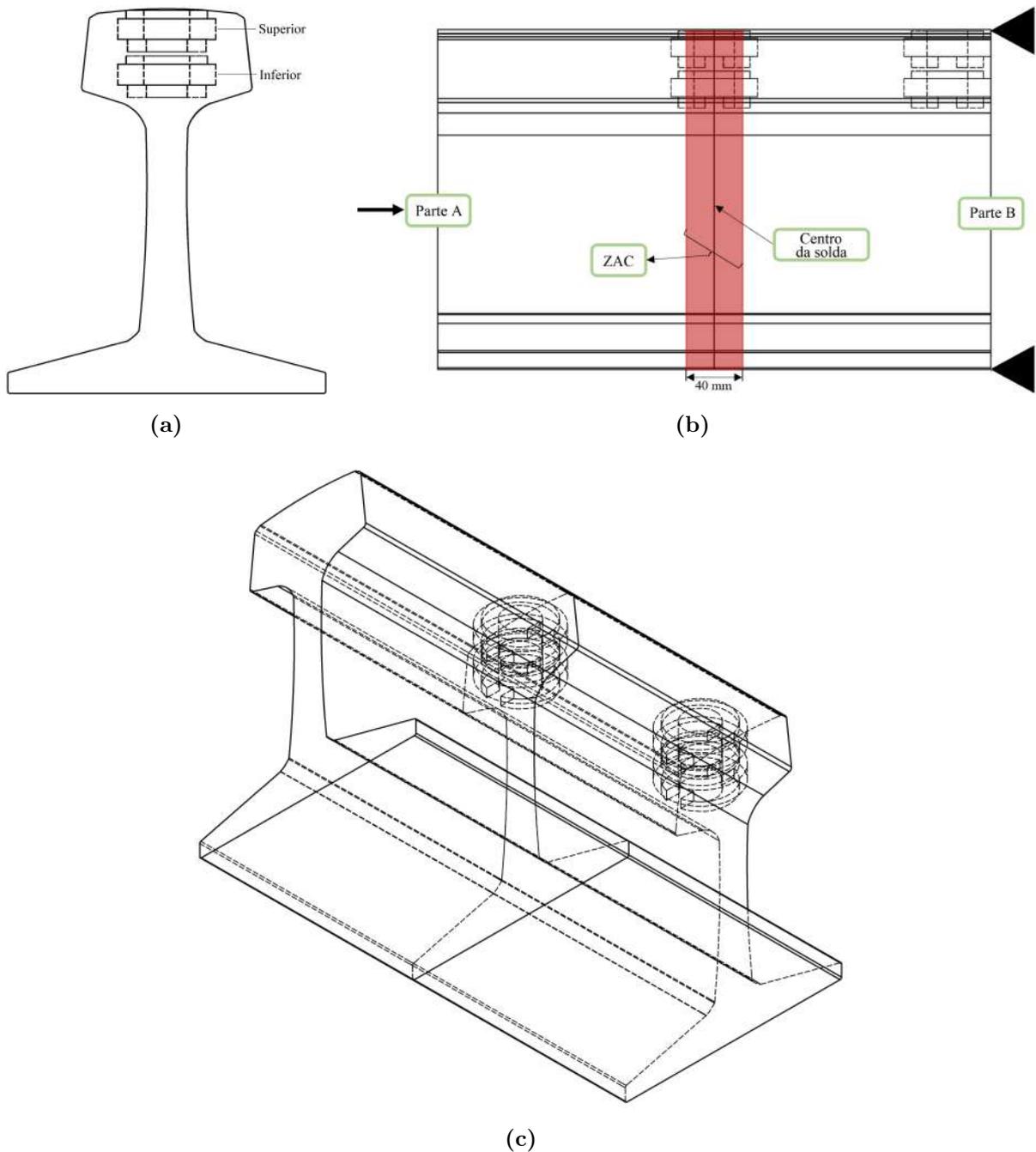


Figura 47: Locais onde os corpos de prova de disco contra disco foram cortados da junta soldada e do metal de base no trilho, sendo (a) a vista frontal, (b) a vista lateral e (c) a vista tridimensional do trilho.

Similar à seção 3.1, a pressão máxima de contato foi calculada de acordo com o método de Timoshenko e Goodier [100] descrita pela equação 3.2.

Os parâmetros dos ensaios de disco contra disco estão descritos na Tabela 12. Estes valores foram baseados em várias referências que utilizaram o ensaio de disco contra disco para caracterizar e analisar o contato entre o trilho e a roda do trilho [82–86, 90]. O ponto

de parada para os ensaios de disco contra disco estava em um total de 30000 ciclos.

Tabela 12: Matriz de ensaio de disco contra disco com a localização de cada amostra, carga e deslizamento.

Ensaio	Disco	Contra-disco	P_o (MPa)	Escorregamento (%)	Trilho
1	ZAC (Part A and B) - Upper	DHH (Upper)	1100	1	1
2	ZAC (Part A and B) - Lower	DHH (Lower)	1100	1	1
3	ZAC (Part A and B) - Upper	DHH (Upper)	1100	1	2
4	ZAC (Part A and B) - Lower	DHH (Lower)	1100	1	2
5	ZAC (Part A and B) - Upper	DHH (Upper)	1500	1	3
6	ZAC (Part A and B) - Lower	DHH (Lower)	1500	1	3
7	ZAC (Part A and B) - Upper	DHH (Upper)	1500	1	4
8	ZAC (Part A and B) - Lower	DHH (Lower)	1500	1	4
9	DHH (Upper)	DHH (Upper)	1500	1	-
10	DHH (Lower)	DHH (Lower)	1500	1	-

3.2.1.3 Caracterização

As superfícies desgastadas dos discos após o ensaio foram preservadas para análise. A rugosidade superficial dos discos foi medida antes e depois dos ensaios usando um perfilômetro usando o Alicona Infinifocus®. A análise da variação metrológica da circunferência dos discos também foi realizada utilizando o Alicona Infinifocus® para destacar regiões com taxas de desgaste mais altas/mais baixas.

A caracterização topográfica do disco após o ensaio de desgaste foi realizada com um scanner a laser Creaform HandyScan Black Elite®. Com este scanner, são colocados alguns pontos de referência, nos quais, com uma malha de laser é possível reproduzir os discos tridimensionalmente no software. Os resultados foram comparados com um disco de referência com um diâmetro de aproximadamente 1 mm menor. Assim, pôde ser feita uma comparação com uma tabela de cores com o disco de referência, localizando as regiões que sofreram mais ou menos deformação plástica.

O desgaste foi medido pela perda de massa, medindo antes e depois do ensaio do disco contra disco em uma balança de precisão. Em cada uma das medições, os discos foram limpos com álcool e desmagnetizados.

Além disso, as superfícies desgastadas dos discos e contra-discos foram analisadas através de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Os elétrons se-

cundários foram usados para verificar a topografia da superfície para identificar ranhuras, trincas e/ou marcas de desgaste. Os elétrons retroespalhados foram usados principalmente para determinar a presença de óxidos na superfície.

A seção transversal das superfícies dos discos foi preparada metalograficamente através de lixamento e polimento. Algumas amostras foram atacadas por imersão em solução Nital 2% durante 30 s. A metalografia de todas as regiões, atacadas e não atacadas, foi observada por microscopia eletrônica óptica e de varredura.

A análise de queda de dureza para cada borda da ZAC foi realizada a partir de perfis de dureza. Dois perfis foram realizados para cada borda da ZAC e para cada lado de soldagem. Um microdurômetro Shimadzu HVM-2 foi usado com uma carga de 0,3 kgf durante 15 s e uma distância entre recuos de 0,5 mm de acordo com a ASTM E92 [97]. A superfície recuada foi polida a 1 μm , e a menor dureza foi comparada à dureza do metal de base. A microdureza do metal de base (superior e inferior) foi realizada com 10 medidas cada.

3.2.2 Terminologia

No caso da soldagem de topo por centelhamento (*flash-butt*) de trilhos, há duas regiões de queda de dureza em comparação com o metal de base (e áreas adjacentes), sendo estas a região central e nas fronteiras da ZAC. Na área central, a ferrita pró-eutetoide é formada devido à descarbonatação da face a ser soldada durante o processo. O produto da ciclagem térmica e da divisão térmica do processo de soldagem dá origem a um gradiente de microestrutura ao longo da ZAC. Nas fronteiras da ZAC, as temperaturas atingem a região intercrítica entre A_{c1} e A_{cm} , o que favorece a esferoidização da cementita. Em ambos os casos, há uma queda considerável de dureza em comparação com a microestrutura original e perlítica.

Foi observada uma deformação plástica em todas as regiões dos limites da ZAC, e um vale foi visivelmente observado (Figura 48). Esta deformação mais significativa nestas regiões é provavelmente devido à queda de dureza nestas regiões.

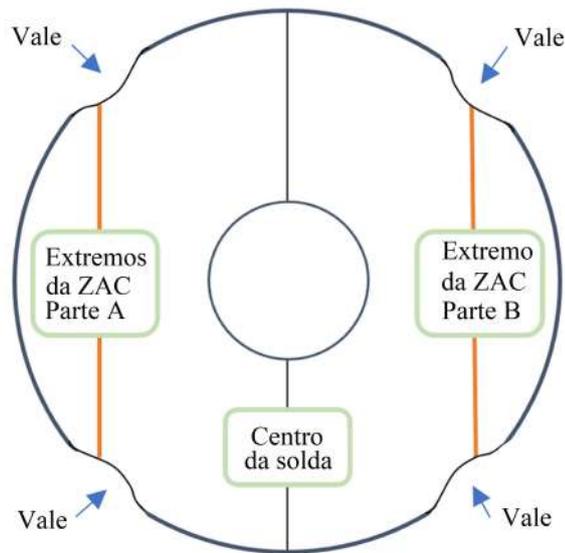


Figura 48: Representação esquemática dos vales formados após o ensaio do disco contra disco coincidindo com os limites da ZAC.

Durante os ensaios, após o ensaio do disco contra disco, pelo menos uma destas duas características foi observada em todas as regiões das fronteiras da ZAC e na área central da solda:

- Uma trinca consideravelmente grande, visível a olho nu de uma perspectiva superficial (Figura 49-a);
- Um aglomerado maior de trincas menores, mas concentrado nesta região também do ponto de vista superficial (Figura 49-b).

Vale a pena mencionar que estas classificações foram realizadas de uma perspectiva superficial. Posteriormente, foi constatado que se tratava de uma trinca (ou um defeito planar com características de trinca).



Figura 49: Perfilometria exemplificando a (a) trinca mestra e (b) a concentração maior de trincas de FCR, ambos observadas na região de transição da ZAC logo após os vales de deformação.

Por este motivo, a terminologia foi considerada, como ilustrado na Figura 50. Como foi feita uma análise de todas estas trincas, para as regiões onde foram observadas as maiores trincas, denominadas trincas mestras, somente esta trinca foi considerada, embora houvesse outras trincas consideravelmente menores nas áreas adjacentes. Para as regiões onde um número mais significativo de trincas concentradas foi observado nestas respectivas áreas, foi realizado um desvio médio e padrão considerando todas as trincas observadas na análise metalográfica.

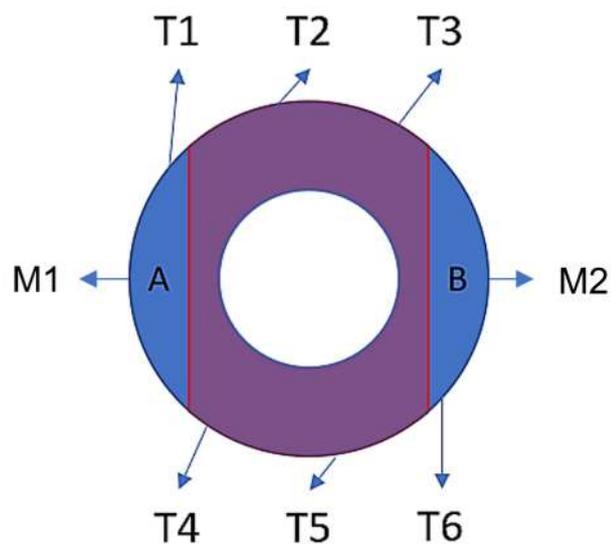


Figura 50: Diferentes regiões observadas no disco contendo todas as regiões da ZAC e sua terminologia específica.

As outras regiões, por exemplo, entre T1-T4 e T3-T6 mostraram uma concentração de trincas não visível a olho nu. Como estas regiões não foram o foco deste estudo, elas

não foram analisadas em profundidade.

3.2.3 Resultados

3.2.3.1 Microdureza Vickers

A dureza média do metal de base dos corpos de prova retirados do topo do boleto do trilho foi de 378,1 (19,1) HV_{0,3}. Ao mesmo tempo, a dureza do metal base do corpo de prova extraído da parte inferior do boleto do trilho foi de 339,9 (15,6) HV_{0,3}. Foi uma redução média de aproximadamente 10%. Estes valores foram provavelmente devido à menor taxa de resfriamento do boleto do trilho na região inferior em relação à distância da superfície.

Dois perfis de dureza foram realizados para cada solda e para cada lado de solda, como descrito na Figura 50. Estes resultados mostram uma pequena diferença na dureza em relação à altura de extração dos corpos de prova. Em contraste, não foi observada uma relação entre a queda de dureza em função do lado de solda. Os resultados da diferença de dureza entre a média do menor valor de dureza apresentado na ZAC e a dureza média do metal de base estão descritos na Tabela 13.

Tabela 13: Queda de dureza em função da altura de extração do corpo de prova e do lado de soldagem.

Altura	Lado	Queda de dureza	Desvio padrão
Upper	A	31,9%	1,8%
Upper	B	33,2%	1,6%
Lower	A	24,3%	1,6%
Lower	B	25,2%	1,7%

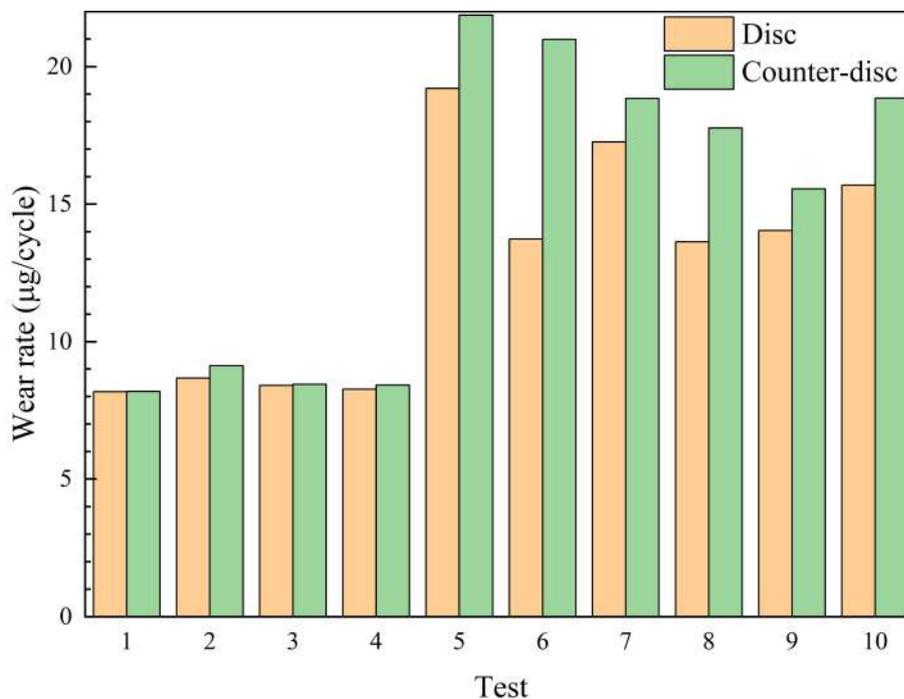
3.2.3.2 Análise de perda de massa

Os resultados da perda de massa total após os ensaios de desgaste podem ser vistos na Tabela 14. Duas características podem ser claramente observadas: Os Ensaios 1 a 4 mostraram menos perda de massa em comparação com os Ensaios 5 a 10 e os discos “do trilho” mostraram menos perda de massa do que os contra-discos “da roda”. Além disso, é possível afirmar qualitativamente que, em média, os discos retirados da parte superior (“*upper*”) perderam mais massa do que os retirados da parte inferior do boleto do trilho (“*lower*”).

Tabela 14: Perda de massa bruta de cada disco após os ensaios de disco contra disco.

Ensaio	Local de extração	Disco	Contra-disco
		(trilho) (g)	(roda) (g)
1	Superior	0,2451	0,2454
2	Inferior	0,2601	0,2735
3	Superior	0,2520	0,2533
4	Inferior	0,2479	0,2524
5	Superior	0,5761	0,656
6	Inferior	0,4119	0,6296
7	Superior	0,5178	0,5652
8	Inferior	0,4089	0,5329
9	Superior	0,4212	0,4666
10	Inferior	0,4706	0,5656

Ao refinar os resultados em função da perda de massa por ciclo de ensaio, foi plotado o gráfico da Figura 51. Como detectado anteriormente (Tabela 14), a perda de massa das amostras testadas a 1100 MPa foi consideravelmente menor em comparação com as amostras testadas a 1500 MPa.

**Figura 51:** Taxa de desgaste de cada um dos ensaios de discos contra disco.

A palavra conjunto de amostras foi usada para se referir tanto ao disco quanto ao

contra-disco (trilho e roda). Ao comparar os ensaios realizados a 1500 MPa com discos retirados da parte superior do boleto (Ensaio 5, 7, e 9), pode-se ver claramente que os conjuntos de amostras soldadas perderam mais massa do que os conjuntos de amostras retirados do metal de base com a mesma distância da superfície. O mesmo é observado nos ensaios realizados a 1500 MPa com discos retirados da parte inferior e do boleto (Ensaio 6, 8 e 10), onde os conjuntos de corpos de prova soldados perderam mais massa do que aqueles retirados do metal de base à mesma altura.

3.2.3.3 Análise do coeficiente de atrito

A relação entre o coeficiente de atrito (*Coefficient of Traction* - COT) e a pressão máxima de contato é mostrada na Figura 52. Houve pouca variação entre os ensaios realizados a 1100 MPa. O desvio padrão tanto do eixo de pressão máxima de contato quanto do eixo COT estavam muito próximos um do outro. Os resultados do COT variaram um pouco entre os ensaios realizados a 1500 MPa. O COT médio dos ensaios realizados a 1500 MPa foi maior do que os realizados a 1100 MPa.

O COT médio do metal de base ensaiado a 1500 MPa do corpo de prova retirado da parte superior do boleto do trilho foi menor que a média do corpo de prova retirado da parte inferior. O mesmo comportamento não é válido para os corpos de prova soldados retirados da parte superior e inferior do boleto. Os corpos de prova soldados retirados da região superior do boleto apresentaram um COT médio mais alto quando comparados com os corpos de prova soldada da região inferior.

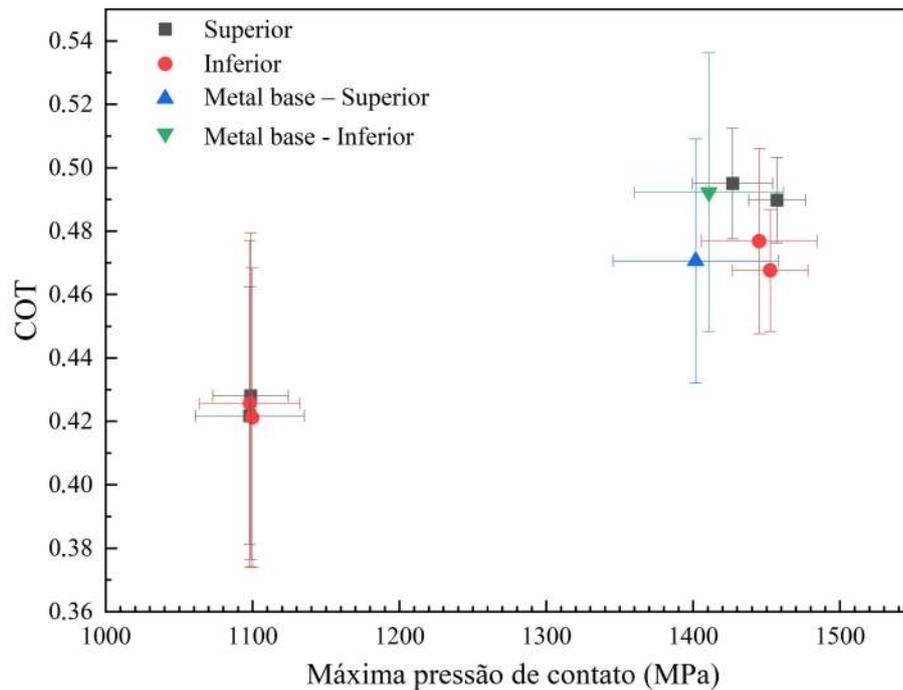


Figura 52: Coeficiente de tração (COT) pela pressão máxima de contato dos ensaios de disco contra disco realizado no SUROS.

3.2.3.4 Análise topográfica

A análise macrotopográfica pode ser vista na Figura 53. Dois discos contendo todas as microestruturas da ZAC e ensaiados a 1500 MPa foram analisados. Em comparação com um disco de referência, percebe-se que há uma diferença de mais de 0,5 mm visivelmente em duas regiões. Estas regiões coincidem exatamente com a região de esferoidização da cementita. Esta afirmação foi possível devido às marcações na amostra identificando o centro de solda e as regiões de queda de dureza características da solda de topo de trilho.

Os corpos de prova ensaiados a 1100 MPa não apresentaram uma deformação tão evidente quanto os ensaios realizados a 1500 MPa. Além disso, o corpo de prova retirado da parte superior apresentou maior largura de deformação (parte verde) do que o corpo de prova retirado da parte inferior do boleto, sugerindo que a diferença entre a dureza afetou significativamente esta deformação local.

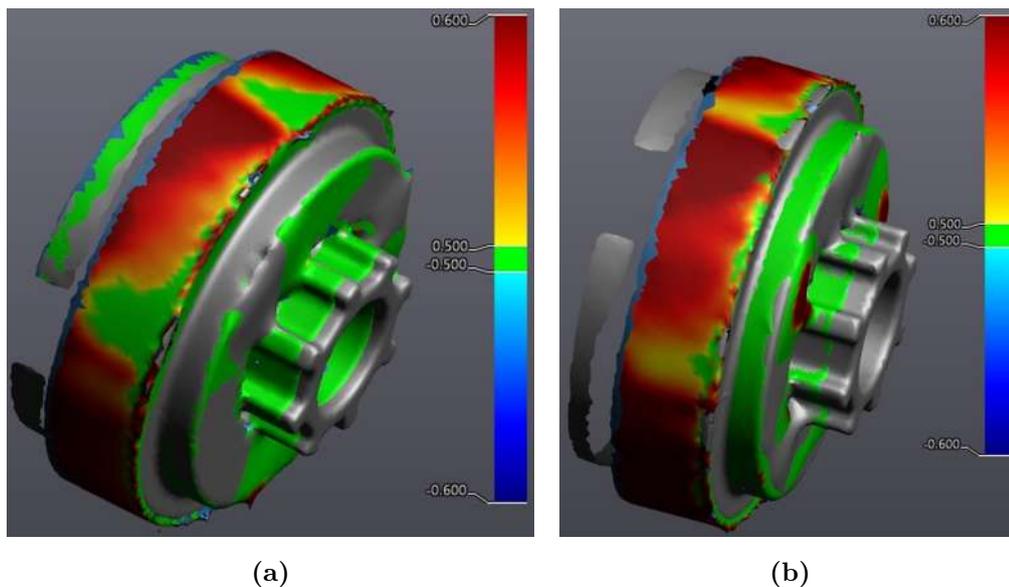


Figura 53: Análise macro-topográfica de dois discos contendo todas as microestruturas da ZAC e ensaiados a 1500 MPa: (a) extraídos da parte superior e (b) da parte inferior do boleto do trilho.

A microtopografia da superfície antes do ensaio é representada na Figura 54-a. As ranhuras de usinagem estão na direção que segue a pista de ensaio de desgaste. A média R_a antes do ensaio foi de $0,698 \mu\text{m}$. A microtopografia da superfície da peça do trilho extraída do metal de base na parte superior do boleto do trilho é mostrada na Figura 54-b, e a retirada da parte inferior é mostrada na Figura 54-c. Uma mudança na morfologia após o desgaste é evidente. A superfície de desgaste mostra rugosidade no sentido transversal, indicando a presença de trincas de fadiga de contato de rolamento. A média R_a após o ensaio de disco contra disco foi de $0,392 \mu\text{m}$ para o corpo de prova retirado da parte superior do boleto e $0,581 \mu\text{m}$ para o corpo de prova retirado da parte inferior.

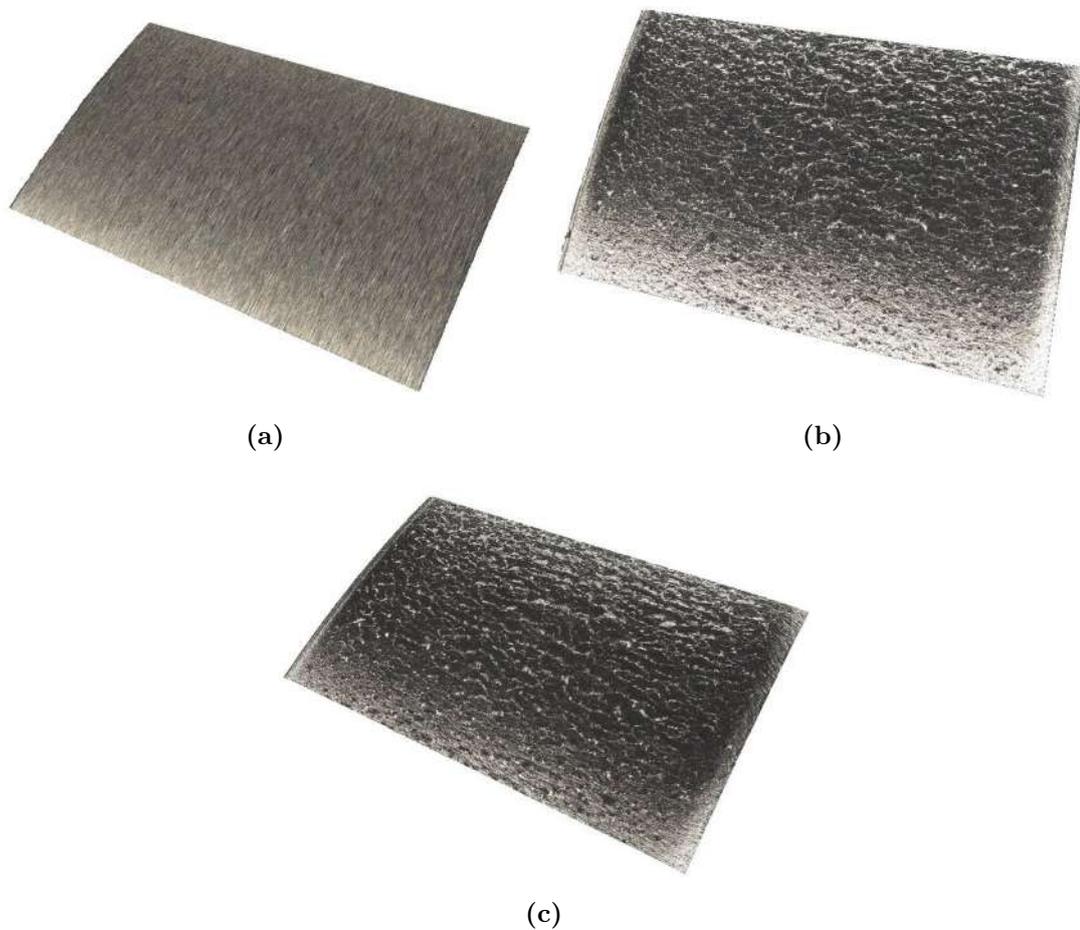


Figura 54: Análise microtopográfica da via de ensaio de desgaste do disco (a) antes do ensaio, (b) depois do ensaio dos discos extraídos da parte superior e (c) da parte inferior do boleto do trilho.

A microtopografia foi analisada nas regiões imediatamente antes da grande trinca ou área com concentração de trinca de FCR (T1, T2, T3, T4, T5, e T6). As regiões do metal base dos discos contendo a solda também foram analisadas, chamadas M1 para o metal base da parte A e M2 para o metal base da parte B. Um gráfico foi montado com os valores divididos em carga e altura de extração dos corpos de prova:

- As regiões de trincas T1 e T4 e o metal de base M1 correspondem ao lado A;
- As regiões de trincas T3 e T6 e o metal de base M2 correspondem ao lado B;
- Enquanto as regiões de trincas T2 e T5 correspondem à região do centro de solda.

Os resultados são mostrados na Figura 55. Uma queda em R_a é observada acentuadamente na região de esferoidização (A e B). Há também um aumento em R_a na região central. Estas duas características mencionadas anteriormente são repetidas em todos

os ensaios realizados. Com esta separação, a visualização dos resultados torna-se mais didática.

Estes ensaios mostram que Ra é elevado na região do metal de base, e os resultados dos ensaios realizados a 1100 MPa com amostras extraídas da parte inferior do boleto do trilho se destacaram. Uma elevação considerável de Ra no ensaio realizado a 1500 MPa do corpo de prova extraído da parte inferior do boleto do trilho é digna de nota. Em contraste, o ensaio realizado a 1500 MPa do corpo de prova extraído da parte superior do boleto do trilho mostrou um aumento de Ra na região central, mas não pronunciado na região do metal de base.

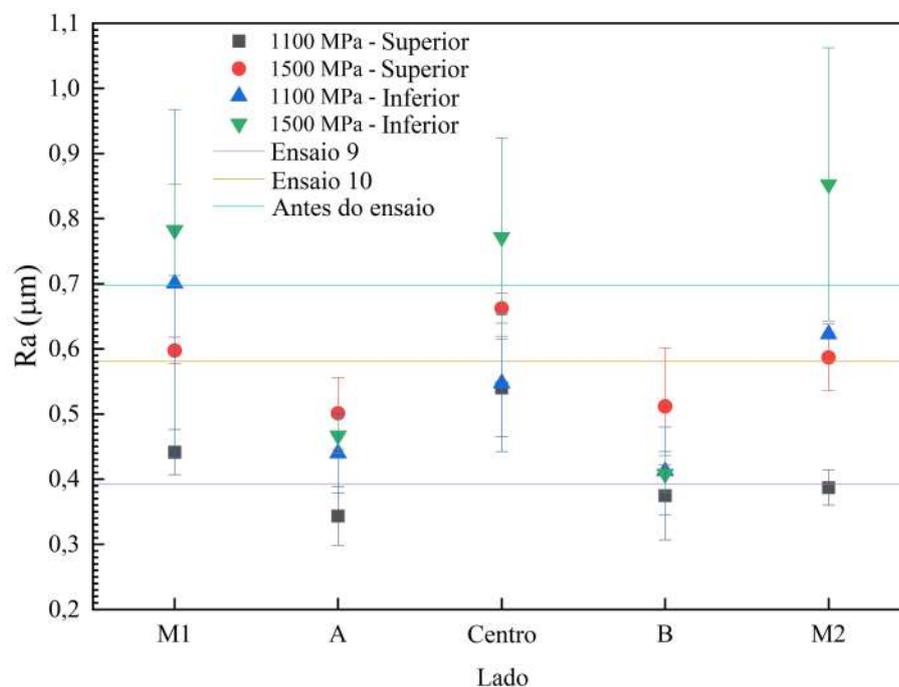


Figura 55: Distribuição da Rugosidade Superficial (Ra) pouco antes de cada região crítica é descrita na Figura 50.

3.2.3.5 Análise microestrutural

Quase todos os corpos de prova mostraram uma trinca principal no centro de solda. Um exemplo da micrografia da seção transversal do Ensaio 2 T2 é mostrado na Figura 56. Na parte esquerda da Figura 56 é observada uma trinca mais proeminente do que as trincas adjacentes. Seguindo a linha de deformação da extremidade da trinca, é possível ver que ela está ligada precisamente à região com a presença de ferrita pró-eutetoide. Esta relação é surpreendentemente exata: precisamente na área da ferrita, ela segue a deformação, ocorre uma “delaminação”, e finalmente gera um defeito semelhante

a uma trinca. Todas as outras trincas mestre observadas no centro da solda apresentavam características semelhantes.

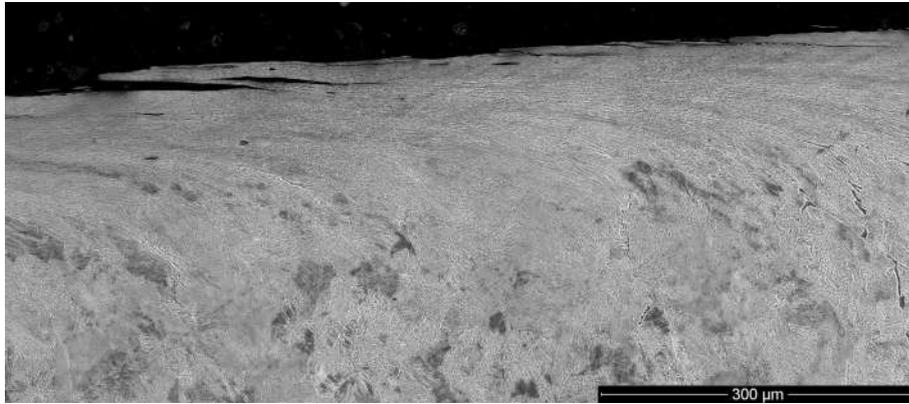


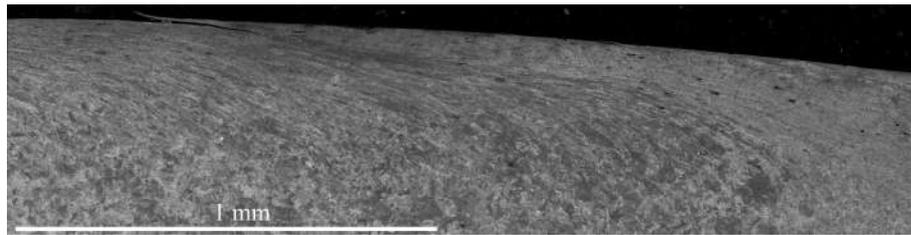
Figura 56: Corte transversal de um exemplo de amostra após o ensaio de disco contra disco observado na região central (Ensaio 2 T2). A ponta da trinca coincide precisamente com a posição da ferrita pró-eutetoide no extremo direito do micrografia.

A seção transversal de quatro exemplos de trincas principais das quatro condições de ensaio com corpos de prova contendo a solda é mostrada na Figura 57. Todas as trincas mestres observadas não localizadas centralmente, embora estivessem localizadas logo em frente às regiões limítrofes da ZAC, tinham as mesmas características:

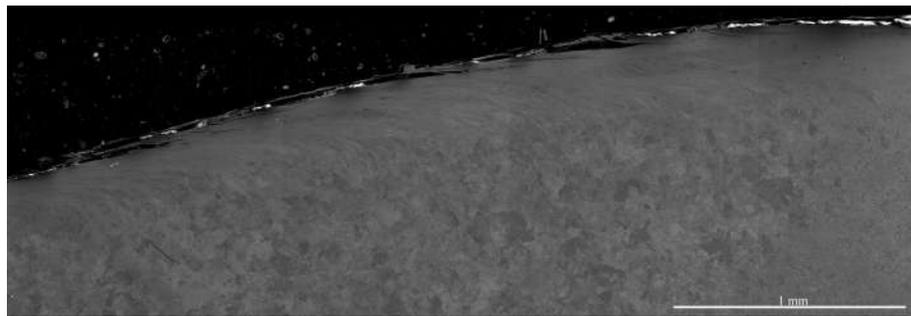
- Eram as maiores trincas (ou descontinuidade semelhante à trinca) na área;
- Elas estão ligadas ao local de esferoidização da cementita (localização das fronteiras da ZAC das soldas de trilhos);
- A região de descontinuidade planar com característica de trinca superior tem uma microestrutura mais esferoidizada do que a parte inferior.

As regiões de esferoidização do cementita estão localizadas na área direita das Figuras 57-a a 57-d. A ponta da trinca e a direção de propagação das trincas principais estão perfeitamente alinhadas com a direção de deformação gerada pelo contato entre os discos durante o ensaio de disco contra disco.

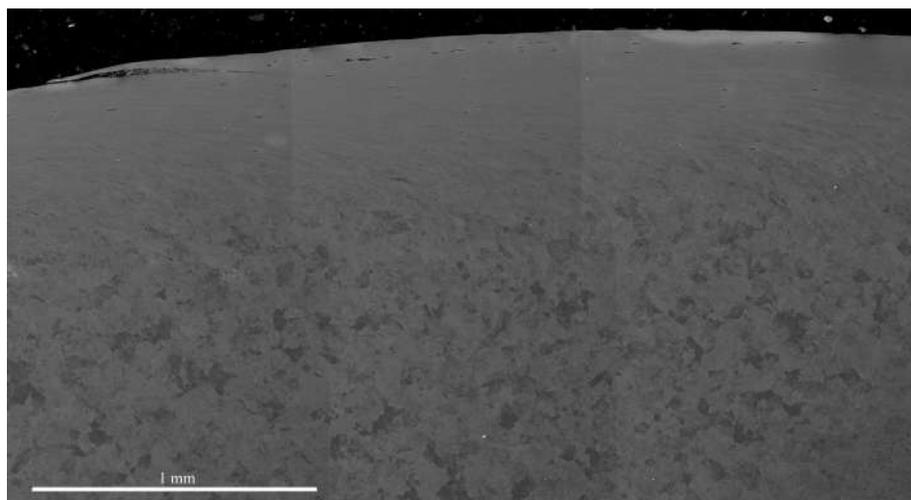
Outra característica observada é que a região de esferoidização apresentou uma distância de deformação maior do que as outras regiões com microestrutura perlítica. Esta característica, embora observada em todas as trincas mestres, é mais visível na Figura 57-a.



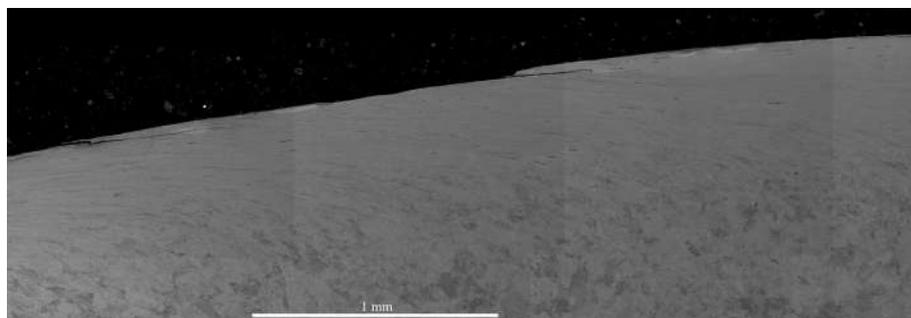
(a)



(b)



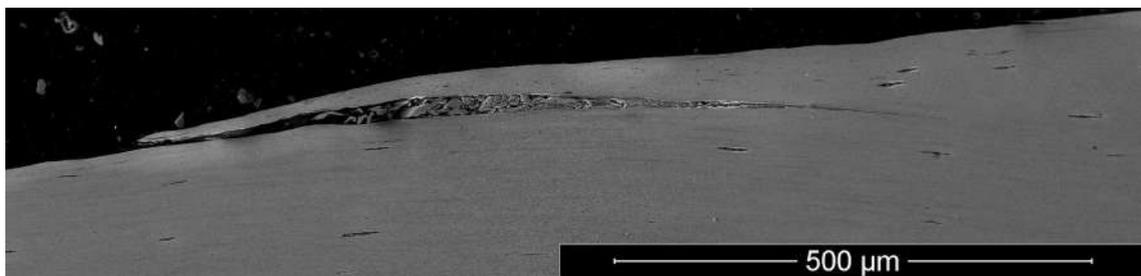
(c)



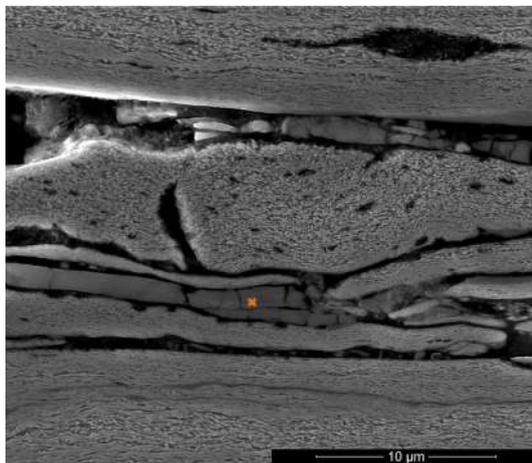
(d)

Figura 57: Macrografia da seção transversal dos corpos de prova após o ensaio de disco contra disco. Quatro exemplos de trincas principais e a relação da trinca com a microestrutura da borda da ZAC são mostrados em cada um dos parâmetros: (a) Ensaio 1 T1, (b) Ensaio 2, (c) Ensaio 5 T1 e (d) Ensaio 8 T4.

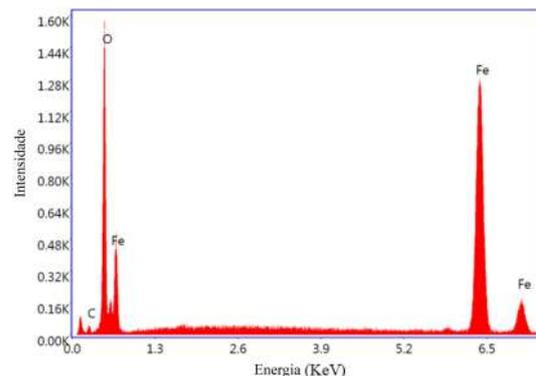
Algumas trincas principais continham algumas partículas em seu interior. Esta característica é mais evidente na amostra do Ensaio 8 T4 mostrada na Figura 57-d. Algumas outras trincas mestres também tinham esta característica. Uma imagem mais ampliada desta característica é mostrada na Figura 58. De acordo com a Figura 58-b, estas partículas maiores são de aço com microestrutura esferoidizada a partir do próprio trilho. A análise do EDS mostrou que a parte mais lisa (localizada na marcação vermelha da Figura 58-b) tem uma grande quantidade de óxido (ver Figura 58-c). Esta formação de óxido indica que esta superfície foi desgastada devido ao contato entre os discos que levam à formação de óxido. Posteriormente, esta região foi engolfada pela deformação da microestrutura menos dura. Estas características sugerem que a trinca mestre é o produto da “extrusão” e não de FCR.



(a)



(b)



(c)

Figura 58: (a) Trinca principal do Ensaio 5 T1 mostrando detritos dentro da trinca. (b) detalhe dos detritos no meio da trinca e o local de análise do EDS. (c) a análise do EDS mostra que esta é uma região de óxido.

A Figura 59 mostra quatro trincas mestres observadas em cada condição ensaiada: 1500 MPa, 1100 MPa, discos retirados tanto das partes superiores e inferiores. Como

mencionado anteriormente, a região superior da trinca mostrou microestrutura esferoidizada, enquanto a parte inferior da trinca tem mais microestrutura lamelar perlítica. A trinca apresenta características retas, não ramificadas e segue as linhas de deformação. As lamelas perlíticas estão totalmente alinhadas com a deformação do contato do disco, e a trinca corre paralelamente a este alinhamento. As superfícies das Figuras 59-a e 59-c apresentam uma superfície lisa, enquanto a Figura 59-d apresenta uma superfície ligeiramente menos lisa. A análise de EDS mostrou a presença de óxido em todas as trincas analisadas pelo MEV.

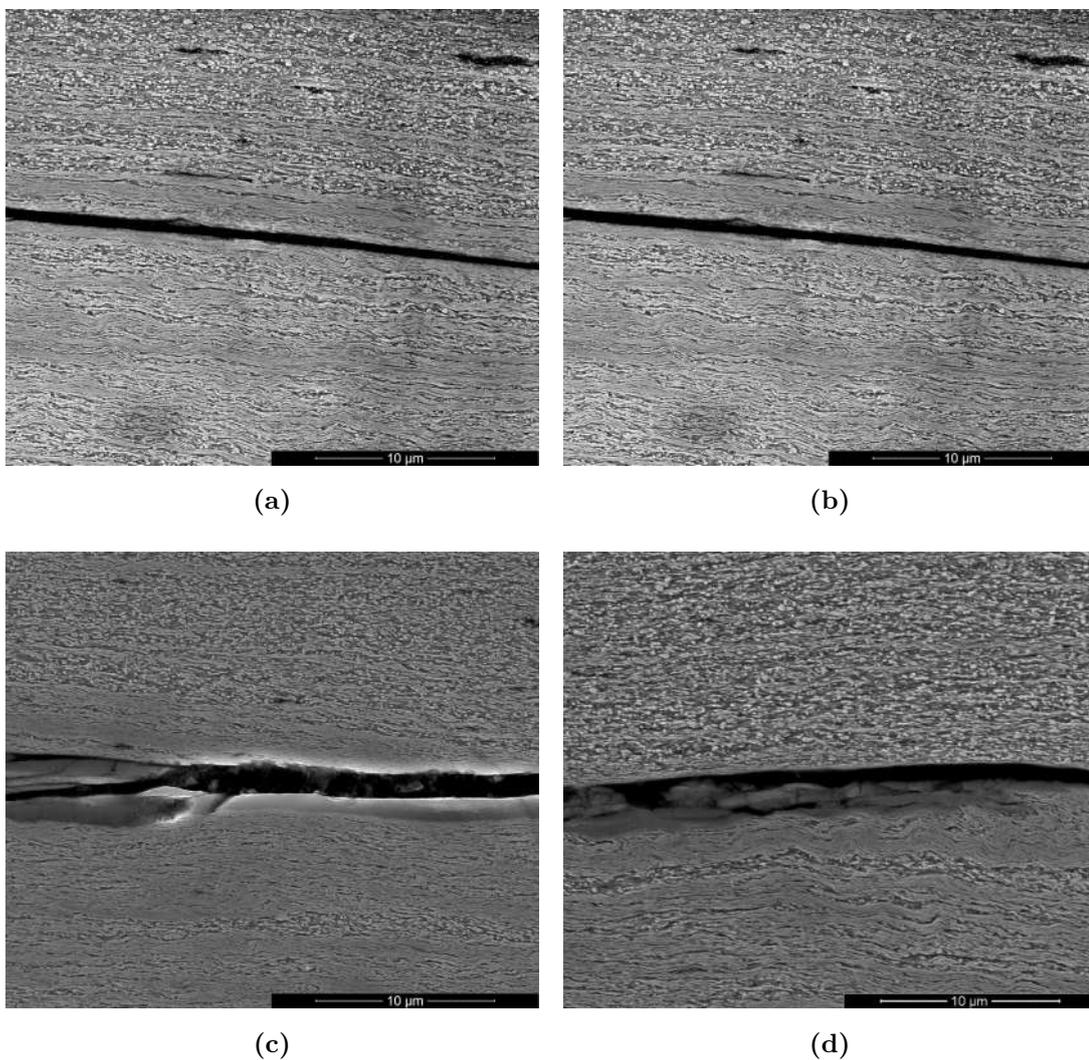


Figura 59: Micrografia da seção transversal dos corpos de prova após o ensaio de dois discos. Quatro exemplos de trincas principais são mostrados em cada um dos parâmetros: (a) Ensaio 1 T1, (b) Ensaio 2, (c) Ensaio 5 T1, e (d) Ensaio 8 T4. Observa-se que a microestrutura superior da trinca é mais esferoidizada do que a microestrutura abaixo da trinca.

3.2.3.6 Análise dimensional das trincas

A distribuição de comprimento e profundidade das trincas observadas em cada região é apresentada na Figura 60. Apesar de um comprimento e profundidade médios mais altos da condição de ensaio dos corpos de prova retirados da parte inferior do boletão a 1500 MPa para o lado B, não foi possível observar uma diferença clara entre as trincas e os lados A e B.

Para o metal de base, um quarto da seção longitudinal do disco foi removido, e o comprimento e a profundidade de todas as trincas foram avaliados. O comprimento e a profundidade médias das trincas para cada condição são identificadas nas Figuras 60-a e 60-b como as linhas amarela e azul. Claramente, há uma tendência para que as trincas nos corpos de prova retirados da região inferior do boletão do trilho sejam maiores e mais profundas do que as trincas nos corpos de prova retirados da área mais próxima da superfície.

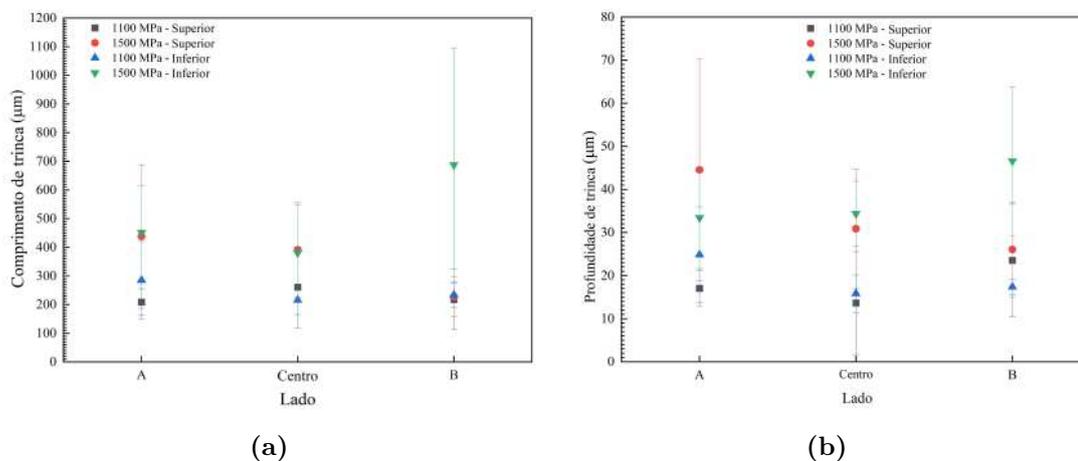


Figura 60: A distribuição do comprimento e da profundidade da trinca para cada condição para cada centro de solda e limite da ZAC em cada lado.

3.2.3.7 Perfil de nanodureza

Os resultados de nanodureza do Ensaio 5-T1 e Ensaio 8-T3 estão descritos na Figura 61. As figuras da localização aproximada dos pontos de medida de dureza também estão presentes na Figura 61. É notado que a dureza aumenta conforme se aproxima da superfície está entre 750 HV e 800 HV até se aproximar da trinca. Entre a trinca e a superfície, há uma pequena queda de dureza seguido de um aumento brusco, chegando até entre 900 HV e 1000 HV.

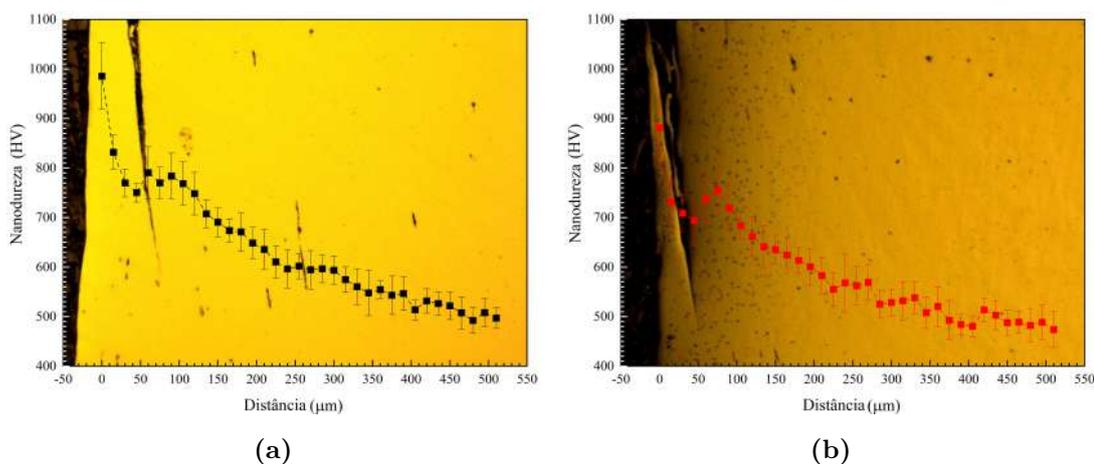


Figura 61: Perfil de nano dureza no (a) Ensaio 5-T1 e (b) Ensaio 8-T3.

3.2.4 Discussão

O ensaio de disco contra disco usando uma junta soldada com todas as microestruturas no processo de soldagem de topo por centelhamento (*flash-butt*) é um novo ensaio. Embora este seja um ensaio recentemente desenvolvido, muita informação foi extraída que nos permitiu compreender melhor os fenômenos envolvidos na formação de trincas e desgaste na área soldada do trilho. Primeiro, foi possível recriar em escala de laboratório um tipo de defeito comumente observado no campo: canoamento duplo na região menos dura da microestrutura. Outros fenômenos como mudanças em R_a e a gênese da formação de trincas nas áreas menos dura também foram observados. Como se trata de um novo ensaio, mais experimentos devem ser realizados para uma melhor compreensão e representação estatística dos resultados.

A formação de trincas mestres (ou concentração de trincas de FCR) precisamente na região da área menos dura atraiu muita atenção em todos os corpos de prova. Foi evidente que existiam pelo menos seis regiões com maior propensão à formação de trincas. Esta informação é semelhante àquela observada por Mutton *et al.* [32] em sua análise do trilho extraído, trincas foram observadas principalmente nas extremidades da ZAC na metalografia da seção transversal.

Em seu estudo, Mutton *et al.* [32] observaram uma rede de carbonetos em contornos de grãos austeníticos prévio, logo após a região menos dura da ZAC. Este mesmo trilho usado por Mutton *et al.* [32] tem um carbono equivalente de cerca de 1%. Esta quantidade de carbono impede a descarbonização na região central a ponto de formar ferrita pró-

eutetoide, conforme observado por Bauri *et al.* [31]. Esta menor tendência de formar ferrita pró-eutetoide também é observada nos perfis de dureza dos trilhos usados, nos quais não há diminuição evidente da dureza na área central das soldas. A formação de ferrita pró-eutetoide é comum para aços com carbono equivalente mais próximo do equilíbrio eutetoide e tem sido observada por vários autores [31, 33, 116].

Esta maior quantidade de carbono equivalente também torna o aço mais propenso a formar cementita no contornos de grão austeníticos prévios. Foi observado por Bauri *et al.* [31] que o trilho com maior teor de carbono apresentava uma fragilidade precisamente na região adjacente ao amolecimento. Mesmo em suas pesquisas, ensaios de tração mostraram uma maior “fragilidade” precisamente nesta região.

Analisando a perda de massa (Figura 51), primeiramente devemos analisar os dados do Ensaio 9 e do Ensaio 10. Estes ensaios foram realizados com amostras não soldadas como referência para os ensaios realizados a 1500 MPa. O Ensaio 9 mostrou uma perda de massa consideravelmente menor do que o Ensaio 10. Esta menor perda de massa é devida aos trilhos sendo tratados no boleto, gerando maior dureza em sua superfície, mas não refletindo em seu núcleo. Assim, é gerada uma heterogeneidade microestrutural, que diminui sua dureza à medida que aumenta a distância de sua superfície original. A questão da menor dureza sofrendo maior desgaste é um assunto muito estudado e estabelecido [15]. Além disso, uma menor taxa de resfriamento proporciona uma menor largura de lamelas de perlita [18, 117]. A distância entre as lamelas de perlita influencia diretamente no desgaste e a formação de trinca de FCR [84].

A perda de massa do contra-disco foi maior do que a do disco. Este fenômeno é conhecido e discutido por vários autores [93, 118]. Mesmo que o contra-disco seja mais duro que o disco, há uma maior tendência à trinca e perda de massa. Pereira *et al.* [119] também observaram este comportamento: mesmo ao testar com contra-discos perlíticos contra com cementita esferoidizada com menor dureza, os contra-discos apresentavam uma tendência maior de nucleação e propagação de trincas. Para ensaios com discos da mesma microestrutura, a maior perda de massa foi encontrada nos contra-discos.

Para os ensaios realizados a 1100 MPa, os contra-discos retirados da parte inferior e apresentaram maior perda de massa do que os corpos de prova retirados da parte superior do boleto. Em contraste, com os corpos de prova soldados ensaiados a 1500 MPa, a perda de massa dos corpos de prova retirados da parte inferior e foi menor que a dos corpos de

prova retirados da parte superior. Este comportamento pode ser explicado pela diferença de dureza entre o metal de base e a região menos dura da ZAC, conforme apresentado na Tabela 13.

A regressão múltipla para prever a perda de massa (*Wear*) sendo a carga em MPa (*Load*), o coeficiente de atrito (*COT*), queda de dureza (*HL*), e localização do corpo de prova (*SL*), variando entre 1 para superior e -1 para inferior, são apresentadas na Equação 3.3. O cenário ideal seria realizar mais ensaios com os mesmos parâmetros, mas não é fácil obter amostras, embora o R^2 tenha sido 0,9501, demonstrando a alta confiabilidade da regressão ao prever a perda de massa (*Wear*).

$$Wear = -44.8 + 0.00233 \cdot Load + 117.2 \cdot COT + 3.14 \cdot HL + 0.364 \cdot SL \quad (3.3)$$

Uma característica observada é a relação significativa da regressão entre o COT e a perda de massa. O efeito do COT sobre o desgaste é conhecido e pode ser descrito como o $T\gamma$ nas várias equações de previsão de desgaste conhecidas [120–122], em que T é a força de tração de ensaio (coeficiente de força de tração normal), e γ é o escorregamento relativo.

Dois regiões menos duras são mais propensas à deformação em comparação com as áreas mais duras adjacentes. Esta deformação pode ser classificada como defeito de canoamento [123]. De acordo com Steenbergen e Dollevoet [123], esta heterogeneidade microestrutural e, portanto, de dureza, forma uma deformação não-uniforme. Esta deformação localizada também foi observada por Mutton *et al.* [32] Duas depressões foram observadas, seguidas por trincas nos trilhos de após uso.

Ensaio de disco contra disco realizados com amostras contendo a solda mostraram o mesmo efeito (ver Figura 53). Duas regiões com maior deformação precisamente na região de esferoidização da ZAC. Nenhuma deformação foi observada na área central da solda. Portanto, foi possível reproduzir um defeito real no ensaio de disco contra disco em escala laboratorial.

A deformação evidente observada principalmente nos corpos de prova ensaiados a 1500 MPa sugere que ela pode causar menor atrito do que os ensaios realizados a 1100 MPa (ver Figura 53). Esta deformação aumentada também está ligada à formação de trincas mestres observadas em todas as regiões com menor dureza e na região central da solda. Com menor pressão (1100 MPa), houve menor tendência à deformação das regiões

amolecidas, e em vários casos, não foram observadas trincas mestres para esta condição de pressão de ensaio.

Há uma diminuição aparente em R_a pouco antes das trincas mestre (lados A e B), como visto na Figura 55. Há uma homogeneidade de R_a em áreas adjacentes, tais como o centro e o metal de base. Esta diminuição em R_a indica algum fenômeno envolvido com a deformação da região esferoidizada (menos dura). Aparentemente, a deformação observada nos vales formados nas fronteiras da ZAC (ver Figuras 50 e 53) diminuiu a tendência de trincas e favoreceu a deformação na área adjacente para esta microestrutura específica. Esta característica de maior propensão à deformação e menor rugosidade nos ensaios de disco contra disco com microestrutura esferoidizada também foi observada por Pereira *et al.* [119]. A menor R_a nos lados A e B (Figura 55), a grande deformação na região do defeito do tipo canoamento observada na Figura 54, e as trincas principais (Figura 57) estão intimamente ligadas. A relação da microestrutura heterogênea (ZAC esferoidizada e cementita perlítica) com as trincas mestres é evidente na Figura 59.

A região central da solda mostrou ferrita pró-eutetoide comum na solda de topo [31, 33]. O efeito deletério da ferrita pró-eutetoide na resistência à FCR é conhecido e muito bem documentado [91, 92]. Analisando a Figura 56, a posição exata onde a trinca se propaga é a linha de deformação onde a ferrita nucleia no contorno de grão austenítico prévio. Como todos os discos mostraram trincas principais ou maiores concentrações de trincas nesta região, isto só confirma este efeito deletério.

Uma análise de Cvetkovski *et al.* [124] observou um metal particular dentro da trinca. Foi observado que a trinca não é apenas tensionada no modo I, mas também no modo de cisalhamento II ou III [79]. As duas superfícies continuam se tocando e agindo sob tensão. Estas tensões podem ser a origem das partículas observadas na Figura 60, na qual o material próximo à superfície comprime até o limite do material formando partículas no interior da trinca. Outro fator é a presença de trincas nos óxidos pelo mesmo processo. A origem dos óxidos observados na Figura 60 é diferente porque o ensaio foi seco. Ainda assim, as trincas de óxidos transversais à superfície da trinca podem ser originadas pelo mesmo motivo de esforços também nos modos II e III. No caso de Cvetkovski *et al.* [124], foi analisado o aço usado para rodas ferroviárias, o que sugere que foi desgastado junto com a atuação do meio ambiente, como ciclos de chuva e umidade.

Ao comparar esta característica com as macrografias da Figura 57, pode-se ver

que a região esferoidizada apresenta um comprimento de alongamento maior na superfície quando comparada com a área adjacente. A deformação mais significativa e a microestrutura adjacente mais dura podem formar um defeito planar semelhante a trincas por deformação plástica [125]. As trincas principais formadas pela deformação diferencial entre a parte esferoidizada e a parte perlítica seguem a direção preferencial da fronteira das microestruturas [126].

A deformação da superfície, especialmente com cargas mais altas, causa a formação destes defeitos planares por extrusão da microestrutura menos dura acima da microestrutura mais dura. Este defeito planar pode gerar uma concentração de tensões na ponta das trincas a partir das tensões de contato atuantes [127].

De forma mais prática, transferindo os dados obtidos no ensaio de disco contra disco das juntas soldadas para uma situação real de contato roda-trilho, este defeito planar pode evoluir para uma propagação de trincas de baixo ciclo de fadiga, seguindo o contorno da microestrutura. As tensões de contato entre a roda e o trilho ou a flexão dos trilhos durante a operação podem levar à propagação destes defeitos de forma a fraturar o trilho, com o descarrilamento do trem como uma possível consequência.

No Manual de Defeitos Ferroviários [128], há pelo menos dois exemplos de trincas transversais que ocorreram onde a nucleação ocorreu justamente na transição da ZAC da junta soldada. Dada esta realidade, verifica-se a importância de se obter parâmetros de soldagem que reduzam tanto a diminuição da dureza quanto as propriedades mecânicas da junta soldada e dos trilhos com menor tendência à esferoidização nos limites da ZAC. Estas conclusões também foram realizadas por Saita *et al.* [8], Alves *et al.* [53], e Bauri *et al.* [31].

A presença de óxido dentro das trincas principais deixa claro que há formação de oxidação durante o contato entre os discos durante o ensaio, e então esta superfície é coberta pela região da ZAC menos dura (Figuras 58 e 59). A heterogeneidade microestrutural, apesar de ser um pouco diferente ao caso atual, foi observada por Mesaritis *et al.* [129]. Foi observado que microestruturas mais duras podem ser encobertas por microestruturas menos duras. No caso foi observado WEL encoberta pelo metal base durante o deslizamento.

Vale a pena notar que nos corpos de prova extraídos mais longe da superfície aumenta consideravelmente tanto o comprimento quanto a profundidade das trincas observadas. O comprimento médio da trinca do corpo de prova de metal de base superior

(Ensaio 9) foi de 85,0 (14,3) μm , e o inferior (Ensaio 10) foi de 184,8 (69,5) μm . Enquanto a profundidade de trinca do corpo de prova de metal de base superior (Ensaio 9) foi de 12,0 (2,6) μm , e a inferior foi de 18,0 (2,7) μm . Como consequência tecnológica, é evidente que o trilho gasto com uma seção original menor após um período de uso tem uma resistência ao desgaste/FCR significativamente menor. Além disso, as trincas principais observadas foram em média substancialmente maiores do que as respectivas trincas de FCR do metal de base (ver Figuras 60-a e 60-b).

Além disso, há uma relação direta entre o comprimento das trincas observadas e sua profundidade e pode ser observada na Figura 62. Há uma variedade de comportamento entre a profundidade e o comprimento. Notadamente, quanto maior o defeito planar, maior é sua profundidade.

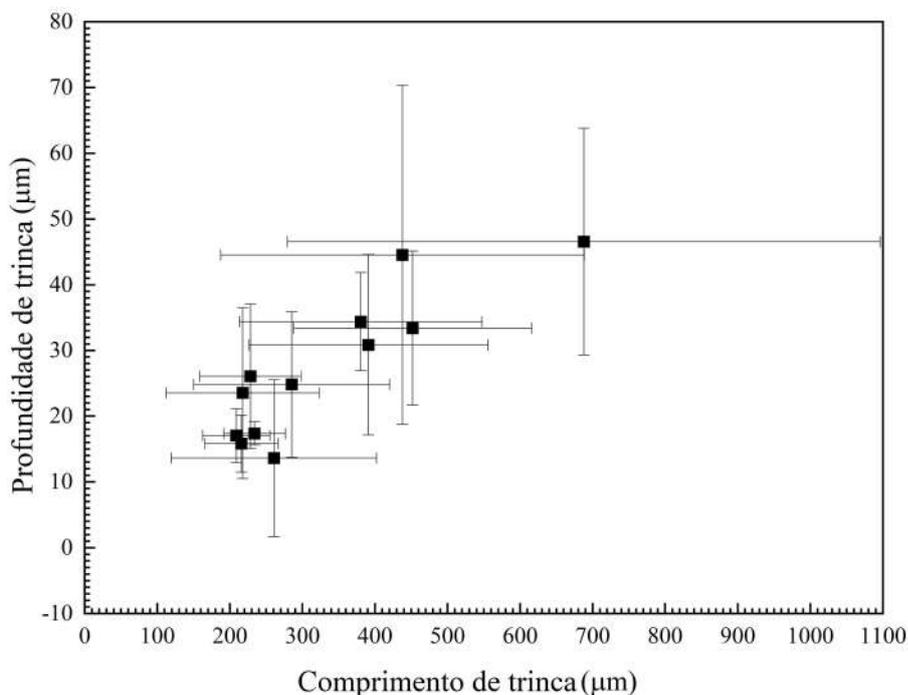


Figura 62: Relação entre o comprimento das trincas observadas e sua profundidade.

O comprimento e a profundidade mostraram pouca variação ou tendências. Pode ser claramente observado que quanto maior a carga, maior o comprimento e a profundidade. Aparentemente, há uma maior tendência para o comprimento da trinca no lado B para os (ensaios dos corpos de prova retirados da parte inferior do boleto e uma propensão para um comprimento de trinca menor no mesmo lado para os ensaios realizados a 1500 MPa) ensaios dos corpos de prova retirados da parte superior realizados a 1500 MPa. Embora apenas duas repetições tenham sido realizadas para cada parâmetro de um en-

saio que nunca foi realizado, devem ser realizados mais ensaios para analisar se existe uma tendência real ou se este achado resulta de uma distribuição natural dos resultados. É possível que os defeitos planares semelhantes à trincas tenham se soltado durante o ensaio gerando debris, e seu comprimento/profundidade tenha sido estatisticamente alterado. Somente uma grande quantidade de ensaios pode garantir uma maior certeza entre uma tendência mais significativa no comprimento e profundidade das trincas.

A relação do perfil de dureza mostrou uma dureza máxima perto da superfície que chegou a patameres entre 900 HV e 1000 HV. Esta característica de dureza, apesar de um pouco acima, está de acordo com Pereira *et al.* [119]. Foi observado que microestrutura de cementita esferoidizada possui encruamento possível considerável.

3.2.5 Conclusões

Este estudo realizou um novo ensaio de disco contra disco utilizando um disco com todas as microestruturas presentes na ZAC de trilho soldado de topo por centelhamento (*flash-butt*). Assim, foi possível concluir que:

- Havia uma heterogeneidade microestrutural ao longo do disco, com diferentes propriedades mecânicas locais e fornecendo algumas características distintas. A característica principal foi a deformação substancial nas regiões menos duras criando vales nas quatro regiões de esferoidização no limite da ZAC.
- A perda de massa do disco condutor (maior velocidade de rotação) foi menor do que a do disco conduzido (menor velocidade de rotação).
- Nas regiões centrais e no limite da ZAC, foram observadas trincas de tamanho macro (denominadas trincas principais) ou concentrações de trincas de FCR. Estas trincas principais/grupos de trincas coincidem exatamente após os vales de deformação observados pela deformação localizada do disco e com a região central da solda, ou seja, exatamente nas regiões com microestrutura menos dura (cementita esferoidizada e ferrita pró-eutetoide).
- A microestrutura esferoidizada foi observada na região superior e microestrutura mais perlítica foi observada na região inferior das trincas mestres. A diminuição da rugosidade superficial e os vales formados nas regiões imediatamente antes das trincas sugerem que estas trincas mestres foram formadas por deformação (extrusão).

Uma camada de óxido foi observada na superfície inferior de uma trinca mestre, suportando a hipótese de extrusão.

- O efeito deletério da presença de ferrita pró-eutetoide na propagação da trinca de FCR foi confirmado. Na região central, foram observadas trincas mestre ou maior concentração de trincas, e na metalografia da seção transversal, a ponta da trinca coincidiu com a região com ferrita pró-eutetoide deformada.

Simulação de soldagem de trilhos por elementos finitos

Este capítulo abordará os temas relacionados à simulação de soldagem de trilhos através de elementos finitos. Ao realizar este estudo, observou-se que as propriedades dependentes da temperatura necessárias para as simulações estão amplamente dispersas nas referências que tratam deste assunto, muitas vezes sendo insuficientemente detalhadas e explicadas. Desta forma, a seção 4.1 concentrou-se em simulações realizadas com parâmetros provenientes de duas referências clássicas no campo. Foi observada uma diferença significativa tanto nos valores finais quanto na distribuição das tensões residuais. Além disso, foi conduzida uma validação microestrutural para investigar a presença de martensita ou microconstituintes aciculares nas regiões da ZAC.

Dada a substancial disparidade nos resultados, um estudo foi conduzido na seção 4.2 com o objetivo de determinar a influência dos parâmetros nos valores das tensões residuais. A principal meta consistiu em identificar quais propriedades dependentes da temperatura mais impactam as tensões residuais. Com base nesses resultados, procedeu-se a ensaios de tração a quente (seção 4.3) para obter dados confiáveis com uma metodologia definida pela norma ASTM. Isso possibilitou a realização de simulações com maior precisão, incorporando dados atualizados do material.

Com as informações adquiridas, será possível conduzir simulações de tensões residuais em trilhos ferroviários utilizando elementos finitos e empregando dados mais recentes provenientes dos trilhos Premium.

4.1 Avaliação do efeito do aporte térmico e taxa de resfriamento da soldagem de topo por centelhamento de trilho usando simulação pelo método dos elementos finitos

4.1.1 Metodologia

Para a validação microestrutural das simulações, foi realizada a soldagem de topo por centelhamento (*Flash-Butt*). A composição química do material do trilho é mostrada na Tabela 15, e a microestrutura original do trilho é mostrada na Figura 63. O trilho pode ser classificado na classe *Premium*, e sua microestrutura original é totalmente perlítica.

Tabela 15: Composição química do material do trilho soldado.

C	Si	Mn	P	S	Cr
0,79	0,22	1,01	0,02	0,01	0,24

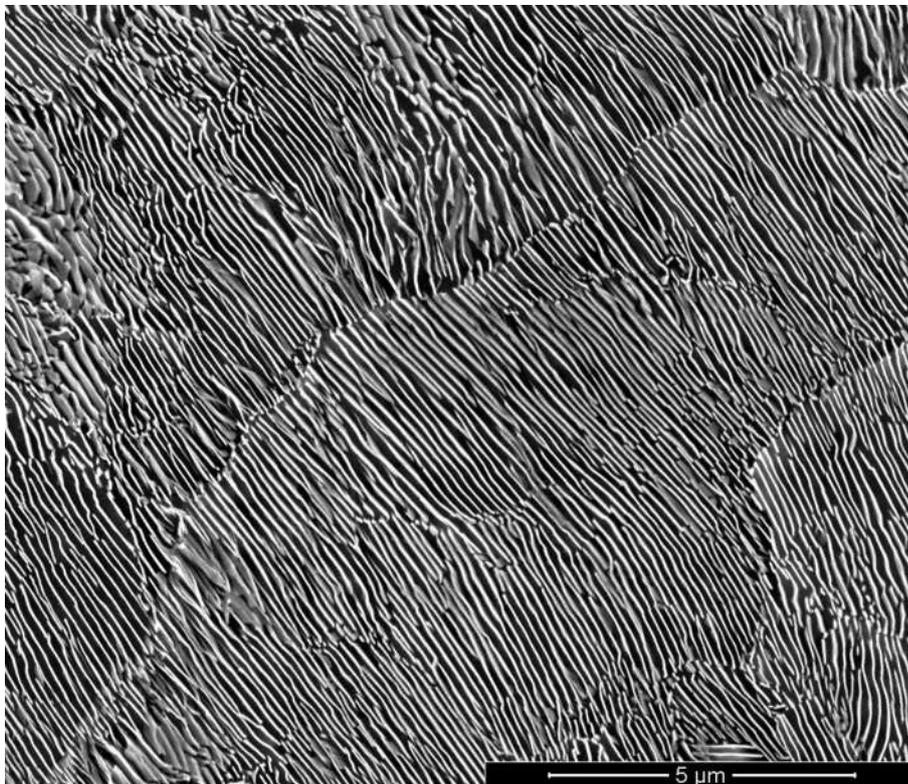


Figura 63: Microestrutura original do trilho. Trata-se de um aço com microestrutura completamente perlítica.

Os parâmetros de soldagem utilizados estão descritos na Tabela 16, e estes parâmetros foram escolhidos porque representam a soldagem com largura da ZAC menor (aproximadamente 30 mm) [31, 53]. Esta largura da ZAC estreita tende a ter uma taxa de resfriamento mais alta, e como esta solda tinha uma largura da ZAC menor, a taxa de resfriamento também foi maior. Assim, se existe uma chance de uma transformação martensítica (ou qualquer microconstituente acicular), estes parâmetros tinham uma chance maior. Além disso, este conjunto de parâmetros de soldagem apresentou uma melhor propriedade mecânica para a junta soldada [31, 53]. Como esta solda representa um tamanho da ZAC semelhante ao das simulações e teve uma taxa de resfriamento maior, estes parâmetros foram escolhidos a fim de validar a microestrutura (e a eventual presença de microconstituintes aciculares).

Tabela 16: Parâmetros utilizados na soldagem de topo por centelhamento do trilho *Premium* analisado.

Parâmetro	Valor
Corrente de pulso	60 kA
Número de pulsos	8
Força de recalque	550 kN

As amostras para análise metalográfica do trilho soldado foram retiradas da região central da alma e na borda do patim do trilho. As amostras foram lixadas até o # 2000 e polidas seguindo a seqüência de 6 μm , 3 μm , e 1 μm . O ataque foi realizado por imersão em uma solução Nital de 2% durante 30 s à temperatura ambiente.

A microestrutura foi observada através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) devido aos microconstituintes refinados não terem sido suficientemente nítidos por microscopia óptica. As regiões de interesse foram a área central da solda, uma seção quase em interface com a região de esferoidização (a zona que atingiu temperaturas entre 900 °C e 850 °C), e a região de esferoidização máxima, que segundo Nishikawa e Goldenstein [33] é a região de equilíbrio de três fases que atingiu aproximadamente 735 °C.

A simulação pelo método de elementos finitos foi realizada utilizando o software Abaqus 6.13®. Foi feita uma análise com um módulo transitório térmico não linear a partir de um modelo de elastoplástico 3D. Foi criado um perfil de trilho com as dimensões de acordo com AREMA (Figura 4-1-5.136RE do Capítulo 4 seção 1.1 [26]). O comprimento total do modelo foi extrudado como quatro vezes a altura total do trilho para obter um comprimento semi-infinito e não afetar a análise térmica. O modelo de

trilho sólido (Figura 64) foi gerado com uma malha com 55430 elementos e 63168 nós. O tamanho da malha próxima à fonte de calor (face do trilho) era menor que o tamanho da malha distante desta região, a fim de melhorar os resultados do modelo na região de solda, evitando longos tempos de simulação. A malha foi composta por sólido de 8 nós termicamente acoplado com um deslocamento trilinear.

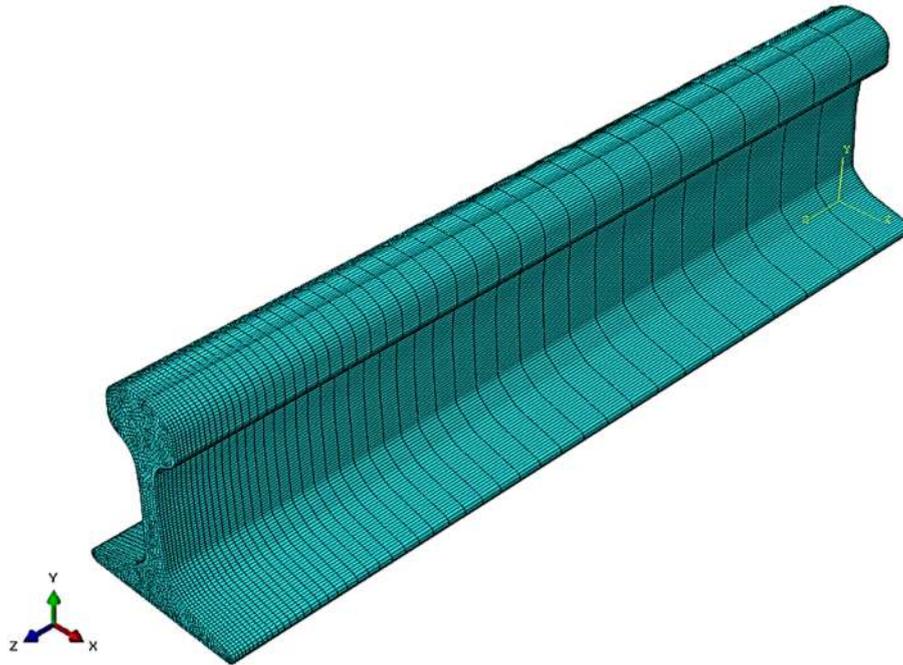


Figura 64: Modelo de trilho com a distribuição em malha. A fonte de calor foi aplicada na superfície transversal no canto esquerdo (com as malhas mais refinadas).

A simulação de soldagem de topo por centelhamento (*flash-butt*) consistiu em duas etapas, uma de aquecimento e outra de resfriamento. Embora a força de perturbação fosse uma excelente condição limite a ser considerada nas tensões residuais, ela não foi considerada nestas primeiras simulações. Este parâmetro será abordado na próxima seção. A condição de aquecimento consistiu na aplicação de energia térmica na face do trilho durante um tempo definido, sem resfriamento convectivo nas superfícies. O processo de resfriamento consistiu em parar a fonte de aquecimento e o início do resfriamento convectivo localizado apenas na superfície do trilho considerando tanto a face do boleto, quanto da alma e do patim (excluindo as faces extremas).

Para a seleção dos parâmetros de aquecimento, várias simulações foram realizadas apenas com a etapa de aquecimento até atingir a temperatura máxima e o comprimento da ZAC:

- De acordo com as simulações de evolução do campo de temperatura, a temperatura máxima de uma solda de topo por centelhamento atingiu 1355 °C [27].
- A microestrutura de cementita esferoidizada pode sinalizar a visível alteração microestrutural na ZAC. Ela resulta de uma reação eutetoide divorciada que ocorre durante o resfriamento de uma região que atingiu a temperatura próxima da transformação eutetoide (Ac_1) [33]. Portanto, o tamanho da ZAC foi calculado pelo comprimento da face até atingir 727 °C após o processo de aquecimento.

Várias simulações foram realizadas modificando a magnitude da fonte de calor e o tempo de simulação para três parâmetros de tamanho da ZAC: 24 mm, 30 mm e 54 mm (estes valores são similares à soldagem observada em pesquisas anteriores [31, 53]); juntamente com a temperatura máxima de 1355 °C.

Após a etapa de aquecimento, foi realizada a etapa de resfriamento, contabilizando as tensões residuais geradas pela etapa anterior. Esta etapa consistiu de um resfriamento convectivo e um coeficiente de transferência de calor (h) variando em três magnitudes (30 W/m²K, 50 W/m²K, e 80 W/m²K). Como este parâmetro está diretamente correlacionado com a taxa de resfriamento, uma variação deste parâmetro foi usado como condição de resfriamento forçado após o “recalque”. O principal objetivo era verificar como o aumento do coeficiente de transferência de calor convectivo (ou seja, o aumento da taxa de resfriamento) permitia a ocorrência de transformação martensítica. A Equação 4.1 descreve a perda de calor por convecção como uma função da diferença de temperatura.

$$\dot{Q} = h \cdot A(T_2 - T_1) \quad (4.1)$$

No qual \dot{Q} é a taxa de transferência de calor, A é a área de superfície (m²), T_2 é a temperatura ambiente, e T_1 é a temperatura do sólido (material).

As condições de contorno adotadas nas simulações estão mostradas na Tabela 17. Estes parâmetros foram constantes ao longo das simulações.

Vários estudos [54–56, 71] consideraram o efeito da temperatura de recozimento nas simulações. De acordo com os autores, a temperatura de recozimento (T_α) pode ser considerada a temperatura mínima acima da qual o material perde sua “memória de endurecimento”. As tensões residuais do histórico do elemento só são somadas novamente abaixo da T_α . Alguns autores [54, 68] afirmaram que a temperatura de recozimento para

Tabela 17: Parâmetros e constantes não dependentes da temperatura utilizadas nas simulações.

Constante de Stefan-Boltzmann	$5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W}/(\text{m}^2\text{K}^4)$
Densidade	$7860 \text{ kg}/\text{m}^3$
Temperatura ambiente	$25 \text{ }^\circ\text{C}$
Coefficiente de transferência de calor	$30 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K}), 50 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K}), \text{ and } 80 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$
Tempo da etapa de resfriamento	Até que a temperatura média global atinja $25 \text{ }^\circ\text{C}$

aços ferroviários pode ser considerada de $650 \text{ }^\circ\text{C}$. Assim, o modelo atual considerou o efeito da temperatura de recozimento (T_α) de $650 \text{ }^\circ\text{C}$.

O primeiro conjunto de simulação foi realizado utilizando parâmetros do material e suas propriedades mecânicas em função da temperatura extraída dos trabalhos de Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51]. O segundo conjunto de simulação foi realizado com os parâmetros e propriedades mecânicas do material em função da temperatura, extraído do trabalho de Tawfik *et al.* [54]. Todos os parâmetros do material dependentes da temperatura dos dois conjuntos de simulação estão descritos na Figura 65 e exibidos com maiores detalhes no Anexo II.

Na definição das condições de contorno do material, no Abaqus®[®], podem ser especificadas várias propriedades com a finalidade de determinar o comportamento termomecânico completo do material. Desta forma, cada condição do material pode ser especificada na interface ou através do bloco de dados iniciado pela opção *MATERIAL. Estas propriedades térmicas e mecânicas do material podem ser feitas dependentes da temperatura e especificadas em várias temperaturas diferentes. Para isto, é necessário adicionar o valor de temperatura junto ao valor da propriedade especificada, sendo necessário inserir em ordem crescente da variável independente e o Abaqus®[®] interpolará linearmente entre os valores especificados. Se os valores do material dependem fortemente da variável independente de forma não linear, é possível especificar os pontos de dados suficientes para que uma interpolação linear compreenda o comportamento não linear com precisão [130]. Cada uma das propriedades físicas e mecânicas uma vez que são calculadas em função das porcentagens transformadas para cada fase pela regra das misturas (austenita ou microconstituente perlítico) são inseridas no programa por meio das funções atribuídas a cada propriedade dentro do módulo que define as características do material como *Elastic*, *Conductivity*, *Plastic*, *Specific heat* e *Density*.

Para as propriedades mecânicas dependentes da temperatura foram consideradas

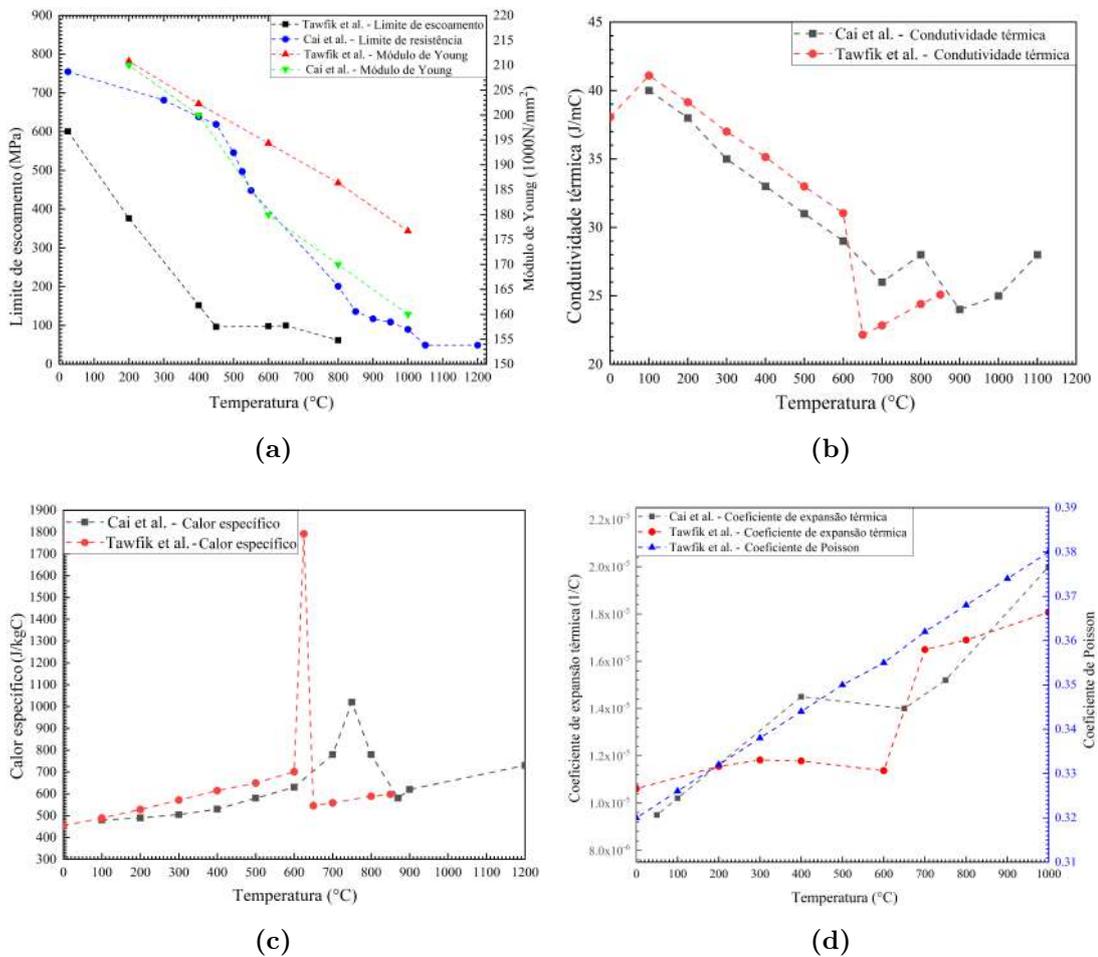


Figura 65: Parâmetros dependentes da temperatura utilizados nas simulações. Valores extraídos de Cal *et al.* [50], Ma *et al.* [51] e Tawfik *et al.* [54].

as mesmas propriedades mecânicas tanto durante o aquecimento como no resfriamento. As transformações de fases ocorrem de maneira diferente entre o aquecimento e resfriamento, sendo que durante o aquecimento ocorre a formação da austenita, na faixa de temperaturas entre Ac_1 e Ac_3 , a partir da matriz microestrutural do material, que no presente estudo, é totalmente perlítica, já no resfriamento essa transformação ocorre em condições de super resfriamento, abaixo do Ac_1 e possui uma cinética de reação eutetoide [67]. Não obstante, as simulações realizadas em outras pesquisas, como a de Cal *et al.* [50], não consideraram este segundo efeito do resfriamento e tem sido adotadas propriedades mecânicas únicas entre as duas etapas. As simulações de Tawfik *et al.* [54] não consideraram a etapa de aquecimento, mas somente a de resfriamento.

No presente estudo, não foi considerada outra transformação de fase além da perlítica, ou seja, nem a transformação bainítica e nem a transformação martensítica

foram consideradas nos modelos. Esta suposição foi realizada devido a estudos anteriores que mostraram que estas fases não estavam presentes nas soldas com esse tamanho de ZAC [31, 53]. Assim, as propriedades mecânicas do material seguem o comportamento conforme descrito pela Figura 65-a. Nessa figura observa-se que o material inicialmente perlítico possui maior limite de escoamento, que vai diminuindo progressivamente conforme a temperatura aumenta. Ao ultrapassar a temperatura Ac_1 e começar a transformação austenítica o material continua a diminuir progressivamente o seu limite de escoamento. Durante o resfriamento o comportamento adotado foi exatamente o inverso, em que o limite de escoamento aumenta com a diminuição da temperatura.

4.1.2 Resultados e discussão

4.1.2.1 Primeiro conjunto de simulações

Após uma série de simulações, foi escolhido um total de três fontes de calor. Um gráfico da regressão exponencial de toda a distribuição de calor simulada apresentou um R^2 acima de 0,99 para o cálculo do tamanho da ZAC. A média de temperatura máxima da simulação foi de 1355 °C, muito próxima daquela simulada e observada por Weingrill *et al.* [27].

A fim de simplificar a identificação dos parâmetros para esta pesquisa, foi estabelecida a nomenclatura dos três diferentes aportes térmicos: E1, E2 e E3; no qual E1 representa a entrada de calor mais baixa (e menor tamanho de ZAC de 24 mm), E2 representa uma entrada de calor média (com um tamanho de ZAC intermediário de 30 mm), e E3 representa a entrada de calor mais alta (e maior tamanho de ZAC de 54 mm). Todos estes tamanhos da ZAC estão de acordo com os resultados experimentais de Alves *et al.* [53] e Bauri *et al.* [31]. A Figura 66 mostra a distribuição das tensões térmicas após o processo de aquecimento usando os parâmetros de material de Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51].

Como o modelo adotou uma quantidade de calor inserida na face fixa, a quantidade de calor observada na região da alma era ligeiramente maior do que do boleto. Mansouri e Monshi [28] mostraram que o calor gerado (densidade de corrente) pelo processo de solda de trilho é maior na região da alma do que nas regiões do patim e do boleto. Esta característica gera uma zona afetada pelo calor, com uma interface não paralela e maior na região da alma. Este efeito de maior energia relativa na região da alma em relação às

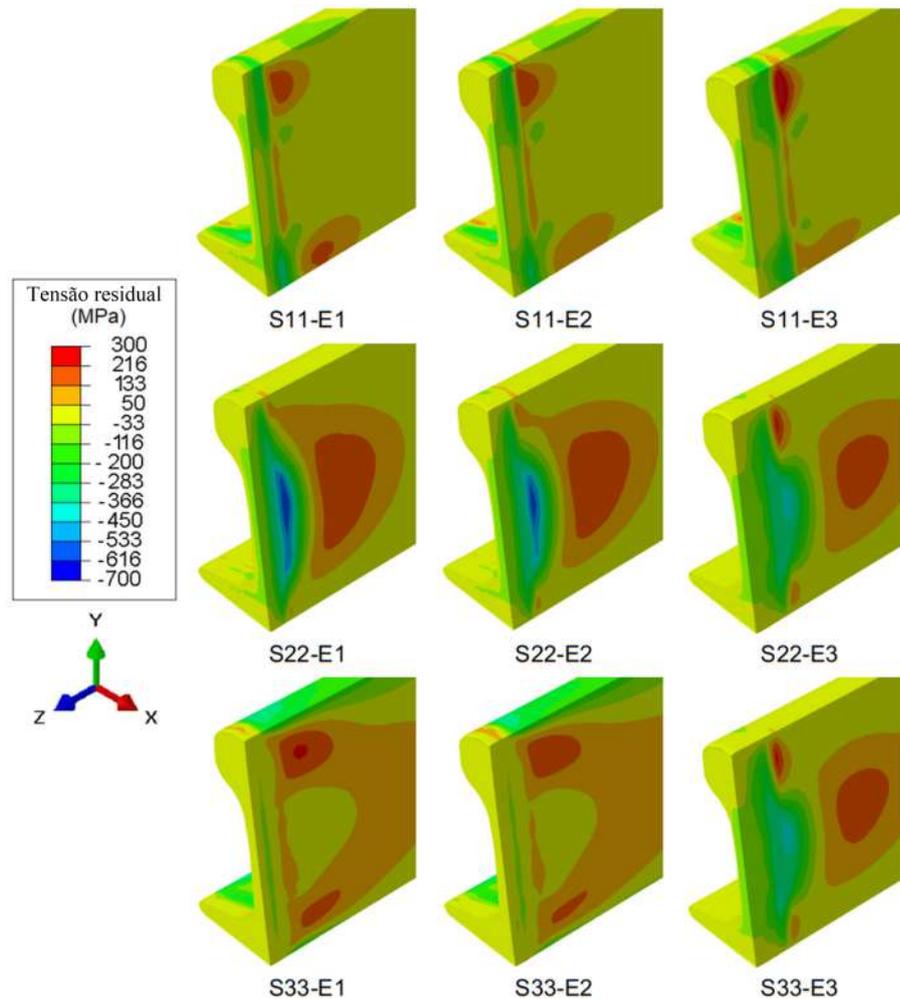


Figura 66: Distribuição de tensões térmicas após o processo de aquecimento do primeiro conjunto de simulação. S11, S22 e S33 representam as tensões residuais ao longo das direções x, y, e z, respectivamente. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de solda para atingir um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente.

regiões do boleto e do patim também foi muito bem documentado, e os dados estão de acordo com Porcaro *et al.* [71].

Em geral, o processo de aquecimento, que ocorre de forma não uniforme ao longo do comprimento do trilho, gera várias tensões térmicas de tração e compressão. As tensões térmicas geradas na etapa de aquecimento nas três direções principais são mostradas na Figura 66. S11, S22, e S33 representam os componentes de tensão nas direções x, y, e z.

Devido à temperatura de recozimento, na Figura 66, a parte mais aquecida próxima à superfície apresentou tensões térmicas de quase nenhuma magnitude. Assim, como explicado anteriormente, a memória de dureza é reiniciada, e a tensão térmica é registrada novamente depois. Este efeito pode ser melhor visualizado durante a observação do pro-

cesso de soldagem como uma função do tempo para avaliar a influência dos parâmetros de aquecimento da soldagem sobre as tensões térmicas e residuais.

Notavelmente, as tensões de compressão térmica são geralmente seguidas por tensões térmicas de tração, exceto a S33, que mostra tensões residuais de compressão nos cantos do boleto do trilho e na borda do patim do trilho.

Os resultados das simulações com diferentes taxas de resfriamento, contando as tensões residuais verticais (direção y - S22) acumuladas pelo processo de aquecimento, estão descritos na Figura 67. Observa-se que não há muita diferença entre as figuras, indicando que o processo de resfriamento não influenciou qualitativamente a distribuição de calor sobre as tensões residuais.

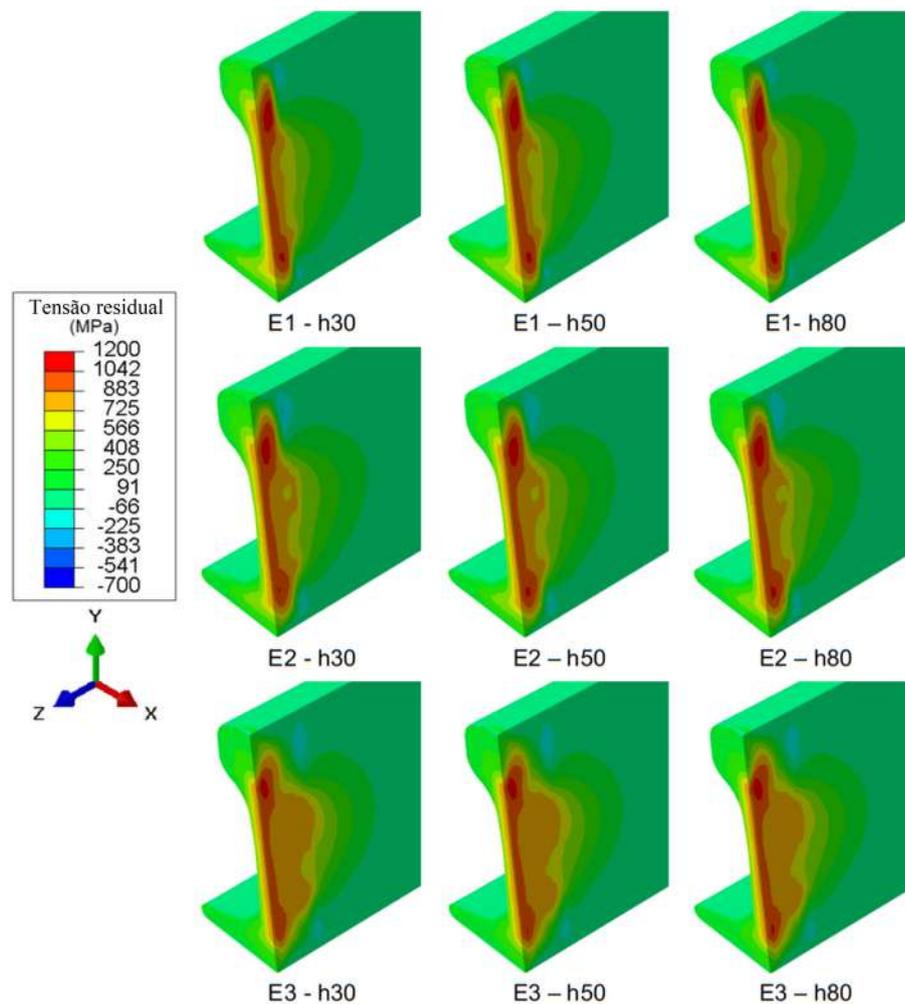


Figura 67: Distribuição de tensão residual vertical (S22) após diferentes taxas de resfriamento do primeiro conjunto de simulação. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de soldagem para alcançar um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m²K), 50 W/(m²K), a 80 W/(m²K), respectivamente.

Os resultados também mostram tensões de tração na alma do trilho. Esta alta intensidade de tensão de tração está além do limite de escoamento, levando a uma deformação plástica. Estes valores devem mudar quando se considera a força de recalque, características do processo de soldagem de topo por centelhamento.

É interessante lembrar que esta direção de tensões residuais pode gerar e/ou facilitar o aparecimento de fadiga horizontal na alma do trilho, como mostrado por Godefroid *et al.* [11] e Ito e Gomes [9].

As tensões residuais no sentido longitudinal (direção z - S33) em função das taxas de resfriamento e contando as tensões acumuladas pelo processo de aquecimento são mostradas na Figura 68.

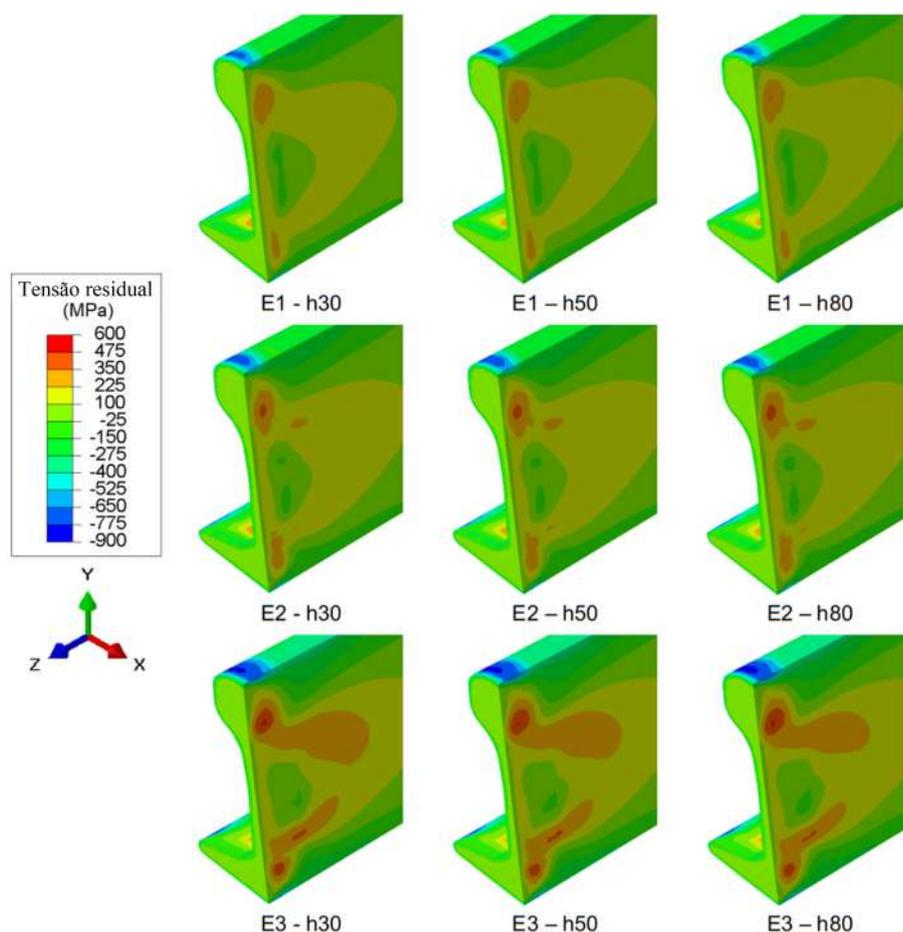


Figura 68: Distribuição de tensão residual longitudinal (S33) após diferentes taxas de resfriamento do primeiro conjunto de simulação. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de soldagem para alcançar um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m²K), 50 W/(m²K), a 80 W/(m²K), respectivamente.

Mais uma vez, não há diferença qualitativa entre as taxas de resfriamento. No

entanto, é possível ver uma diferença significativa entre as energias de soldagem e seus conseqüentes tamanhos da ZAC.

Outra característica é a tensão de compressão superficial no boleto do trilho. Vale lembrar que esta direção de tensões residuais pode influenciar a resistência à fadiga do contato de rolamento.

A fim de observar as tensões residuais de forma mais quantitativa, os valores das tensões residuais no sentido longitudinal foram traçados a partir da face aquecida. Ambos os valores de tensão residual vertical (S22) foram plotados no centro de solda do trilho, e os valores de tensão residual horizontal (S33) na parte superior do boleto do trilho. Ambos os resultados são mostrados na Figura 69.

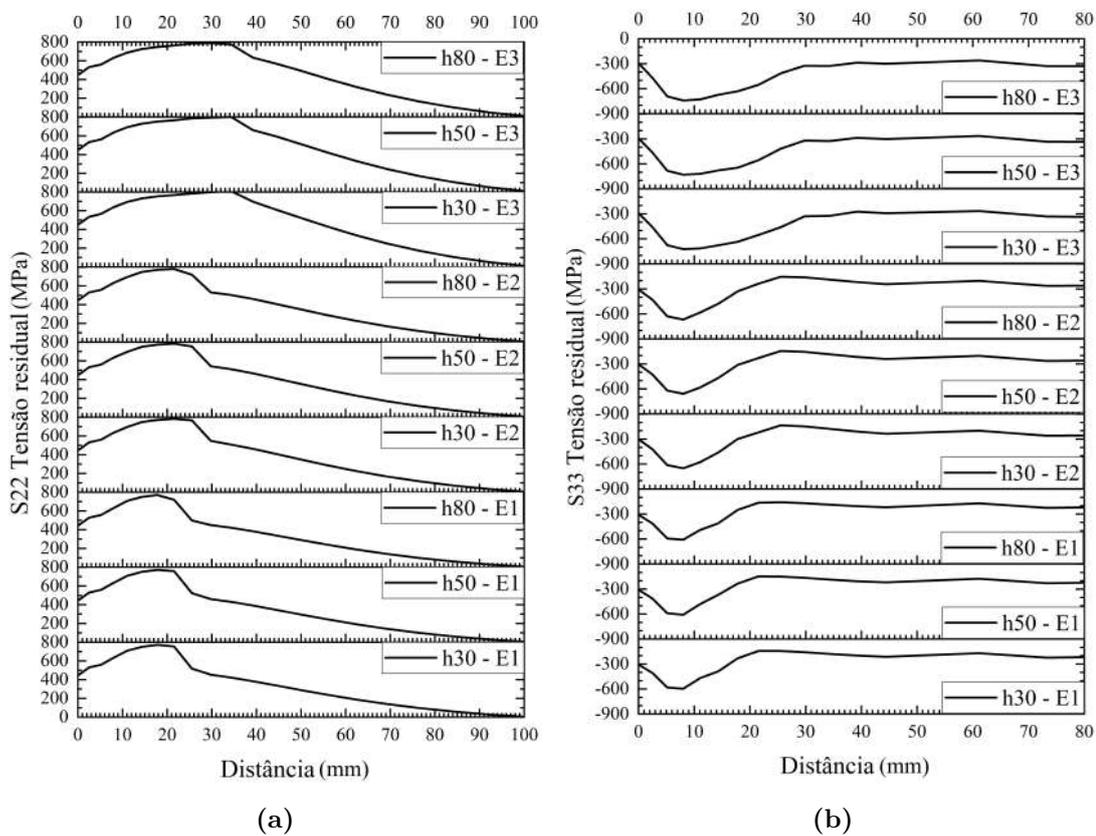


Figura 69: Tensão residual em relação à distância da superfície aquecida do primeiro conjunto de simulação. (a) S22 vertical no centro da alma e (b) S33 longitudinal na parte superior do boleto do trilho. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de solda para atingir um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m²K), 50 W/(m²K) e 80 W/(m²K), respectivamente.

Foram realizadas múltiplas regressões para determinar a influência dos parâmetros de simulação na tensão de tração máxima e na tensão de compressão mínima das Figu-

ras 67 e 68.

O resultado da regressão múltipla do valor da tensão de tração máxima do eixo S22 é descrito na Equação 4.2. O R^2 da regressão foi 0,9968, e o p-valor da regressão foi inferior a 0,001, o que significa que os parâmetros descrevem a variável de resultado.

$$S22_{max} = 1217,97 - 6,421 \cdot ZAC + 0,718 \cdot h + 0,0892 \cdot ZAC^2 - 0,00356 \cdot h^2 \quad (4.2)$$

Na qual ZAC é a largura da ZAC e h é o coeficiente de transferência de calor.

Estes resultados mostraram que tanto a largura da ZAC quanto o coeficiente de transferência de calor estavam relacionados com o valor máximo de tensão S22. Entretanto, quanto maior a taxa de resfriamento, representada por um alto coeficiente de transferência de calor, menor será a tensão de tração máxima no centro da solda. Estes valores são surpreendentes e a confirmação futura das tensões residuais com e sem resfriamento será realizada para validar estes resultados.

O resultado da regressão múltipla do valor da tensão de tração mínima do eixo S33 é descrito na Equação 4.3. O R^2 da regressão foi 0,9991, e o p-valor da regressão foi inferior a 0,001, o que significa que os parâmetros descrevem a variável de resultado.

$$S33_{min} = -735,84 - 3,575 \cdot ZAC - 0,3678 \cdot h + 0,03417 \cdot ZAC^2 + 0,001889 \cdot h^2 \quad (4.3)$$

Neste caso, a largura da ZAC teve muito mais influência sobre a tensão residual mínima no sentido longitudinal. É interessante que a largura da ZAC e o coeficiente de transferência de calor não interagem ($ZAC \cdot h$). Entretanto, em geral, quanto maior o tamanho da ZAC, menor a tensão residual horizontal na parte superior do boleto do trilho.

Uma forma representativa das Equações 4.2 e 4.3 pode ser vista nos gráficos das Figuras 70-a e 70-b. A Figura 70-a mostra a distribuição da tensão residual vertical máxima e a Figura 70-b mostra a distribuição da tensão residual horizontal mínima pela largura da ZAC, e pelo coeficiente de transferência de calor (h). Embora estudos mostrem uma tendência de aumentar as tensões residuais à medida que o comprimento da ZAC diminui [71], vale lembrar que os dados mostrados na Figura 70 foram obtidos a partir da tensão máxima S22 e da tensão mínima S33. A tensão máxima S22 está localizada no interior do trilho (no centro simétrico) na altura da intersecção entre a alma e o boleto

do trilho. No entanto, esta discrepância de tendência é uma característica interessante e será estudada em trabalhos futuros.

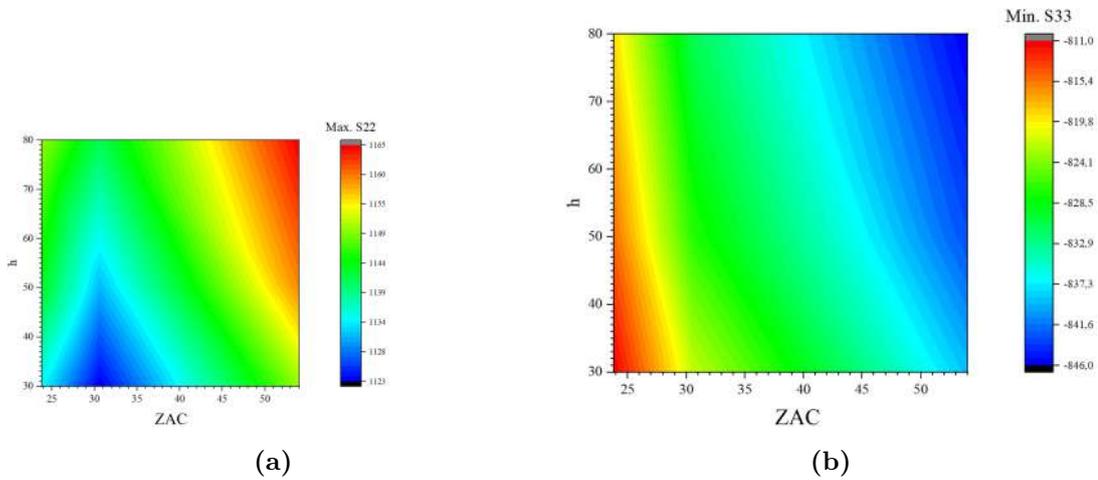


Figura 70: Tensão residual em função da largura da ZAC e da taxa de resfriamento (h) do primeiro conjunto de simulação: (a) máximo S22 vertical e (b) mínimo S33 longitudinal.

4.1.2.2 Segundo conjunto de simulações

Similar ao que foi feito com as propriedades obtidas dos estudos de Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51], a Figura 71 mostra a distribuição das tensões térmicas após o processo de aquecimento utilizando os parâmetros do material Tawfik *et al.* [54]. Os parâmetros de aquecimento foram obtidos comparando tanto a temperatura máxima como a largura da ZAC, semelhante às simulações anteriores.

A evolução das tensões de acordo com a quantidade de energia de soldagem é notável. Para tensões na direção-x (S11) a maior extensão e diminuição na magnitude das tensões residuais é observada.

Em contraste, a magnitude das tensões de tração no sentido y (S22) aumenta à medida que a energia de soldagem aumenta. Além disso, a localização e distribuição das tensões geradas pelo aquecimento ocorrem mais longe da face aquecida.

As tensões térmicas no sentido z (S33) têm um fenômeno semelhante ao do sentido x, no qual a magnitude diminui. Ainda assim, há uma mudança na distribuição a partir da face aquecida a partir das tensões residuais.

A distribuição das tensões residuais verticais (direção y - S22), em função da energia de solda e da taxa de resfriamento, é mostrada na Figura 72. Qualitativamente, a

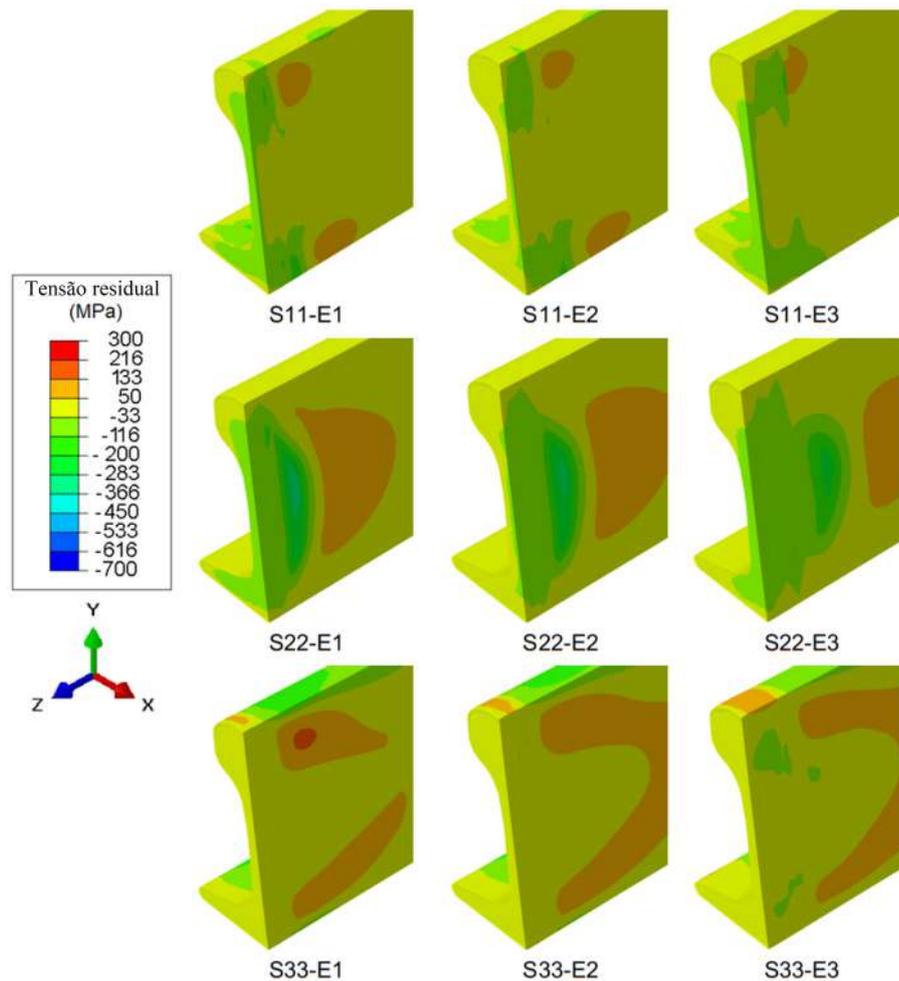


Figura 71: Distribuição de tensões térmicas após o processo de aquecimento do segundo conjunto de simulação. S11, S22 e S33 representam as tensões residuais ao longo das direções x, y, e z, respectivamente. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de solda para atingir um tamanho da ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente.

magnitude das tensões residuais é visível, principalmente na região central da alma do trilho.

Um aspecto notável é o aparecimento de tensão de compressão residual tanto na região subsuperficial dos trilhos E1 quanto na região após a zona de tensão de tração e mais longe da face “soldada” (centro da solda) nos trilhos E3.

A distribuição das tensões residuais no sentido longitudinal (direção z -S33) é mostrada na Figura 73. Semelhante às simulações anteriores, não houve grande variação qualitativa entre os diferentes parâmetros de simulação. As tensões foram concentradas nas superfícies, caracterizadas principalmente pela tensão de compressão residual na região do boleto do trilho.

Embora a magnitude não possa ser inferida com precisão qualitativa, observa-se

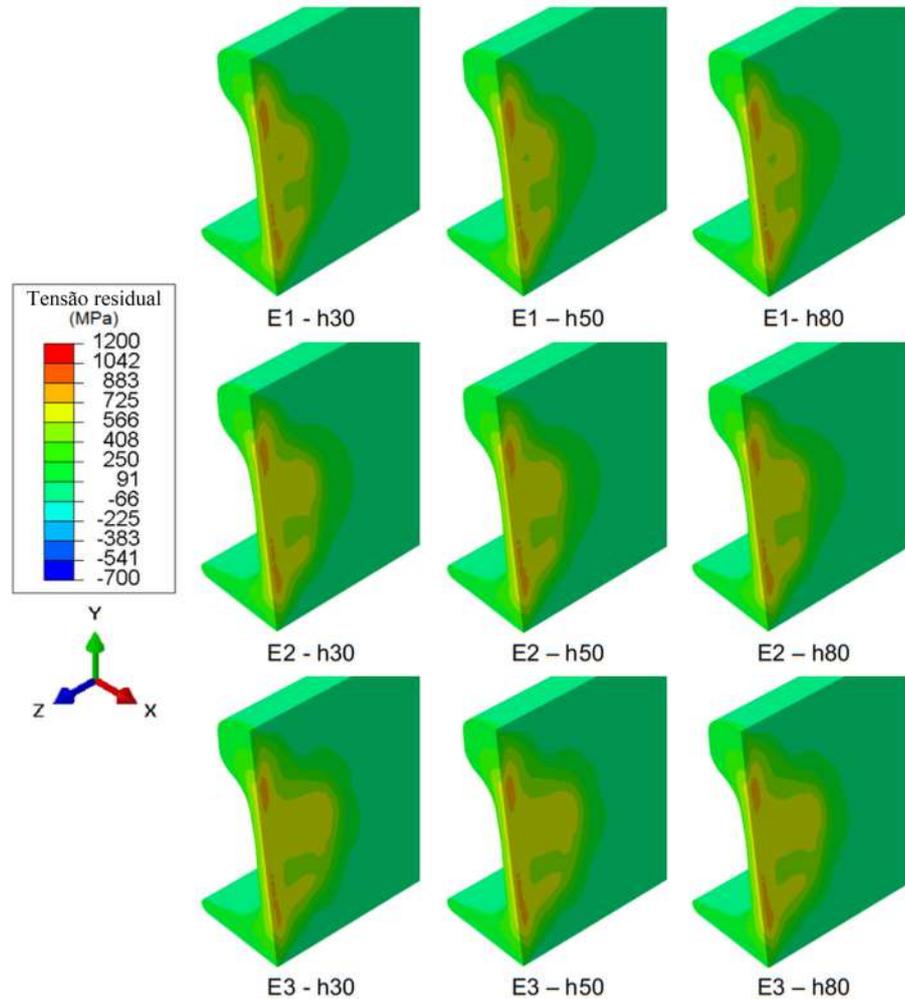


Figura 72: Distribuição de tensão residual vertical (S22) após diferentes taxas de resfriamento do segundo conjunto de simulação. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de soldagem para alcançar um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m²K), 50 W/(m²K) e 80 W/(m²K), respectivamente.

que quanto maior a energia utilizada na simulação, maior o tamanho da região com tensões de compressão na superfície do boleto do trilho.

Em contraste, a taxa de resfriamento das simulações E1 e E2 gerou uma tendência tal que quanto maior a taxa, maior a extensão da ZAC. Isto não é observado na simulação do E3, revelando um comportamento oposto.

Os resultados das tensões residuais verticais na alma do trilho ao longo do eixo horizontal e no boleto do trilho ao longo da distância da face aquecida são mostrados na Figura 74. Observa-se que os picos de tensão de tração na alma do trilho (Figura 74-a) não são visualmente influenciados pela energia de aquecimento ou taxa de resfriamento,

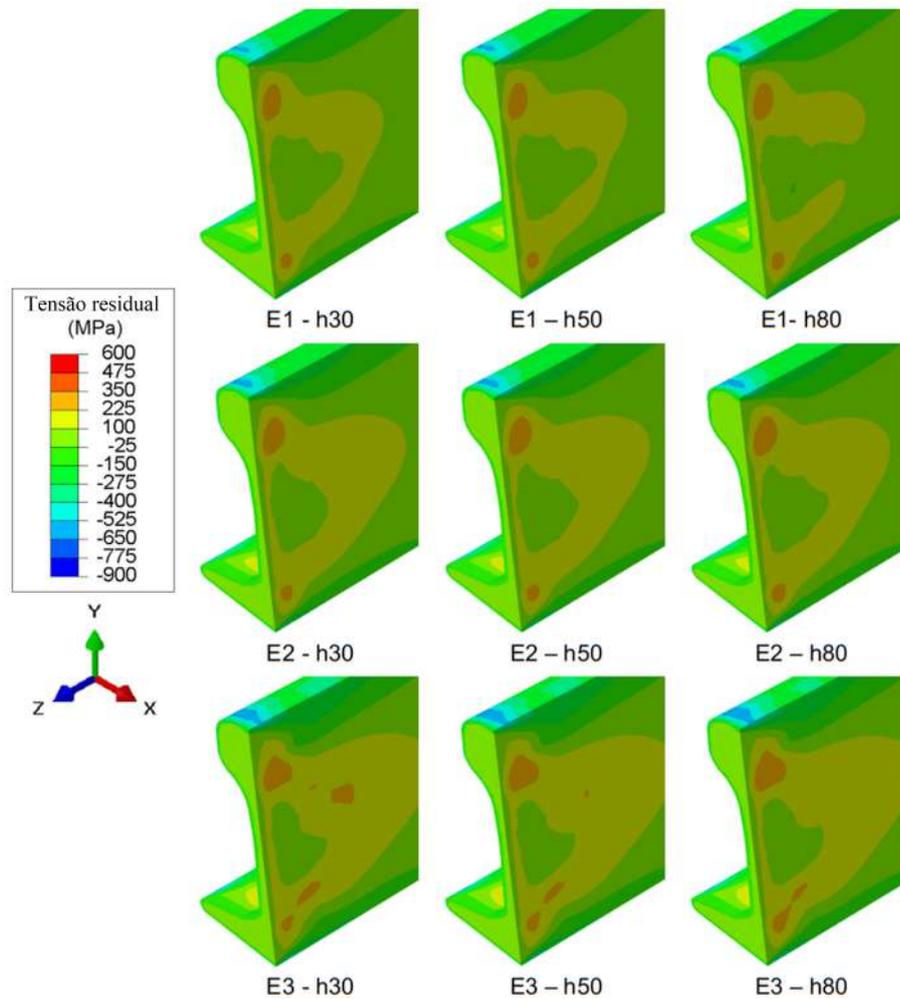


Figura 73: Distribuição de tensão residual longitudinal (S33) após diferentes taxas de resfriamento do segundo conjunto de simulação. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de soldagem para alcançar um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m²K), 50 W/(m²K) e 80 W/(m²K), respectivamente.

mas há uma extensão crescente com o aumento da energia de aquecimento. A distribuição horizontal de tensão residual (Figura 74-b) mostrou uma propensão para um vale com valores negativos e a recuperação tendendo a zero, quanto mais distante da face aquecida.

Assim como no conjunto de simulação anterior, foram realizadas múltiplas regressões para determinar a influência dos parâmetros de simulação na tensão de tração máxima e na tensão de compressão mínima das Figuras 72 e 73.

Os resultados da regressão múltipla das tensões de tração máximas em função dos parâmetros da simulação estão representados na Equação 4.4. A relação entre a variável de resultado e os parâmetros pode ser considerada como estatisticamente significativa,

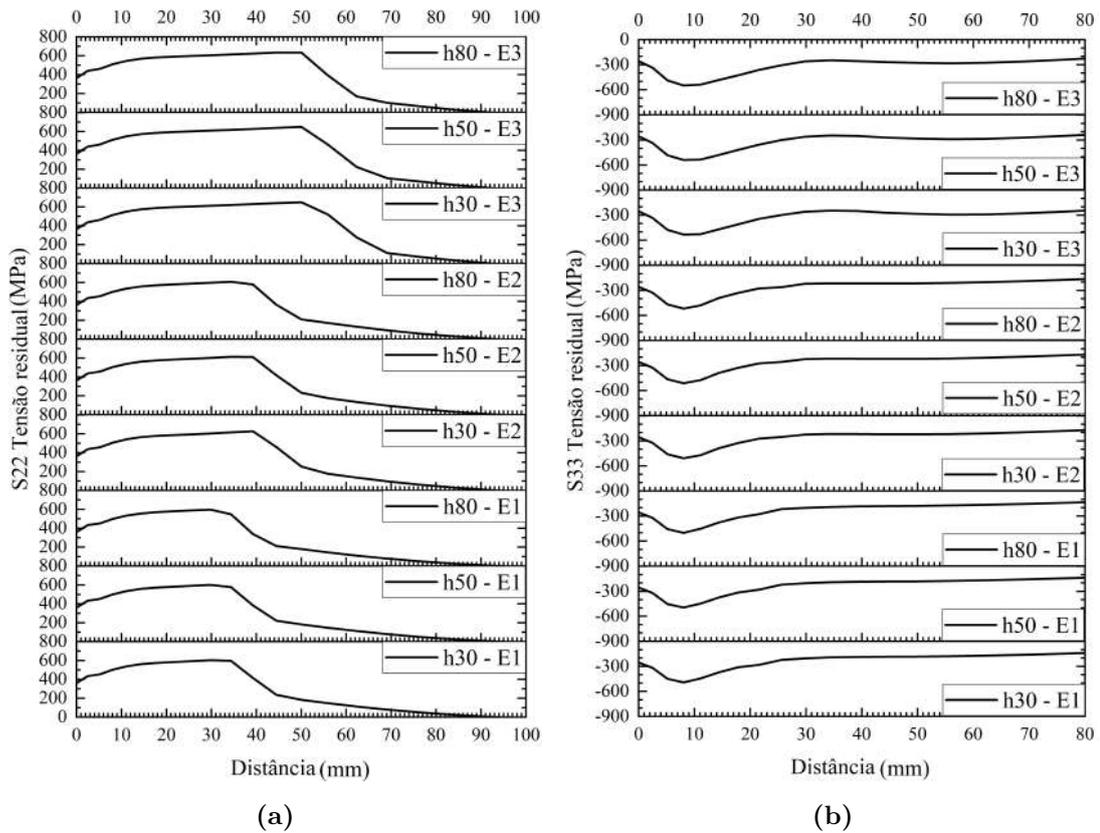


Figura 74: Tensão residual em relação à distância da superfície aquecida do segundo conjunto de simulação. (a) S22 vertical no centro da alma e (b) S33 longitudinal na parte superior do boleto do trilho. E1, E2 e E3 representam os parâmetros de aquecimento de solda para atingir um tamanho de ZAC de 24 mm, 30 mm e 54 mm, respectivamente. As designações h30, h50 e h80 representam o coeficiente de transferência de calor variando de 30 W/(m²K), 50 W/(m²K), a 80 W/(m²K), respectivamente.

com um p-valor de 0,018, e esta regressão exibiu um ajuste R² de 0,88.

$$S22_{max} = 800,12 + 0,2205 \cdot ZAC + 0,1298 \cdot h \tag{4.4}$$

Esta regressão mostra que a tensão máxima de tração superior é influenciada principalmente pela taxa de resfriamento, ao contrário dos gráficos das Figuras 72, 73 e 74. Estes resultados provavelmente ocorreram devido à escala que tornou a variação difícil de ser observada visualmente.

A regressão da tensão de compressão horizontal mínima (Equação 4.5) mostrou R² de 0,9814.

$$S33_{min} = -600,821 - 0,2034 \cdot ZAC - 0,10526 \cdot h \tag{4.5}$$

Este resultado mostra que a magnitude da tensão de compressão residual não

é significativamente afetada pela taxa de resfriamento, mas sofre grande influência da energia de aquecimento.

A visualização gráfica das tensões residuais de tração da alma e das tensões residuais de compressão do boleto são mostradas na Figura 75. Em comparação com a Figura 70, notamos um comportamento completamente diferente. A distribuição dos picos de tensão de tração foi observada em diferentes lugares quando comparada com a Figura 70-a. Em contraste, para o campo de tensão residual de compressão, a tensão máxima foi encontrada no campo semelhante à da Figura 70-b, enquanto que o campo mínimo foi encontrado na região oposta. Vale notar que a escala de cores não é a mesma entre a Figura 75 e a Figura 70, pois os resultados da Figura 75 mostraram um valor absoluto menor do que os resultados da Figura 70.

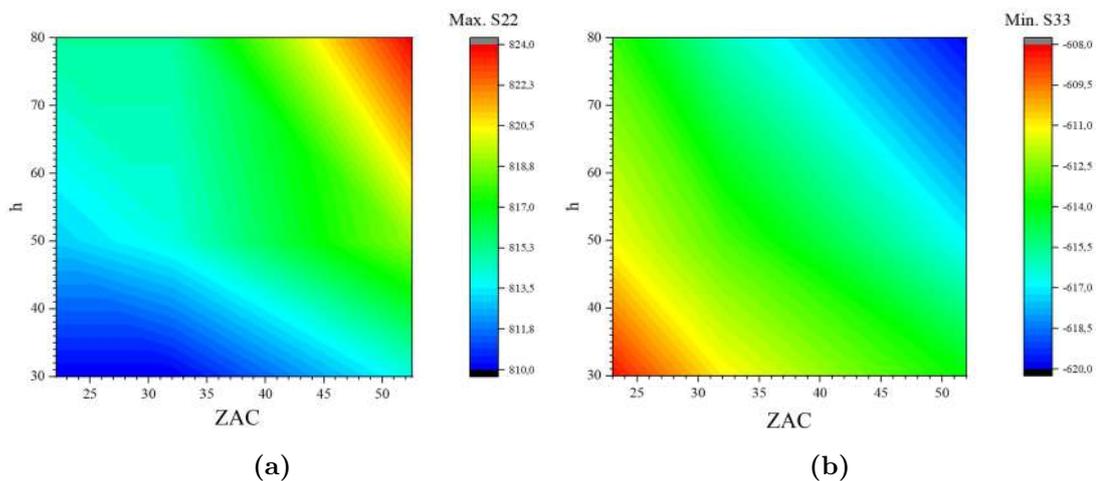


Figura 75: Tensão residual em função da largura da ZAC e da taxa de resfriamento (h) do segundo conjunto de simulação: (a) máximo S22 vertical e (b) mínimo S33 longitudinal.

A fim de reduzir as tensões residuais (principalmente de tração) no processo de soldagem, Tawfik, Mutton e Chiu [54] sugeriram um tratamento térmico na região inferior por queimadores a gás de alta pressão durante 300 s após o recalque. Um total de dez soldas de topo por centelhameno foram realizadas com 6 V e 7 V e 300 kW. As simulações foram feitas utilizando o software Abaqus® Standard. Os parâmetros usados na simulação foram 6 W/m² de convecção, 0,9 de emissão de radiação, constante de Boltzmann de $5,67 \cdot 10^8$ W/m²K⁴, e a energia de tratamento térmico dos queimadores foi considerada como 120000 W/m².

Comparando os dois conjuntos de simulações e comparando os resultados da

medição de tensões residuais de outros autores [131], observa-se que existe uma diferença substancial, tanto na distribuição quanto na magnitude. Segundo pesquisas realizadas por Oliveira *et al.* [131], as tensões residuais horizontais na região do topo do boleto do trilho têm uma característica de tensão de até 391 MPa, enquanto a tensão residual vertical na alma tinha uma característica de tensão de aproximadamente 250 MPa. Estes resultados indicam que muitos avanços devem ser feitos em termos de propriedades do material e condições de limites de simulação. Outros estudos abordarão estas considerações.

4.1.2.3 Validação da microestrutura

A taxa de resfriamento das diferentes regiões da primeira e segunda simulações está descrita nas Tabelas 18 e 19. Foi considerado o valor máximo de temperatura (de aproximadamente 1355 °C) e uma temperatura próxima a 900 °C a aproximadamente 200 °C. O valor de 200 °C foi considerado como um valor crítico próximo à Ms (temperatura inicial de reação martensítica), conforme observado por Porcaro *et al.* [30].

As taxas de resfriamento da primeira e da segunda simulação foram muito semelhantes (Tabelas 18 e 19), permitindo que todas as afirmações fossem idênticas para ambas as simulações. Para uma visualização mais didática, a região analisada que atingiu uma temperatura máxima de 1355 °C será indicada como “Face”. A região que atingiu uma temperatura de aproximadamente 900 °C será indicada como “ZAC”, nas Tabelas 18 e 19. Foi constatado que a energia de soldagem (também reproduzida no tamanho da ZAC) teve um efeito considerável sobre a taxa de resfriamento.

Para analisar as Tabelas 18 e 19, é necessário primeiro comparar as curvas CCT para explorar as transformações de fase. Duas bases de comparação foram analisadas, uma do papel com os parâmetros da primeira simulação de Ma *et al.* [51] e a outra mencionada anteriormente por Porcaro *et al.* [30].

O primeiro diagrama CCT (Ma *et al.* [51]) apresentou uma temperatura crítica para a formação martensítica (Ms) de aproximadamente 230 °C entre taxas de resfriamento de 20 °C/s a 10 °C/s. Além disso, o diagrama CCT mostrou vestígios de transformação martensítica até uma taxa de resfriamento de 2 °C/s. Com estes valores críticos, é esperada a formação de martensita nas simulações realizadas com estes parâmetros.

O segundo diagrama CCT (Porcaro *et al.* [30]) foi realizado em trilhos ferroviários com duas temperaturas austenitizantes: 1300 °C e 900 °C. Este diagrama CCT foi um

Tabela 18: Taxa de resfriamento (em °C/s) da região com a temperatura mais alta (de aproximadamente 1355 °C) e da região com uma temperatura próxima a 900 °C do boleto, da alma e do patim do primeiro conjunto de simulação.

Coeficiente de transferencia de calor (W/m ² K)	Aporte térmico	Boleto		Alma		Patim	
		Face	ZAC	Face	ZAC	Face	ZAC
		(°C/s)	(°C/s)	(°C/s)	(°C/s)	(°C/s)	(°C/s)
30	E1	2.27	1.37	2.37	1.42	2.68	1.60
	E2	1.62	0.94	1.96	1.11	1.93	1.11
	E3	0.88	0.54	1.04	0.62	1.12	0.68
50	E1	2.61	1.59	3.05	1.82	3.38	2.05
	E2	1.95	1.14	2.31	1.32	2.61	1.51
	E3	1.28	0.77	1.48	0.88	1.63	0.98
80	E1	3.00	2.01	3.59	2.36	3.94	2.61
	E2	2.67	1.54	3.10	1.77	3.43	1.97
	E3	1.63	0.99	1.89	1.14	2.25	1.35

Tabela 19: Taxa de resfriamento (em °C/s) da região com a temperatura mais alta (de aproximadamente 1355 °C) e da região com uma temperatura próxima a 900 °C do boleto, da alma e do patim do segundo conjunto de simulação.

Coeficiente de transferencia de calor (W/m ² K)	Aporte térmico	Boleto		Alma		Patim	
		Face	ZAC	Face	ZAC	Face	ZAC
		(°C/s)	(°C/s)	(°C/s)	(°C/s)	(°C/s)	(°C/s)
30	E1	2.34	1.34	2.41	1.38	2.73	1.58
	E2	1.67	0.92	1.73	0.95	1.94	1.08
	E3	0.92	0.54	1.09	0.63	1.20	0.70
50	E1	2.69	1.55	3.18	1.81	3.67	2.11
	E2	1.98	1.10	2.38	1.30	2.63	1.46
	E3	1.23	0.72	1.43	0.83	1.55	0.91
80	E1	3.28	1.89	3.87	2.22	4.46	2.58
	E2	2.59	1.43	3.02	1.66	3.40	1.89
	E3	1.71	1.00	1.97	1.14	2.19	1.29

pouco diferente do primeiro. Não variou significativamente de acordo com a temperatura de austenitização, sendo (222 ± 10) °C e (199 ± 7) °C para 1300 °C e 900 °C para temperaturas de austenitização total, respectivamente. Outro ponto de informação diferente é que há vestígios de martensita a uma taxa de resfriamento de até 10 °C/s para austenitização

a 1300 °C e até 15 °C/s para austenitização a 900 °C.

Através do segundo diagrama CCT com o primeiro conjunto de simulação, não foi mostrada uma grande tendência para a formação martensítica na região da alma e do patim do trilho em qualquer coeficiente de transferência de calor, devido a taxas críticas relativamente altas.

A microestrutura das três diferentes regiões de solda de topo de linha é mostrada na Figura 76. A região da solda central (Figura 76-a) é caracterizada por uma região de ferrita pró-eutetoide e matriz perlítica. Esta ferrita pró-eutetoide é uma característica dos trilhos de solda de topo por centelhameno com quantidade de carbono próximo à composição do eutetoide que sofre descarbonetação durante a etapa de *flashing*. Esta singularidade é bem conhecida, principalmente em pesquisas relacionadas à soldagem de trilhos por FBW [30, 31, 33, 53].

A região próxima à temperatura Ac_3 (Figura 76-b) é caracterizada por regiões com cementita pró-eutetoide que precipitou em um antigo contorno de grãos austeníticos e seguindo uma matriz perlítica. Finalmente, a região de esferoidização máxima (Figura 76-c) corresponde à região com a menor dureza local (de aproximadamente 262 HV). Observa-se que a região corresponde à esferoidização quase total da perlita pelo processo de reação do eutetoide divorciado [33].

Todas estas três regiões do centro da alma estão de acordo com as microestruturas observadas no boleto [31, 53]. Embora o trilho soldado mostrado nas Figuras 76 e 77 seja mais similar à condição E2 h30 (Tabelas 18 e 19), não há traços de microestrutura acicular, especialmente martensita, ao longo da solda do trilho. Como a martensita teria se formado em todas as simulações com energia E1, devido à taxa crítica de resfriamento do diagrama CCT de Ma *et al.* [51] ser muito baixa, as simulações com energia E2 só seriam possíveis com um coeficiente de transferência de calor (h) de 30 W/(m²K). As microestruturas das Figuras 76 e 77 estão de acordo mesmo com o diagrama CCT de Ma *et al.* [51]. No momento em que a taxa de resfriamento estiver de acordo com a observada na soldagem de trilhos [27, 33], as simulações não devem fornecer frações de microconstituintes aciculares.

As microestruturas no final do patim do trilho são mostradas na Figura 77. A região central (Figura 77-a) apresenta apenas uma microestrutura completamente perlítica sem ferrita pró-eutetoide. A região próxima ao Ac_3 (Figura 77-b) também apresenta

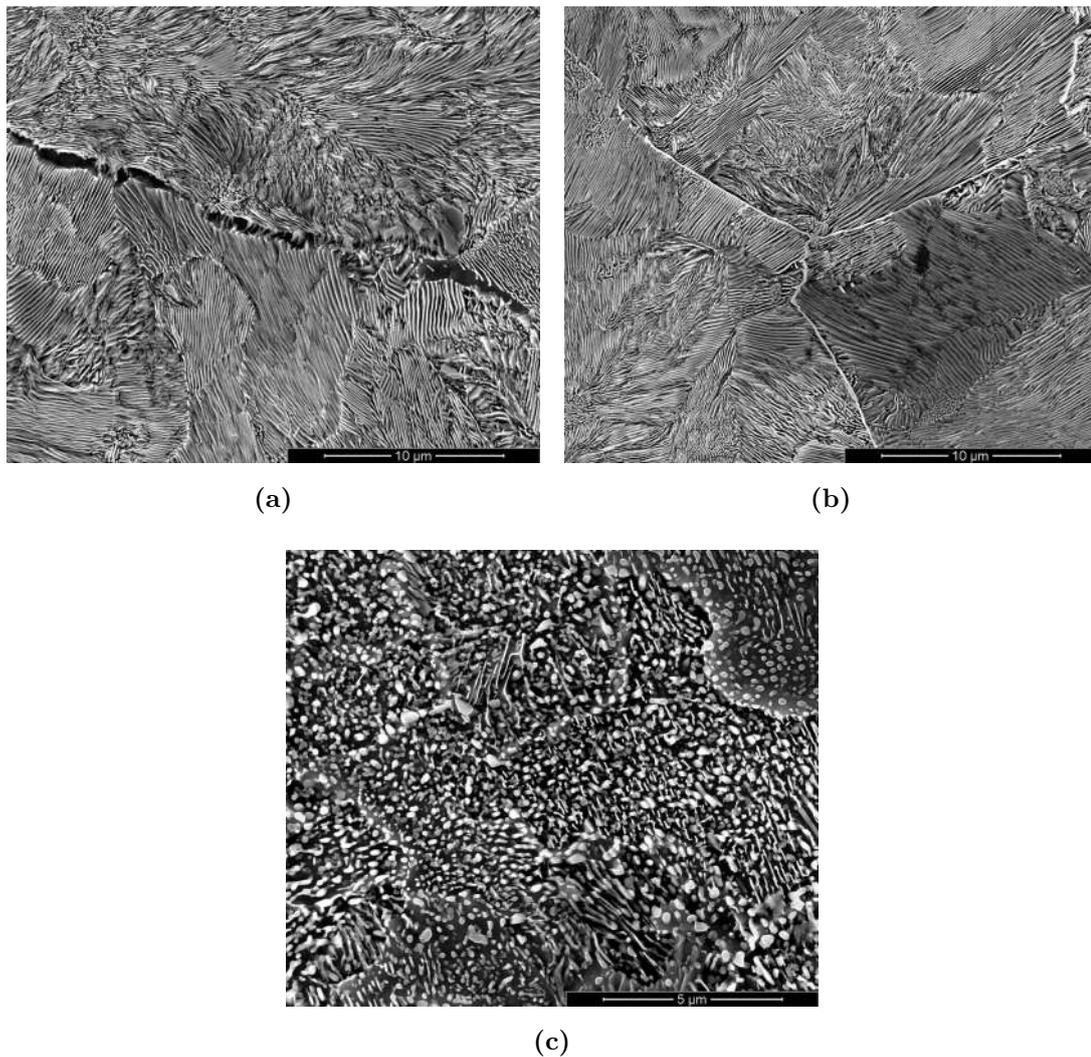


Figura 76: Microestrutura em diferentes regiões de soldagem do centro da alma: (a) linha central; (b) perto da região de temperatura A_{c3} ; e (c) na região intercrítica com microestrutura esferoidizada.

uma microestrutura completamente perlítica sem a presença de cementita pró-eutetoide. A região de maior esferoidização (Figura 77-c) apresentava ilhas de colônias perlíticas, portanto menos microestrutura esferoidizada do que a mesma região no centro da alma do trilho.

Como esta região (extremo do patim) sofre a maior taxa de resfriamento, a ferrita e a cementita pró-eutetoide são atenuados pela cinética de reação [18, 132, 133]. Além disso, a maior taxa de resfriamento na região da alma com a menor presença de esferoidização sugere que ela suprime a reação do eutetoide divorciado. Finalmente, nenhuma microestrutura acicular, principalmente martensita, foi observada ao longo da solda, como sugerido por outros autores [50, 51]. Estes resultados estão de acordo com Verhoeven e

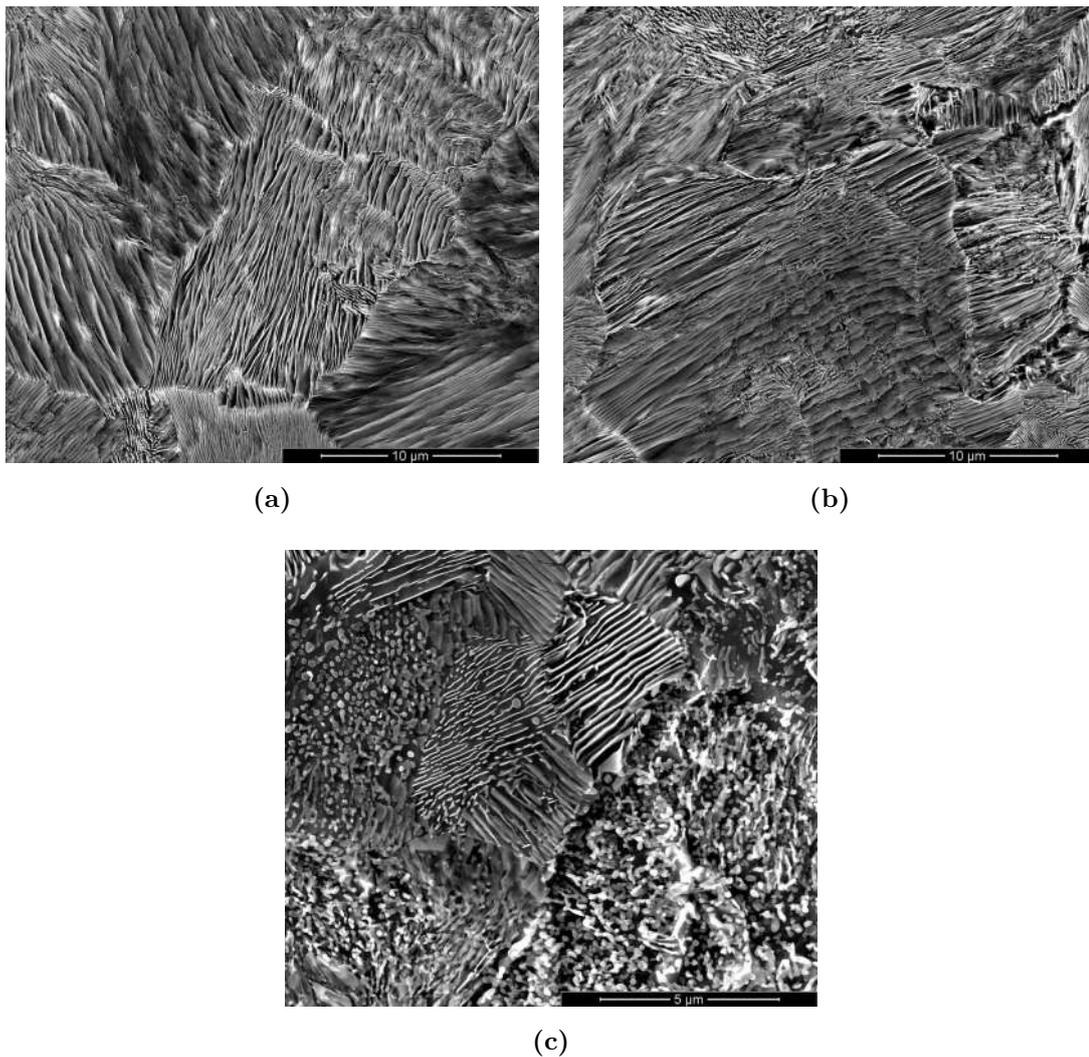


Figura 77: Microestrutura em diferentes regiões de soldagem do extemo do patim: (a) linha central; (b) perto da região de temperatura A_{c3} ; e (c) na região intercrítica com microestrutura esferoidizada.

Gibson [44], o que suporta que maiores taxas de resfriamento diminuem a tendência de transformação do eutetoide divorciado.

A transformação martensítica é fundamental na metalurgia ferroviária por duas razões. A norma AREMA [26] é explícita que não pode haver martensita em trilhos ferroviária. A fase martensita não revenida fornece uma heterogeneidade de microestrutura, propriedades mecânicas e dureza que pode ser uma fonte de nucleação de trincas por fadiga e/ou FCR [81, 111, 134].

As equações 4.6 e 4.7 mostram uma variação volumétrica durante a decomposição da austenita para a transformação martensítica (α') e a transformação perlítica (p) em função da porcentagem de carbono, respectivamente [135].

$$(\Delta V/V)_{\alpha'} = 4,64 - 0,53 \quad (4.6)$$

$$(\Delta V/V)_p = 4,64 - 2,21 \quad (4.7)$$

De acordo com estas equações (4.6 e 4.7), se houver uma reação martensítica, para o material aqui estudado (Tabela 15), com um carbono de 0,79%, um aumento volumétrico de aproximadamente 4,22% ocorrerá. Em contraste, para a transformação perlítica, um aumento de aproximadamente 2,89%. Estas considerações influenciarão muito as distribuições de tensão residual [136].

Ma *et al.* [51] mostraram que as simulações considerando transformações de fase tiveram uma diferença significativa em relação à distribuição das magnitudes da tensão residual. A formação de martensita introduz alta alteração devido a sua expansão durante a transformação de fase [67]. Entretanto, os autores afirmaram um aumento na precisão das tensões residuais em comparação com os dados experimentais obtidos através do método do furo cego [51].

Estas transformações de fase ocorrem em diferentes momentos e em diferentes locais. As expansões volumétricas antes das transformações de fase influenciarão o resultado final. Portanto, grande atenção deve ser dada ao implementar um módulo de transformação de fase, no qual é essencial validar as microestruturas encontradas nos diferentes locais das soldas experimentais.

4.1.3 Conclusões

- O uso de diferentes parâmetros de material, mesmo quando se utilizam as mesmas condições de aquecimento e extração de calor, influenciam muito o resultado final da distribuição das tensões residuais, principalmente nas magnitudes das tensões residuais.
- Existe uma concentração vertical de tensões residuais de tração na região da alma do trilho, independentemente dos parâmetros do material, mas com magnitudes diferentes.
- Há uma necessidade de obter parâmetros do material equivalente com o novo trilho moderno com grau *Premium* e *Super Premium* para obter simulações mais precisas

para aços ferroviários mais modernos.

- O efeito de solda de topo por centelhamento (*flash-butt*) ainda não foi incluído na simulação, portanto, a introdução deste fenômeno poderia garantir maior precisão para os valores de tensão residual absoluta final.
- O resultado da validação microestrutural mostrou que não há formação de microestruturas aciculares na região da alma e no patim do trilho, nos quais há lugares conhecidos por serem regiões com maior taxa de resfriamento, como confirmado pelas simulações.

4.2 Influência das Propriedades Mecânicas e Físicas Dependentes da Temperatura nas Tensões Residuais por Simulação de Soldagem de Trilhos por Flash-But

4.2.1 Metodologia

Uma diferença entre as simulações presentes e as simulações realizadas por Pereira *et al.* [116] é a consideração no presente estudo da simetria de reações na face “aquecida” pelo processo de soldagem de topo por centelhamento (*Flash-Butt*). O presente modelo considerou simetria de reação entre os eixos x e y (que são os sentidos transversal e vertical do trilho respectivamente), porém deixou-se o eixo z (sentido horizontal ao trilho) livre de restrição ao deslocamento. A presente simulação não considera a etapa de deformação mecânica do recalque, que influenciaria no resultado final das tensões residuais.

Os parâmetros de todas as simulações foram ajustados para que a temperatura máxima atingisse 1355 °C, próxima à temperatura máxima observada por Weingrill *et al.* [27] e com tamanho da ZAC de 24 mm.

A seleção dos parâmetros foi seguida de algumas simulações exploratórias, onde observou-se que o coeficiente de transferência de calor não apresentou grande alteração na distribuição das tensões residuais simuladas por Pereira *et al.* [116], sendo que em seus resultados, o tamanho da ZAC teve maior influência na taxa de resfriamento do trilho. Não obstante, as faixas do coeficiente de transferência de calor envolveram valores entre 0,7 °C/s e 3 °C/s, sendo que diferentes valores de coeficientes de transferência de calor, principalmente direcionados e localizados podem alterar significativamente a distribuição de tensões, conforme observado por Tawfik *et al.* [54–56].

Assim, foi montada uma matriz experimental 4^2 , como mostrado na Tabela 20, com quatro variáveis dependentes da temperatura: módulo de Young, limite de escoamento, coeficiente de expansão e calor específico, juntamente com as respectivas interações. Para melhor identificação, o + foi utilizado para representar os parâmetros do material observado por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51], e o - foi utilizado para representar os parâmetros do material observado por Tawfik *et al.* [54].

Tabela 20: Matriz experimental (2^4) com módulo de Young, limite de escoamento, coeficiente de expansão e calor específico, todas estas dependentes da temperatura.

Condition	Módulo de Young	Limite de escoamento	Coeficiente de expansão	Calor específico
1	+	+	+	+
2	-	+	+	+
3	+	-	+	+
4	+	+	-	+
5	+	+	+	-
6	+	-	-	+
7	+	-	+	-
8	+	+	-	-
9	-	-	+	+
10	-	+	-	+
11	-	+	+	-
12	-	-	-	+
13	-	-	+	-
14	-	+	-	-
15	+	-	-	-
16	-	-	-	-

Para observar a diferença entre os parâmetros dos materiais, os valores das máximas e mínimas tensões residuais simuladas foram consideradas no sentido vertical (eixo y) e axial (eixo z). As regressões múltiplas considerando as principais variáveis com interações até a segunda ordem foram realizadas no Minitab18® (versão acadêmica). As variáveis foram tratadas de forma adimensional de acordo com o intervalo de cada + e - variando de -1 a +1. Assim, todo o componente de variação seria representado nas constantes das equações de regressão múltipla.

Os gráficos apresentados no artigo foram obtidos nos softwares Minitab18® (versão acadêmica), Origin2019® (versão acadêmica) e R®.

A Análise Fatorial Exploratória (EFA) e a Análise de Componentes Principais (PCA) foram realizadas com o software R® para identificar clusters ou aglomerados dos resultados dependentes dos parâmetros propostos na matriz experimental.

As propriedades físicas (calor específico e coeficiente de expansão) em função da temperatura foram calculadas utilizando o software Thermo-Calc® 2019a usando o banco de dados TCFE11 Steel/Fe-Alloys.

4.2.2 Resultados e discussão

Primeiramente, para analisar as propriedades mecânicas e físicas em função da temperatura, foi necessário entender a origem dos dados obtidos, especialmente do limite de escoamento e do módulo de Young. Estas propriedades observadas por Cal *et al.* [50] tinham uma lógica inicial de observação começando na direção do aquecimento. Portanto, ao observar o aquecimento do material, a resistência mecânica tende a diminuir, especialmente a partir da faixa de temperatura de austenitização. Outras pesquisas têm sido publicadas realizando simulações considerando diferentes propriedades mecânicas durante o aquecimento e durante o resfriamento, como realizado na proposta por Ma *et al.* [51].

Entretanto, ao observar a resistência mecânica na direção oposta, ou seja, na direção de resfriamento, há uma cinética de transformação da austenita, abaixo da temperatura Ac_1 , também conhecida como super resfriamento. Assim, ao olhar as referências destas propriedades mecânicas, observa-se que estes dados foram obtidos a partir do resfriamento do aço ferroviário desde os 900 °C, com uma taxa de resfriamento de cerca de 0,5 °C/s. Em contrapartida, as propriedades dependentes da temperatura utilizadas nas simulações por Tawfik *et al.* [54] foram obtidas de Ringsberg e Lindbäck [68].

Embora as presentes simulações tenham levado em conta todos os efeitos do aquecimento e resfriamento juntos, o objetivo principal deste trabalho foi realizar uma análise do efeito dos parâmetros dependentes da temperatura que mais influenciam na determinação das tensões residuais durante o processo de soldagem de topo por centelhamento (*Flash-Butt*).

Os resultados das tensões residuais verticais (eixo y) estão mostrados na Figura 78, em que são identificadas como S22. Observa-se que em algumas simulações, existem tensões residuais com tensão de tração elevada, com valores próximos aos 900 MPa, representados pelas regiões vermelhas. Ao mesmo tempo, outras simulações tiveram magnitudes de tensão menores. Há também uma variação significativa de intensidade sobre a tensão mínima no sentido vertical. Estes resultados mostraram a relevância da diferença física e mecânica do material, alterando significativamente os valores máximos e mínimos das tensões residuais.

Vários padrões podem ser observados, tais como análise de intensidade máxima e mínima de tensão residual. Qualitativamente, observa-se a existência de grupos (clusters) de comportamentos similares. A análise PCA buscou identificar estes padrões e permi-

tiu separar as condições em clusters não visíveis para olhos não treinados ou difíceis de determinar por outros métodos de análise.

Com base nas imagens apresentadas na Figura 78, observa-se que duas variáveis mostram diferenças mais significativas: o limite de escoamento e o coeficiente de expansão térmica. Entretanto, existem diferenças consideráveis nas outras variáveis, tanto na distribuição como na intensidade das tensões residuais verticais.

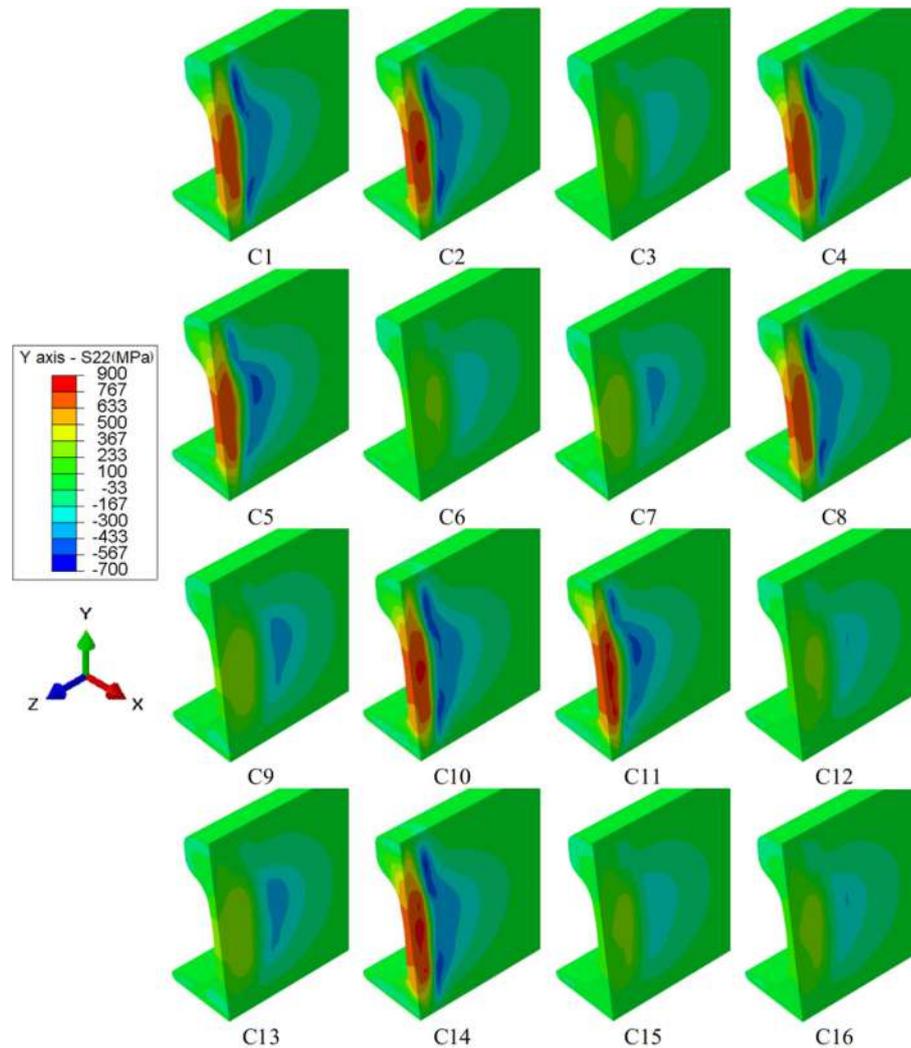


Figura 78: Tensões residuais verticais (eixo y - S22) para as 16 condições propostas na Tabela 20.

Visualmente, é possível identificar pelo menos dois grupos, sendo um com valores de tensão residual mais acentuados e outro grupo com valores menos acentuados. Nesse contexto, chama muita atenção a condição 3 onde observou-se uma alta queda na intensidade da tensão residual simulada, somente alterando o limite de escoamento em função da temperatura proposto por Cal *et al.* [50] em relação à do Tawfik *et al.* [54]. Portanto, quanto maior for o limite de escoamento aplicado na simulação, maior será a intensidade

das tensões residuais acumuladas. Da mesma forma, à medida que o limite de escoamento diminui e a redução em função da temperatura se torna mais significativa, a tensão residual acumulada após a soldagem será menor.

Os resultados das tensões residuais horizontais estão mostrados na Figura 79, em que são identificadas como S33. Similar ao observado na Figura 78, a intensidade das tensões residuais significativas muda dependendo das propriedades do material. Além disso, é observada a presença de tensão de tração no boleto do trilho, semelhante à observada na medição das tensões residuais simuladas na soldagem de topo por centelhamento (*Flash-Butt*) em um trilho *Premium* [131].

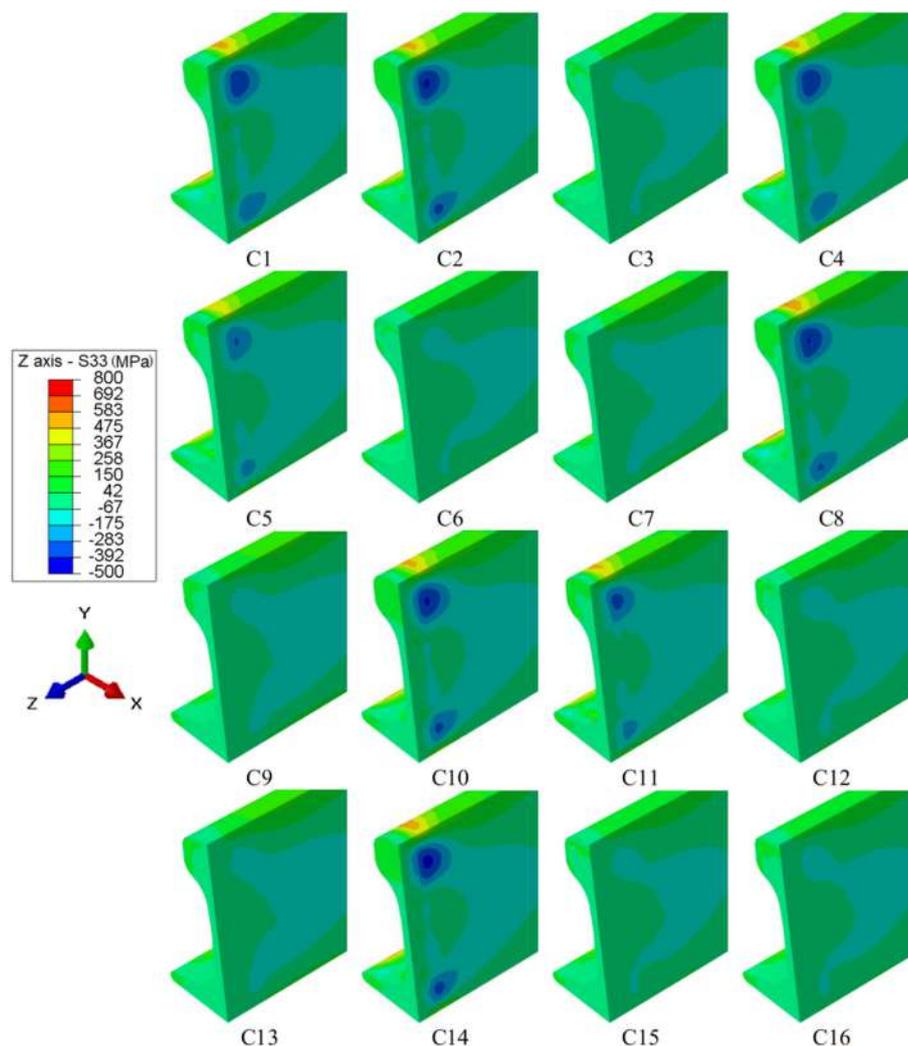


Figura 79: Tensões residuais horizontais (eixo z – S33) para as 16 condições propostas na Tabela 20.

Há uma tendência a formar tensão de compressão residual na região interna do boleto e no centro do patim do trilho. Estas tensões residuais são difíceis de mensurar experimentalmente, já que os métodos do furo cego [58, 59] e da difração de raios X [57,

61] penetram apenas alguns μm da superfície do material. Estes resultados mostram que as simulações pelo método dos elementos finitos podem realizar cálculos com geometrias complexas e auxiliar condições em que experimentalmente é difícil fazer a medição da tensão residual.

Os resultados das simulações das tensões residuais máximas e mínimas verticais (eixo y - S22) e horizontais (eixo z - S33) são mostrados na Tabela 21. As intensidades são mostradas nas Figuras 78 e 79 com maior detalhamento. A partir da Tabela 21, é possível notar que tanto as tensões máximas e mínimas são influenciadas pelo conjunto de propriedades, principalmente pelo coeficiente de expansão e pelo limite de escoamento.

Tabela 21: Resultados de tensões residuais máximas e mínimas verticais (eixo y - S22) e horizontais (eixo z - S33).

Condição	S22 max (MPa)	S22 min (MPa)	S33 max (MPa)	S33 min (MPa)
1	743	-605	655	-372
2	793	-579	698	-405
3	302	-304	270	-121
4	743	-606	652	-372
5	762	-502	611	-291
6	297	-301	263	-122
7	350	-361	354	-144
8	749	-629	660	-397
9	360	-383	365	-147
10	793	-574	696	-403
11	812	-497	663	-318
12	303	-305	269	-135
13	371	-390	378	-146
14	797	-598	717	-424
15	299	-298	271	-128
16	122	-288	153	-188

De modo geral, todas as tensões seguiram de forma não uniforme a tendência de queda ou aumento. Além disso, todas as tensões residuais máximas de S33 tinham uma diferença abaixo do mínimo de S33, exceto para a condição 16.

A condição que mostrou menor valor de tensões residuais simuladas, tanto no sentido vertical quanto horizontal (S22 e S33) foi a condição 16. É importante observar que

a tensão residual positiva corresponde à tensão de tração e a tensão negativa corresponde à tensão de compressão. Além disso, a condição 16 não representa todos os parâmetros usados no estudo por Tawfik *et al.* [54].

Houve uma variação de 812 MPa para 122 MPa na tensão residual máxima no sentido vertical ao comparar as condições C1 (completamente Cal *et al.* [50]) e C16 (completamente Tawfik *et al.* [54]). Também houve uma variando de -288 MPa para -629 MPa na tensão residual mínima no sentido vertical. Da mesma forma, houve variação de 717 MPa para 153 MPa. Finalmente, houve uma variação de -121 MPa para -424 MPa na tensão residual mínima no sentido longitudinal.

Outra forma de mostrar a relação entre as tensões residuais máximas e mínimas simuladas em função das condições é mostrada na Figura 80-a e 80-b, para tensões verticais S22 e horizontais S33, respectivamente. Esta relação é mais visível já que quanto menor a tensão máxima, menor a tensão mínima, exceto para a condição 16 para a tensão S33, como observado na Figura 79.

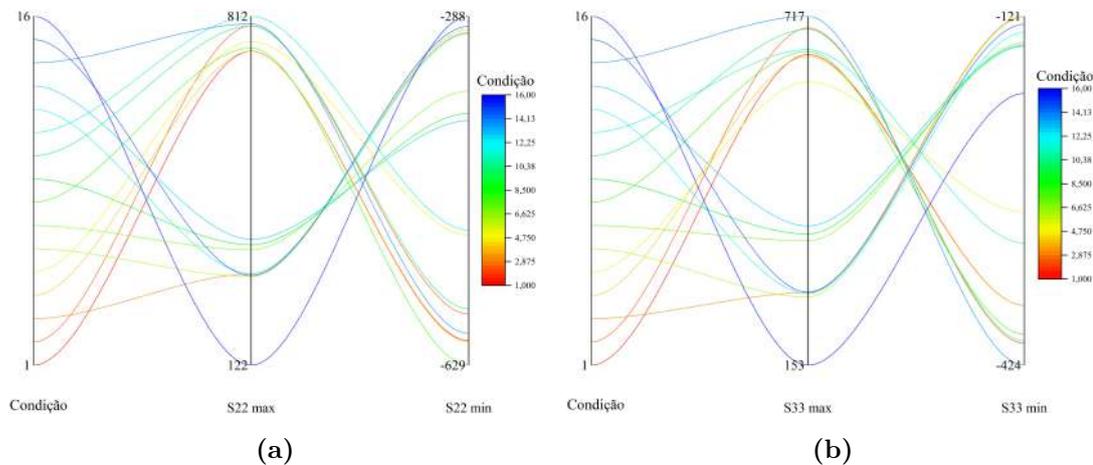


Figura 80: (a) Diferença quantitativa entre as tensões residuais máximas e mínimas no sentido vertical S22 e (b) no sentido longitudinal S33.

As regressões múltiplas e seus respectivas R^2 estão representadas na Tabela 22. É importante observar que X1 é o módulo de Young, X2 é a limite de escoamento, X3 é o coeficiente de expansão térmica e X4 é o calor específico. Lembrando que este valor não é absoluto, mas um componente adimensional que varia de -1 a +1.

A influência de cada componente no aumento do R^2 é mostrada na Figura 81. Como observado anteriormente, o limite de escoamento influencia muito em todas as relações de tensão residual simuladas. Embora haja uma relação com o coeficiente de expansão e,

Tabela 22: Regressões múltiplas e seus respectivos R^2 .

Equação	R^2
$(S22)_{max} = 537 \cdot 3 + 236.8 \cdot X2 + 24.4 \cdot X3$	0.9590
$(S22)_{min} = -451.25 - 122.5 \cdot X2 - 1.38 \cdot X3 + 29.37 \cdot X2 \cdot X3$	0.9436
$(S33)_{max} = 479.7 + 189.3 \cdot X2 + 19.3 \cdot X3 - 31.8 \cdot X2 \cdot X3$	0.9618
$(S33)_{min} = -257.06 + 13.69 \cdot X1 - 115.69 \cdot X2 + 14.06 \cdot X3 - 2.56 \cdot X4 + 12.19 \cdot X2 \cdot X3 - 12.69 \cdot X2 \cdot X4 - 15.69 \cdot X3 \cdot X4$	0.9873

a um nível menor, o módulo de Young e o calor específico, o limite de escoamento ainda representa muita repercussão na intensidade de tensão residual.

Considerando as condições C1 e C4, notam-se pequenas diferenças em todas as intensidades, sugerindo menor influência do coeficiente de expansão térmica. No entanto, esta afirmação é estatisticamente inválida. De acordo com os dados da regressão, principalmente da Figura 81, o coeficiente de expansão desempenha um papel relevante na distinção dos extremos das tensões residuais simuladas.

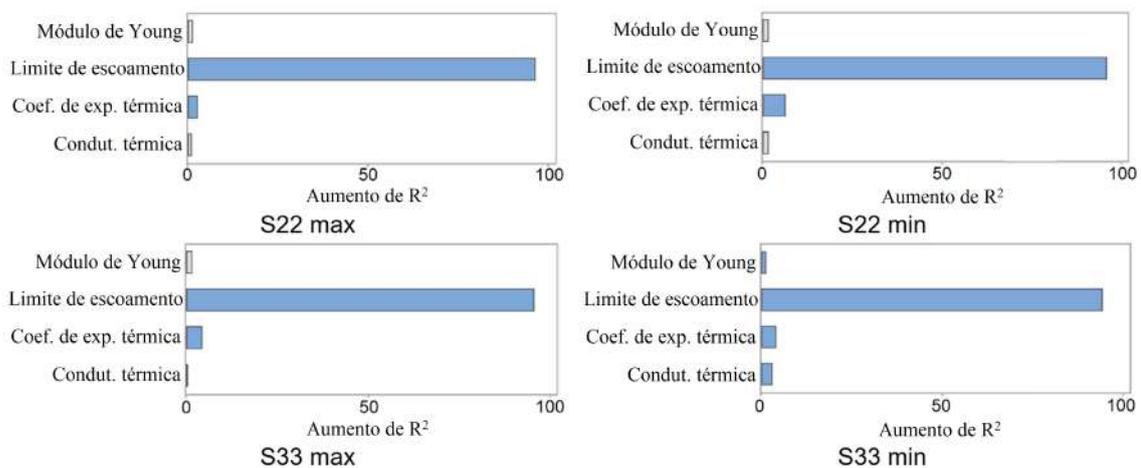


Figura 81: Influência de cada componente no aumento de R^2 das equações apresentadas na Tabela 22.

Considerando a Tabela 21 de valores máximos e mínimos de tensões residuais, foi realizada uma análise de PCA, apresentada na Figura 82. A análise de PCA mostra que os dois primeiros fatores analisados pelo método representam ou explicam aproximadamente 99% dos resultados, conforme mostrado na Figura 82-a. Assim, uma análise com dois fatores pode ser adotada, já que ambos correspondem a mais de 80% da variância total [137]. Os componentes principais são gerados a partir do conjunto de variáveis que podem explicar com maior ou menor intensidade as suas características. O primeiro com-

ponente (96,5%) explica as variáveis muito melhor do que o segundo componente (2,5%), como mostrado na Figura 82-b. Ao traçar os dois primeiros componentes (Figura 82-c) podemos observar os dados com pouca, ou nenhuma, distorção devido à quantidade total da variância. É possível observar pelo menos quatro grupos principais (clusters). Todos esses grupos ilustrados pela Figura 82-c podem ser observados com mais detalhes nas Figuras 78 e 79. O PCA pode mostrar o comportamento esperado que pode passar despercebido na Tabela 21.

A diferença significativa da condição 16, é explicada no PCA (Figura 82-c). Além disso, até quatro grupos com características dos indivíduos semelhantes são destacados com cores diferentes.

Como a dimensão 1 (primeiro componente) representa cerca de 96,5% e a dimensão 2 (segundo componente) representa apenas 2,5%, como destacado na Figura 82-a, a diferença mais significativa está no eixo horizontal. Portanto, os aglomerados com coloração azul (claro e escuro) têm intensidades de tensão residual simuladas mais altas. Em contraste, os outros aglomerados têm valores mais baixos (Figuras 78 e 79). Todavia, existem diferenças entre as condições, apresentando características diferentes. Portanto, podem ser considerados dois grupos que apresentam comportamentos semelhantes com pequenas diferenças que podem ser consideradas como subgrupos e um com características distintas (*outlier*) (condição 16).

Ao comparar os dados entre as diferentes referências, parâmetros físicos dependentes da temperatura como calor específico e coeficiente de expansão térmica apresentaram muita diferença. Um exemplo foi que na pesquisa realizada por Weingrill *et al.* [138] o pico máximo apresentou valor de aproximadamente 7,9 J/(gK), já na pesquisa realizada por Tawfik *et al.* [54] apresentou-se um valor máximo de aproximadamente 1,8 J/(gK) e enquanto que a pesquisa realizada por Cal *et al.* [50] apresentou um valor máximo de aproximadamente 1,0 J/(gK). Conforme essas grandezas são inerentes do material, para identificar um valor mais aproximado, simulações termodinâmicas foram realizadas conforme descrito abaixo. Deve-se levar em consideração que as reações que ocorrem durante a soldagem não estão no equilíbrio termodinâmico, porém esses resultados das simulações podem dar resultados um pouco mais aproximados.

As simulações termodinâmicas foram realizadas utilizando o software ThermoCalc® 2019a com as composições químicas indicadas por ambas as referências estudadas

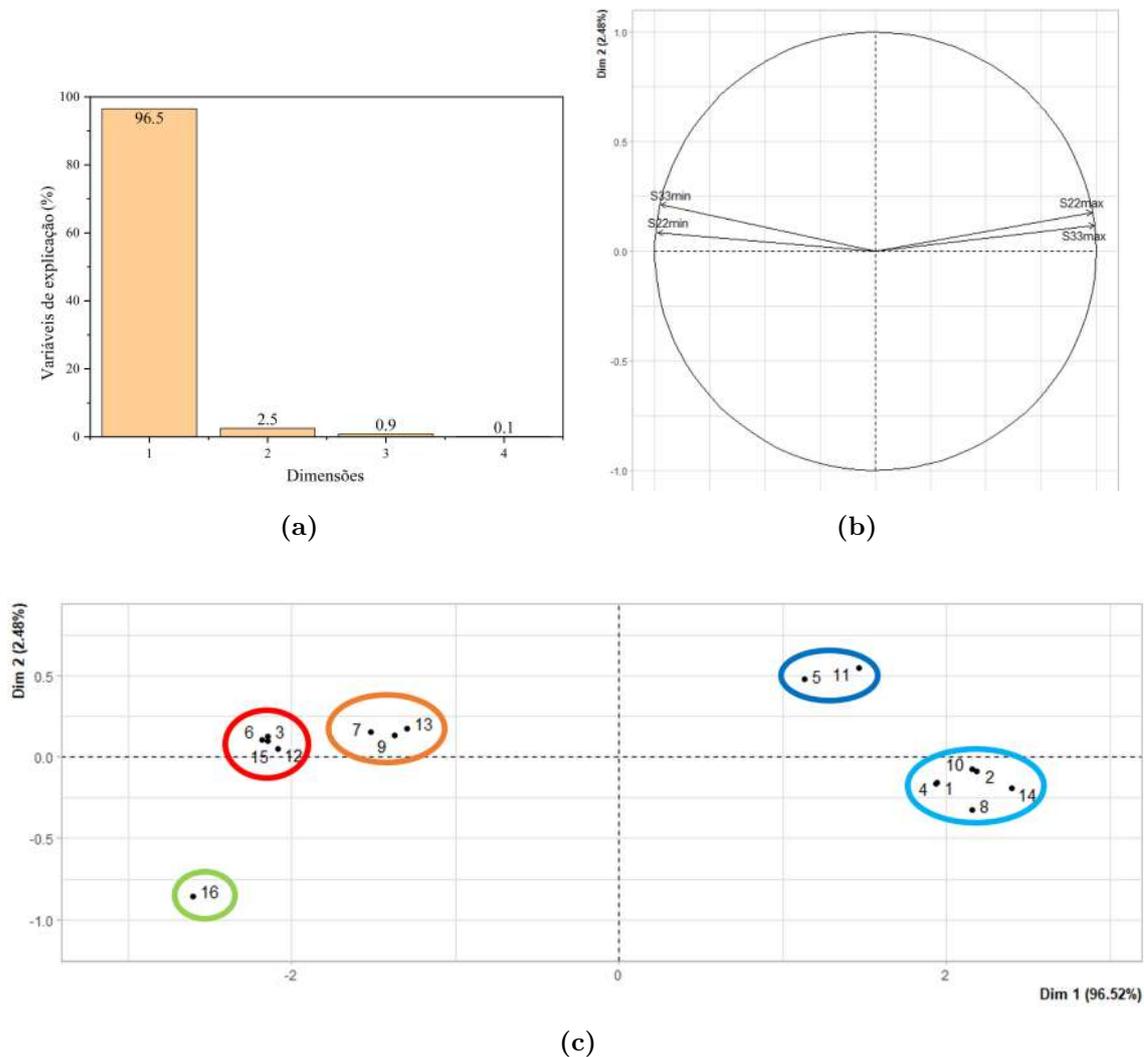


Figura 82: Análise dos principais componentes a partir dos dados da Tabela 21.

(Cal *et al.* [50] e Tawfik *et al.* [54]). As seguintes análises foram realizadas utilizando uma liga de aço da composição química de acordo com a Tabela 23.

Tabela 23: Composição química da liga de aço utilizada para as simulações Thermocalc®.

C	Mn	Si	Cr
0.80	0.87	0.19	0.02

O diagrama de equilíbrio das pseudo-binário Fe-C (Tabela 23) está representado na Figura 83-a. Uma das principais características destes materiais ferroviários é a região de equilíbrio trifásico antes de entrar na linha de reação eutetoide. A composição desta liga é hiper-eutetoide, com uma faixa de temperatura intercrítica (de equilíbrio austenita e cementita), porém com composição muito próxima do ponto eutetoide. Nishikawa e

Goldenstein [33] também observaram uma faixa de equilíbrio de três fases (ferrita, cemen-tita e austenita) abaixo da temperatura de equilíbrio entre austenita e cemen-tita. Com base no mesmo estudo termodinâmico foi feito um gráfico com as frações de fase presentes pela temperatura (Figura 83-b). Com esta perspectiva, a temperatura de transformação do eutetoide ocorre a 706,7 °C após passar pela região de equilíbrio trifásico até 719,8 °C. Assim, a área com uma composição totalmente austenítica está acima de 721,5 °C, o que é uma estreita faixa pró-eutetoide devido à composição muito próxima da eutetoide, como visto na Figura 83-a.

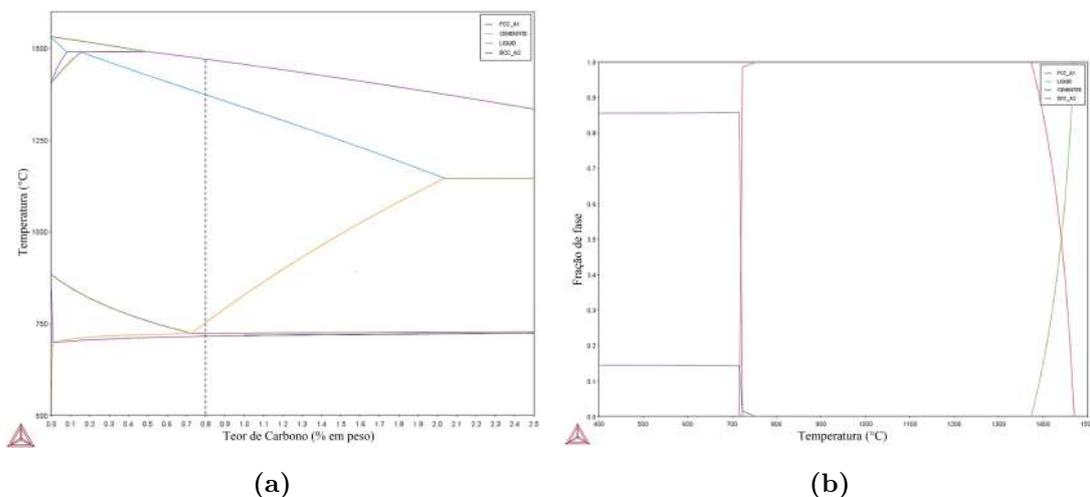


Figura 83: (a) Diagrama pseudo-binário de equilíbrio da liga de aço com a composição química apresentada na Tabela 23. (b) Quantidade de fase através da temperatura da liga de aço com a composição química apresentada na Tabela 23.

O calor específico também apresenta uma diferença entre os dois parâmetros, conforme mostrado na Figura 84. O calor específico (C_p) está diretamente ligado à entalpia (H)³¹ da termodinâmica clássica, seguindo a Equação 4.8.

$$C_p = \frac{\partial H}{\partial T} = -T \left(\frac{\partial^2 G}{\partial T^2} \right) \quad (4.8)$$

Em que G é a energia livre de Gibbs do sistema e T é a temperatura.

Como o calor específico depende da entalpia, também depende do calor de formação ou decomposição, neste caso, da austenita. Durante a transformação, principalmente à temperatura da eutetoide, há o calor latente da reação. Assim, de acordo com Tawfik *et al.* [54], a temperatura de reação da eutetoide é de cerca de 625 °C, mas, realizando uma simulação no software Thermocalc®[®], a temperatura de reação na composição indicada é de cerca de 719,8 °C (Figura 83-b).

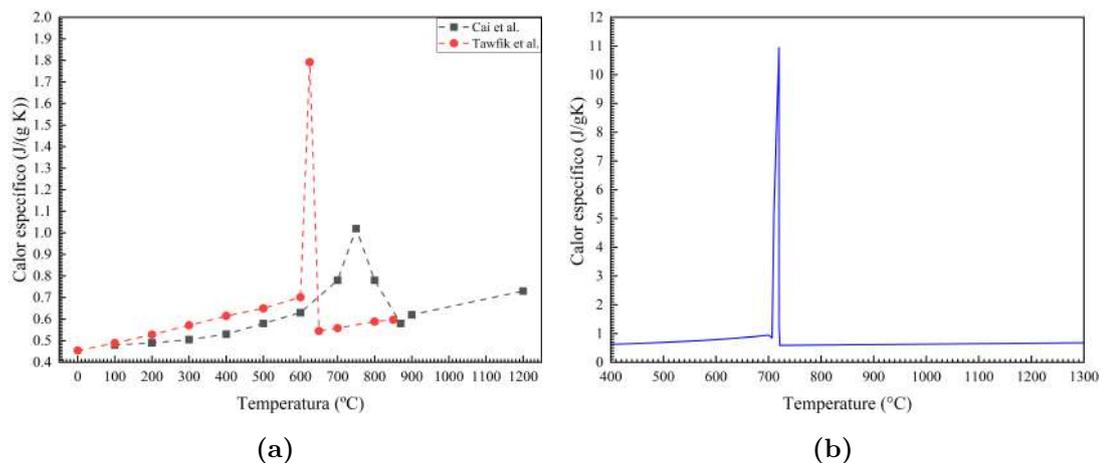


Figura 84: (a) Calor específico em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Tawfik *et al.* [54] e (b) calculado usando o ThermoCalc®.

Outro ponto é a intensidade do calor específico, já que ambos os parâmetros têm uma diferença significativa. De acordo com Weingrill *et al.* [138], que utilizaram os dados do JMatPro®, exibiram um calor específico máximo de cerca de 7.895 J/(gK) a 720 °C, muito acima, para ambos, dos parâmetros analisados por Cal *et al.* [50] e por Tawfik *et al.* [54].

A suposta transformação das fases, proposta por Tawfik *et al.* [54], a aproximadamente 625 °C pode estar relacionada à queda no módulo de Young a partir desta temperatura. Indicando possivelmente que o módulo de Young diminui à medida que há a formação de austenita. Este efeito não foi observado no módulo de Young dependente da temperatura de Cal *et al.* [50] (Figura 84-a). Esta diferença deve estar relacionada com a direção de observação das variações de parâmetros de resfriamento e aquecimento.

Por meio da função obtida pela Equação 4.8, foi realizada uma simulação pelo ThermoCalc® para fornecer o calor específico em função da temperatura (Figura 84-b). Como mencionado anteriormente, o calor específico apresenta um pico relacionado às transformações de fase do material (calor latente), de modo que as temperaturas de pico ocorrem às mesmas temperaturas observadas nas Figuras 83-a e 83-b. Outro ponto bastante diferente do calor específico da Figura 84-a é o valor máximo calculado de 1,79 J/(gK). Este valor está bem abaixo dos valores superiores tanto da Figura 84-b e quanto do valor máximo observado por Weingrill *et al.* [138].

Apesar da mesma magnitude, o coeficiente de expansão térmica não mostra um padrão entre as duas propriedades observadas pelos dois autores, como apresentado

na Figura 85-a. Entretanto, observa-se que há expansão térmica observada por Tawfik *et al.* [54]. O coeficiente de expansão térmica observado por Cal *et al.* [50] mostra uma expansão até aproximadamente 400 °C, uma leve contração até cerca de 625 °C, seguida por uma nova expansão térmica. O coeficiente de expansão térmica observado Tawfik *et al.* [54] apresenta uma leve expansão até aproximadamente 300 °C, seguido por uma leve contração até aproximadamente os 600 °C, seguido por uma grande expansão até aproximadamente 700 °C e finalizando com uma leve expansão até 1000 °C.

A variação da densidade em função da temperatura foi obtida para calcular o coeficiente de expansão térmica. A equação 4.9 define a relação entre a densidade e o coeficiente de expansão térmica [72], e foi aplicada para calcular o coeficiente de expansão térmica.

$$\rho_T = \frac{\rho_{25^\circ C}}{[1 + \alpha (T - 25^\circ C)]^3} \tag{4.9}$$

Sendo ρ_T a densidade na temperatura T , $\rho_{25^\circ C}$ a densidade na temperatura de 25 °C e α o coeficiente de expansão térmica.

Os resultados são mostrados na Figura 85-b. A ordem de grandeza dos valores obtidos é próxima à observada na Figura 85-a. Entretanto, o comportamento é ligeiramente diferente. Os resultados são mostrados na Figura 85-b. A ordem de grandeza dos valores obtidos é próxima à observada na Figura 85-a. Entretanto, o comportamento é ligeiramente diferente.

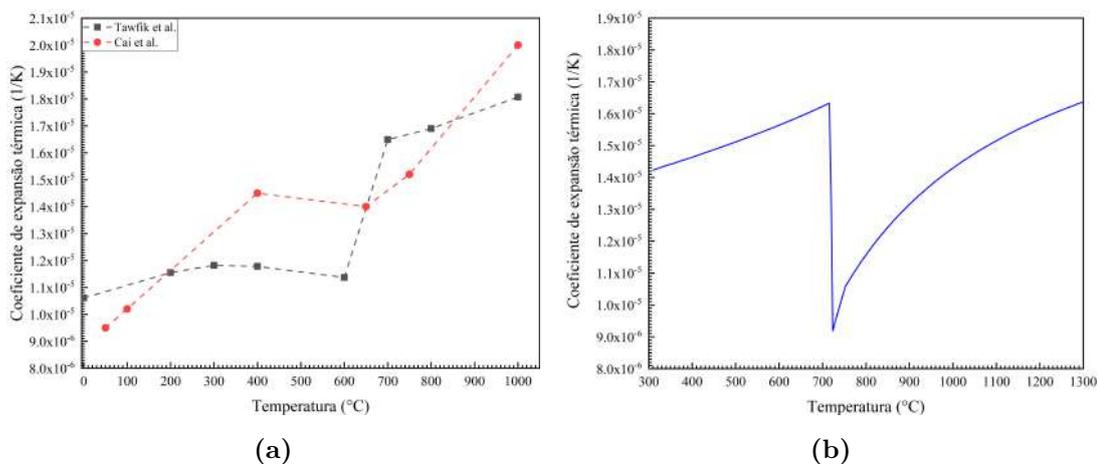


Figura 85: (a) Coeficiente de expansão em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Tawfik *et al.* [54] e (b) calculada pelo software Thermocalc®.

Diferentes variações volumétricas decorrem a partir da decomposição da auste-

nita. Estas variações ocorrem devido aos distintos volumes específicos das fases presentes. Assim, uma queda acentuada surge durante a transformação pró-eutetoide e eutetoide, seguida de uma tendência positiva observada do ponto de vista do aquecimento.

Com relação à diferença de parâmetros do material dependente da temperatura, a diferença no limite de escoamento, mesmo à temperatura ambiente, apresenta um alto contraste, com cerca de 754 MPa para Cal *et al.* [50] e cerca de 600 MPa para Tawfik *et al.* [54], representando cerca de 20% de diferença. Além disso, quando se observa a variação do limite de escoamento representada na Figura 86-a, observa-se que há uma queda substancial no limite de escoamento à medida que a temperatura aumenta. A diferença é tão significativa que a 450 °C, há uma diferença de 84% entre os dois (com variação de 619 MPa para 96 MPa). A falta de dados sobre as propriedades mecânicas em função da temperatura e a abundância de classes de trilhos ferroviários demonstram que existe uma lacuna no conhecimento na precisão das propriedades mecânicas e físicas dependentes da temperatura para aços ferroviários.

Um método para medir essas propriedades mecânicas em função da temperatura é realizar testes de tração a quente no material ferroviário, de acordo com a norma ASTM E2133. Outro método para observar a variação destas propriedades é o uso de software como o JMatPro®[®], usado, por exemplo, para fazer simulações de soldagem de trilho com o software Sysweld®[®], como realizado pelo Weingrill *et al.* [138].

Apesar de um comportamento semelhante para produzir tensões (Figura 86-b), o módulo de Young observado por Tawfik *et al.* [54] apresentou valores inferiores aos valores de Cal *et al.* [50], principalmente em temperaturas mais altas. Uma explicação possível é que o modelo considerou uma transformação de fase em torno de 600 °C, diminuindo o módulo de Young após esta temperatura. Após 600 °C, há uma diminuição mais pronunciada no módulo de Young observada por Tawfik *et al.* [54], atingindo valores abaixo de 100 GPa a 900 °C para ambos.

Várias simulações foram realizadas com os novos parâmetros obtidos pelo ThermoCalc®[®], como apresentadas nas Figuras 85-b e 86-c. Embora diferenças significativas no calor específico, principalmente na região das transformações de fase, este parâmetro apenas aumentou a energia para atingir a temperatura máxima pré-estabelecida e aumentou o tempo computacional. Além disso, o calor específico não mudou significativamente no resultado final de intensidades máximas e mínimas da distribuição de tensões residuais

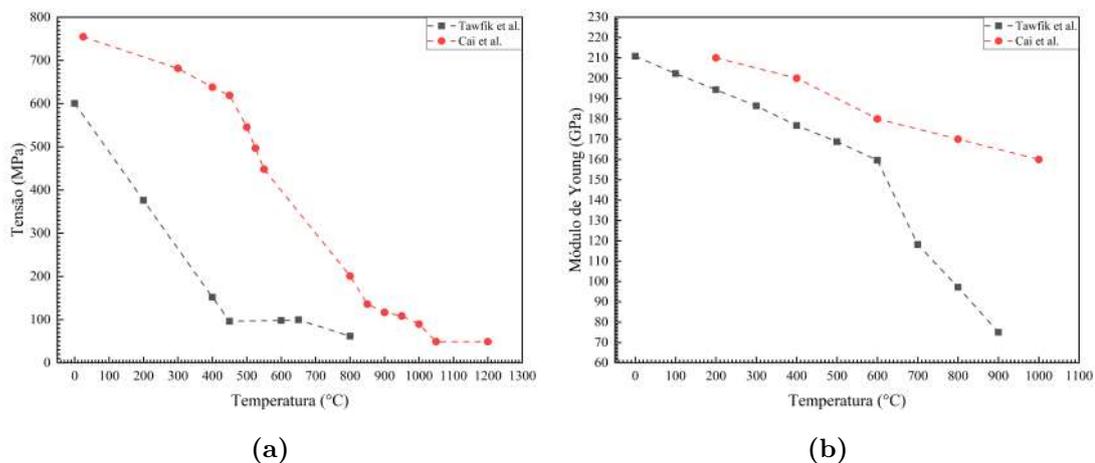


Figura 86: (a) Limite de escoamento e (b) módulo de Young, em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Tawfik *et al.* [54]

simuladas.

Assim, a condição C1 foi estabelecida como padrão, considerando apenas os parâmetros observados por Cal *et al.* [50], mas com o coeficiente de expansão modificado. A distribuição e a denominação da condição estão descritas na Tabela 24. Conforme o módulo de Young não apresentou grande alteração nas tensões residuais (vide Figuras 78, 79 e 81 e Tabelas 16 e 22), somente foram consideradas duas condições, 1-T e 16-T, adotando as propriedades dependentes da temperatura somente da mesma referência.

Tabela 24: Matriz experimental com as novas simulações variando o coeficiente de expansão observado pela Thermocalc®.

Condição	Módulo de Young	Limite de escoamento	Coefficiente de expansão
1-T	+	+	T
16-T	-	-	T

A distribuição de tensão das condições de simulação C1-T e C16-T são mostradas nas Figuras 87 e 88, respectivamente. Essa é uma primeira observação que pode fazer a diferença na distribuição das tensões residuais simuladas, especialmente na condição C1-T (S22), que separa a face na região vermelha (Figura 87).

As tensões residuais máximas e mínimas simuladas verticais (eixo y - S22) e horizontais (eixo z - S33) das simulações descritas na Tabela 24 são mostradas na Tabela 25. Portanto há algumas diferenças na adoção do coeficiente de expansão observado no Thermocalc®, principalmente na redução acentuada da condição 16-T.

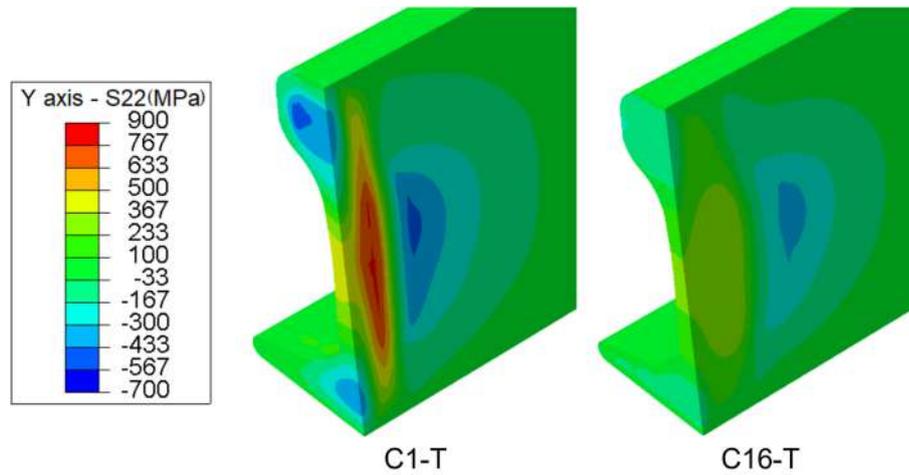


Figura 87: Resultado da distribuição das tensões residuais verticais (eixo y - S22) provenientes das simulações descritas na Tabela 24.

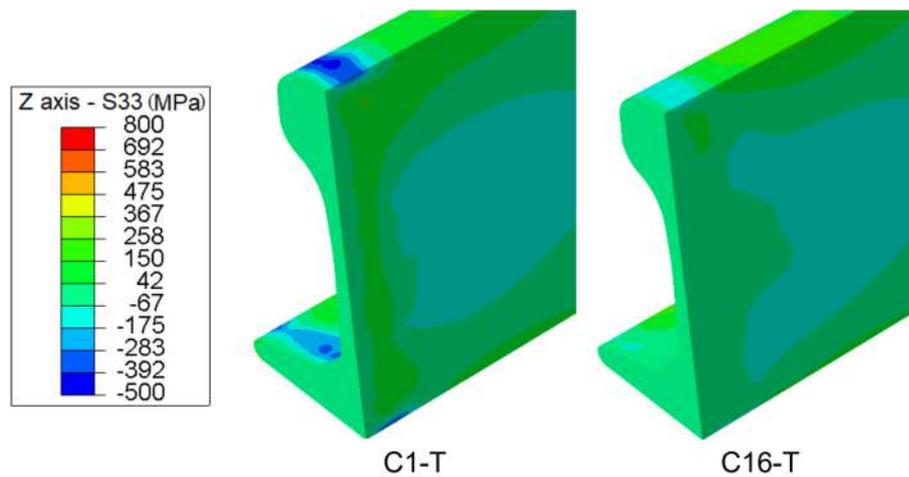


Figura 88: Resultado da distribuição das tensões residuais horizontais (eixo z - S33) provenientes das simulações descritas na Tabela 24.

Tabela 25: Resultados das tensões residuais máximas e mínimas verticais (eixo y - S22) e horizontais (eixo z - S33) das simulações descritas na Tabela 24.

	S22 max	S22 min	S33 max	S33 min
Condição	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)
1-T	796	-494	230	-480
16-T	363	-368	351	-180

Como considerações finais, todos os resultados mostraram que a escolha correta das propriedades físicas e mecânicas do material para simulações de elementos finitos alteram significativamente os resultados. As propriedades dependentes da temperatura que mais influenciam as tensões residuais (em ordem de relevância) são o limite de es-

coamento, seguidas pelo coeficiente de expansão térmica, calor específico e o módulo de Young. Parâmetros mecânicos e físicos dependentes da temperatura e parâmetros de transformações de fases de trilhos *Premium* estão sendo pesquisados para poder inserir dados mais confiáveis nas simulações e obter valores de tensões residuais com maior precisão e serão publicados em trabalhos futuros.

4.2.3 Conclusões

Os resultados das simulações de solda de topo por centelhamento (*Flash-Butt*) de trilho ferroviário, variando os parâmetros do material dependente da temperatura, mostraram que:

- As propriedades de limite de escoamento e do coeficiente de expansão térmica influenciam significativamente nas tensões residuais das simulações de soldagem, seguidas de um menor impacto do módulo de Young e do calor específico.
- A tensão residual máxima no sentido vertical exibiu uma diferença de 85% (variando de 812 MPa para 122 MPa) e uma diminuição de 118% na tensão residual mínima no sentido vertical (de -288 MPa para -629 MPa) dependendo das propriedades físicas e mecânicas utilizadas nas simulações.
- Análoga à conclusão anterior, a tensão residual máxima no sentido longitudinal apresentou uma diferença de até 79% (com variação de 717 MPa para 153 MPa) e uma redução de até 250% na tensão residual mínima no sentido longitudinal (variando de -121 MPa para -424 MPa) dependendo das propriedades simuladas.
- Houve uma tendência geral de que quanto menor a tensão máxima, maior a tensão mínima, exceto para a condição 16 que altera, simultaneamente, as propriedades mecânicas e físicas propostas por Cal *et al.* [50] e Tawfik *et al.* [54].

4.3 Propriedades físicas e mecânicas dependentes da temperatura dos trilhos *Premium*

4.3.1 Metodologia

Para a realização deste estudo, foi utilizado um aço de trilho DHH Premium com a composição química mostrada na Tabela 10. A microestrutura inicial do trilho é completamente perlítica e foi caracterizada em estudos anteriores [31, 53, 116, 139] e mostrada na Figura 89.

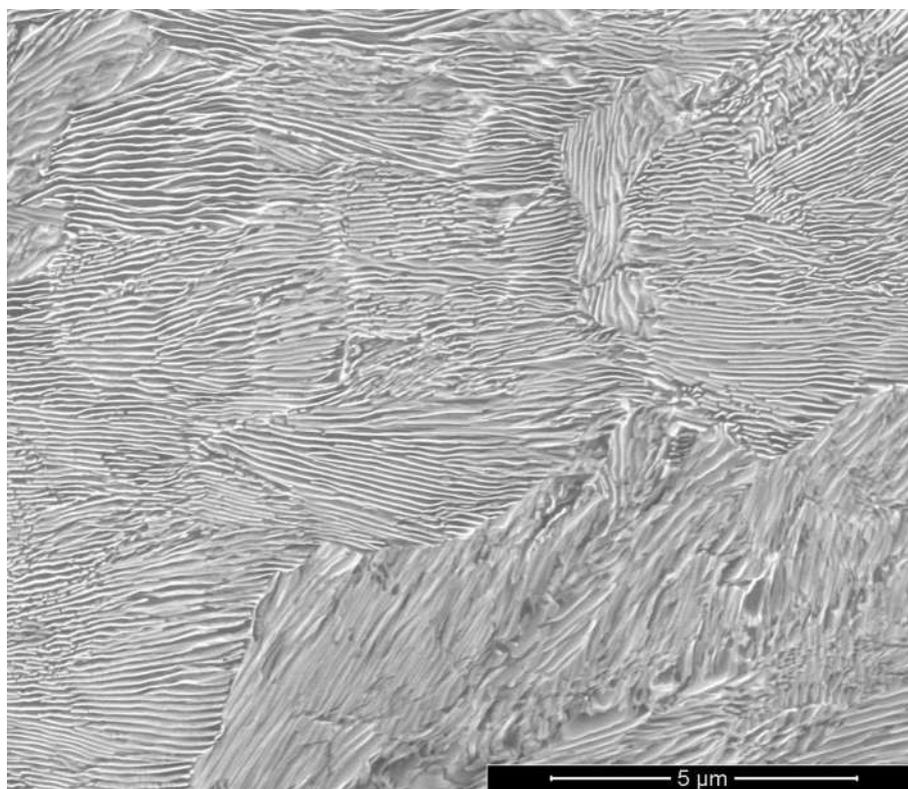


Figura 89: Microestrutura inicial do aço de trilho *Premium*. Pode ser observada perlita fina. MEV com elétrons secundários, ataque por imersão em solução de Nital 2% durante 30 s.

Os ensaios de tração de alta temperatura foram realizados de acordo com a norma ASTM E21 [140]. A amostra foi acoplada a um aquecedor externo com capacidade de taxa de aquecimento de 10 °C/s até as temperaturas desejadas e permaneceu nestas temperaturas alvo por 10 min para a homogeneização completa. Os ensaios foram realizados a 100 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C, 700 °C e 800 °C, com um extensômetro externo com um Lo de 24 mm (4D) e uma taxa de 6 mm/min.

A metalografia foi realizada na seção longitudinal das amostras. As amostras foram

embutidas com resina epóxi, lixadas até aproximadamente metade da seção e preparadas para metalografia sob a seguinte sequência: lixamento até # 1200, polimento com 6 μm , 3 μm e 1 μm , seguido de polimento final com alumina coloidal de 0,05 μm . Foi utilizado ataque por imersão em solução Nital 2% (ácido nítrico com álcool) durante 30 s.

Usando as propriedades mecânicas dependentes da temperatura observadas nos ensaios de tração, simulações de elementos finitos foram realizadas com a mesma metodologia de construção do modelo de Pereira *et al.* [116, 139] (seções 4.1 e 4.2). Foram considerados dois estágios do ciclo térmico: um estágio de aquecimento e um estágio de resfriamento.

Durante o aquecimento, as propriedades dependentes da temperatura aplicadas universalmente foram usadas dentro dos limites do modelo tridimensional do trilho, e toda a distribuição de temperatura e acúmulo de tensões térmicas geradas durante o aquecimento foram salvas para o segundo estágio. Para gerar uma temperatura máxima de 1354 °C e um comprimento total de ZAC de aproximadamente 40 mm, energia e tempo de aquecimento suficientes foram utilizados como parâmetros de aquecimento, como a temperatura máxima de aproximadamente 1355 °C adotada a partir da observação de Weingrill *et al.* [27], que mostrou um ciclo de soldagem de topo por centelhamento (*Flash-Butt*) medido por termopares. Um valor de coeficiente de transferência de calor (h) de 25 W/m²K foi adotado para a etapa de resfriamento por estar mais próximo do resfriamento por ar não forçado [138].

A cinética da formação da perlita para a austenita foi calculada usando a regra de alavanca [141, 142]. Duas regressões lineares foram realizadas antes e depois da transformação contínua do resfriamento. A equação 4.10 foi usada com as duas linhas retas das regressões para determinar a porcentagem de austenita de perlita durante o aquecimento. Os termos usados pela equação 4.10 são descritos na Figura 90, representando um exemplo de um resultado com uma taxa de aquecimento de 10 °C/s.

$$f_{perlita} = \frac{P2 - P'}{P1 - P2} \quad (4.10)$$

As outras propriedades físicas e mecânicas dependentes da temperatura utilizadas foram consideradas de acordo com as fases e/ou microconstituintes presentes: austenita e perlita. Com a regra de alavanca calculada descrita na Figura 90 e na equação 4.10, foram utilizados os dados dependentes da temperatura apresentados na Tabela 10. A

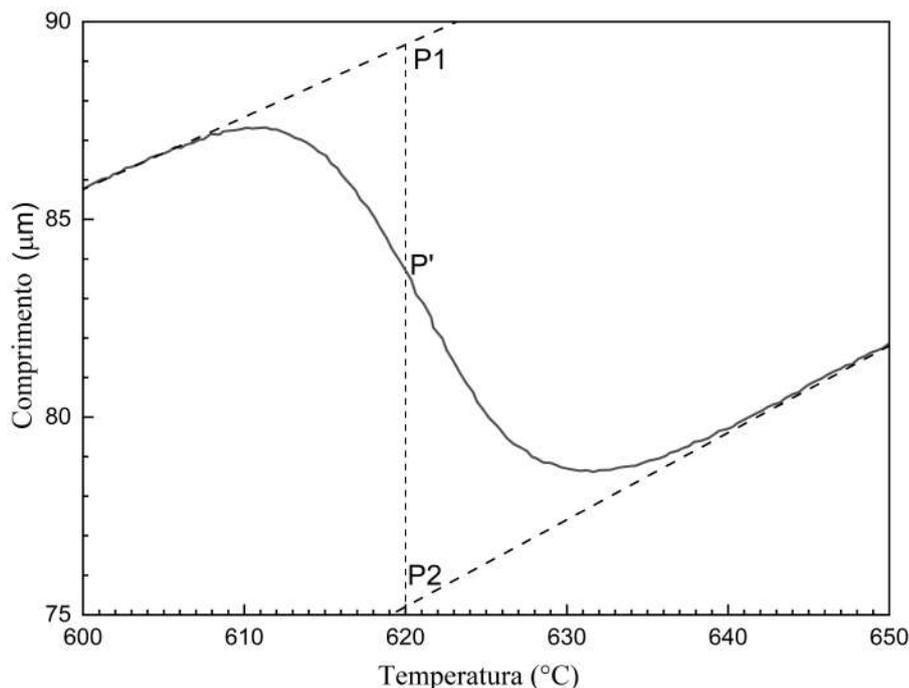


Figura 90: Exemplo de aquecimento real e sua variação dilatométrica do trilho *Premium DHH* a uma taxa de $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. As linhas de regressão linear e os valores dados para a realização da regra da alavanca (Equação 4.10).

propriedade final foi uma média ponderada dos resultados individuais com a fração fase/microconstituente para cada temperatura.

4.3.2 Resultados

4.3.2.1 Propriedades mecânicas e microestruturas a alta temperatura

Os resultados dos ensaios de tração de alta temperatura são descritos na Figura 91. Quanto menor a temperatura do ensaio de tração maior será o limite de escoamento, o limite de resistência (UTS) e, geralmente, maior será o alongamento total até a ruptura. Também é perceptível que a inclinação na seção elástica muda conforme a temperatura do ensaio, ou seja, o módulo de Young muda conforme a temperatura.

De acordo com a Figura 91, curva da tensão pelo alongamento mostrou um comportamento contínuo. O método para determinar o limite de rendimento pelo offset de 0,2% de deformação foi utilizado, de acordo com a ASTM E8 [143]. O UTS foi considerado a resistência máxima do ensaio de tração. O módulo de Young considerou o ângulo na parte elástica do gráfico da Figura 91. O resultado destes parâmetros críticos é mostrado na Figura 92. Os resultados mostram que quanto maior a temperatura do ensaio de

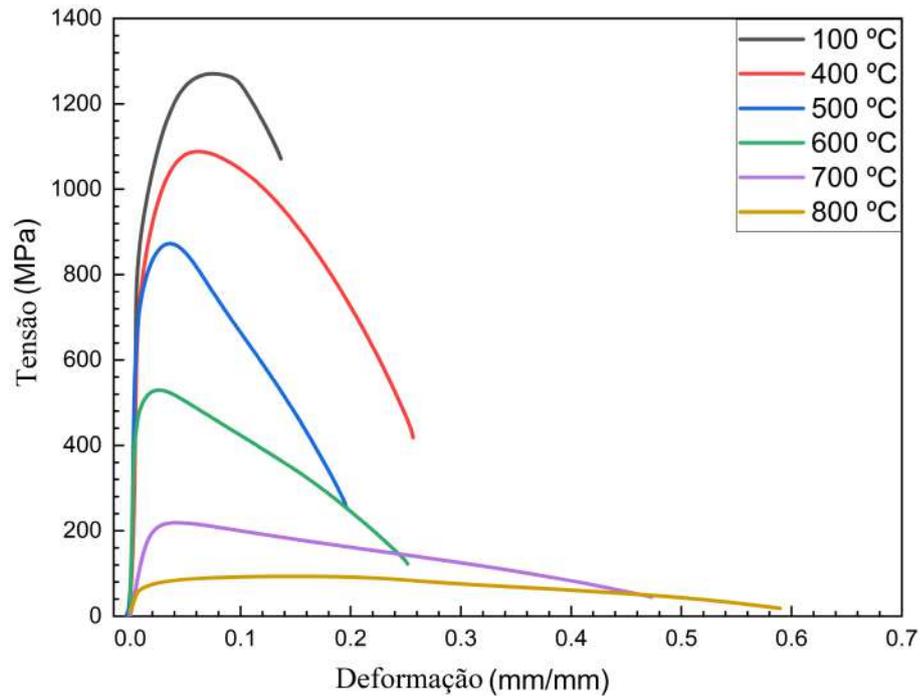


Figura 91: Curvas dos ensaios de tração em alta temperatura (tensão X deformação) do trilho de aço *Premium DHH*.

tração, menor o valor da resistência à tração, o valor do módulo UTS e o valor do módulo Young.

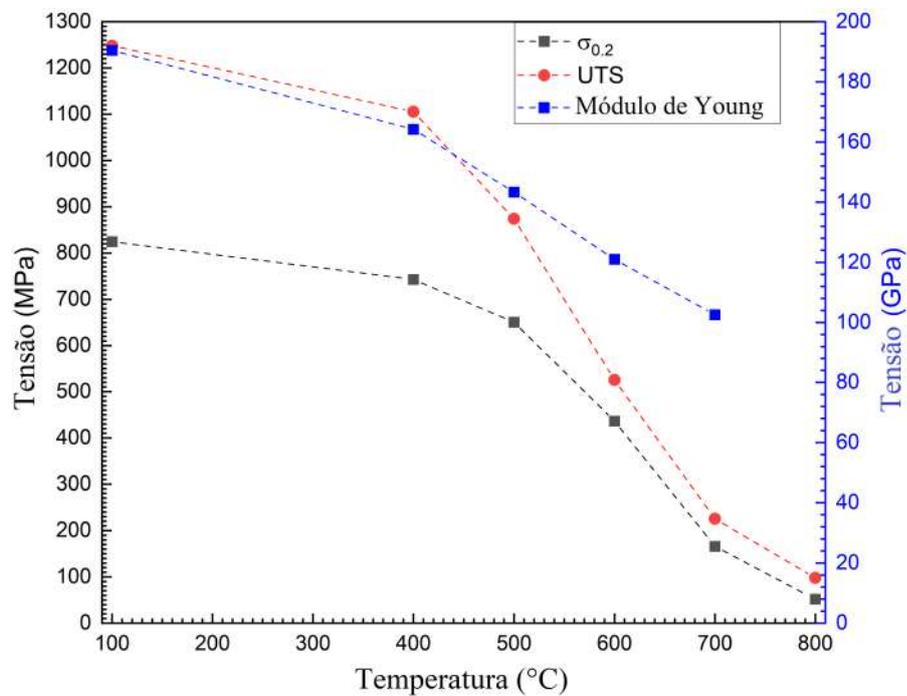


Figura 92: Resultados de limite de escoamento, limite de resistência e módulo de Young dos ensaios de tração de alta temperatura do aço de trilho *Premium DHH*.

Os resultados do alongamento total (%) e da redução de área do ensaio de tração de alta temperatura são mostrados na Figura 93. A redução de área ocorreu diretamente proporcional à temperatura do ensaio até atingir 700 °C, que se estabilizou se comparada com os ensaios realizados a 800 °C. O alongamento não ocorreu logicamente: o alongamento do ensaio realizado a 500 °C teve um valor menor do que o realizado a 400 °C. Este resultado indica que havia alguma característica microestrutural que enfraquecia o material. Entretanto, a redução de área foi menor a 500 °C do que a 400 °C, significando que houve algum fenômeno de "fragilização" a 500 °C, muito provavelmente relacionado com a microestrutura em conjunto com o estado de tensões internas.

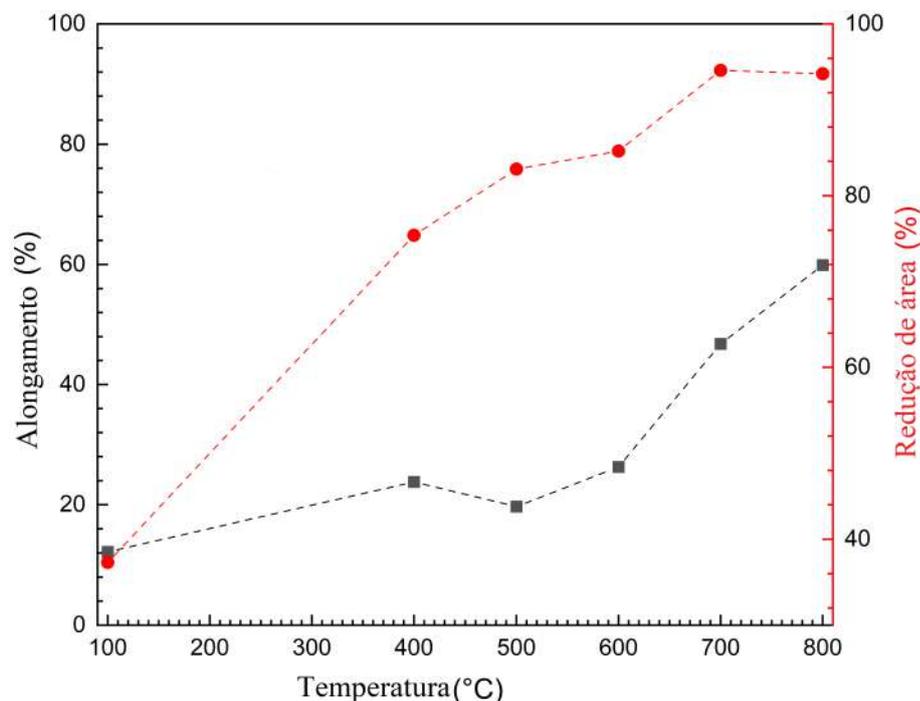


Figura 93: Resultados do alongamento total (%) e redução de área (%) dos ensaios de tração a alta temperatura do aço de trilho *Premium DHH*.

A aparência final dos corpos de prova de tração é mostrada na Figura 94. O corpo de prova testado a 100 °C mostra uma superfície brilhante e limpa, muito semelhante à cor original do aço temperado em ambiente. A amostra testada a 400 °C mostra uma tonalidade azulada na superfície. Esta tonalidade azulada é devida à oxidação a esta temperatura [144], lembrando que o ensaio é realizado sem proteção atmosférica, ou seja, a superfície oxidará e às vezes sofrerá decarbonetação na superfície. A partir de 500 °C, a superfície da amostra apresentou uma característica mais escura devido à oxidação da superfície durante os ensaios a temperaturas mais altas. Todos os corpos de prova mostra-

ram deformação plástica, mas como visto na Figura 91, quanto mais alta a temperatura do ensaio, maior é esta deformação. Além disso, todos os corpos de prova apresentaram fraturas com características de taça/cone.



Figura 94: Corpos de prova após os ensaios de tração a alta temperatura do aço de trilho *Premium DHH*.

A microfractografia da superfície da fratura dos corpos de prova do ensaio de tração a alta temperatura é mostrada na Figura 95. Como esperado, a superfície de fratura do ensaio realizado a 100 °C mostra aspectos mistos, mas com uma maior quantidade de mecanismo de fratura por clivagem. A 400 °C, a superfície mostra um micromecanismo mais dúctil de formação de alvéolos. O ensaio a 500 °C mostrou uma superfície predominantemente com alvéolos, mas com uma morfologia mais grosseira do que os ensaios a 400 °C e 600 °C. A superfície de fratura da amostra testada a 800 °C mostra que ocorreu uma deformação plástica quase perfeita e só apresentou uma seção final muito pequena e resistente.

A partir da temperatura de ensaio de 400 °C, embora a maioria da superfície apresentou alvéolos com uma dimensão menor, algumas crateras com tamanhos conside-

ravelmente maiores são observadas. Estas crateras têm uma textura superficial consideravelmente mais lisa do que a fratura dúctil, mas esta característica será discutida mais adiante em seções posteriores.

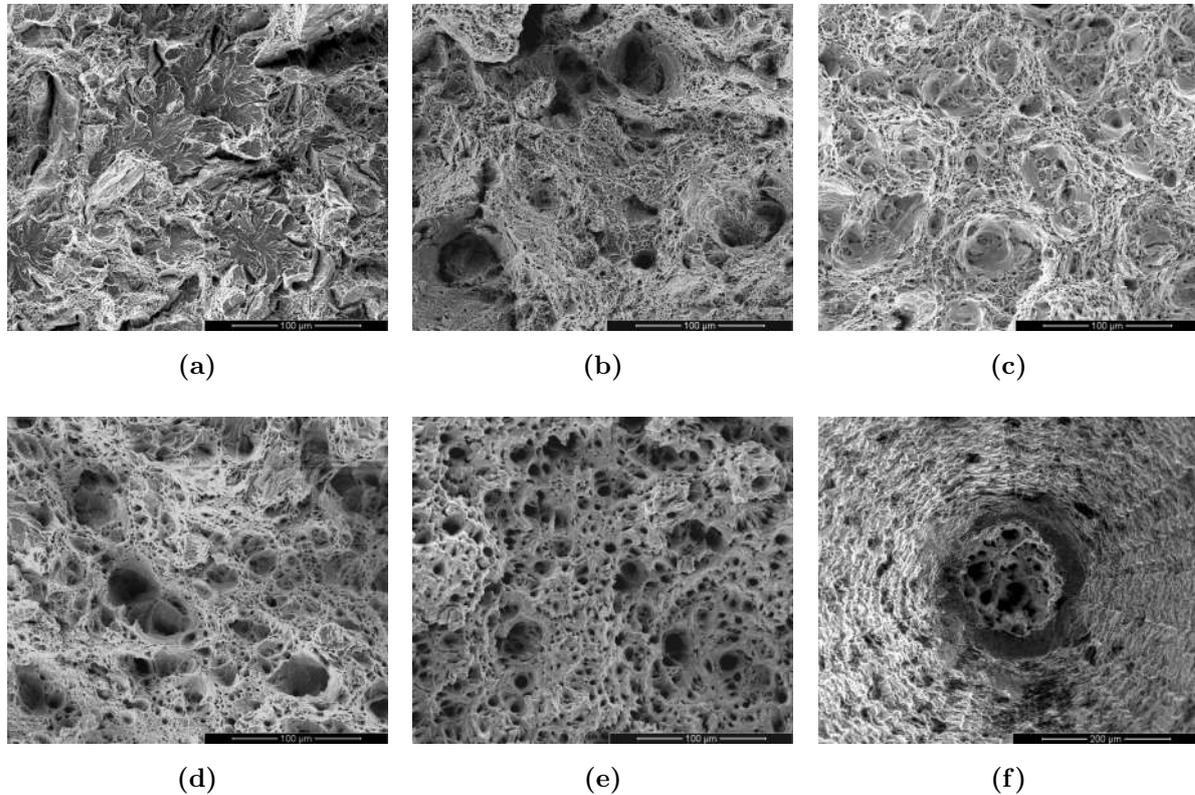


Figura 95: Microfractografia da superfície de fratura dos corpos de prova após o ensaio de tração nas temperaturas: (a) 100 °C, (b) 400 °C, (c) 500 °C, (d) 600 °C, (e) 700 °C e (f) 800 °C. MEV-ES.

A metalografia da seção transversal próxima à região da fratura é mostrada na Figura 96. A 100 °C, a microestrutura mostrou pouca mudança microestrutural, em outras palavras, as lamelas de perlita não estão alinhadas na direção da deformação. Elas são aleatórias, semelhantes à micrografia apresentada na Figura 89. A micrografia do ensaio realizado a 400 °C mostra uma mudança considerável na microestrutura: as lamelas perlíticas estão alinhadas na direção da deformação, ou seja, na direção vertical. A 500 °C, a microestrutura mostrou um alinhamento das lamelas perlíticas, mas também mostrou a presença de cementita nos contornos das colônias perlíticas. As microestruturas dos ensaios realizados a 600 °C e 700 °C apresentaram um grau de esferoidização superior ao esperado para estas temperaturas [33]. A 800 °C, a microestrutura do corpo de prova era totalmente perlítica com uma superfície coberta de óxido, o que está de acordo com a superfície apresentada na Figura 95.

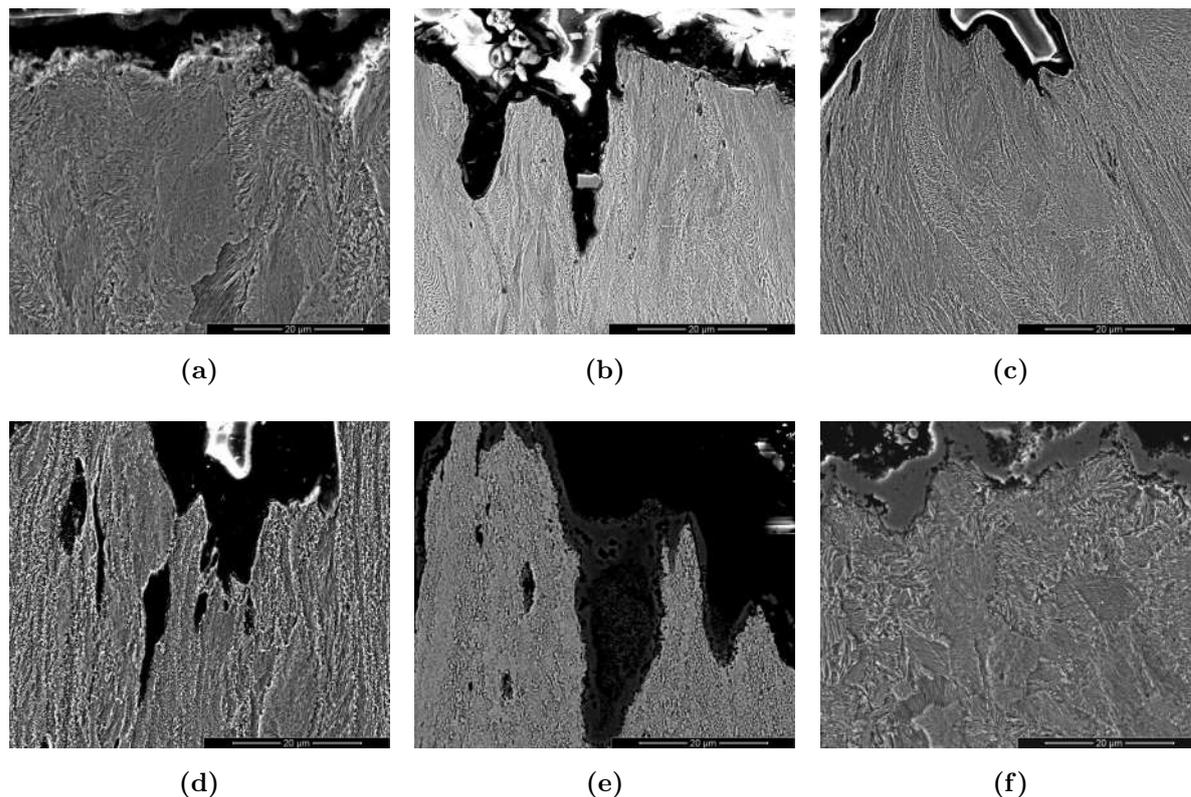


Figura 96: Microestrutura da seção transversal próxima à fratura das amostras do ensaio de tração nas temperaturas: (a) 100 °C, (b) 400 °C, (c) 500 °C, (d) 600 °C, (e) 700 °C e (f) 800 °C. MEV, ataque por imersão em solução Nital 2% durante 30 s.

Como foram observadas algumas características microestruturais exóticas próximas à superfície da fratura (Figura 96), foi realizada uma metalografia da região afastada da fratura. Esta metalografia foi realizada dentro da área de deformação elástica na qual foi submetida a tensão de tração do ensaio mecânico. Os resultados destas micrografias são mostrados na Figura 97. Até 400 °C há pouca mudança microestrutural em comparação com a microestrutura original observada na Figura 89. Entretanto, a 500 °C e 600 °C há uma única aparência de cementita no contorno da colônia perlítica. A 700 °C, ocorre um início de esferoidização a esta temperatura.

4.3.2.2 Simulação pelo método dos elementos finitos

Os resultados da simulação do método de elementos finitos das tensões residuais na direção vertical (direção y - S22) são mostrados na Figura 98. Seguindo a distância da face soldada, o trilho passa por uma região contendo tensão de compressão (parte azul) após a área de tração. A maior tensão de tração no sentido vertical está localizada na

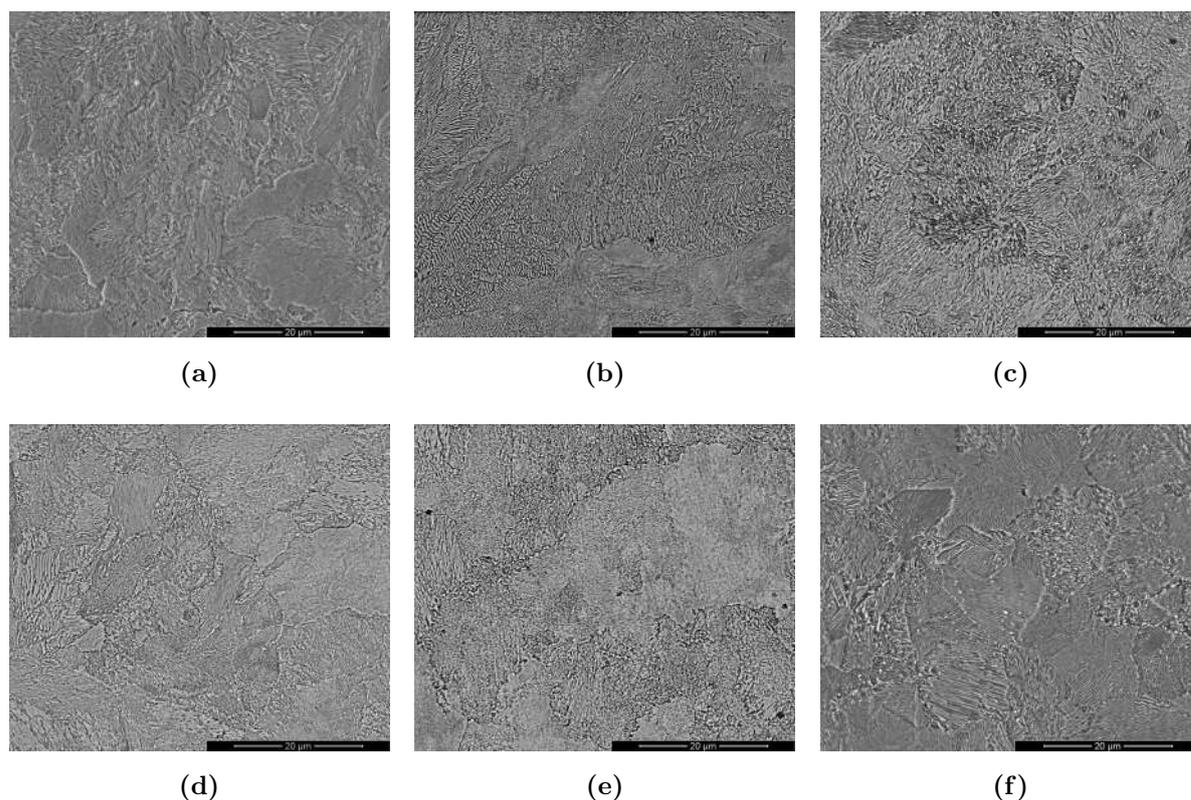


Figura 97: Microestrutura da seção transversal afastada da fratura das amostras do ensaio de tração nas temperaturas: (a) 100 °C, (b) 400 °C, (c) 500 °C, (d) 600 °C, (e) 700 °C e (f) 800 °C. MEV, ataque por imersão em solução Nital 2% durante 30 s.

área central da alma (parte vermelha), onde o valor máximo está ligeiramente afastado da superfície soldada. Entretanto, o valor máximo era de 552 MPa, e o mínimo era de -392 MPa.

O resultado da distribuição das tensões residuais no sentido longitudinal (eixo z - S33) é mostrado na Figura 99. Uma quantidade mais significativa de tensão compressiva é observada principalmente na região central da alma. Uma pequena quantidade de tensão compressiva é mantida na região do boleto do trilho, seguida por uma leve tensão de tração. O valor máximo de tensão era de 253 MPa, e o mínimo era de -118 MPa.

A tensão residual da linha central na direção vertical (eixo y - S22) no centro da alma ferroviária na superfície e centro do trilho e correndo longitudinalmente longe da face soldada é representada na Figura 100 -a. Há simetria entre as distribuições, mas há uma diferença entre as distâncias de profundidade a que elas se encontram.

A tensão residual da linha central no sentido longitudinal (eixo z - S3) no meio e canto da superfície do boleto do trilho e também ao longo longitudinalmente distante

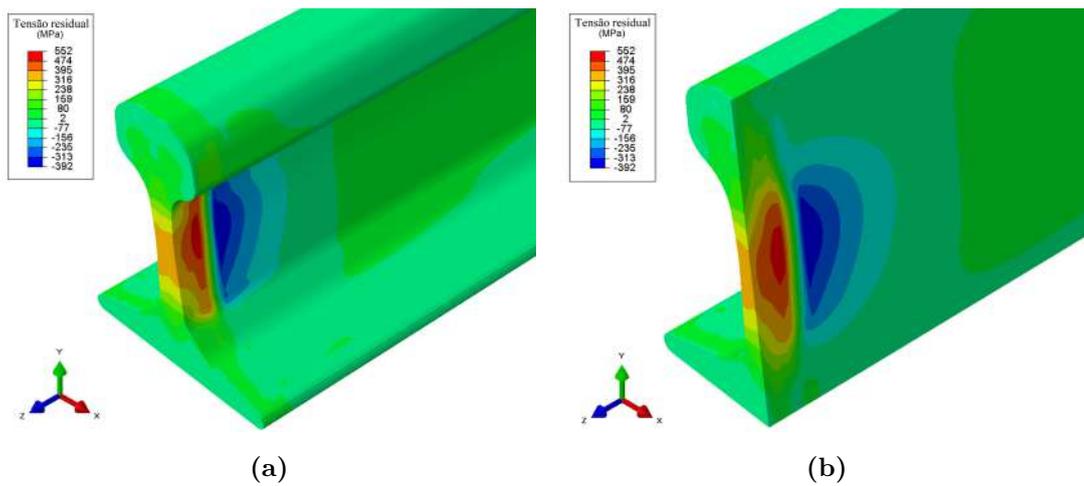


Figura 98: Distribuição de tensão residual na direção vertical (y) S22 com os parâmetros definidos para atingir o tamanho ZAC de 45 mm e um coeficiente de transferência de calor de 25 W/m²K. (a) representa o resultado observado na superfície e (b) representa o resultado observado na região central do trilho.

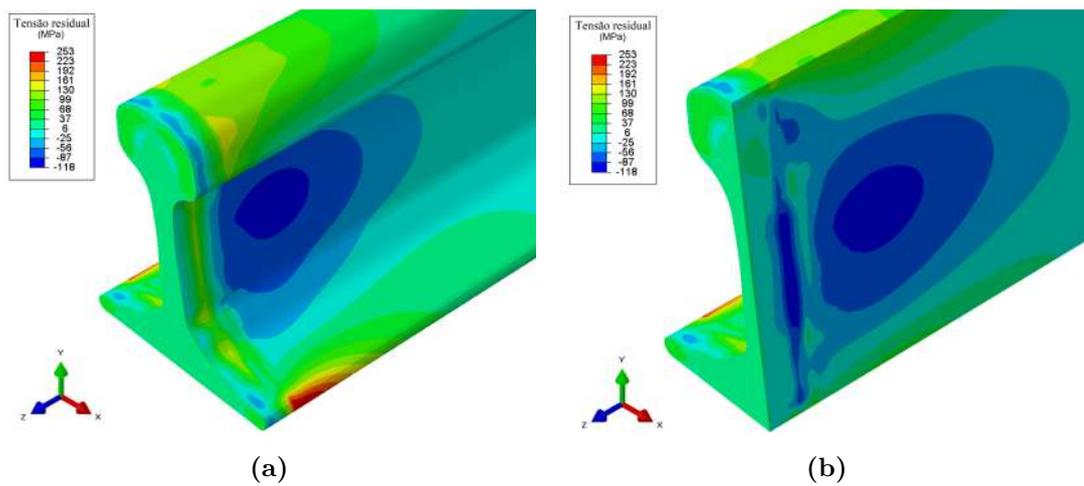


Figura 99: Distribuição de tensão residual na direção horizontal (y) S33 com os parâmetros definidos para atingir o tamanho ZAC de 45 mm e um coeficiente de transferência de calor de 25 W/m²K. (a) representa o resultado observado na superfície e (b) representa o resultado observado na região central do trilho.

da face soldada é mostrada na Figura 100 -b. Nesta Figura, duas linhas na superfície estão sendo comparadas, que correspondem à região onde há contato com a roda (tanto o centro do boleto do trilho em seções retas e o lado do boleto do trilho em seções curvas do trilho). A distância de profundidade entre as duas curvas não é observada porque a diferença entre a superfície e o centro precisa ser analisada.

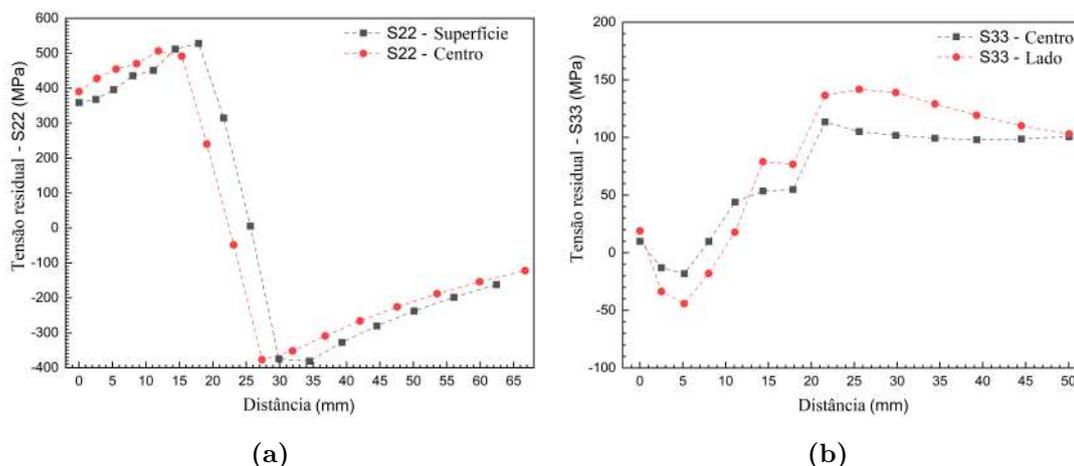


Figura 100: Perfil de tensão residual distribuído no sentido longitudinal a partir da face "soldada". (a) Tensão residual no sentido vertical (eixo y - S22) na região central e na superfície central da alma do trilho. (b) Tensão residual no sentido longitudinal (eixo z - S33) no centro e na lateral do boleto do trilho.

4.3.3 Discussão

Os resultados dos ensaios de tração a alta temperatura mostram um resultado bem conhecido: quanto mais alta a temperatura, menor a resistência à tração e a resistência à tração final (UTS), e maior o alongamento total. Estes resultados concordam com referências que relatam propriedades mecânicas dependentes da temperatura [50, 51]. Mesmo o limite de resistência apresenta a mesma tendência de diminuição observada por Ma *et al.* [51] e Cal *et al.* [50]. Entretanto, neste caso, o limite de resistência dado na Figura 92 mostra um valor inicial maior, possivelmente porque se trata de um trilho de classe *Premium*.

O módulo do material Young também mostrou uma diminuição considerável com o aumento da temperatura. A 100 °C ele apresenta um valor de aproximadamente 190 GPa, enquanto que a 700 °C ele apresenta um valor de cerca de 102 GPa. Seria uma queda de aproximadamente 50%. A queda observada na Figura 93 é muito mais acentuada do que a observada por Cal *et al.* [50].

A redução da área da última seção resistente à fratura no ensaio de tração apresenta uma relação direta com o aumento da temperatura (Figura 93). Entretanto, há uma diminuição do alongamento total entre 400 °C e 500 °C, contrariando a lógica de que quanto maior a temperatura, maior o alongamento (Figura 93). Na região próxima à fratura do corpo de prova testado a 500 °C, foram identificadas regiões com cementita em

torno de colônias perlíticas (Figura 96). Esta cementita pode ter influenciado de forma a "fragilização" e diminuído o alongamento total. Este efeito pode estar relacionado às crateras de alvéolos maiores observadas na fractografia do corpo de prova testado a 500 °C (Figura 95). Estas crateras com diâmetros maiores a profundidades menores têm superfícies "mais lisas" e podem estar relacionadas com a camada de cementita observada na Figura 96.

O exame microfractográfico (Figura 95) mostrou que a 100 °C ocorre um mecanismo de fratura misto, com grande parte da superfície composta de clivagem e algumas partes contendo alvéolos. A partir de 400 °C a superfície mostra principalmente alvéolos, característico de fratura dúctil, com algumas crateras grandes e alvéolos pequenos. A 800 °C o corpo de prova inteiro deformou-se, deixando uma seção resistente com pouca área final.

A metalografia da seção transversal dos corpos de prova de tração, mostrada na Figura 96, mostrou que a 100 °C houve pouca mudança microestrutural, mesmo perto da superfície da fratura. A 400 °C há uma mudança mais significativa: um alinhamento das lamelas e um achatamento do contorno da colônia perlítica na direção da deformação plástica.

A 500 °C, há uma maior incidência de cementita no limite da colônia perlítica (Figura 96). Como mencionado anteriormente, isto pode ter sido a causa da fragilização em comparação com o ensaio a 400 °C. Além disso, Bauri *et al.* [31] observaram uma fratura em um ensaio de tração na região não amolecida do trilho soldado pelo processo de topo por centelhamento. Ao observar a seção transversal, foi observada uma quantidade maior de cementita nos contornos de grão do que nas áreas adjacentes. Embora o processo de solda de topo por centelhamento (*Flash-Butt*) apresente deformação por compressão, podemos inferir que esta região apresentou uma maior quantidade de cementita no contorno da colônia perlítica observada por Bauri *et al.* [31] apresentaram um ciclo térmico com uma temperatura máxima de aproximadamente 500 °C.

Outro aspecto interessante observado na Figura 96 foi que no ensaio realizado a 600 °C ocorre uma esferoidização da microestrutura na região próxima à fratura. Esta esferoidização ocorreu a uma temperatura consideravelmente mais baixa do que a comumente observada para os aços ferroviários não deformados [33]. Entretanto, pode ser explicada pelo aumento da cinética de austenitização, que depende do desbaste da mi-

croestrutura [38, 40, 41]. Durante a deformação plástica, o alinhamento e refinamento da distância interlamelar da perlita e o achatamento do contorno da colônia perlítica aumentam a cinética de transformação austenítica, permitindo uma transformação parcial e conseqüente esferoidização do restante da cementita [145]. A deformação a altas temperaturas favorece a criação de novas discordâncias, diminuindo as distâncias das lamelas perlíticas, e a formação de novos sublimites. Assim, acumulando uma quantidade considerável de tensão e energia superficial e aumentando significativamente os locais de nucleação da austenita [145–147]. A 700 °C, a microestrutura também mostra a esferoidização perto da fratura.

A Figura 97 mostra a microestrutura da mesma amostra de tração, mas longe da fratura, mas onde ela também sofreu tensão de tração. A 400 °C é impossível observar o alinhamento das lamelas de cementita e nem os contornos achatados da colônia perlítica. A 600 °C não é possível observar a esferoidização da cementita, como visto na Figura 97. Portanto, a esferoidização é altamente influenciada pela deformação plástica, diminuindo a temperatura de esferoidização. Esta influência do efeito de tensão na esferoidização foi abordada por Chojnowski *et al.* [148] e Bruns *et al.* [149]. A 700 °C pode-se ver que a deformação aplicada mais baixa junto com a temperatura favorece a esferoidização parcial, principalmente no contorno da colônia perlítica. Observou-se também que a 700 °C a esferoidização era consideravelmente mais baixa do que na região próxima à fratura. A 800 °C, perto e longe da fratura, mostra uma microestrutura completamente perlítica, mas uma pequena fração de cementita esferoidizada está longe da fratura. A esta temperatura, ocorreu a austenitização completa, e a transformação perlítica ocorreu no resfriamento. As pequenas esferas na região longe da fratura indicam que a deformação menor gerou uma austenitização quase total, deixando alguns carbonetos em formato de esfera. Entretanto, com o resfriamento e a taxa de resfriamento, ocorre a transformação perlítica. Este fenômeno também foi bem descrito por Kumar *et al.* [45].

De acordo com a Figura 98, há uma maior concentração de tensão de tração na região da alma do trilho. Este resultado é conhecido e esperado de acordo com os resultados de Porcaro *et al.* [71], Pereira *et al.* [116, 139] e Mansouri e Monshi [28], Cal *et al.* [50], e Ma *et al.* [51].

Até Haibatollahi e Tehrani [63] obtiveram resultados de tensão de tração na alma seguida de tensão de compressão um pouco mais longe da área central da solda em suas

simulações.

Em comparação com os resultados de Oliveira *et al.* [131], as tensões residuais máximas da simulação observadas na Figura 99 foram consideravelmente menores do que as medidas. Oliveira *et al.* [131] observaram que as tensões longitudinais no perfil do boleto do trilho eram aproximadamente 350 MPa. Em contraste, as tensões longitudinais máximas observadas no canto do boleto do trilho apresentaram um valor máximo de cerca de 200 MPa, próximo ao observado na Figura 100, mas com uma distribuição ligeiramente diferente daquela observada por Oliveira *et al.* [131].

A distribuição das tensões residuais verticais na alma do trilho mostrou distribuição e valores próximos aos observados por Oliveira *et al.* [131]. Oliveira *et al.* [131] observaram que o valor máximo era de aproximadamente 350 MPa, enquanto a simulação observada na Figura 98 foi de 552 MPa. O modelo ainda pode ser ajustado pela inserção de um módulo com maior precisão nas transformações de fase. Ainda assim, com os dados de propriedades mecânicas dependentes da temperatura, foi possível observar uma aproximação substancial nestes valores e distribuição.

Além disso, as análises de difração de raios X possuem uma profundidade muito baixa, na escala de poucos microns [57, 60]. Assim, a tensão residual observada por Oliveira *et al.* [131] é superficial. Ao comparar com a análise superficial localizada na Figura 99-a, nota-se que a tensão de tração vertical está com máxima de aproximadamente 400 MPa, muito próximo do encontrado por Oliveira *et al.* [131].

4.3.4 Conclusões

Ensaaios de tração em diferentes temperaturas foram realizados em trilho perlítico. Concluiu-se que:

- O limite de escoamento, o limite de resistência (UTS) e módulo de Young diminuiu em relação à temperatura. Uma maior taxa de diminuição no limite de escoamento e UTS foi observada na faixa de temperatura entre 400 °C e 700 °C. A taxa de redução do módulo de Young foi aproximadamente linear.
- O alongamento total e a redução de área mostraram um comportamento direto com a temperatura, ou seja, quanto maior a temperatura, maiores os valores, exceto para o alongamento a 500 °C.

- A superfície da fratura mostrou um método misto de clivagem e alvéolos no ensaio realizado a 100 °C e foi puramente dúctil com alvéolos nas diferentes temperaturas. A 800 °C, houve deformação até praticamente não haver área de resistência durante o ensaio.
- Cementita foi observada nos contornos dos grãos na microestrutura perto da fratura da amostra testada a 500 °C.
- A esferoidização da cementita também foi observada a 600 °C na região próxima à fratura. Portanto, o efeito da tensão/deformação auxiliou na esferoidização da cementita.

Esferoidização e microestrutura

Este capítulo abordará os tópicos relacionados à esferoidização e microestrutura. A seção 5.1 trará um estudo sobre a influência da microestrutura inicial e da taxa de resfriamento na esferoidização através da transformação do eutetoide divorciado. Os resultados obtidos foram consistentes com as expectativas da literatura. Adicionalmente, será apresentada uma nova abordagem para o cálculo da porcentagem de esferoidização, que considera a equação baseada na relação entre o perímetro e a área das cementitas. Essa nova abordagem emprega um método estatístico, eliminando a subjetividade associada à análise da área.

A seção 5.2 discutirá a obtenção de uma janela operacional a partir de diversos diagramas CCT, cada um correspondente a diferentes temperaturas de austenitização. A variação das temperaturas de austenitização é relevante devido ao processo de soldagem, que pode resultar em uma distribuição térmica com temperaturas chegando a até 1400 °C. Assim, será investigada a cinética das transformações de fases e a identificação da janela operacional até o surgimento de martensita, tendo em vista a sua dependência da taxa de resfriamento.

Na seção 5.3, será apresentado um estudo realizado em um trilho microligado com silício (Si) e vanádio (V), analisando a sua susceptibilidade à esferoidização. Os resultados obtidos revelaram que a adição de pequenas quantidades destes elementos de liga eleva a temperatura de austenitização, reduz a cinética de austenitização e atenua a tendência à esferoidização. Esses achados evidenciam a possibilidade de reduzir o comprimento da ZAC (zona afetada pelo calor) ao modificar a composição química do aço.

5.1 Efeito da microestrutura inicial perlítica e bainítica na esferoidização da cementita em aço ferroviário

5.1.1 Metodologia

Os corpos de prova de dilatométrica com dimensões cilíndrica de 4 mm de diâmetro e 10 mm de comprimento foram retirados do trilho DHH *Premium*. A composição química do trilho foi obtida pelo método de espectrometria de emissão óptica e está descrita na Tabela 10. O carbono medido é maior que a composição eutetoide, ou seja, se trata de um trilho hiper-eutetoide, com um carbono equivalente de 1,07 [150].

Os ciclos térmicos foram realizados no Dilatômetro de têmpera Bähr DIL 805L. Este equipamento funciona por aquecimento por indução com um termopar inserido diretamente na amostra, e um jato de gás hélio é utilizado durante o resfriamento. A mudança dimensional gerada pela expansão térmica e transformações de fase é medida utilizando extensômetros LVDT.

As temperaturas críticas Ac_1 e Ac_m foram determinadas de acordo com a norma ASTM A1033 [151]. O corpo de prova foi aquecido até 700 °C a uma taxa de aquecimento de 10 °C/s, seguido de aquecimento até Ac_m a uma taxa de aquecimento de 28 °C/h. A baixa taxa de aquecimento é adotada para permitir que as transformações de fase ocorram mais próximas do equilíbrio. Sabe-se que quanto maior a taxa de aquecimento/arrefecimento, mais longe do equilíbrio da transformação eutetoide [152].

A determinação da temperatura M_s foi realizada aquecendo a amostra a 920 °C durante 5 min a uma taxa de aquecimento de 10 °C/s e resfriando a uma taxa de 100 °C/s até a temperatura ambiente (25 °C). Os resultados foram comparados com os modelos de Kasatkin [153], Trzaska [154], Capdevila *et al.* [155], e Kunitake [156]. Também foram comparados com cálculos do software Thermo-Calc 2019a® [157] usando o banco de dados TCFE11 Steels/Fe-alloys. Estas comparações de valores empíricos e teóricos são importantes para verificar a validade de cada modelo e servirão como um guia para futuros estudos sobre o mesmo aço.

A microestrutura inicial de perlita utilizada para a comparação foi a original do aço de trilho *Premium*. O seguinte tratamento térmico foi realizado no dilatômetro para

obter a microestrutura de bainita inferior: aquecimento a 10 °C/s a 920 °C durante 5 min, seguido de resfriamento a 100 °C/s a uma temperatura de 250 °C e manutenção desta temperatura durante 3 h. Alguns corpos de prova foram realizados em diferentes tempos de tratamento isotérmico (0 min, 30 min, 1 h, e 2 h).

A pesquisa conduzida por Nishikawa e Goldenstein [33] mostrou que a temperatura máxima de esferoidização foi de 735 °C para aços premium convencionais sem adição substancial de elementos de liga. Os ciclos térmicos para avaliar a tendência de esferoidização foram realizados no dilatômetro aquecendo as amostras a 735 °C a uma taxa de 10 °C/s, com 1 min restante a esta temperatura e uma taxa de resfriamento de 1,5 °C/s. Este estudo utilizou a mesma temperatura com taxas de resfriamento de 0,5 °C/s, 1 °C/s, e 2 °C/s.

A difração de raios X foi realizada para caracterizar as fases presentes nas condições iniciais compostas de perlita e bainita. Os difractogramas foram analisados pelo software Crystallographica Search-Match® e plotados utilizando o software OriginLab® (versão acadêmica). As medições foram realizadas com os parâmetros como mostrado na Tabela 26. Os picos característicos dos difractogramas das fases de ferrita, austenita e martensita foram obtidos a partir da simulação da malha de cristal do software Powder-Cell®.

Tabela 26: Parâmetros da análise por difração de raios X.

Radiação (CuK α)	$\lambda \approx 0.1542$ nm
Alcance angular	10° to 110°
Ângulo por etapa	0.02°
Tempo de contagem	150 ms/etapa
Tensão do tubo	40 kV/mA to 45 kV/mA

As amostras da dilatométrica foram seccionadas no sentido longitudinal do cilindro e retificadas até a seção média. Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados com uma carga de 0,3 kgf durante 15 s com distância de 1 mm entre cada medição de acordo com a ASTM E92 [97], com um total de 10 medições por amostra.

O exame metalográfico foi realizado nas mesmas amostras das amostras dilatométricas para os ensaios de microdureza. Em seguida, foi lixado até granulometria # 2000, polido na seguinte ordem 6 μ m, 3 μ m e 1 μ m, e polido final com alumina coloidal de 0,05 μ m de granulometria por 30 min. O ataque foi realizada por imersão em solução

Nital 2% durante 30 s.

A análise da quantidade de região esferoidizada foi realizada utilizando o software ImageJ®. As imagens foram transferidas para o software, como mostrado na Figura 101. Vinte imagens foram obtidas com uma aproximação de 10000x e outras vinte imagens com uma aproximação de 20000x. Como a fase de cor clara no MEV representa a fase cementita, foi possível alcançar diferenciação por contraste de pixels.

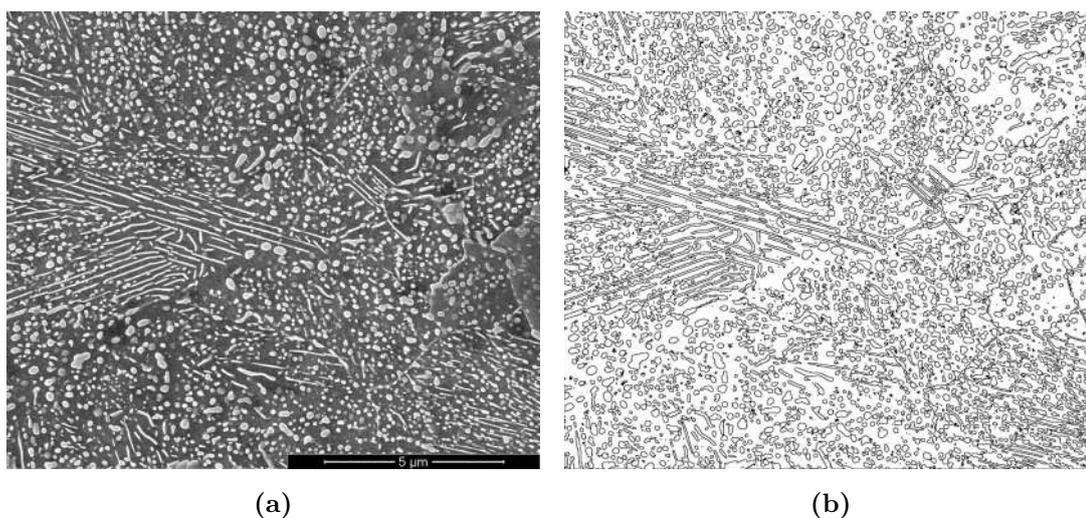


Figura 101: Representação do método de cálculo da porcentagem de esferoidização. (a) Imagem representativa da condição austenitizada a 735 °C e resfriamento a 2 °C/s. MEV, ataque por imersão em solução Nital 2% durante 30 s. (b) Reprodução dos contornos para análise de partículas da Figura 101-a. Image-J, *Particle Analysis – Bare-Outlines*.

A porcentagem esferoidizada foi calculada considerando a equação de circularidade (esferoidicidade) descrita na equação 5.1[39].

$$C = \frac{4 \cdot \pi \cdot A}{P^2} \quad (5.1)$$

Em que C é o coeficiente de circularidade, A é a área da cementita, e P é o perímetro da cementita.

Esta equação considera que o coeficiente de circularidade (C) mais próximo de 1 tem uma forma mais circular. Quanto menor for este coeficiente, mais próxima essa partícula está de um "círculo". Uma cementita esferoidizada terá um coeficiente C mais próximo de 1, enquanto uma cementita perlítica (lamela) terá um coeficiente inferior a 0,2. Este valor crítico de circularidade foi calibrado com diferentes imagens semelhantes à Figura 101. Como nem todas as partículas esferoidizadas serão uma esfera perfeita,

foi adotado o valor de 0,2, já que este valor apresentava uma aproximação mais próxima às aquelas observadas nas imagens.

Ao identificar que existem regiões que apresentam tanto a cementita esferoidizada quanto o lamelar simultaneamente, o cálculo adotou a área proporcional para cada "partícula" de cementita. Assim, foi possível estabelecer a proporção da própria cementita esferoidizada e não sua respectiva área, que pode ser muito mais subjetiva.

5.1.2 Resultados

5.1.2.1 Parte 1 - Bainita inferior de aço austemperado

A microestrutura inicial do trilho perlítico é mostrada na Figura 89. Somente a perlita fina pode ser observada. A dureza desta microestrutura foi 383 (10) HV_{0.3}. Tanto o tratamento térmico de austempera quanto a simulação de esferoidização de cementita DET foram realizados em amostras com esta microestrutura inicial.

De acordo com a Tabela 10, a composição química dos trilhos tem baixo teor de elementos de liga, comumente usados por aços de trilhos de classe *Premium*. As simulações termodinâmicas calculadas pelo software Thermocalc® são ilustradas na Figura 102. O diagrama pseudo-binário (Figura 102-a) mostra que os elementos de liga no aço do trilho alteram suavemente a posição dos limites de transformação de fase. O gráfico do número de fases pela temperatura da linha tracejada preta (que corresponde à composição do trilho) pode ser visto na Figura 102-b. Levando esta linha tracejada em consideração do ponto de vista de resfriamento da região de completa estabilidade da austenita, existe:

- Em primeiro lugar, uma tendência de formação de cementita pró-eutetoide, preferencialmente precipitando em contorno de grão austenítico prévio;
- Seguida da transformação do eutectoide, ou seja, o restante da austenita se transformaria em ferrita e cementita;
- Uma estreita região de equilíbrio trifásico (ferrita, cementita e austenita);
- Região de equilíbrio entre ferrita e cementita.

Os resultados da mudança de comprimento durante os tratamentos térmicos são mostrados na Figura 103. Durante o aquecimento com uma taxa de resfriamento de

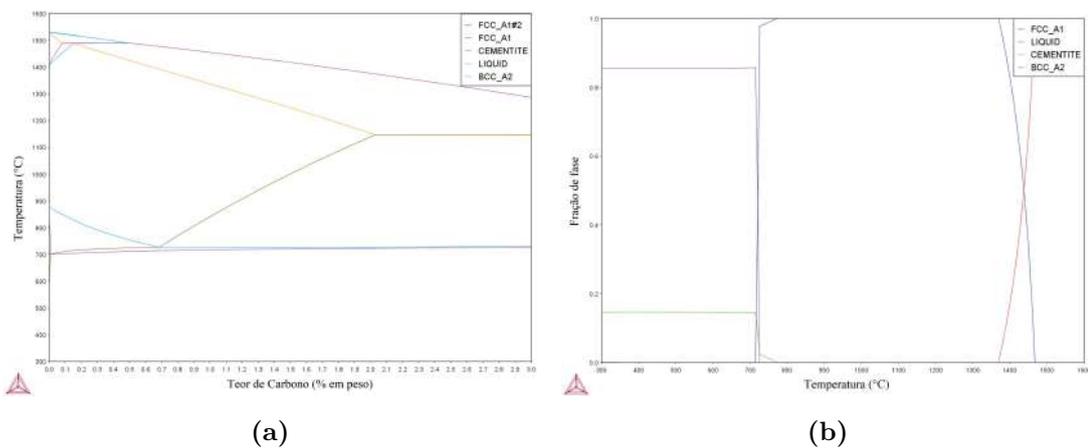


Figura 102: (a) Diagrama pseudo-binário Fe-C de aço de trilho *Premium*. (b). Quantidade de fases em função da temperatura do aço de trilho *Premium*.

10 °C/s, Ac_1 e A_{cm} foram determinados comparando uma linha de tendência obtida dos valores anteriores à contração mais significativa (Figura 103-a). Foi identificado que o valor de Ac_1 como 742 °C, A_{cm} como 763 °C, e Ms como 198 °C. O ciclo térmico indicado pela ASTM A1033 [151] mostrou um resultado de A_1 de 729 °C e A_{cm} de 765 °C (ver Figura 103-b). Além disso, a temperatura da Ms observada foi de 224 °C.

Como a ferrita e a cementita lamelar, a partir da microestrutura perlítica inicial, têm um volume maior que a fase austenítica [67], há uma contração volumétrica progressiva até que a austenita esteja completamente formada. Após a completa austenitização, há um aumento volumétrico linear devido à expansão térmica natural, devido ao aumento da temperatura.

Na temperatura de tratamento isotérmico abaixo de Ac_1 , ocorreu a decomposição da austenita para ferrita e cementita (reação eutetoide). Durante o resfriamento, foi observado que à taxa de 50 °C/s não ocorreram transformações de fase por meio de difusão até o tratamento isotérmico, pois não houve dilatação característica da decomposição da austenita até atingir a temperatura de 250 °C (ver Figura 103-c). Depois de todas as transformações, o comprimento final foi maior do que o inicial.

A transformação bainítica versus o tempo é mostrada na Figura 104. O tempo de incubação para a transformação bainítica começou após pelo menos 1000 s (17 min). Assumindo que o tempo inicial da reação foi de 0,2% e o tempo final foi 90% [141], o tempo inicial foi 1523 s, e o tempo final da reação foi 5233 s. A transformação bainítica consiste na transformação da austenita em ferrita e carboneto ($\gamma \rightarrow \alpha$ carboneto) com

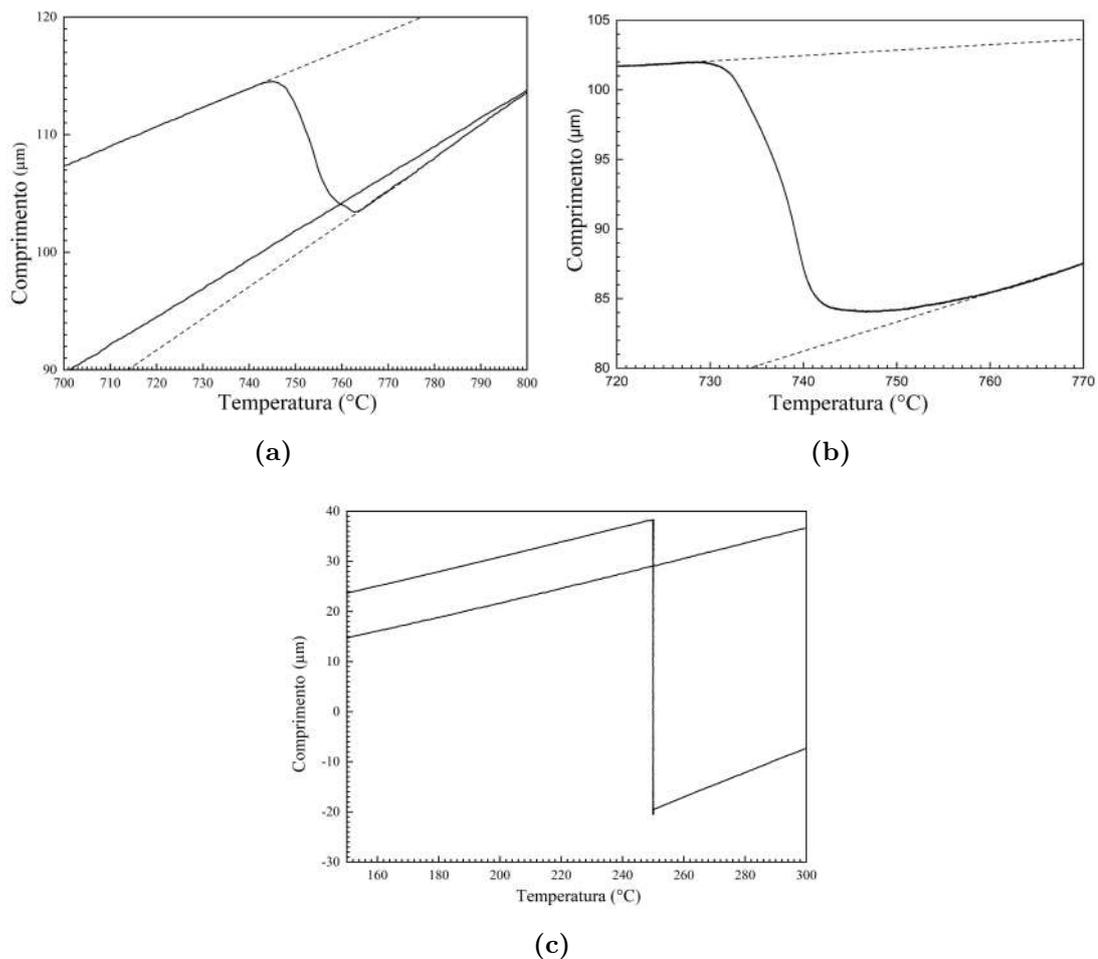


Figura 103: Alteração no comprimento em função da temperatura do tratamento térmico. (a) Temperaturas críticas da transformação de fase do processo de aquecimento de 10 °C/s. (b) Temperaturas críticas da transformação de fase do processo de aquecimento de acordo com a ASTM A1033 [151] (28 °C/h). (c) Mudança de comprimento durante o processo de austempera a 250 °C.

morfologia acicular, exibindo resistência considerável, alta resistência e ductilidade [158]. Quando a amostra austenitizada foi austenitizada a 250 °C, o grão de austenita enriquecido em carbono é submetido à transformação bainítica. A energia de ativação da nucleação necessária para uma reação bainítica depende do conteúdo de carbono na fase austenítica [159]. Assim, a energia de ativação necessária para a nucleação da bainita aumenta com o aumento da quantidade de carbono na austenita. Assim, a transformação bainítica é completada com a formação de ferrita acicular e principalmente carbonetos de transição.

Com uma maior quantidade de martensita não temperada, a dureza é consideravelmente maior (817 (14) HV_{0.3}). A austenita residual se decompõe em bainita inferior, uma diminuição de sua dureza. Ao final de três horas de tratamento isotérmico a 250 °C

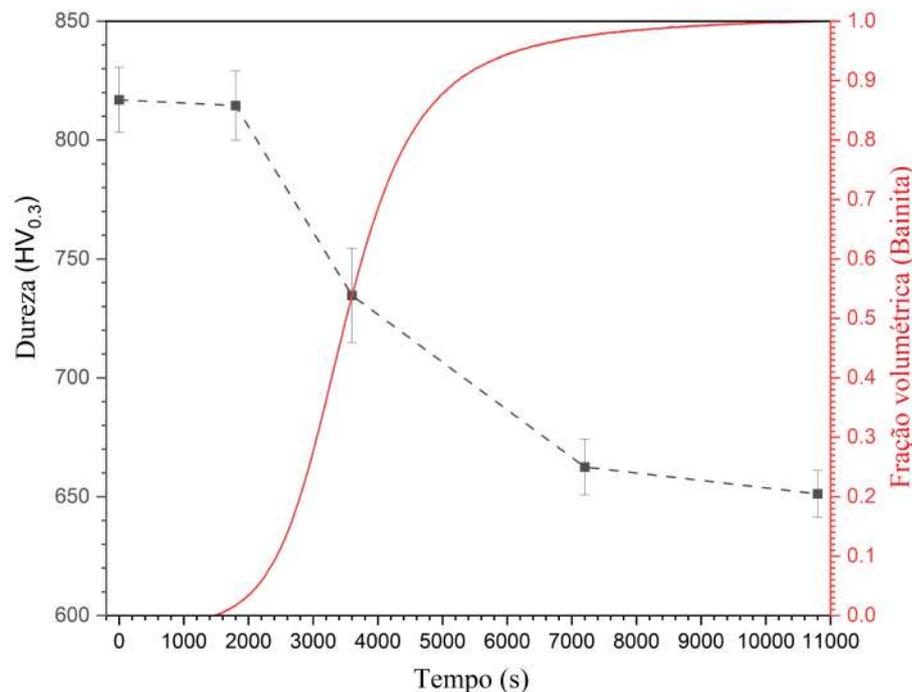


Figura 104: Relação da microdureza Vickers ($HV_{0.3}$) e fração volumétrica de bainita em função do tempo de austêmpera à 250 °C.

e o conseqüente final da reação bainítica, a dureza final é 651 (10) $HV_{0.3}$. Embora esta seja inferior à martensita não temperada, é consideravelmente superior à microestrutura perlítica inicial.

A taxa de reação não é constante durante o tratamento isotérmico. A curva da fração de volume em função do tempo, ajustada em uma escala de log para facilitar a regressão, é representada na Figura 105. Por exemplo, a inclinação é mais vertical no início da reação do que no final. Esta curva de reação pode ser dividida em pelo menos três etapas com diferentes inclinações. A seção de discussão cobrirá mais detalhes sobre as regressões e a divisão das etapas.

A evolução microestrutural observada com microscopia óptica das amostras austemperadas com diferentes tempos de tratamento isotérmico é mostrada na Figura 106. A Figura 106-a representa a amostra que foi resfriada com uma alta taxa de resfriamento a partir da temperatura de austenitização e constituída de martensita de alto carbono (com morfologia de ripa) e austenita retida (regiões claras no entorno das "ripas martensíticas"). Após 30 min de tratamento isotérmico (Figura 106-b), pode-se observar o início da presença de menor presença de bainita (aproximadamente 1,6% de acordo com a Figura 104) nas regiões amarelas escuras. Após 1 h de tratamento isotérmico (Figura 106-

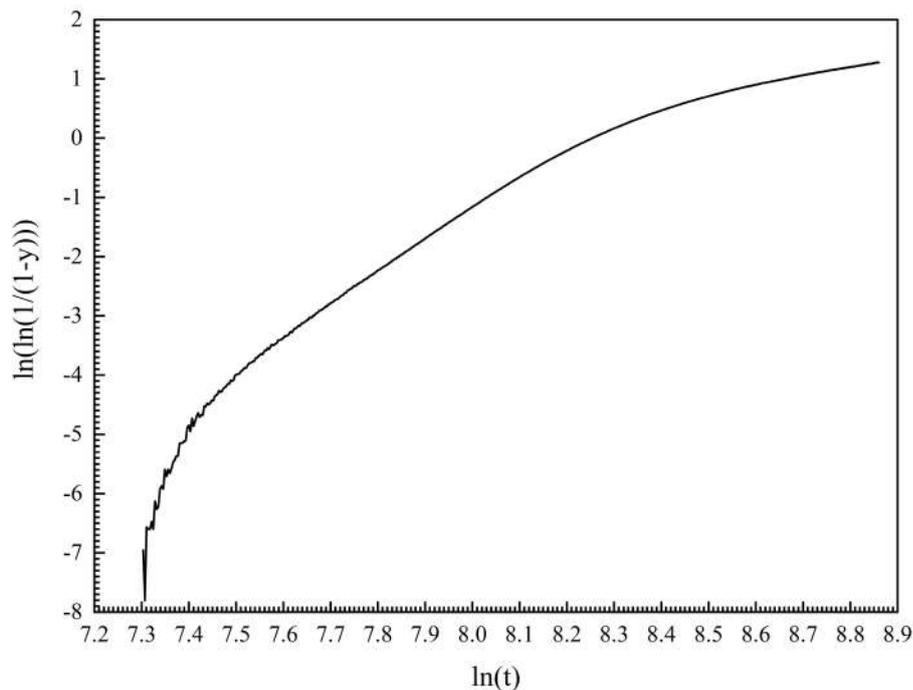


Figura 105: Cinética da transformação bainítica por austêmpera durante 3 h a 250 °C.

c), a bainita inferior na região amarela escura (aproximadamente 53,8% de acordo com a Figura 104), a martensita de alto carbono é representada pela região verde escura e retida pela austenita na região clara entre as ripas da martensita. A Figura 106-d exibe a amostra que foi tratada isotermicamente durante 2 h sendo identificada como composta principalmente por bainita inferior, o que concorda com a curva cinética da formação de bainita mostrada na Figura 104. Sugere-se que locais adicionais de nucleação, como vagas e defeitos cristalográficos, contribuíram para a nucleação da ferrítica-bainítica autocatalítica logo após o tempo de incubação. Então, a taxa de mudança de dilatação é reduzida devido à lenta transformação bainítica intrínseca.

A Figura 107 mostra os padrões de difração de raios X de amostras tratadas em diferentes tempos de tratamento isotérmico variando de 0,5 h a 3 h. O padrão de difração de raios X de BAI-0,5h e BAI-1h correspondente à transformação isotérmica bainítica durante 30 min e uma hora a 250 °C mostra tanto o cúbico centrado no corpo (CCC) quanto as estruturas cristalinas centradas na face (CFC). Embora aumentando os tempos de tratamento isotérmico, apenas a fase CCC foi caracterizada nos corpos de prova BAI-2h e BAI-3h, revelando a completa transformação bainítica. A intensidade dos picos de austenita indica a fração volumétrica da austenita restante, que a amostra de BAI-0,5h mostrou aproximadamente 8% e depois foi reduzida para 6% em BAI-1h. Entretanto,

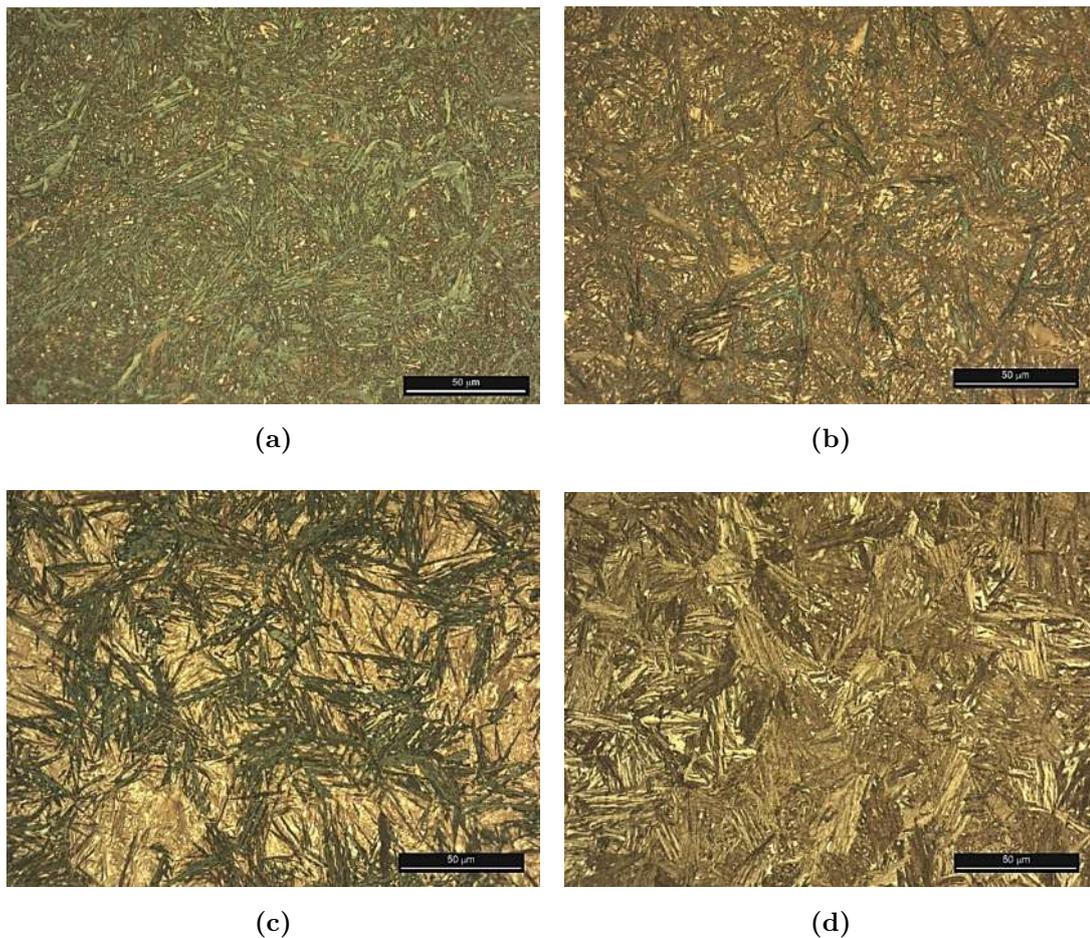


Figura 106: Metalografia das amostras que foram submetidos a tratamentos térmicos de (a) têmpera e de austêmpera a 250 °C durante (b) 0,5 h, (c) 1 h, e (d) 2 h. OM, ataque por imersão em solução de Nital 2% durante 30 s.

pode-se notar que a largura do pico dos picos de CCC diminuiu gradualmente, aumentando a transformação isotérmica bainítica. Isso poderia ser explicado pela divisão do carbono da fase saturada de CCC em grãos de austenita adjacentes, o que reduziu o alargamento dos picos. Em seqüência, a transformação da fase difusora transformou a austenita retida em carboneto e bainita ferrítica.

A Figura 108 mostra a metalografia da amostra austemperada durante 3 h. A microestrutura é quase inteiramente composta de bainita inferior e restos de austenita retida (representada por "RA" amarelo). A morfologia da bainita inferior é acicular com uma morfologia de ripa e carboneto alinhado no interior. A precipitação de partículas de carboneto de transição ultrafina se formou a partir de pequenas plaquetas de ferrita supersaturada. Toda a área das plaquetas de ferrita é preenchida com partículas de carboneto de nanoescala devido à reação degenerada do eutetoide nos espaços entre as

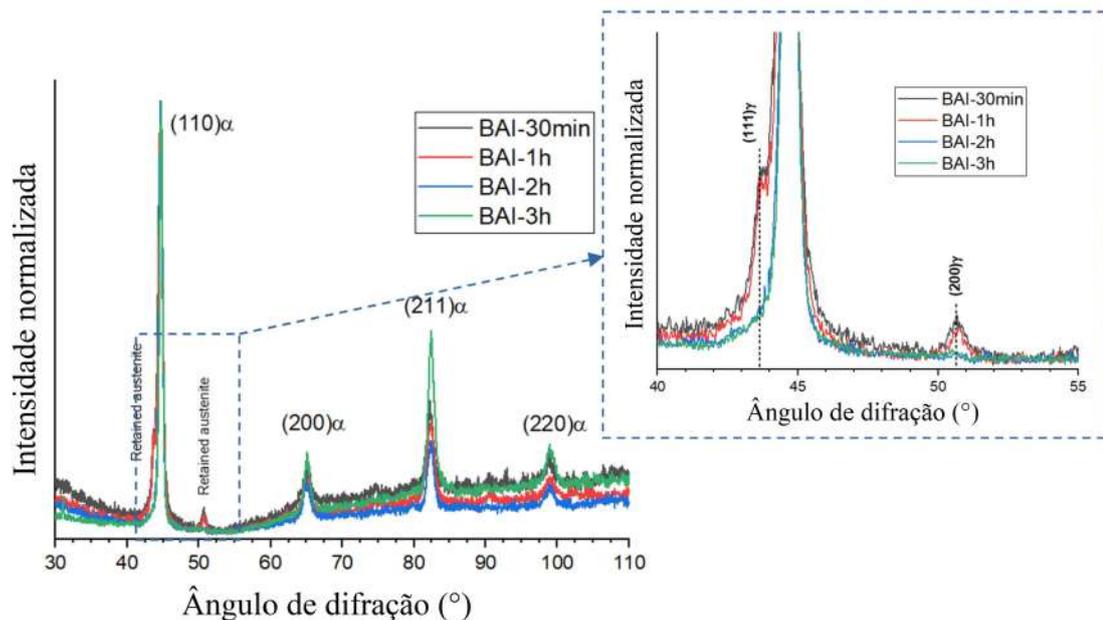


Figura 107: Difração de raios X das amostras austemperadas em diferentes momentos a 250 °C, juntamente com mais detalhes da difração de raios X mostrando os picos mais proeminentes de α e γ .

placas. A espessura dos carbonetos de transição fina não excedeu 50 nm. Yin *et al.* [160] sugeriram que este carboneto precipita principalmente nas interfaces enriquecidas com carbono como transformação ocasional de eutectóides. O exame detalhado desta figura também revela a presença de ilhas relativamente espessas de AR. A presença de austenita não transformada na microestrutura de baixo teor de Si pode ser explicada pela provável fuga lateral de átomos de carbono das placas de ferrita supersaturada para a austenita remanescente para aumentar a estabilidade da austenita renomeada mesmo após 3 h a 250 °C.

5.1.2.2 Parte 2 - Efeito da microestrutura inicial na esferoidização por DET

A microestrutura após o ensaio de esferoidização é apresentada na Figura 109. Algumas regiões não esferoidizadas, ou seja, a cementita lamelar, são observadas em todas as amostras independentemente da taxa de resfriamento da microestrutura perlítica inicial. Entretanto, existe uma relação direta entre a quantidade de cementita lamelar e a taxa de aquecimento. Conclui-se que o método experimental de transformação do eutetóide divorciado utilizado neste trabalho formou efetivamente partículas de carboneto esferoidizada muito mais rapidamente do que o processo tradicional de esferoidização, incluindo o aquecimento até um pouco abaixo de A1 por mais de 10 h. O mecanismo de

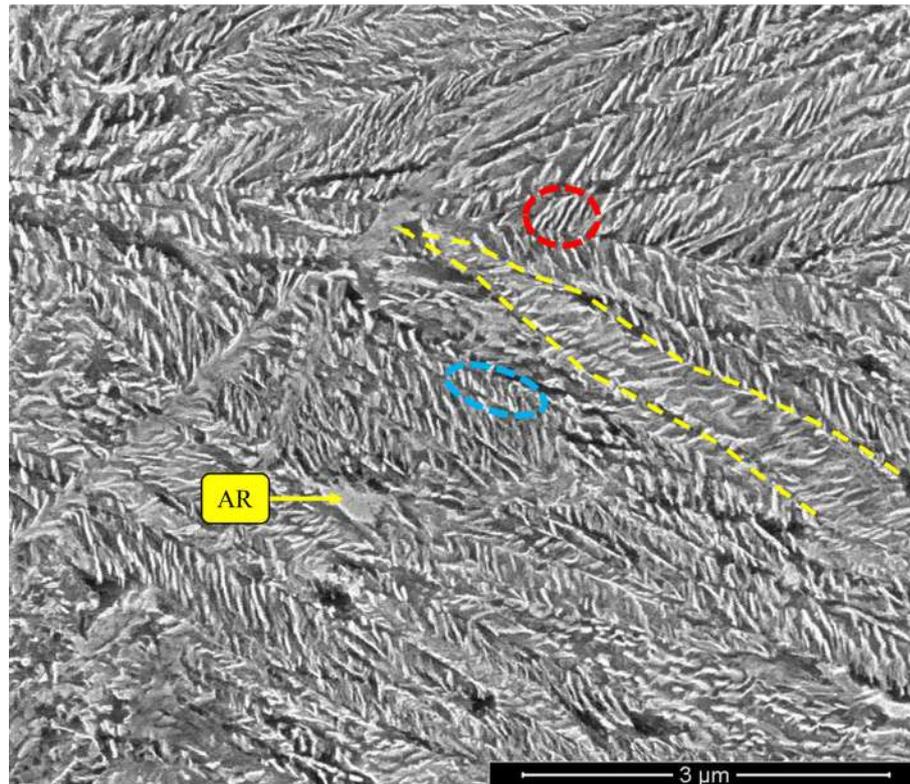


Figura 108: Microestrutura da amostra austemperada a 250 °C durante 3 h. MEV (SE), ataque por imersão em solução de Nital 2% durante 30 s.

esferoidização é dividido em duas etapas: (I) fragmentação das lamelas de cementita e (II) engrossamento das partículas de cementita [161].

Qualitativamente, a partir da microestrutura bainítica inicial, há uma quantidade menor de cementita lamelar, principalmente nas taxas de resfriamento mais baixas (0,5 °C/s e 1,0 °C/s). A taxa de resfriamento de 2,0 °C/s mostrou uma quantidade mais expressiva de cementita lamelar. As lamelas de cementita na estrutura perlítica inicial foram, na sua maioria, quebradas sob aquecimento a 735 °C/s, com uma taxa de resfriamento subsequente de 0,5 °C/s até a temperatura ambiente. Entretanto, a fração de partículas de carboneto esferoidizada foi gradualmente reduzida, aumentando a taxa de resfriamento para 2 °C/s. Isto indica que a taxa de resfriamento desempenha um papel essencial no engrossamento das partículas de cementita. O desenvolvimento de partículas de carboneto esferoidizado formadas a partir da estrutura inicial da bainita também é mostrado na Figura 109. Assim, a estrutura de bainita poderia ser classificada como uma mistura de ferrita e carboneto que se forma sob transformação difusional-displaciva em forma de placa [162, 163]. Portanto, os componentes difusionais e de cisalhamento funcionam como carboneto já quebrado dentro da estrutura originada da bainita, e depois

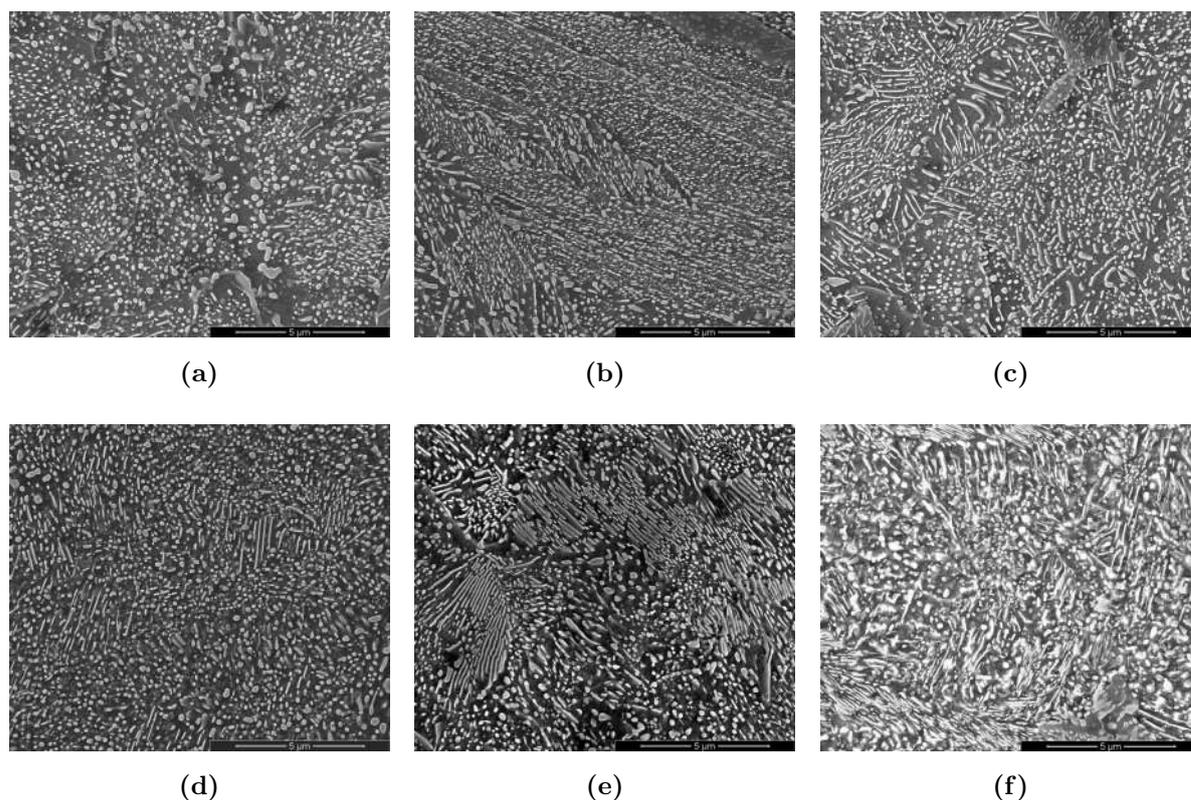


Figura 109: Microestrutura das amostras após o ensaio de esferoidização em função da microestrutura inicial (perlítica ou bainítica) e em função da taxa de resfriamento. Microestrutura inicial bainítica resfriado a (a) 0,5 °C/s, (b) 1,0 °C/s, (c) 2,0 °C/s. Microestrutura inicial perlítica resfriado a (d) 0,5 °C/s, (e) 1,0 °C/s, (f) 2,0 °C/s. MEV, ataque por imersão em solução Nital a 2% durante 30 s.

gradualmente se tornam mais grosseiros devido à lenta taxa de resfriamento.

A difração de raios X das amostras após o tratamento de esferoidização é mostrada na Figura 110. Os padrões de difração de raios X revelam a presença de ferrita como fase principal e de carboneto de cementita como precipitação minoritária devido aos picos menores de tamanho. Vale a pena mencionar que o pico de ampliação foi reduzido consideravelmente a partir da amostra inicial de perlita, controlando a transformação perlítica mesmo após 30 min. A análise detalhada dos picos dispersos de carbonetos valida a formação de cementita (Fe_3C) como carboneto esferoidizado. Espera-se que os defeitos cristalográficos e discordâncias sejam acumulados primeiro na interface alongada da cementita e da ferrita, fornecendo energia interna adequada para o desgaste e fragmentação da cementita. Em outras palavras, a esferoidização de cementita poderia ser melhorada nas interseções entre as interfaces de cementita e ferrita, fornecendo a energia de ativação necessária para o processo de esferoidização.

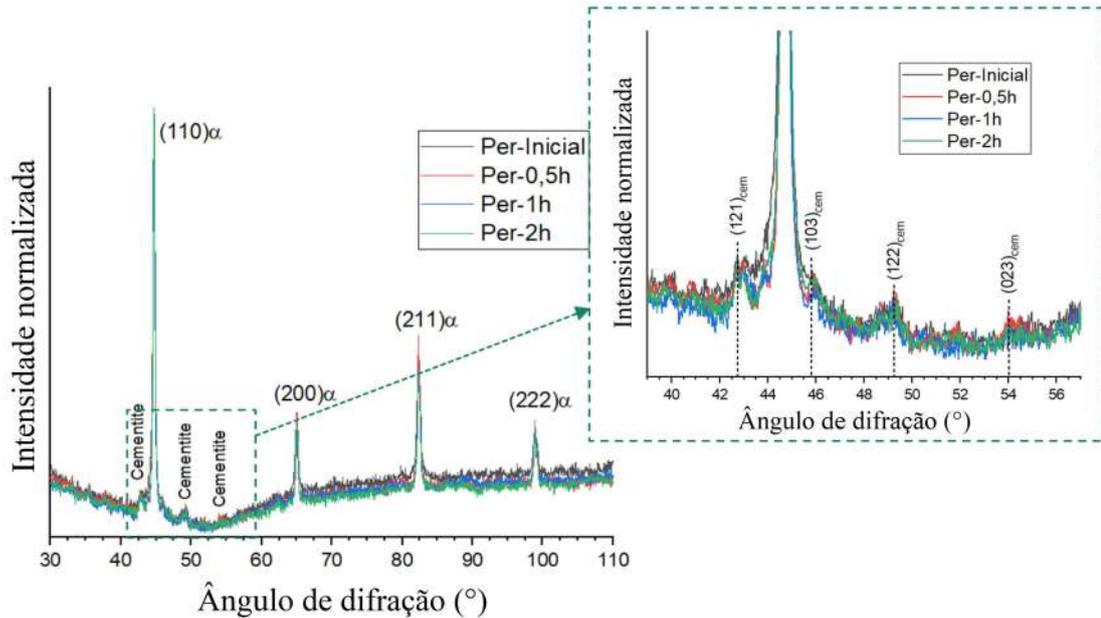


Figura 110: Difração de raios X das amostras após o ensaio de esferoidização a partir da microestrutura inicial seguinte, juntamente com mais detalhes da difração de raios X mostrando os picos mais proeminentes α e γ .

A microdureza Vickers ($HV_{0,3}$) em função da taxa de resfriamento é mostrada na Figura 111. Observa-se que quanto maior a taxa de resfriamento, maior é a microdureza, independentemente da microestrutura inicial. Entretanto, a microestrutura bainítica inicial (apresentada pelos pontos e linha tracejada vermelha) tendeu a ter menor dureza do que a microestrutura perlítica inicial. Portanto, é encontrada uma relação inversa entre a fração de carboneto esferoidizada na matriz ferrítica e a dureza, pois níveis mais refinados e mais altos de carboneto esferoidizado resultam em menor dureza na microestrutura final.

A porcentagem de cementita esferoidizada em função da taxa de resfriamento é representada na Figura 112. A esferoidização diminuiu com maiores taxas de resfriamento, independentemente da microestrutura inicial. Entretanto, a microestrutura perlítica inicial teve uma menor tendência de esferoidização tanto em valores absolutos quanto na taxa de esferoidização em função da taxa de resfriamento [163].

5.1.3 Discussão

A Tabela 27 mostra os resultados das temperaturas críticas nas transformações de fase e a temperatura calculada experimentalmente. Estas temperaturas críticas corres-

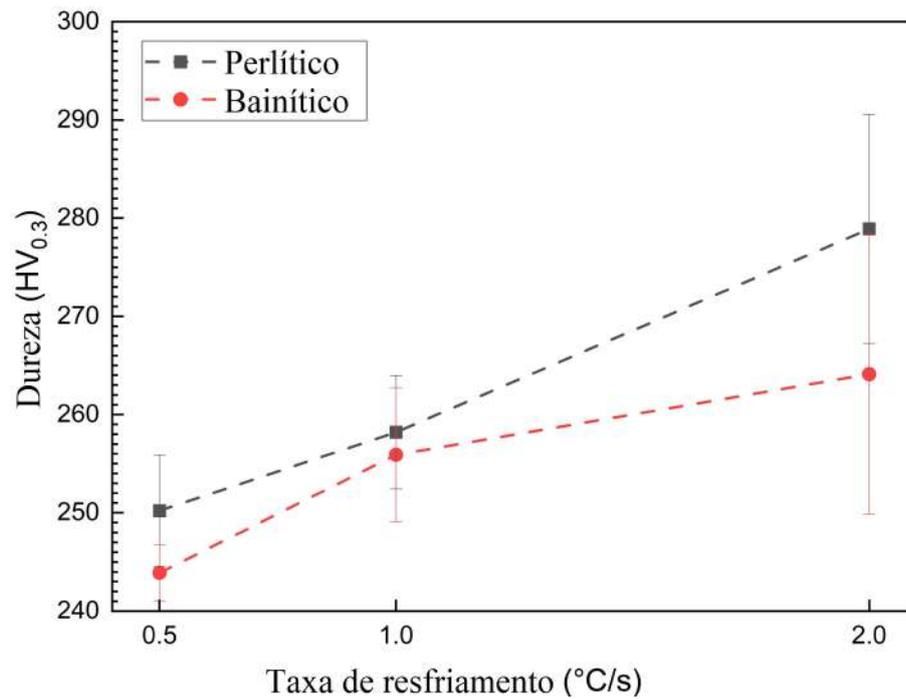


Figura 111: Microdureza Vickers (HV_{0.3}) em função da taxa de resfriamento das amostras após o ensaio de esferoidização.

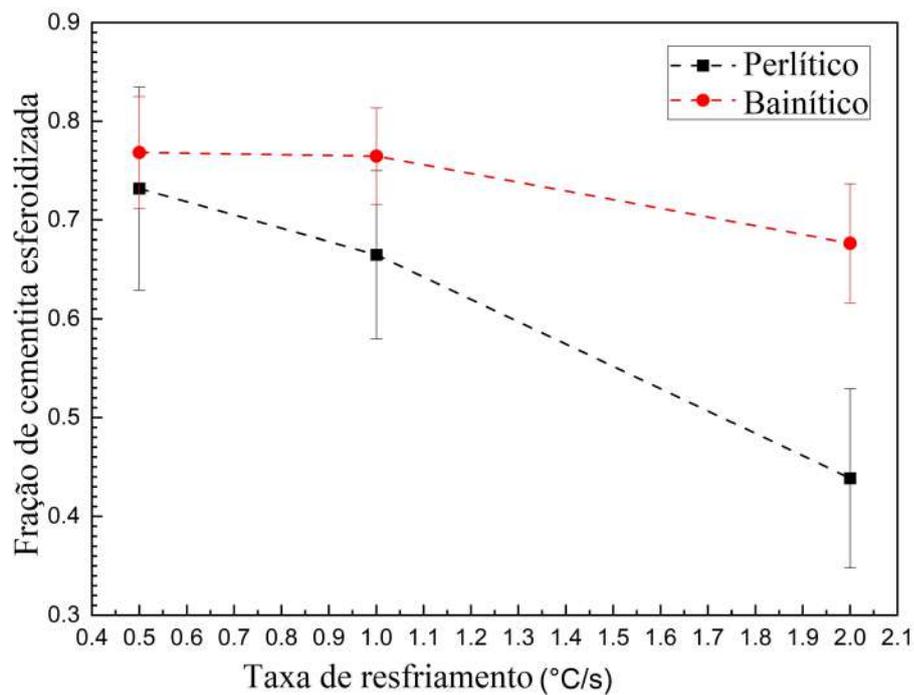


Figura 112: Fração de cementita esferoidizada em função da taxa de resfriamento das amostras após o ensaio de esferoidização.

pondem ao início e ao fim da solubilização da ferrita e da cementita e concomitantemente à formação de austenita, Ac_1 , e Acm , respectivamente. Os valores críticos para a taxa de aquecimento de 10 °C/s observados estavam acima dos observados nas equações empíricas

e dos esperados pelo Thermocalc®. Quanto maior a taxa de aquecimento, mais significativa é a diferença entre dados termodinâmicos e experimentais [164]. No entanto, estes dados concordam com os experimentos realizados por Rezende *et al.* [165]. Em suas pesquisas, Rezende *et al.* [165] realizaram austêmpera de aços para rodas ferroviárias e obtiveram os dados de A_{c1} e A_{cm} com uma taxa de aquecimento de 10 °C/s. A temperatura inicial da transformação martensítica (M_s) para o ensaio dilatométrico com uma taxa de aquecimento de 10 °C/s mostrou uma temperatura de 198 °C. Os resultados observados por Masoumi *et al.* [166] apresentaram resultados próximos a M_s de 196 °C. O modelo empírico de Kunitake [156] foi o mais relativo ao valor observado, mas com uma diferença de aproximadamente 5%.

Tabela 27: Temperaturas críticas calculadas por equações empíricas a partir das simulações termodinâmicas utilizando o software Thermocalc® e os valores medidos obtidos por dilatometria.

Modelo	A_{c1} (°C)	A_{cm} (°C)	M_s (°C)
Método de Kasatkin ³²	725	734	
Método de Trzaska ³³	711	730	173
Método de Capdevila, Caballero e Andrés ³⁴			162
Método de Kunitake ³⁵			187
Thermocalc®	726	773	
Medido	10 °C/s	742	763
	28 °C/h	729	765
			198
			224

Segundo a ASTM A1033 [151], o ensaio dilatométrico, com uma taxa de aquecimento de 28 °C/h, apresentou resultados mais próximos aos esperados por Kasatkin [153] e Thermocalc®. Esta aproximação mais próxima se deve às condições que se aproximam do equilíbrio a uma taxa de aquecimento mais baixa, e os cálculos do ThermoCalc® pressupõem condições de equilíbrio. Com uma taxa de aquecimento mais baixa, o M_s observado de 224 °C foi consideravelmente mais alto do que aquela com uma taxa de aquecimento mais alta. Este valor mais alto de M_s deve-se principalmente à maior exposição a altas temperaturas, com conseqüente crescimento de grãos de austenita e distribuição mais homogênea de soluto na matriz, aumentando a capacidade de endurecimento [167, 168]. O tamanho do grão de austenita prévia refinado na estrutura bainítica inicial (devido a uma maior taxa de resfriamento) resulta em menor temperatura inicial da martensita.

A amostra sem o tratamento isotérmico, ou seja, somente com o resfriamento rápido, teve a maior dureza de 817 (14) HV_{0,3}, compatível com a microestrutura esperada

da martensita não revenida. Mesmo após 30 min de reação isotérmica, não há quantidade significativa de fase transformada (veja Figura 104), pois o período de incubação da transformação isotérmica bainítica a 250 °C pode levar até 1000 s. Esta quantidade de fase transformada também se reflete na dureza de 815 (15) HV_{0.3}. A amostra submetida a tratamento isotérmico durante 1 h mostrou mais de 50% de bainita em sua composição. Devido à alta taxa de resfriamento final, o resto de sua microestrutura foi constituída de martensita recém-formada com alta distorção da malha. Esta transformação parcial resultou em uma redução considerável da dureza para 735 (20) HV_{0.3}. Apesar de não completar 100% de bainita em sua microestrutura após 2 h de transformação isotérmica, esta amostra apresentou dureza de 663 (12) HV_{0.3}. A amostra com tratamento isotérmico para 3 h mostrou uma dureza de 651 (10) HV_{0.3}, consistente com a dureza da microestrutura da bainita inferior não revenida [169]. Na verdade, esta dureza é compatível com a dureza observada por Ohmori e Honeycomb [170, 171] ao realizar o tratamento isotérmico a 250 °C.

Várias regressões foram realizadas para analisar corretamente a cinética da transformação da bainita inferior, principalmente usando a equação JMAK [172, 173]. No entanto, a Figura 105 mostra pelo menos três passos durante a reação, com diferentes inclinações. A regressão linear não seria de alta qualidade. Portanto, esta curva foi dividida em três etapas de acordo com as inclinações de cada região e com a regressão linear. Os resultados das regressões são mostrados na Figura 113-a.

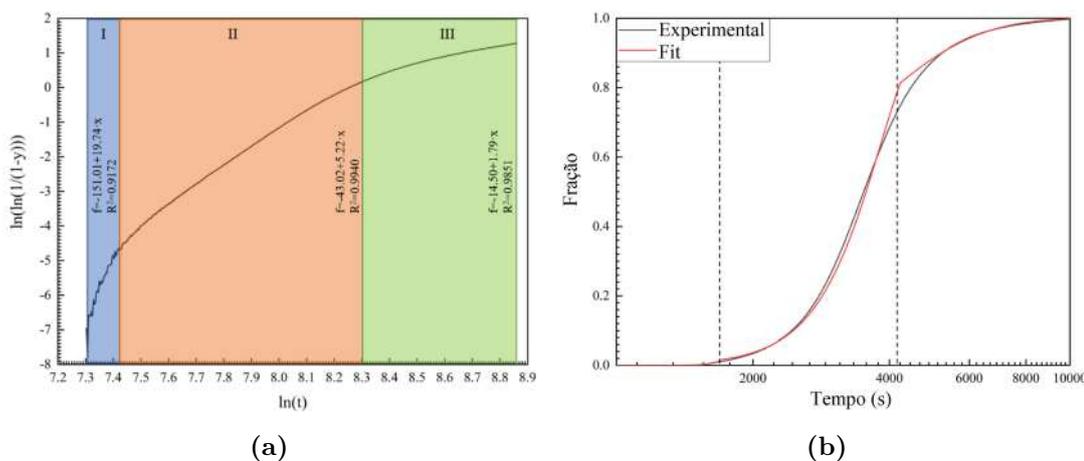


Figura 113: (a) cinética de transformação bainítica por austempera durante 3 h a 250 °C. (b) a regressão não linear JMAK.

A Figura 113-a demonstra os três estágios da reação bainítica de acordo com sua

inclinação. Cada etapa teve sua regressão linear na qual seus coeficientes característicos estão presentes nos quadrantes que delimitam suas respectivas etapas. Era esperado que fosse mais confiável dentro da seção do que em suas bordas.

O efeito do tempo na cinética subsequente dos dados de dilatação da transformação bainítica durante a retenção isotérmica por 3 h a 250 °C foi comparado, como mostrado na Figura 113. Pode-se observar que são necessários 2000 s para iniciar a transformação isotérmica bainítica. Esta Figura mostra três diferentes taxas de transformação bainítica. A transformação bainítica começou com a taxa mais alta devido à nucleação das placas de bainita ferrítica (estágio I). Em seguida, o mecanismo de crescimento foi ativado pelo aumento do tempo de transformação (estágio II). Finalmente, a taxa de dilatação final dos últimos 3000 s foi a menor através da transformação (estágio III), completando a transformação isotérmica bainítica. Sugere-se que cerca de 40% da bainita ferrítica se formaria durante o primeiro estágio da transformação isotérmica bainítica com a maior taxa e o menor mecanismo de auxílio à difusão. Entretanto, a partição do carbono das placas ferríticas supersaturadas para formar partículas de carboneto de transição nano-escala pode ser determinada pela redistribuição do carbono através da interface entre a ferrita bainítica e a austenita [174]. A relação entre os dados experimentais e as três regressões separadas juntas é ilustrada na Figura 113-b. Como mencionado anteriormente, as extremidades entre os vários estágios da reação bainítica ficam um pouco fora do que foi observado experimentalmente. No entanto, as regressões juntas foram capazes de descrever o comportamento da resposta aproximadamente.

A transformação bainítica é uma reação dependente do tempo que envolve a nucleação e o crescimento de bainita ferrítica e carbonetos consumindo a austenita. Esta reação depende dos locais de nucleação. Com locais de nucleação mais preferenciais, a microestrutura tende a se tornar mais refinada. O tempo de incubação até o início da transformação bainítica a 250 °C (2% de bainita) foi aproximadamente 2100 s, muito maior do que o tempo de incubação observado por Masoumi *et al.* [166]. Masoumi *et al.* [166] conduziram um estudo fazendo austempera em dois estágios, sendo o primeiro estágio próximo à temperatura inicial da martensita (M_s) por 10 min. Este primeiro estágio forneceu mais locais de nucleação, possivelmente mas não exclusivamente martensita isotérmica.

A primeira etapa descrita na Figura 113 mostra uma taxa de reação consideravelmente maior em comparação com as outras duas etapas. Esta alta taxa de reação inicial

poderia estar relacionada à precipitação de martensita isotérmica (tetragonal) como núcleo para nucleação e crescimento subsequente da bainita nas etapas subsequentes [175]. A nucleação isotérmica da martensita poderia ser responsável por uma explosão de reação que diminui durante os seguintes estágios. No entanto, a martensita isotérmica não foi observada pelas técnicas de caracterização utilizadas. Esta questão precisa ser estudada mais profundamente em pesquisas futuras.

A segunda etapa ilustrada na Figura 113 mostra uma característica muito linear correspondente ao crescimento bainítico. O terceiro estágio mostrou uma aparente diminuição na taxa de reação, que pode ser o efeito da precipitação de cementita ou a transformação de ϵ carbonetos em Fe_3C [176, 177].

Os picos de austenita não eram aparentes após o tratamento isotérmico, mas isto não significa que a austenita não esteja presente. De acordo com a Figura 104, após 2 h de tratamento isotérmico, havia aproximadamente 97,5% de fração microconstituente de bainita mais baixa. Apenas cerca de 2,5% da austenita retida estava presente na microestrutura. Uma porcentagem tão pequena de austenita não pode ser identificada em difractogramas de raios X com radiação Cu [60].

A presença de martensita, identificada nas metalografias (Figura 106) e na curva cinética/dureza (Figura 104), é confirmada pela difração de raios X (Figura 107): o primeiro pico de difração (110), mostra um ligeiro viés à esquerda, que pode ser explicado devido ao pico de martensita estar ligeiramente mais à esquerda do que o de uma ferrita sem tensão por causa da tetragonalidade induzida por seu maior teor de carbono, levando à convolução com o pico da austenita (111) [60].

A Figura 108 mostra uma destas ripas de bainita, evidenciada pela interface destacada em linhas amarelas. Os carbonetos estão alinhados com $52 (12)^\circ$ em relação à direção do comprimento, aparentemente nucleando nas interfaces da ripa de bainita. Estes carbonetos são característicos da bainita inferior [178]. Há também a presença de carbonetos em algumas interfaces de chapa, apesar da baixa quantidade. Estes carbonetos de interface são característicos da bainita superior [179], mas também podem surgir durante o engrossamento dos carbonetos da bainita inferior [178].

Há alguns lugares onde os carbonetos se alongam de uma das interfaces para a outra interface das lâminas de revestimento (círculo vermelho tracejado). Em outras áreas, os carbonetos se nucleiam em uma das faces e atingem apenas cerca da metade das

ripas de bainita com morfologia acicular do dente de serra (círculo azul tracejado).

A Figura 109 mostra que o ciclo térmico de aquecimento até 735 °C e resfriamento a diferentes taxas de resfriamento proporciona a esferoidização do aço ferroviário. Esta tendência foi confirmada quantitativamente ao analisar a porcentagem de cementita esferoidizada em função da taxa de esfriamento, como mostrado na Figura 112. Também mostrou que a quantidade de cementita lamelar aumenta quando a taxa de resfriamento aumenta. Estes resultados estão de acordo com a literatura [44, 45, 47, 116].

A cementita esferoidizada proveniente da microestrutura inicial bainítica e resfriada a 0,5 °C/s mostrou uma morfologia mais grosseira, mais espessa e com dimensões maiores, se comparado à mesma taxa de resfriamento, mas com microestrutura perlítica inicial (veja Figura 109). Curiosamente, a cementita esferoidizada da microestrutura bainítica inicial resfriada a 1,0 °C/s apresentou um padrão semelhante aos carbonetos dentro das ripas bainíticas (veja Figura 109).

A austenitização e dissolução dos carbonetos é um processo difusor que ocorre por nucleação e crescimento [38–42]. Quanto mais refinada a microestrutura, maior é a cinética de austenitização [40]. Além disso, o crescimento da austenita em ferrita é maior do que a taxa de dissolução da cementita que a envolve [36, 43]. No caso da perlita, a austenita tende a cercar a cementita lamelar e dissolve-la até formar o pré-núcleo [33, 34, 36, 37, 44, 45]. Estes fenômenos podem ser visualizados na Figura 109, na qual havia regiões de perlita onde ocorria a esferoidização no interior, mas as lamelas não perderam sua direcionalidade.

A esferoidização do princípio DET depende da austenitização parcial e posterior resfriamento [33, 45, 60]. Como a microestrutura de bainita é muito refinada e não tem nenhuma cementita lamelar a ser posteriormente esferoidizada, a cementita dentro das "placas" pode ser considerada previamente esferoidizada. Estes resultados podem ser verificados na Figura 112, que mostra que a microestrutura bainítica inicial tende à esferoidização mais do que a microestrutura perlítica inicial.

É bem conhecido que a microestrutura esferoidizada é menos dura do que a microestrutura inicial (Figura 111). Estes resultados também são refletidos em sua dureza. De um ponto de vista tecnológico, a diminuição da dureza de 651 HV_{0,3} para a faixa entre 244 HV_{0,3} e 264 HV_{0,3} é considerável. Comparativamente, a microestrutura perlítica diminui a dureza de 383 HV_{0,3} para a faixa entre 250 HV_{0,3} e 279 HV_{0,3}, como observado

nas soldagens reais de trilhos [30, 31, 33, 53].

5.1.4 Conclusões

- A metodologia de análise do percentual de esferoidização através da análise de imagens tornou possível ter dados estatisticamente relevantes para determinar os mecanismos das transformações. Como os dados desejados são especificamente da fase cementita (Fe_3C), o estudo da determinação da área esferoidizada não faz sentido. Mesmo várias regiões foram observadas onde há cementita esferoidizada e lamelar simultaneamente. O novo método proposto analisa a área e geometria da própria fase cementita e melhora a análise quantitativa.
- O tratamento a 250 °C proporcionou uma microestrutura altamente refinada de bainita inferior com uma dureza média de 651 HV.
- Durante o estágio isotérmico de austemperatura, ocorreram pelo menos três etapas de nucleação e menor crescimento da bainita.
- Foi confirmado que quanto maior a taxa de resfriamento, menor a tendência à esferoidização.
- A microestrutura perlítica inicial proporcionou uma maior dificuldade de esferoidização em comparação com a microestrutura bainítica inicial.

5.2 Janela de processo de soldagem de topo por centelhamento de trilho com base em transformações de fases

5.2.1 Metodologia

O material analisado foi o mesmo trilho DHH *Premium* com a composição química descrita na Tabela 10 e microestrutura mostrada na Figura 89.

As simulações de elementos finitos foram realizadas utilizando as propriedades mecânicas dependentes da temperatura observadas nos testes de tração. A metodologia de construção do modelo foi a mesma de Pereira *et al.* [116, 139]. Foram considerados dois estágios do ciclo térmico: um estágio de aquecimento e um estágio de resfriamento. Durante o aquecimento, as propriedades dependentes da temperatura aplicadas universalmente foram utilizadas dentro dos limites do modelo tridimensional do trilho. Toda a distribuição de temperatura e acumulação de tensões térmicas geradas durante o aquecimento foram poupadas para se acumularem no segundo estágio.

Como parâmetros de aquecimento, energia e tempo de aquecimento suficientes foram utilizados para gerar uma temperatura máxima de 1354 °C e um comprimento total da ZAC de aproximadamente 30 mm. A temperatura máxima de aproximadamente 1355 °C foi adotada a partir da observação feita por Weingrill *et al.* [27] que mostrou um ciclo de soldagem de topo por centelhamento (*flash-butt*) medido por termopares. Foi adotado um valor de coeficiente de transferência de calor (h) durante a etapa de resfriamento de 25 W/m²K, devido ao fato de estar mais próximo do resfriamento por ar não forçado [138].

As outras propriedades físicas e mecânicas dependentes da temperatura utilizadas foram consideradas de acordo com as fases (e/ou microconstituíntes) presentes: austenita e perlita. Com a regra de alavanca calculada descrita na Figura 114 e equação 4.10, foram utilizados os dados dependentes da temperatura apresentados na Tabela 28. A propriedade final foi uma média ponderada do resultado individual com a fração fase/microconstituínte para cada temperatura.

Os tratamentos térmicos foram realizados utilizando um dilatômetro de temperatura Bähr DIL805A. As amostras da dilatometria tinham um diâmetro de 4 mm e um compri-

Tabela 28: Propriedades físicas dependentes da temperatura para cada fase/microconstituente [136, 180–182].

Microconstituente	Condutividade térmica	Capacidade térmica
	(W/[m·°C])	(J/[kg·°C])
Austenita	$-6 \cdot 10^{-9}T^3 + 9 \cdot 10^{-6}T^2 + 8 \cdot 10^{-3}T + 15$	$-4 \cdot 10^{-8}T^3 + 4 \cdot 10^{-5}T^2 + 9 \cdot 10^{-2}T + 532$
Perlita	$-1 \cdot 10^{-9}T^3 - 2 \cdot 10^6T^2 - 2 \cdot 10^{-2}T + 49$	$5 \cdot 10^{-8}T^3 - 8 \cdot 10^{-5}T^2 + 0.3 \cdot T + 484$

mento de $(10,0 \pm 0,5) \mu\text{m}$ em um suporte acoplado a um LVDT que analisa a variação de comprimento durante o tratamento térmico. Uma bobina de indução é colocada ao redor da amostra junto com um dispositivo que injeta Hélio no caso de requerer uma maior taxa de resfriamento. Um termopar tipo K é acoplado à amostra e o controle da potência da bobina e da pressão do gás He é realizado para seguir a temperatura nominal programada para o tratamento térmico.

As curvas CCT foram obtidas utilizando um ciclo térmico de aquecimento até a temperatura de austenitização, permanecendo a esta temperatura por 5 min, e resfriamento com diferentes taxas de resfriamento. A taxa de aquecimento utilizada foi de 10 °C/s. As temperaturas de austenitização utilizadas foram 900 °C, 1000 °C, 1100 °C, 1200 °C, e 1300 °C. As taxas de resfriamento utilizadas foram de 0,3 °C/s, 1 °C/s, 2 °C/s, 3 °C/s, 4 °C/s, 5 °C/s e 10 °C/s.

A técnica de alavancagem calculou a cinética da austenita para a decomposição da perlita [141, 142]. Duas regressões lineares foram realizadas antes e depois da transformação contínua do resfriamento. Com as duas linhas retas das regressões, a equação 4.10 foi utilizada para determinar a porcentagem de perlita e de austenita durante o resfriamento contínuo. Os termos utilizados pela equação 4.10 são descritos na Figura 114, que representa um exemplo de um resultado de resfriamento com austenitização a 900 °C e uma taxa de resfriamento de 1 °C/s.

Os resultados das frações de volume foram analisados de acordo com a equação JMAK (equação 5.2) [172, 183]. Para um melhor gráfico do diagrama CCT, o início da transformação perlítica foi considerado como a temperatura na qual apresentou 2% e o fim da transformação perlítica como a temperatura que apresentou 90% [141].

$$f = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (5.2)$$

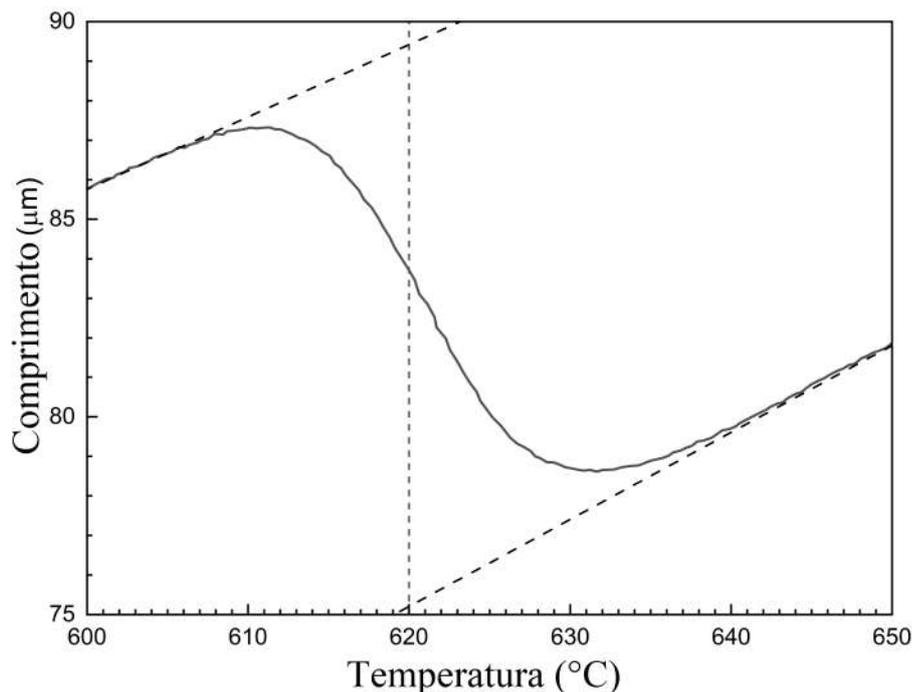


Figura 114: Representação esquemática da regra da alavanca junto com a equação de cálculo da fração de perlita correspondente.

Todas as amostras foram analisadas sob o microscópio ótico, e a formação da martensita em pequenas quantidades foram confirmadas analisando todas as amostras.

A metalografia foi realizada na seção longitudinal da amostra da dilatométrica. As amostras dilatométricas cilíndricas foram montadas e desgastadas até aproximadamente a metade de seu diâmetro. As amostras foram então polidas até $0,05 \mu\text{m}$ usando solução coloidal de alumina e depois atacadas por imersão de solução Nital 2% durante 30 s.

5.2.2 Resultados

A Tabela 29 mostra a taxa de resfriamento para as simulações realizadas pelo método de elementos finitos, conforme descrito na metodologia. Como indicado anteriormente, o comprimento da ZAC influencia diretamente a taxa de resfriamento da junta soldada [116, 139]. Também é observado que a taxa de resfriamento no trilho da cabeça é menor do que no trilho da teia e menor do que no patim do trilho. Este fenômeno também foi descrito em estudos anteriores [116, 139]. A taxa de resfriamento com um comprimento ZAC de 27 mm atinge aproximadamente $2,3 \text{ }^\circ\text{C/s}$, enquanto que em ZAC com 49 mm, a taxa de resfriamento atinge quase $0,9 \text{ }^\circ\text{C/s}$.

O resultado da austenitização durante o aquecimento, de acordo com a

Tabela 29: Taxa de resfriamento para as simulações realizadas pelo método de elementos finitos no boleto, alma e centro do patim de trilho.

Comprimento da ZAC (mm)	Taxa de resfriamento (°C/s)		
	Boleto	Alma	Patim
27	2.30	2.31	2.34
42	1.64	1.65	1.68
49	0.88	0.89	0.91

equação 4.10, é mostrado na Figura 115. Com o aquecimento a 10 °C/s há um aumento na temperatura inicial e final de austenitização em comparação com as temperaturas Ac1 e Ac_m das simulações termodinâmicas (por exemplo, utilizando o software Thermocalc®). Assumiu-se que somente a austenita e perlita estavam presentes durante as etapas de aquecimento. Assim, a quantidade de austenita está em proporção oposta à fração de perlita.

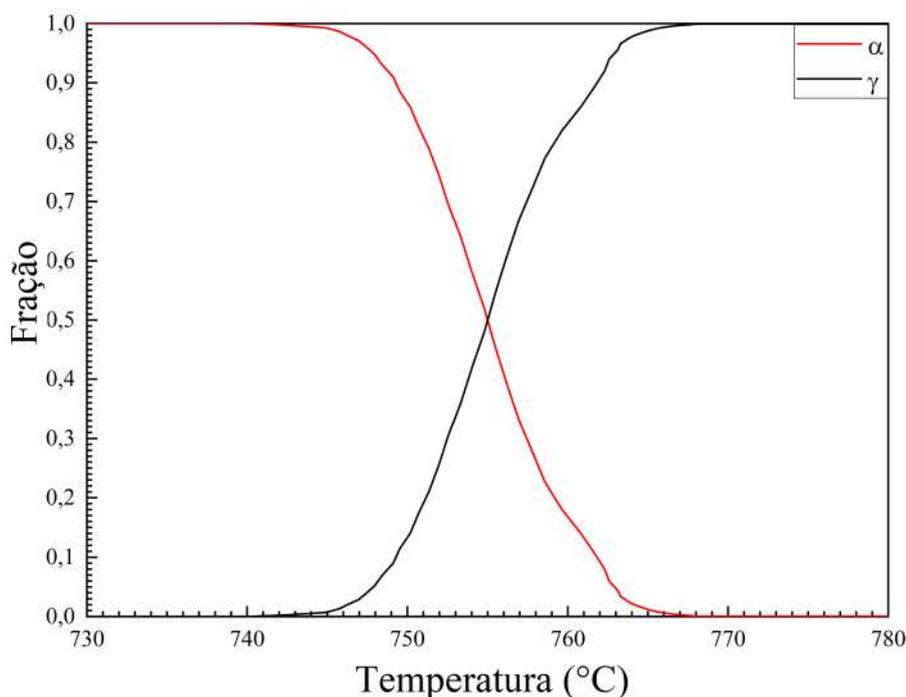


Figura 115: Resultado da austenitização durante o aquecimento do trilho DHH *Premium* a uma taxa de 10 °C/s.

As curvas CCT com diferentes temperaturas de austenitização são ilustradas na Figura 116. A relação entre quanto maior a taxa de resfriamento, menor a temperatura de início da transformação eutetoide é notada. Além disso, a temperatura Ms diminui com a diminuição da taxa de resfriamento. Um fator interessante é que com uma taxa de resfri-

amento de $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ foi observada martensita nas curvas com temperatura de austenitização a partir de $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Martensita só foi observada a $3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ nas curvas com temperatura de austenitização abaixo de $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

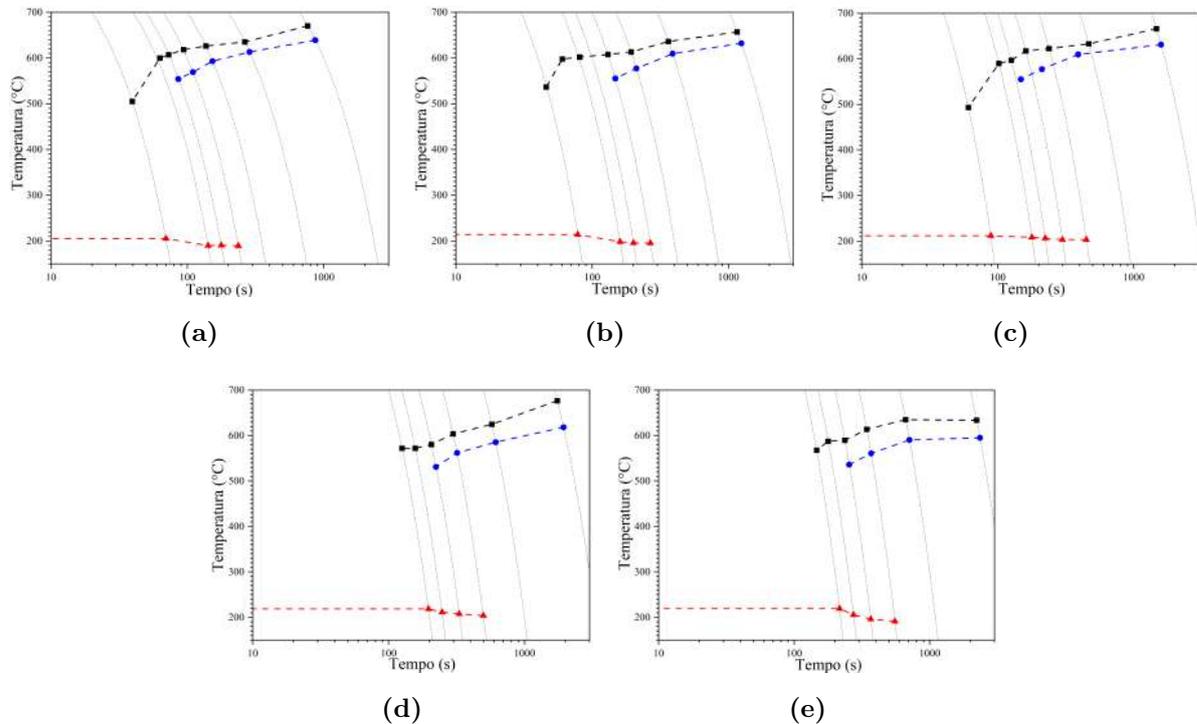


Figura 116: Curvas CCT com diferentes temperaturas de austenitização: (a) $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, (b) $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, (c) $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, (d) $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ e (e) $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$. A curva preta representa o início da transformação eutectóide, a curva azul representa o fim da transformação eutetoide, e a curva vermelha representa a temperatura Ms.

As microestruturas para cada temperatura de austenitização e taxa de resfriamento são mostradas na Figura 117. A morfologia da perlita e a formação da martensita dependem da temperatura de austenitização e da taxa de resfriamento. Observa-se que com taxas de resfriamento mais baixas, especialmente a $0,3\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, há menos perlita fina do que perlita obtida com taxas de resfriamento mais altas. Além disso, são observadas variações no espaçamento interlamelar com o aumento da temperatura de austenitização, bem como o tamanho da colônia. Para maiores taxas de resfriamento ($\geq 2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$), a presença de martensita é claramente observada em toda a microestrutura (exceto na condição de austenitização a $900\text{ }^{\circ}\text{C}$).

A martensita observada nas amostras com taxas de resfriamento mais baixas apareceu em regiões horizontais seguindo o sentido de laminação. A presença de bainita na área ao redor da martensita também é notada. A morfologia da bainita no resfriamento

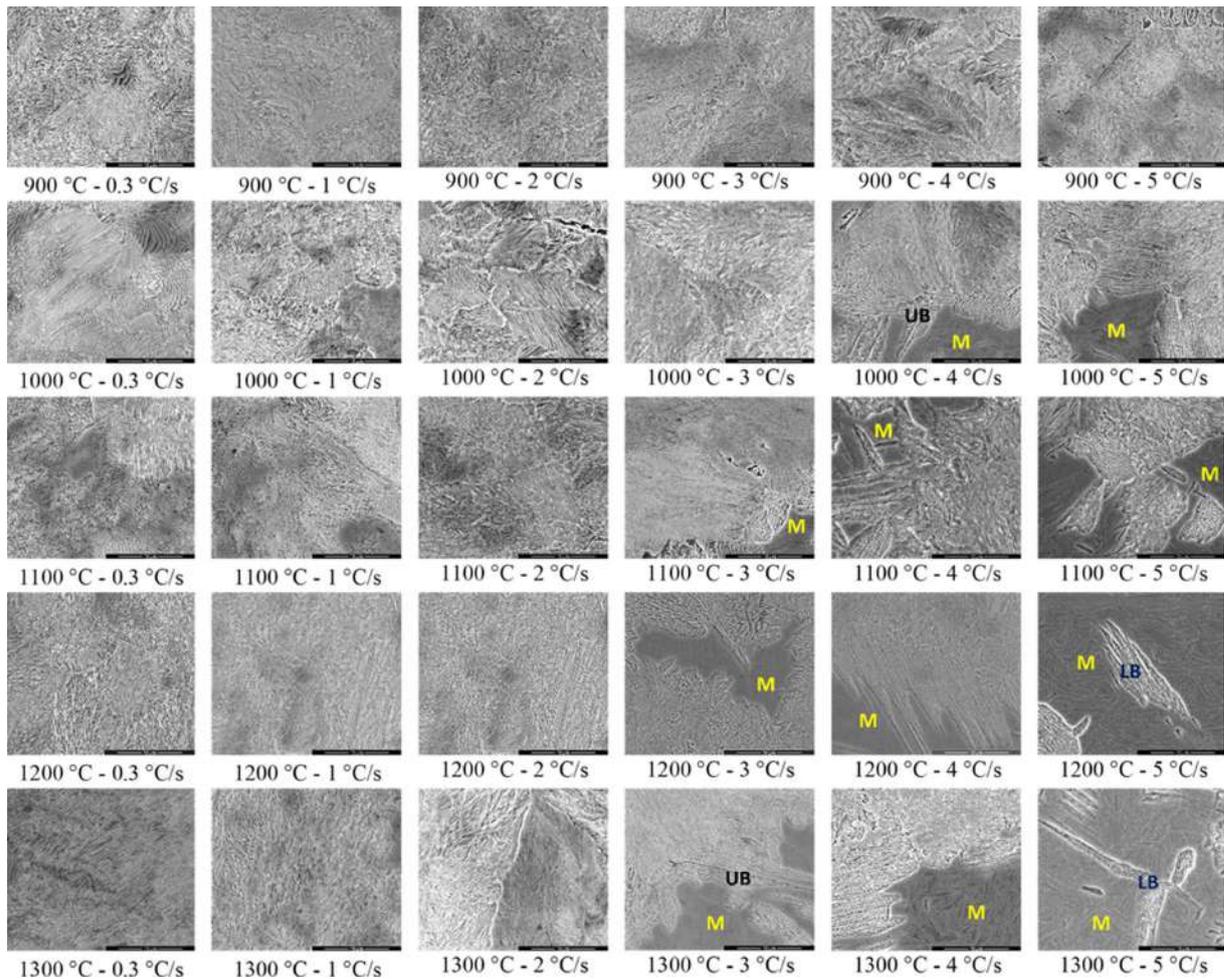


Figura 117: Microestrutura de cada taxa de resfriamento realizada para a curva CCT com uma temperatura de austenitização de 900 °C a 1300 °C: 0,3 °C/s, 1 °C/s, 2 °C/s, 3 °C/s, 4 °C/s e (a) 5 °C/s. MEV(ES), ataque por imersão Nital 2% durante 30 s. (M= martensita; LB= bainita inferior; UB= bainita superior).

contínuo poderia estar relacionada com as taxas de resfriamento. Portanto, em algumas condições de taxas intermediárias de resfriamento, a morfologia de bainita superior poderia ser observada. Em algumas amostras com taxas de resfriamento mais altas (5 °C/s), é possível observar a morfologia de bainita inferior dentro da martensita.

5.2.3 Discussão

Como visto na Tabela 115, a taxa de resfriamento está diretamente ligada ao tamanho da ZAC. Este comportamento também foi observado por Pereira *et al.* [116] em suas simulações. Ao comparar o tamanho da ZAC mais comum nas ferrovias brasileiras de aproximadamente 40 mm com os diagramas CCT, observa-se que não haverá formação de

martensita ao longo do cordão de solda. No entanto, em alguns casos, a microsegregação pode ocorrer dentro dos trilhos. Em geral, a maior quantidade local de elementos de liga tende a aumentar a tendência de transformação martensítica [184]. Portanto, em alguns casos, pode ocorrer a formação de martensita não sequenciada, mesmo para taxas de resfriamento que não seriam mostradas nos diagramas CCT da Figura 116.

O aumento da taxa de aquecimento afasta a condição experimental do equilíbrio termodinâmico. Esta condição está ligada à distância interlamelar da perlita [40, 185], aos elementos de liga [153, 154], e à taxa de aquecimento [164]. Os resultados estão de acordo com o aquecimento do aço da roda ferroviária aquecido a $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ [107].

Comparando as curvas CCT na Figura 118, fica claro que a temperatura M_s a $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ é mais baixa do que a $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Esta temperatura mais baixa do M_s está principalmente relacionada ao tamanho do grão austenítico [167]. Quanto mais alta a temperatura de austenitização, maior o tamanho do grão austenítico [186]. Além disso, o tamanho maior do grão austenítico aumenta a temperatura M_s [167, 187].

Além da influência do tamanho do grão austenítico sobre o M_s , um segundo mecanismo predominante que afeta a temperatura do M_s é a taxa de resfriamento. Da mesma forma, é perceptível que a temperatura do M_s diminui com a redução da taxa de resfriamento. Reduzindo a taxa de resfriamento, os átomos de carbono têm mais liberdade para se moverem dos locais octaédricos da austenita. Então, a M_s diminui com o aumento da força motriz para a transformação martensítica [188, 189]. Assim, combinando o tamanho do grão da austenita e a taxa de resfriamento, a predisposição para formar martensíticos no processo de soldagem.

A taxa de resfriamento que começou a apresentar martensita foi de $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ nas amostras com uma temperatura de austenitização acima de $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Isto concorda com a curva CCT observada por Ma *et al.* [51], que observou martensita com uma taxa de resfriamento de $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Rodrigues e de Faria [141] observaram uma taxa de resfriamento crítica semelhante para a formação de martensita de $2,5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

Como durante a soldagem dos trilhos, as temperaturas no centro da solda podem chegar a aproximadamente $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ [27], as curvas CCT com altas temperaturas se tornam relevantes. A norma AREMA [26] indica que não deve haver martensita na zona afetada pelo calor. Portanto, a janela de operação para este trilho DHH *Premium* é limitada a $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

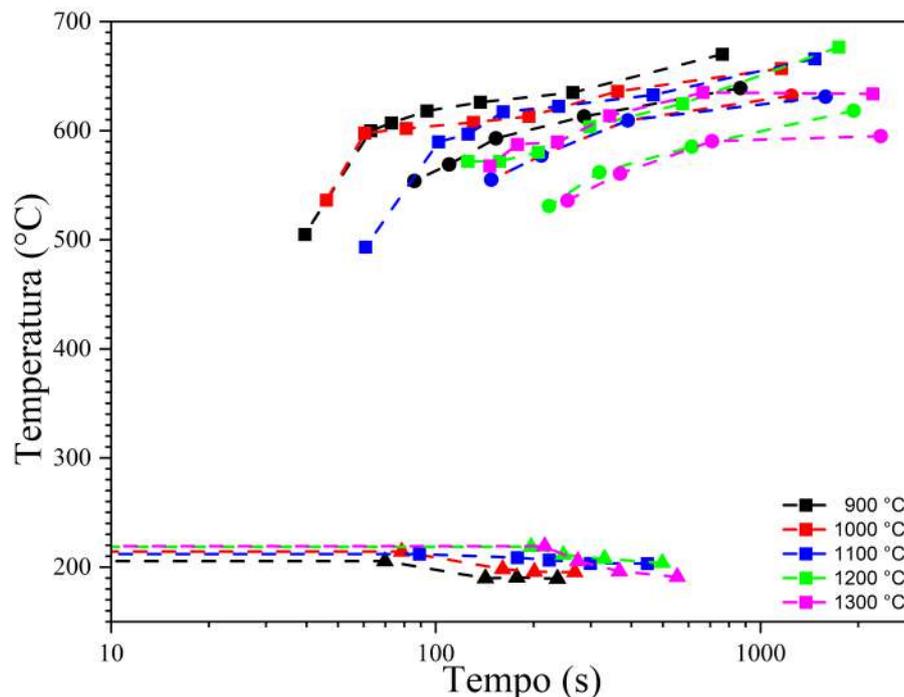


Figura 118: Compilação da curva CCT com todas as temperaturas de austenitização de 900 °C a 1300 °C.

Além disso, as simulações mostraram que quanto menor o comprimento da ZAC, maior é a taxa de resfriamento (Tabela 29). Portanto, ao ajustar os parâmetros para obter uma largura da ZAC mais curta, é esperado um aumento da tensão residual de tração vertical [8, 116] no centro do trilho de banda, o que aumenta a propensão para a formação de martensita.

Como descrito anteriormente, a martensita apareceu seguindo o sentido de laminação nas amostras com menores taxas de resfriamento. Este comportamento da martensita indica que a formação é uma microsegregação relacionada e associada à deformação do processo de formação do trilho. A morfologia da formação perlita-bainita-martensita deve-se à interação entre a austenita no super resfriamento e a segregação dos elementos de liga. Na verdade, quanto maior a quantidade de elementos de liga, principalmente Mn e Cr, maior a propensão da formação de martensita [184, 190, 191].

A Figura 117 mostra que quanto menor a taxa de resfriamento, menor o refinamento de perlita. Este fenômeno é amplamente conhecido [40, 67, 192–194]. Quanto maior o tempo em alta temperatura, maior o tempo e difusão para que o carbono se mova para a frente da reação cooperativa de transformação eutetoide. Da mesma forma, quanto maior a proporção de super resfriamento, menor a distância interlamelar da perlita [40,

67, 192–194]. Também deve ser destacado o efeito da temperatura de austenitização sobre o tamanho da colônia de perlita. Quanto mais alta a temperatura de austenitização, mais alta a colônia perlítica. Sabe-se que o espaçamento interlamelar é o principal contribuinte para a resistência mecânica, enquanto a colônia de perlita e o tamanho do grão da austenita anterior são os segundos fatores de influência. Uma vez que o tamanho do grão da austenita e a taxa de resfriamento causam microestrutura heterogênea que gera diferentes graus de dureza, cada fase sofre uma variação de tensão interna que pode afetar a integridade estrutural.

5.2.4 Conclusões

- De acordo com as simulações, a taxa de resfriamento é menor no boleto do que no patim do trilho. A taxa de resfriamento é dependente do comprimento do ZAC.
- De acordo com os diagramas CCT, a temperatura crítica para o início da formação de martensita é de 2 °C/s. Com uma temperatura de austenitização entre 900 °C e 1100 °C, não há formação de martensita a 2 °C/s. A partir de 1200 °C, há evidência de formação de martensita a 2 °C/s.
- Para o atual aço ferroviário DHH *Premium*, a janela do processo de soldagem é de 2 °C/s para que a transformação martensítica não ocorra. Em comparação com a simulação de elementos finitos, o comprimento limite do ZAC foi de 30 mm de acordo com o critério de formação martensítica de junta soldada.

5.3 Redução da esferoidização na zona afetada pelo calor de trilho soldado por meio de adição seletiva de elementos de liga

5.3.1 Metodologia

O foco principal desta investigação foi um aço de trilho de qualidade superior microligado. Os resultados dos ensaios sobre o aço de trilho microligado foram comparados com um aço ferroviário tratado termicamente. A microestrutura de ambos os aços na região extraída do boleto do trilho é mostrada na Figura 119. Observa-se uma microestrutura completamente perlítica em ambos os aços. O aço de trilho microligado tem uma distância interlamelar maior do que o aço de trilho alternativo tratado termicamente. A resistência e dureza do aço de trilho tratado termicamente é conseguida utilizando um resfriamento acelerado (tratamento térmico) diretamente no boleto do trilho, enquanto que o aço de trilho hiper-eutetoide microligado é naturalmente resfriado, e a sua resistência e dureza são obtidas através da adição de elementos de liga em vez do tratamento térmico pós-laminação.

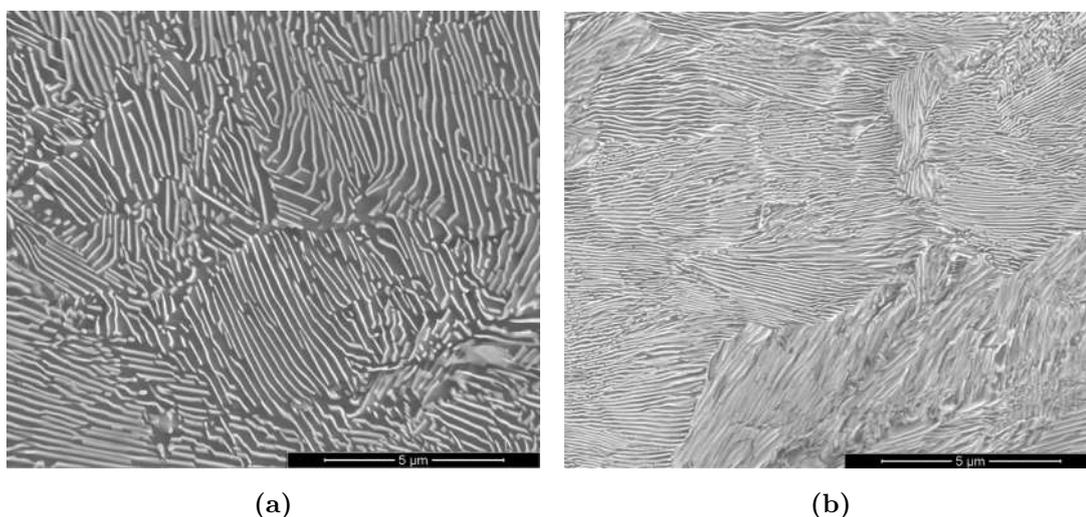


Figura 119: (a) Microestrutura ferroviária de aço de trilho microligado. (b) Microestrutura de aço de trilho DHH. MEV-SE, gravada por imersão em solução Nital 2% durante 30 s.

A composição química dos aços microligados e dos aços de trilho tratados termicamente estão descritos na Tabela 30. Os aços têm um equivalente de carbono mais elevado do que a composição eutetoide. Pode-se ver que os aços microligados têm uma maior

quantidade de V e Si do que os aços tratados termicamente.

Tabela 30: Composição química dos aços para trilhos microligados e tratados termicamente.

Trilho	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Ni
Microligado	0.942	0.872	0.89	0.016	0.006	0.10	0.016
Tratado termicamente	0.81	1.03	-	0.22	0.02	-	0.01

O trilho foi usinado em amostras cilíndricas com um diâmetro de 4 mm e um comprimento de 10 mm. As amostras foram sofrerem um ciclo térmico em dilatômetro de têmpera Bähr DIL 805L. O dilatômetro de têmpera consiste numa câmara de vácuo com uma pressão de pelo menos 5-10⁻⁴ bar e uma bobina de indução ao redor da amostra. A amostra é acoplada com um termopar do tipo K e um LVDT para medir a sua expansão e/ou contração. O aquecimento ocorreu através do efeito Joule dos elétrons parasitas, aplicando um campo magnético a partir da bobina. A localização da amostragem das amostras para dilatometria e análise química é apresentada na Figura 120.

As amostras, após sofrerem a ciclagem térmica, foram embutidas horizontalmente (segundo o sentido de laminação original do trilho) e lixadas até aproximadamente metade do seu diâmetro. Posteriormente, os corpos de prova foram preparados com lixa até # 1200 e polidos com uma suspensão diamantada de 6 μm , 3 μm , e 1 μm . O polimento final com alumina coloidal de 0,05 μm foi realizado antes do ataque.

Os ciclos térmicos estudados foram os mesmos que os de Nishikawa e Goldenshtein [33]. Várias temperaturas de austenitização parcial e completa foram realizadas a uma taxa de aquecimento de 10 °C/s: 727 °C, 730 °C, 732 °C, 734 °C, 736 °C, 738 °C, 741 °C, 751 °C, e 800 °C. Os corpos de prova permaneceram a estas temperaturas durante 60 s e arrefeceram. Não obstante, segundo pesquisas anteriores, a taxa de resfriamento de 1,5 °C/s está muito próxima da taxa de resfriamento de solda de topo por centelhamento dos trilhos [33, 54, 195]. As temperaturas de austenitização referidas revelaram-se insuficientes para descrever o comportamento do aço de trilho microligado. Por conseguinte, as seguintes temperaturas de austenitização foram realizadas adicionalmente: 755 °C, 760 °C, 765 °C, 770 °C, 775 °C, 780 °C, 785 °C, e 790 °C.

Foi realizado um ciclo térmico para determinar as temperaturas críticas para o início da austenitização A_{c1} e a dissolução completa de cementita (A_{cm}), de acordo com a ASTM A1033 [151]. Este ciclo térmico consiste em aquecer a amostra até 700 °C a 10 °C/s, seguido de aquecimento até 850 °C a 28 °C/h. As simulações termodinâmicas

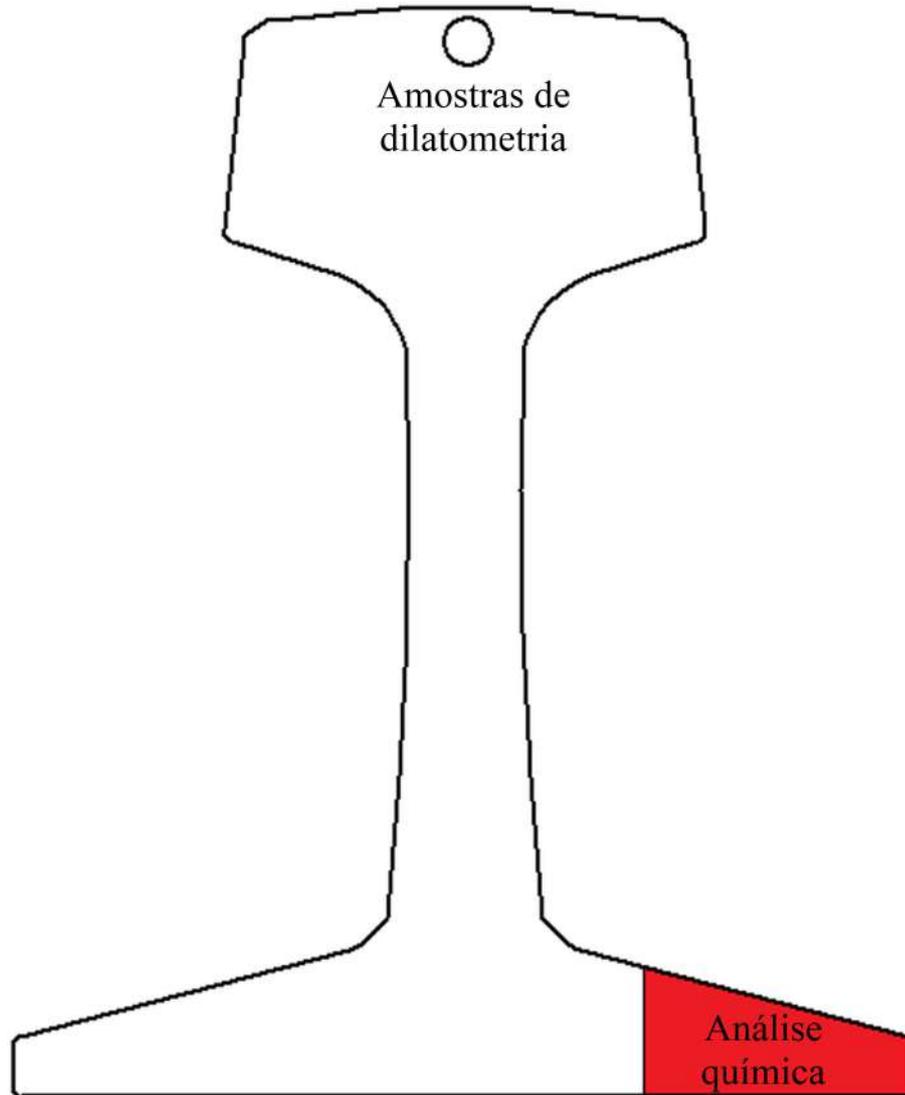


Figura 120: A localização da amostragem das amostras para a dilatométrica e análise química de aços de trilhos microligados e tratados termicamente.

foram realizadas utilizando o software Thermo-Calc 2022a® [157]. Foi utilizada a base de dados TCFE10 Steel/Fe-Alloys.

A microdureza Vickers foi realizada em amostras dilatométricas. Um total de 10 medições foram realizadas para cada amostra. A carga aplicada foi de 0,3 kgf durante 15 s com uma distância de 1 mm entre cada indentação, de acordo com a ASTM E92 [97].

A metodologia de cálculo da esferoidização de cementita foi realizada de forma igual ao realizado na seção 5.1, com a mesma equação 5.1.

5.3.2 Resultados

A simulação termodinâmica plotada como um diagrama pseudo-binário Fe-C é mostrada na Figura 121. Semelhante à investigação feita com outros aços ferroviários [33, 139], observa-se uma região de equilíbrio trifásico entre 730 °C e 740 °C. A região de equilíbrio entre a austenita e o cimentoita situa-se entre 740 °C e 826 °C.

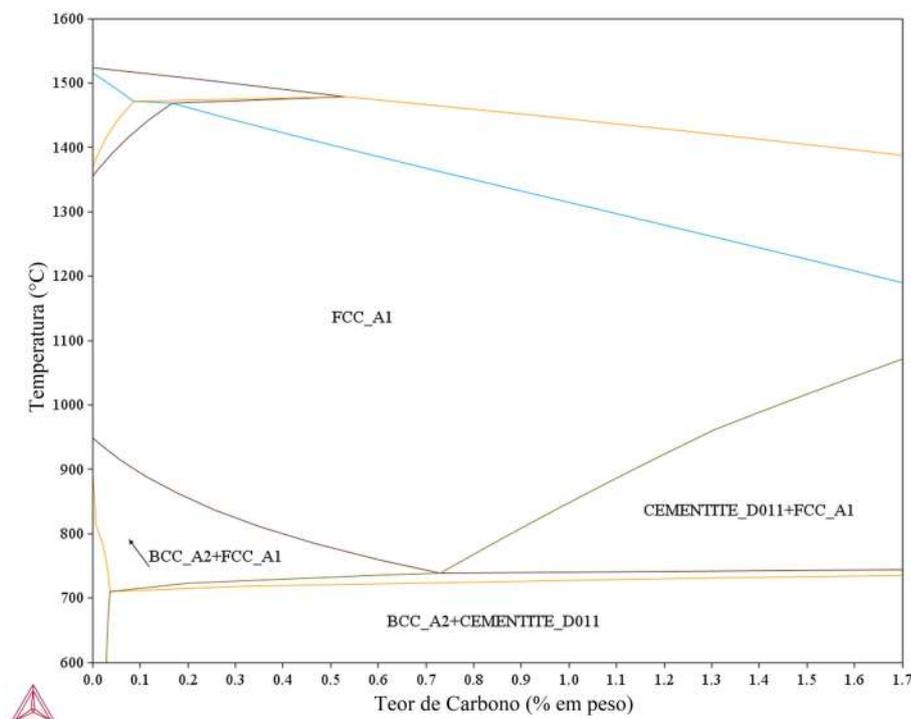


Figura 121: Diagrama pseudo-binário do software Thermocalc com a composição química do aço microalocado de trilho da Tabela 30.

Os resultados dos ensaios para aquisição das temperaturas críticas Ac_1 e A_{cm} de acordo com a ASTM A1033 [151] são mostrados nas Figuras 122-a e 122-b. As temperaturas críticas obtidas no aço microalocado (Figura 122-a) foram aproximadamente 740 °C para Ac_1 e cerca de 773 °C para A_{cm} . As temperaturas críticas obtidas no aço de trilho tratado termicamente (Figura 122-b) foram cerca de 728 °C para Ac_1 e cerca de 762 °C para A_{cm} . As temperaturas críticas do aço de trilho tratado termicamente são inferiores às do aço de trilho microalocado, mas está muito próximo da temperatura teórica da reação eutetoide de 727 °C[67].

As temperaturas críticas obtidas para o aço de trilho microalocado a uma taxa de aquecimento de 10 °C/s (Figura 122-c) foram aproximadamente 766 °C para Ac_1 e cerca de 792 °C para A_{cm} . Quanto maior for a taxa de aquecimento, mais longe do equilíbrio

ocorrem as transformações de fase. A Figura 122-c sugere que quanto mais alta for a taxa de aquecimento, mais altas serão as temperaturas críticas de austenitização.

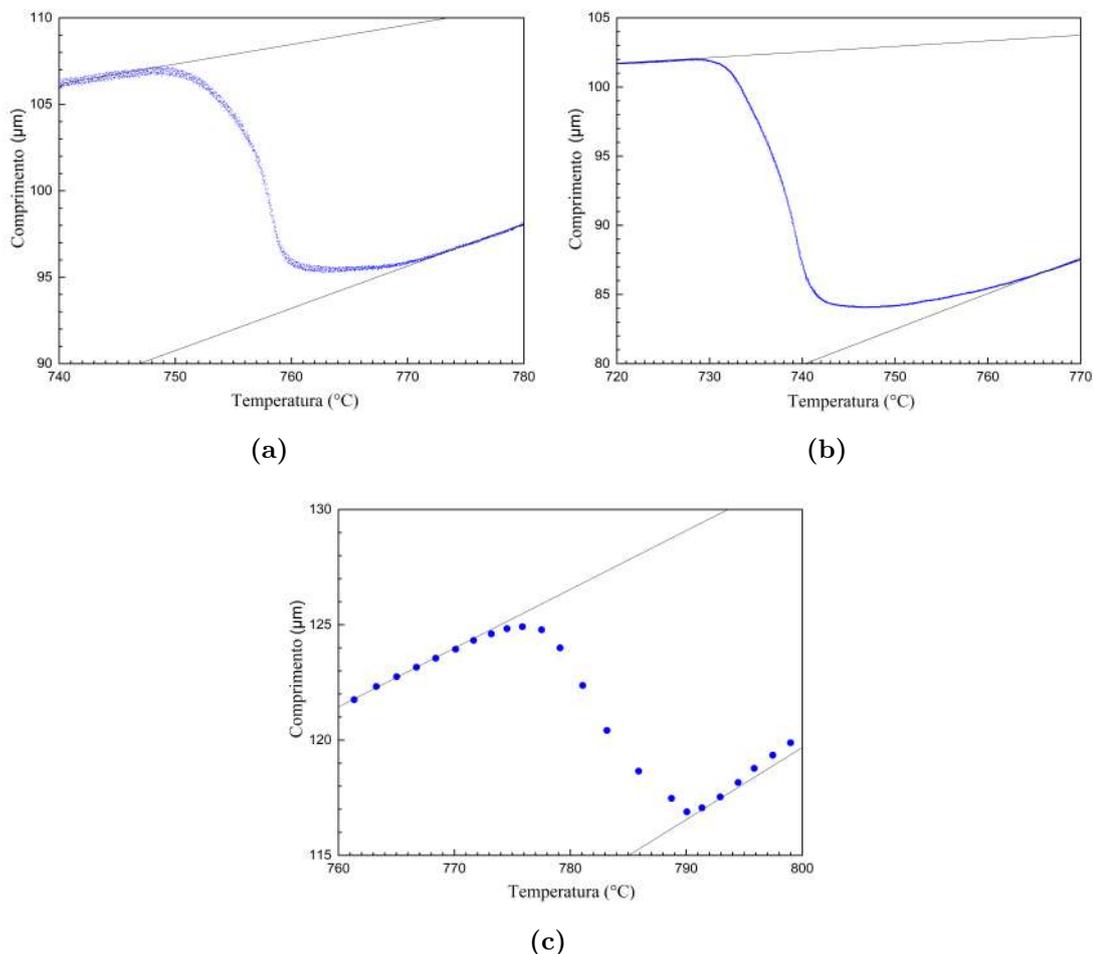


Figura 122: Ensaios dilatométricos para obter os dados A_{c1} e A_{cm} de (a) aço de trilha microligado de acordo com a ASTM A103320, de (b) aço de trilha tratado termicamente de acordo com a ASTM A1033 [151] e de (c) aço de trilha microligado a 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$.

A microestrutura em função da temperatura máxima de ciclagem térmica está representada na Figura 123. Note-se que há muita pouca diferença em relação à microestrutura original (Figura 119) até aproximadamente 755 $^{\circ}\text{C}$. A área contendo cementita esferoidizados aumenta, especialmente entre 760 $^{\circ}\text{C}$ e 765 $^{\circ}\text{C}$. Posteriormente, a quantidade de área contendo cementita esferoidizados diminui gradualmente.

Os resultados da microdureza e da fração esferoidizada do cementita em função da temperatura máxima de ciclagem térmica estão representados na Figura 124. A dureza mínima ocorreu a uma temperatura de 765 $^{\circ}\text{C}$. Observa-se uma relação inversa entre a fração de esferoidização da cementita em função da microdureza. Como seria de esperar,

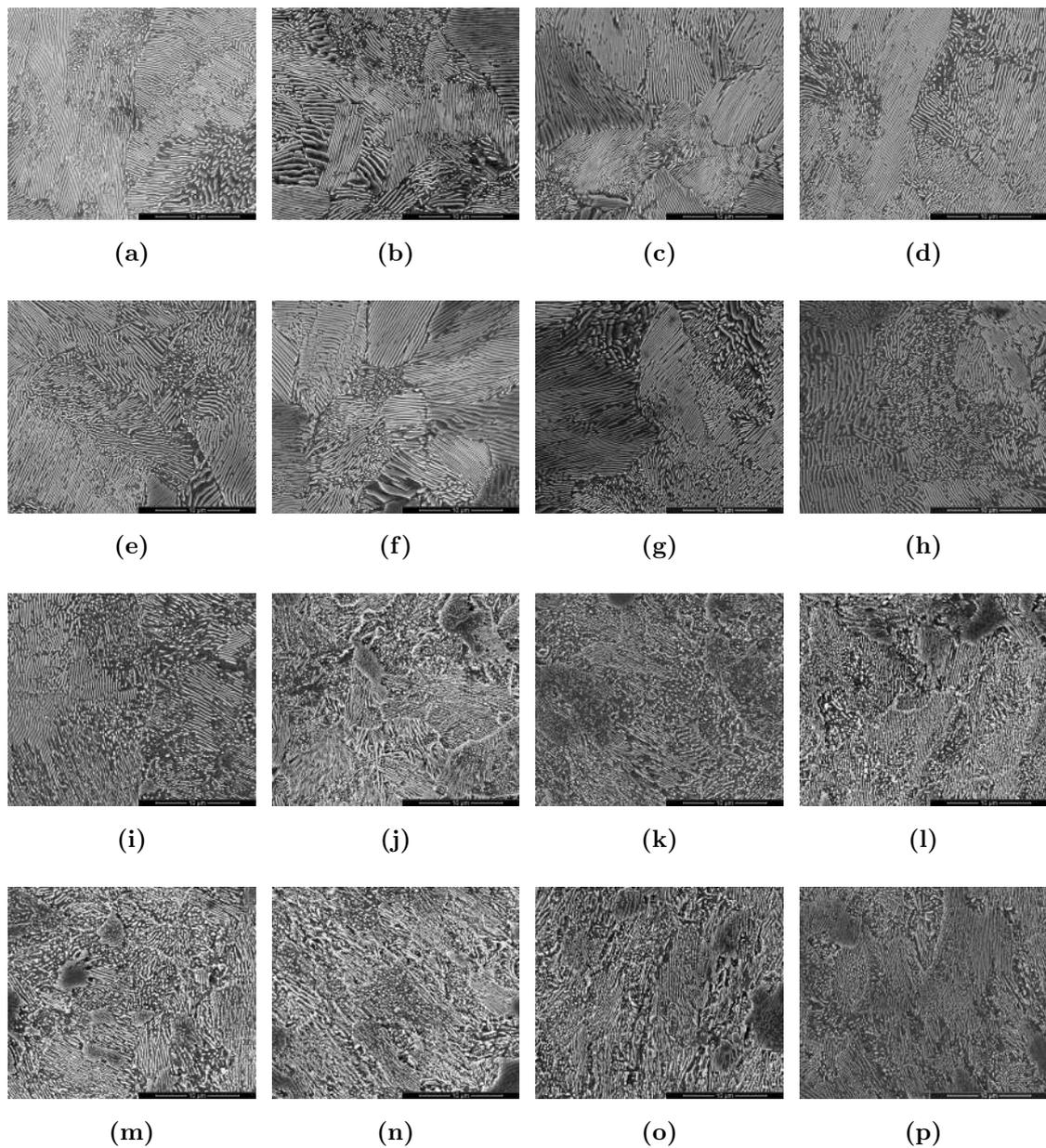


Figura 123: Microestruturas resultantes da ciclagem térmica variando a temperatura máxima e o resfriamento a $1,5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ de aço de trilho microaligado. MEV-ES, ataque por imersão em solução Nital 2% durante 30 s.

a Figura 123 mostra que quanto maior for a esferoidização, menor será a dureza. Assim, a técnica de cálculo da esferoidização por análise de imagem provou ser eficiente.

A dilatação relativa por tempo para os ensaios dilatométricos com uma temperatura máxima entre $741\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $765\text{ }^{\circ}\text{C}$ é mostrada na Figura 125. O tempo zero é quando a amostra atinge a temperatura nominal máxima no ciclo térmico. Os ensaios com temperaturas máximas de $741\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $751\text{ }^{\circ}\text{C}$ não mostram contração por transformação austenítica. É apenas a $755\text{ }^{\circ}\text{C}$ que a contração começa a ocorrer suavemente, e nenhuma trans-

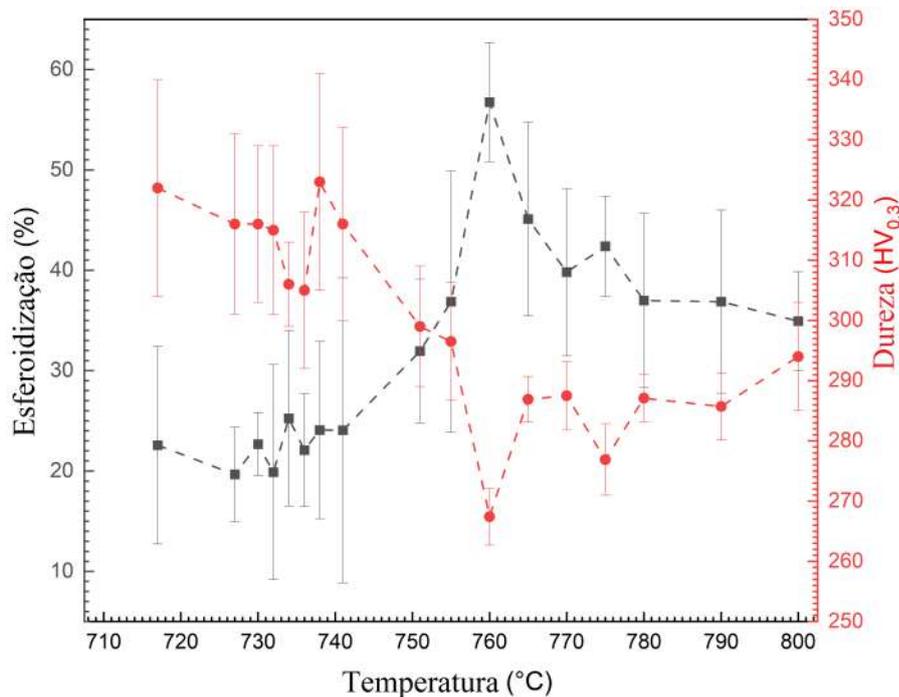


Figura 124: Microdureza e a fração de cementita esferoidizada resulta em função da temperatura máxima de ciclagem térmica do aço microligado.

formação completa ocorre durante os 60 s analisados. Apenas a 760 °C, a transformação austenítica ocorre visivelmente, mas a cinética é muito lenta, demorando quase 60 s para que ocorra. A 765 °C, a austenitização ocorreu com uma cinética mais elevada do que os ensaios realizados a temperaturas mais baixas, mas foram necessários aproximadamente 10 s para completar a transformação. Comparando a cinética de austenitização do aço de trilho microligado (Figura 125-a) com o aço de trilho tratado termicamente (Figura 125-b), pode-se ver que a taxa de austenitização é consideravelmente mais elevada. Mesmo a uma temperatura de 736 °C, há uma transformação substancial durante todos os 60 s. Entretanto, só se pode observar uma transformação significativa a partir de 750 °C no aço de trilho microligado (Figura 125-a).

5.3.3 Discussão

Uma compilação das temperaturas críticas obtidas pelo software Thermocalc® (Figura 119) e pela análise dilatométrica (Figura 121) são mostradas no Tabela 31.

As análises baseadas na expansão/contração volumétrica linear do dilatômetro mostraram uma temperatura inicial de austenitização consideravelmente mais elevada do que a prevista pela Thermocalc®. Esta informação é verdadeira, mesmo considerando a

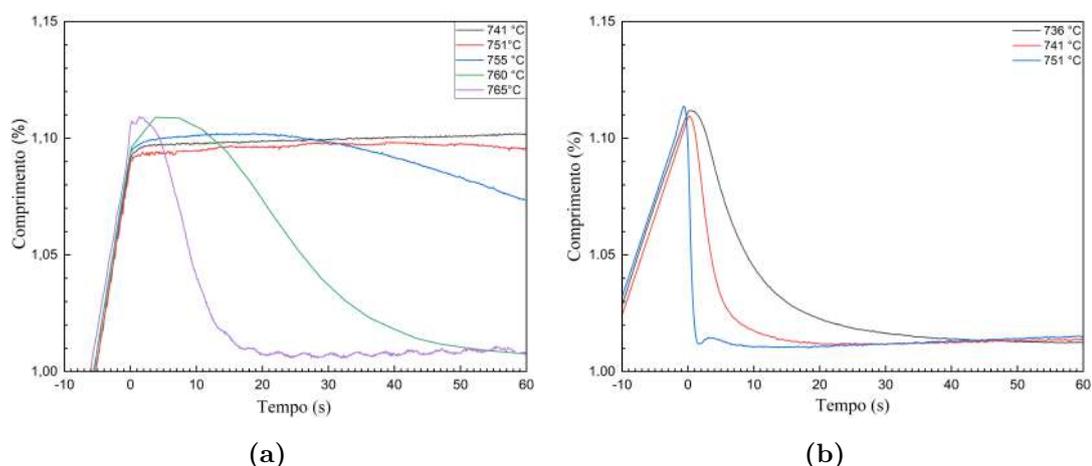


Figura 125: Alongamento relativo em função do tempo de (a) o aço de trilho microaligado e (b) o aço tratado termicamente.

baixa taxa de aquecimento da ASTM A1033 [151]. Ao analisar os dados com uma taxa de aquecimento de $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, a temperatura A_{c1} é ainda mais distante, com uma diferença de cerca de $36\text{ }^{\circ}\text{C}$.

A mesma curva realizada para o aço de trilho tratado termicamente mostrou que a temperatura A_{c1} era de aproximadamente $728\text{ }^{\circ}\text{C}$, muito próxima da temperatura convencional dos aços baixa liga (Figura 121).

A formação de austenita ocorre pela seguinte reação: $\alpha + \theta \rightarrow \gamma$. Esta transformação envolve o processo de nucleação seguido pelo crescimento de grãos austeníticos.

Este processo é altamente dependente da microestrutura inicial, como observado por Chiriac e Sohmshtetty [196]. Uma elevada taxa de aquecimento ($10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$) aumenta a temperatura A_{c1} [164], mas mesmo a $28\text{ }^{\circ}\text{C/h}$, a temperatura inicial de austenitização foi significativamente mais elevada do que o esperado (Figura 121).

Tabela 31: Compilação de temperaturas de transformação de fase crítica a partir de simulações Thermocalc® e ensaios dilatométricos.

Temperatura crítica	Thermocalc	Trilho microaligado		Trilho tratado termicamente
		ASTM 1033	$10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$	ASTM A1033
A_{c1} ($^{\circ}\text{C}$)	730	740	766	728
A_{c3} ($^{\circ}\text{C}$)	826	773	792	762

A microestrutura inicial do aço de trilho microaligado consistia principalmente de perlita com apenas algumas regiões de cementita esferoidizadas. O espaçamento das lamelas é maior em comparação com o aço de trilho tratado termicamente, como descrito

por algumas referências que estudaram estas características [29–31, 116] e como mostrado na Figura 119. A distância interlamelar influencia diretamente a resistência mecânica, a dureza e, conseqüentemente, a resistência ao desgaste dos aços com composição eutetoide [92, 93, 96]. Mas, alternativamente, a adição de certos elementos de liga (Tabela 30) também aumenta a resistência, a dureza e a resistência ao desgaste [197–199].

Comparando as microestruturas apresentadas na Figura 123, não foi possível identificar uma diferença significativa na quantidade de cementita esferoidizada até 750 °C. As microestruturas permaneceram muito próximas da microestrutura original.

A partir de 750 °C, é visível um aumento da esferoidização. A esferoidização aumenta até atingir um máximo de 765 °C. A partir de 770 °C, verifica-se uma diminuição gradual da esferoidização.

No caso da simulação do ciclo térmico realizada com uma temperatura máxima de 800 °C, podem ser observadas regiões de coalescência de cementita de lamelas anteriores. Dentro das áreas de lamelas, existem esferas alinhadas seguindo a mesma direção das "lamelas anteriores". Outra característica observada foi alguma quebra em alguns locais das lamelas, resultando numa esfera na região adjacente. Este fenômeno foi recentemente descrito em simulações de campo de fase de austenitização a partir da perlita [35, 200].

Do gráfico mostrado na Figura 126, é apontada uma clara ligação entre a dureza e a esferoidização., Estes resultados são bem conhecidos [30, 31, 48].

Foi realizado regressão da relação entre a esferoidização e a dureza do material por modelos exponenciais, lineares, logarítmicos e polinomiais. Todos os modelos mostraram uma correlação R^2 de aproximadamente 0,87. Como não houve aumento substancial entre os modelos, foi decidido adotar o modelo de regressão linear. Esta regressão linear é mostrada na Equação 5.3. O R^2 desta regressão foi de 0,8748.

$$HV_{0,3} = -147.28 \cdot S_p + 346,95 \quad (5.3)$$

em que $HV_{0,3}$ é a dureza e S_p é a fração de esferoidização cementita.

O valor mínimo de dureza observado foi de 267 HV. Este valor é muito próximo do observado por Nishikawa e Goldenstein [33], Porcaro *et al.* [30], Bauri *et al.* [31], e Alves *et al.* [53], que efetuaram a caracterização da ZAC de trilhos soldados de topo por centelhamento. No entanto, a menor dureza nominal do trilho de base (metal de base) significa que a diferença entre a dureza máxima e mínima será menor.

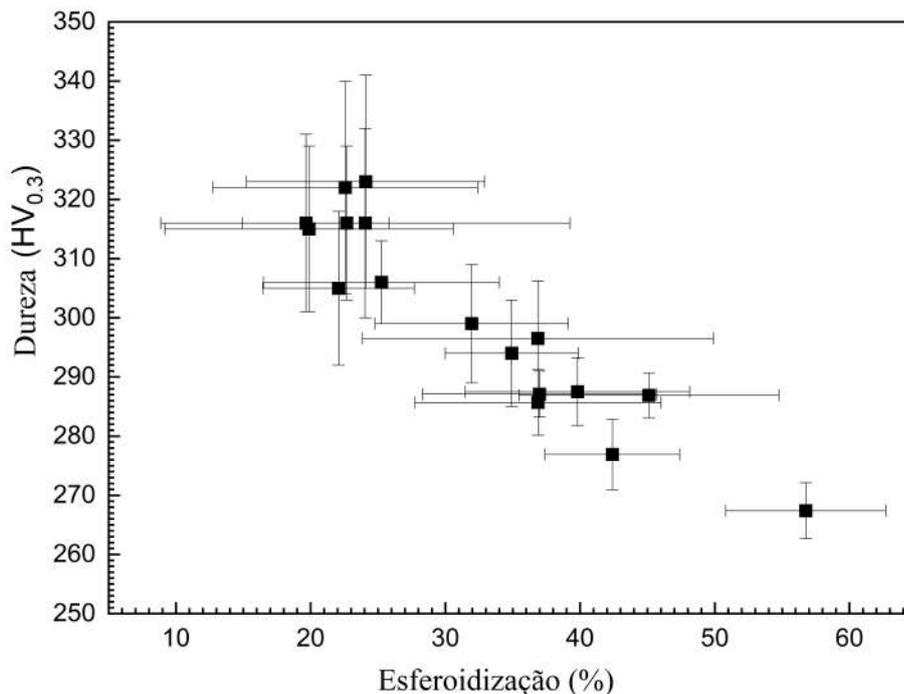


Figura 126: Esferoidização em função da temperatura máxima simulada do ciclo de solda do aço de trilho microligado do trilho.

A comparação da queda de dureza devido à esferoidização do aço de trilho microligado do trilho, trilho 1, trilho 3, e trilho 4, da pesquisa de Nishikawa e Goldenstein [33], é exibida na Figura 127. Como mencionado anteriormente, a queda de dureza do aço de trilho microligado ocorre a uma temperatura mais elevada em comparação com os outros trilhos. No entanto, a dureza mínima observada foi equivalente à do trilho 1, e o seu aumento de dureza é equivalente aos trilhos 1 e 4.

Assumindo que a fronteira da ZAC é a última zona de mudança microestrutural e que a última transformação microestrutural durante a soldagem do trilho é a esferoidização, pode-se inferir que o comprimento da ZAC será menor para o aço de trilho microligado em relação à mesma distribuição de calor do que para outros aços de trilho premium. Assim, seria possível obter uma ZAC mais curta sem a necessidade de uma maior taxa de resfriamento induzido. Esta característica poderia diminuir a extensão do ZAC MEV necessariamente aumentar a tensão residual, como observado por Pereira *et al.* [116], Saita *et al.* [8] e Porcaro *et al.* [71]. Não obstante, este assunto será conduzido em próximas pesquisas.

Durante a análise estatística do melhor desempenho dos trilhos soldados [53], o parâmetro de largura da ZAC foi declarado como uma variável importante com regressões

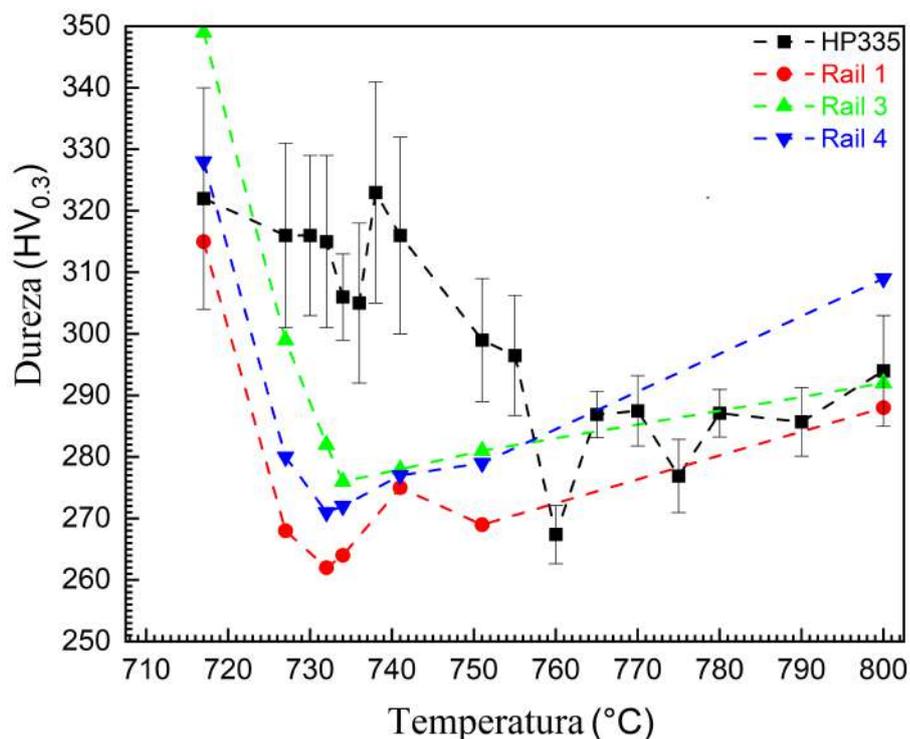


Figura 127: A microdureza do aço de trilho microligado do trilho em relação ao trilho 1, trilho 3 e trilho 4 observada pela Nishikawa e Goldenstein [33] em função da temperatura.

múltiplas para obtenção de diversas propriedades mecânicas do trilho. Além disso, a relação entre maior e menor dureza pode gerar mais desgaste na área menos dura e causar ondulações [119]. A queda de dureza é calculada a partir da dureza mínima em comparação com a dureza do metal de base. Assim, o aço de trilho microligado estudado neste trabalho teria uma grande vantagem, já que apenas uma queda de 34,1% na dureza foi observada. Enquanto isso, de acordo com Alves *et al.* [53] foi observada uma queda de dureza entre 47,5% e 48,9% na região de esferoidização da cementita na região da ZAC da solda de topo por centelhamento (*flash-butt*) dos trilhos.

É preciso considerar, no entanto, que esta simulação de ciclo térmico assumiu uma etapa de temperatura isotérmica máxima de 60 s. Em uma solda de topo por centelhamento (*flash-butt*), este tempo isotérmico não ocorre. A deformação que ocorre durante o estágio de recalque também não foi considerada/simulada nestes ensaios. O aço de trilho microligado estudado neste trabalho tende a ter uma mudança microestrutural a temperaturas mais altas assumindo os mesmos parâmetros de soldagem de trilho. Assim, uma diminuição na zona afetada pelo calor com base na composição química, em vez de uma diminuição na entrada de calor, seria alcançada.

Analisando as curvas de expansão relativa (Figura 125), as únicas curvas que apre-

sentaram contração da transformação austenítica foram as que atingiram uma temperatura acima de 760 °C.

A austenitização envolve pelo menos quatro etapas. A primeira consiste em um processo de incubação. A etapa de nucleação ocorre nos locais preferidos, nas interfaces entre a cementita e a ferrita (dentro da colônia perlítica) e nos contornos da colônia perlítica [38, 39]. A austenita tende a se nuclear preferencialmente nos contornos das colônias perlítica [38–42], com mais de um núcleo ocorrendo na mesma colônia. A austenita tende a se nuclear em contornos de alto ângulo [201], portanto, há menos núcleos nos contornos de lamelas cementita/ferrita (que mantêm uma relação de orientação a fim de minimizar a energia de interface) do que nos contornos aleatórios das colônias perlítica [38].

O crescimento da austenita ocorre simultaneamente com a dissolução do cementita e a difusão do carbono. A quarta etapa consiste na difusão e homogeneização do carbono na austenita [38–41]. A austenita cresce mais rapidamente do que a dissolução da cementita, em torno dela [36, 38, 43]. O cementita residual é então "quebrada" e dissolvida. Esta cementita residual é o pré-núcleo da austenitização intercrítica necessária para o DET [33, 34, 36, 37, 44, 45].

O crescimento da austenita depende da difusão de carbono e esta difusão é controlada pelo comprimento interlamelar [202]. Além disso, o comprimento interlamelar influencia diretamente a temperatura de início da austenitização. Portanto, quanto maior o comprimento interlamelar, maior será a temperatura de início de austenitização [40, 185].

Como mostrado na Figura 125, mesmo a 750 °C não houve contração característica de austenitização dentro de 1 min (60 s), ou seja, o período de incubação é maior que 60 s. Somente a 760 °C houve contração de austenitização, mesmo então a uma taxa consideravelmente mais lenta para esta temperatura.

O efeito dos elementos de liga sobre a esferoidização pode ser descrito a partir de duas perspectivas diferentes. Equações empíricas descrevem a primeira perspectiva para determinar Ac_1 e A_{cm} de acordo com a composição química [153, 154], mas estes modelos não consideram a microestrutura inicial ou a questão cinética. A segunda perspectiva diz respeito à cinética de austenitização da nucleação da austenita e dissolução dos carbonetos.

Tanto Si como Cr aumentam a temperatura Ac_1 e A_{cm} . Em pesquisa realizada

por Carvalho *et al.* [203]54 com um aço mola com uma composição de 0,54% C-1,54% Si-0,86% Mn-0,88% Cr foi observado que a temperatura de Ac_1 foi de 780 °C e Acm foi de 820 °C com taxa de aquecimento de 5 °C/s.

Alguns estudos foram realizados para identificar o efeito dos elementos de liga na esferoidização dos aços. Nakano *et al.* [204] estudaram o efeito do Cr, Mo e V na esferoidização de carbonetos em aço eutetoide. Os resultados mostraram que a adição do Cr aumenta significativamente a tendência de esferoidização do aço. Os resultados também mostraram que a adição de Mo e V também aumenta a tendência de esferoidização, mas em menor grau do que a adição de Cr.

O efeito do Cr sobre a esferoidização foi estudado por Luzginova, Zhao e Sitsma [47]. Foi observado que quanto maior a quantidade de Cr, maior a tendência à esferoidização. Além disso, os autores afirmaram que quanto mais estável o carboneto, maior o potencial de esferoidização.

5.3.4 Conclusões

- O aço de microligado tem cinética de austenitização mais lenta (mesmo a 750 °C) do que o aço de trilho baixa liga e tratado termicamente, possivelmente devido à distância interlamelar e elementos de liga adicionais. O tempo de permanência para a austenitização ocorrer é superior a 1 min e certamente menor do que quando o material é aquecido em um ciclo térmico de uma solda de topo por centelhamento.
- Esta composição química do aço de trilho microligado pode retardar ou suprimir a esferoidização porque o material não será parcialmente austenitizado para este tempo de permanência na temperatura máxima e, conseqüentemente, não deixará pré-núcleos de cementita para que a DET ocorra.
- A esferoidização máxima ocorreu a uma temperatura de 765 °C. Há uma relação direta entre a fração de esferoidização e a dureza do aço perlítico.

Referências

- [1] Associação Nacional dos Transportadores Ferroviários. <https://www.antf.org.br/historico/>. 2019. (Acedido em 25/09/2019).
- [2] Borges, Barsanufu Gomides. “Ferrovia e Modernidade”. Em: *Revista UFG* 11 (2011), pp. 27–36.
- [3] Vale S.A. *Ferrovias*. 2019.
- [4] Assis, Ana Carolina Velloso et al. “Ferrovias De Carga Brasileiras : Uma Análise Setorial”. Em: *Departamento de Transportes e Logística da Área de Saneamento e Transporte do BNDES* 46 (2017), pp. 79–126.
- [5] Agência Nacional de Transportes Terrestres. *Anuário Estatístico do Setor Ferroviário*. 2019. URL: http://www.antt.gov.br/ferrovias/arquivos/Anuario%7B%5C_%7DEstatistico.html (acedido em 24/07/2019).
- [6] Duvel, J. e Mutton, P. “Rail Requirements for 40 tonne axle loads”. Em: *8th International Heavy Haul Conference* (2005), pp. 719–729.
- [7] Magel, Eric E. “Rolling contact fatigue: a comprehensive review”. Em: *NRC Publications* (2011). DOI: <http://doi.org/10.4224/23000318>.
- [8] Saita, K, Ueda, M e Miyazaki, T. “Developing technologies to improve the reliability of flash-butt welds”. Em: *11th International Heavy Haul Association Conference (IHHA)* (2017), pp. 208–215.
- [9] Ito, Hamilton Lelis e Gomes, Jonas De Carvalho. “Análise de falhas - um dever do IPT”. Em: *Revista IPT: Tecnologia e Inovação* 3.11 (2019), pp. 35–64.
- [10] Farhangi, H. e Mousavizadeh, S. M. “Horizontal split-web fractures of flash butt welded rails”. Em: *Proceedings of the 8th International Fracture Conference* (2007), pp. 509–517.

- [11] Godefroid, L.B. et al. “Fatigue Failure of a Flash Butt Welded Rail”. Em: *Procedia Materials Science* 3.2005 (2014), pp. 1896–1901. ISSN: 22118128. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.06.306. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.mspro.2014.06.306>.
- [12] Mousavizade, Mostafa e Farhangi, Hassan. “Characterization of surface defects associated with flash butt-welded pearlitic rails and their contribution to overload and fatigue failures”. Em: *Advanced Materials Research* 83-86 (2010), pp. 1262–1269. ISSN: 10226680. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.83-86.1262.
- [13] American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association (AREMA). “Chapter 4 - Rail”. Em: *Manual for Railway Engineering*. 2010. Cap. Chapter 4.
- [14] Zerbst, U. et al. “Introduction to the damage tolerance behaviour of railway rails - a review”. Em: *Engineering Fracture Mechanics* 76.17 (2009), pp. 2563–2601. ISSN: 00137944. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2009.09.003. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2009.09.003>.
- [15] Hutchings, I. M. *Tribology: Friction and wear of engineering materials*. Cambridge: Butterworth Heinemann, 2017.
- [16] Johnson, K.L. *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, 1985.
- [17] ASTM International. “ASTM A1: Standard Specification for Carbon Steel Crane Rails”. Em: *ASTM International* (2018).
- [18] Krauss, George. *Steels : Processing, Structure, and Performance*. ASM International, 2015, p. 704. ISBN: 1680155172. DOI: 10.1007/s007690000247.
- [19] Dollar, M., Bernstein, I. M. e Thompson, A. W. “Influence of deformation substructure on flow and fracture of fully pearlitic steel”. Em: *Acta Metallurgica* 36.2 (1988), pp. 311–320. ISSN: 00016160. DOI: 10.1016/0001-6160(88)90008-9.
- [20] Elwazri, A. M., Wanjara, P. e Yue, S. “The effect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel”. Em: *Materials Science and Engineering A* 404.1-2 (2005), pp. 91–98. ISSN: 09215093. DOI: 10.1016/j.msea.2005.05.051.
- [21] Hyzak, J. M. e Bernstein, I. M. “The role of microstructure on the strength and toughness of fully pearlitic steels”. Em: *Metallurgical Transactions A* 7.8 (1976), pp. 1217–1224. ISSN: 03602133. DOI: 10.1007/BF02656606.

- [22] Wainer, Emílio, Brandi, Sérgio D. e Mello, Fábio D. H. de. *Soldagem: Processos e Metalurgia*. São Paulo: Blucher, 1992, p. 494. ISBN: 85-212-0238-5.
- [23] Meade, Brian. “Welding for the railroad industry”. Em: *Proceeding of the AREMA 1999 Annual Conferences C* (1999), pp. 1–10.
- [24] Micenko, P. e Li, H. “Double Dip Hardness Profiles in Rail Weld Heat-affected Zone — Literature and Research Review Report”. Em: *Literature and research review report: Improvements to Railway Welding* (2013), pp. 1–28.
- [25] Fujii, Mitsuru, NAKANOWATARI, Hiroaki e NARIAI, Kiyoshi. “Rail flash-butt welding technology”. Em: *JFE Technical Report 20.20* (2015), pp. 159–163. ISSN: 18837263.
- [26] AREMA. *Manual for railway engineering*. American Railway Engineering e Maintenance-of-Way Association, 2010.
- [27] Weingrill, Leonhard, Krutzler, Jörg e Enzinger, Norbert. “Temperature Field Evolution during Flash Butt Welding of Railway Rails”. Em: *Materials Science Forum* 879.January (2016), pp. 2088–2093. DOI: 10.4028/www.scientific.net/msf.879.2088.
- [28] Mansouri, H e Monshi, A. “Microstructure and residual stress variations in weld zone of flash-butt welded railroads”. Em: *Science and Technology of Welding and Joining* 9.3 (2004), pp. 237–245. DOI: 10.1179/136217104225012201.
- [29] Porcaro, Rodrigo Rangel et al. “Microestrutura e propriedades mecânicas de um aço para trilhos ferroviários soldado por centelhamento”. Em: *Soldagem & Inspeção* 22 (2017), pp. 59–71.
- [30] Porcaro, Rodrigo Rangel et al. “Microstructure and mechanical properties of a flash butt welded pearlitic rail”. Em: *Journal of Materials Processing Technology* 270.January (2019), pp. 20–27. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.02.013. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.02.013>.
- [31] Bauri, L.F. et al. “The role of welding parameters on the control of the microstructure and mechanical properties of rails welded using FBW”. Em: *Journal of Materials Research and Technology* 9.4 (2020), pp. 8058–8073. ISSN: 2238-7854. DOI: 10.1016/j.jmrt.2020.05.030. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.030>.

- [32] Mutton, Peter et al. “Microstructural characterisation of rolling contact fatigue damage in flashbutt welds”. Em: *Wear* 366-367 (2016), pp. 368–377. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2016.03.020. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2016.03.020>.
- [33] Nishikawa, Lucas Pintol e Goldenstein, Helio. “Divorced Eutectoid on Heat-Affected Zone of Welded Pearlitic Rails”. Em: *Journal of the Minerals, Metals & Materials Society* November (2018). ISSN: 1047-4838. DOI: 10.1007/s11837-018-3213-5. URL: <http://link.springer.com/10.1007/s11837-018-3213-5>.
- [34] Oyama, T et al. “Application of the Divorced Eutectoid Transformation To Tee Development”. Em: *Scripta metallurgica* 18 (1984).
- [35] Militzer, Matthias e Azizi-Alizamini, Hamid. “Phase field modelling of austenite formation in low carbon steels”. Em: *Solid State Phenomena* 172-174 (2011), pp. 1050–1059. ISSN: 10120394. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.172-174.1050.
- [36] Li, Zhen Xing et al. “Microstructure of Hot Rolled 1.0C-1.5Cr Bearing Steel and Subsequent Spheroidization Annealing”. Em: *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science* 47.7 (2016), pp. 3607–3621. ISSN: 10735623. DOI: 10.1007/s11661-016-3425-7.
- [37] Tschiptschin, André Paulo. “Formação de perlita esferoidizada em aço hipereutetóide”. Tese de doutoramento. Universidade de São Paulo, 1983.
- [38] Speich GR, Szirmae A e Richards MJ. “Formation of Austenite from Ferrite and Ferrite-Carbide Aggregates”. Em: *Met Soc of AIME-Trans* 245.5 (1969).
- [39] Caballero, F. G., Capdevila, C. e García de Andrés, C. “Kinetics and dilatometric behaviour of non-isothermal ferrite-austenite transformation”. Em: *Materials Science and Technology* 17.9 (2001), pp. 1114–1118. ISSN: 02670836. DOI: 10.1179/026708301101511031.
- [40] Mehl, Robert F. “The Structure and Rate of Formation of Pearlite”. Em: *American Society for Metals* 29 (out. de 1941). ISSN: 2192-9262. DOI: 10.1007/s13632-015-0226-0.
- [41] Roósz, A, Gácsi, Z e Fuchs, E G. “Isothermal Formation of Austenite in Eutectoid Plain Carbon Steel”. Em: *Acta Metall.* 31.4 (1983), pp. 509–517.

- [42] García De Andrés, C, Caballero, F G e Capdevila, C. “Dilatometric Characterization of Pearlite Dissolution in 0.1C-0.5Mn Low Carbon Low Manganese Steel”. Em: *Scripta Materialia* 38.12 (1998), pp. 1835–1842.
- [43] Jacot, A, Rappaz, M e Reed, R C. “Modelling of Reaustenitization from the Pearlite Structure in Steel”. Em: *Acta Mater.* 46.11 (1998), pp. 3949–3962.
- [44] Verhoeven, J. D. e Gibson, E. D. “The divorced eutectoid transformation in steel”. Em: *Metallurgical and Materials Transactions A* 29.4 (1998), pp. 1181–1189.
- [45] Ankit, Kumar, Mukherjee, Rajdip e Nestler, Britta. “Deviations from cooperative growth mode during eutectoid transformation: Mechanisms of polycrystalline eutectoid evolution in Fe-C steels”. Em: *Acta Materialia* 97 (2015), pp. 316–324. ISSN: 13596454. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.06.050. arXiv: 1408.1571.
- [46] Nakano, Taira, Kawatani, Hiroshi e Kinoshita, Shushi. “Effect of Chromium, Molybdenum, and Vanadium on the Spheroidization of Carbides in 0.8%C Steel.” Em: *Tetsu-To-Hagane/Journal of the Iron and Steel Institute of Japan* 62.1 (1976), pp. 100–107. ISSN: 00211575. DOI: 10.2355/tetsutohagane1955.62.1_100.
- [47] Luzginova, N. V., Zhao, L. e Sietsma, J. “The cementite spheroidization process in high-carbon steels with different chromium contents”. Em: *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science* 39 A.3 (2008), pp. 513–521. ISSN: 10735623. DOI: 10.1007/s11661-007-9403-3.
- [48] Zhang, Guo Hong et al. “Effects of Mn, Si and Cr addition on the dissolution and coarsening of pearlitic cementite during intercritical austenitization in Fe-1mass%C alloy”. Em: *Materials Characterization* 81 (2013), pp. 56–67. ISSN: 10445803. DOI: 10.1016/j.matchar.2013.04.007. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2013.04.007>.
- [49] Gang, Ui Gu, Lee, Jong Chul e Nam, Won Jong. “Effect of prior microstructures on the behavior of cementite particles during subcritical annealing of medium carbon steels”. Em: *Metals and Materials International* 15.5 (2009), pp. 719–725. ISSN: 15989623. DOI: 10.1007/s12540-009-0719-3.
- [50] Cal, Zhipeng et al. “Residual Stresses in Flash Butt Welded Rail”. Em: *Transactions of JWRI* 40.1 (2011), pp. 79–87.

- [51] Ma, Ninshu et al. “Investigation of welding residual stress in flash-butt joint of U71Mn rail steel by numerical simulation and experiment”. Em: *Materials and Design* 88 (2015), pp. 1296–1309. ISSN: 18734197. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.08.124. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.124>.
- [52] Bauri, Luiz Felipe. “Soldagem de topo com centelhamento de trilhos ferroviários: caracterização estrutural, propriedades mecânicas e desgaste”. Tese de doutoramento. Universidade de São Paulo, 2019.
- [53] Alves, L H D et al. “Predictive Mathematical Modeling of the Flash-Butt Welding Process to Optimize the Properties of Welds of Premium and Super Premium Rails”. Em: *International Heavy Haul Association (IHHA)* (2019).
- [54] Tawfik, David, Mutton, Peter John e Chiu, Wing Kong. “Experimental and numerical investigations: Alleviating tensile residual stresses in flash-butt welds by localised rapid post-weld heat treatment”. Em: *Journal of Materials Processing Technology* 196.1-3 (2008), pp. 279–291. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.055.
- [55] Tawfik, D., Mutton, P. J. e Chiu, W. K. “Transient thermal stress analysis on rapid post-weld heat treatments applied to flash butt welded rails”. Em: *Science and Technology of Welding and Joining* 11.3 (2006), pp. 326–336. ISSN: 1362-1718. DOI: 10.1179/174329306x107629.
- [56] Tawfik, D., Mutton, P. J. e Chiu, W. K. “Modifying residual stress levels in rail flash-butt welds using localised rapid post-weld heat treatment and accelerated cooling”. Em: *International Heat Treatment and Surface Engineering* 2.3-4 (2009), pp. 126–130. ISSN: 1749-5148. DOI: 10.1179/174951508x429212.
- [57] Schajer, Gary S. e Ruud, Clayton O. “Overview of residual stresses and their measurement”. Em: *Practical residual stress measurement methods*. John Wiley & Sons, Ltd., 2013, pp. 1–28.
- [58] American Society for Testing and Materials. “ASTM E837: Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-”. Em: (2013). DOI: 10.1520/E0837-13A.2.
- [59] Schajer, Gary S. e Whitehead, Philip S. “Hole drilling and ring coring”. Em: *Practical residual stress measurement methods*. John Wiley & Sons, Ltd., 2013, pp. 29–64.

- [60] Cullity, Bernard Dennis. *Elements of X-ray Diffraction*. 2^a ed. Addison-Wesley Publishing, 1978.
- [61] Prime, Michael B. e DeWald, Adrian T. “The contour method”. Em: *Practical residual stress measurement methods*. John Wiley & Sons, Ltd., 2013, pp. 109–138.
- [62] VAS Tecnologia Industrial. <http://vastecnologia.com.br/micro-x360s-analisador-detensao-residual-portatil-de-raio-x/>. 2019.
- [63] Haibatollahi, Seiiid Parsa e Tehrani, Parisa Hosseini. “Prediction of residual stress distribution in flash butt welded rails using electro-thermo-mechanical simulation”. Em: *International Journal of Vehicle Structures and Systems* 5.2 (2013), pp. 53–57. ISSN: 09753540. DOI: 10.4273/ijvss.5.2.02.
- [64] Kuhlman, C., Sehitoglu, H. e Gallagher, M. “The significance of material properties on stresses developed during quenching of railroad wheels”. Em: *Joint IEEE/ASME Railroad Conference* (1988), pp. 55–63.
- [65] Marcelin, J. L., Abouaf, M. e Chenot, J. L. “Analysis of residual stresses in hot-rolled complex beams.” Em: *Computer methods in applied mechanics and engineering* 56.1 (1986), pp. 1–16. DOI: [https://doi.org/10.1016/0045-7825\(86\)90133-7](https://doi.org/10.1016/0045-7825(86)90133-7).
- [66] Leighton, A. K. e Perlman, A. B. “Residual stresses in quenched solid and hollow cylinders with application to rail-road axles”. Em: *ASME Transportation Systems* (1994).
- [67] Bhadeshia, H. K. D. H. e Honeycombe, Robert. *Steels: Microstructure and Properties*. Oxford: Elsevier, 2006.
- [68] Ringsberg, Jonas W. e Lindbäck, Torbjörn. “Rolling contact fatigue analysis of rails including numerical simulations of the rail manufacturing process and repeated wheel-rail contact loads”. Em: *International Journal of Fatigue* 25.6 (2003), pp. 547–558. ISSN: 01421123. DOI: 10.1016/S0142-1123(02)00147-0.
- [69] Totten, G., Howes, M. e Inoue, T. *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*. Materials Park: ASM International, 2002. ISBN: 0871707292. URL: <https://books.google.com.tr/books?hl=tr%7B%5C%7Dlr=%7B%5C%7Ddid=%7B%5C%7Da9UEHk4c0wC%7B%5C%7Ddoi=fnd%7B%5C%7Dpg=PR6%7B%5C%7Ddq=steel+>

quench+and+hardening+machine%7B%5C%7Dots=mi4equry4u%7B%5C%7Dsig=VMF8UrKxm%7B%5C_%7DpDXoNf9eaTetBGUmk%7B%5C%7Dredir%7B%5C_%7Ddesc=y%7B%5C#%7Dv=onepage%7B%5C%7Dq=steel%20quench%20and%20hardening%20machine%7B%5C%7Df=false.

- [70] Porcaro, Rodrigo Rangel. “Efeito da Soldagem Elétrica por Centelhamento na Microestrutura, Propriedades Mecânicas e Resistência à Fadiga de um Aço para Trilhos Ferroviários – Análise Experimental e Numérica”. Tese de doutoramento. UFOP, 2019, p. 175. DOI: .1037//0033-2909.I26.1.78.
- [71] Porcaro, Rodrigo Rangel et al. “Simulação do Processo de Soldagem Elétrica por Centelhamento de um Aço para Trilhos Ferroviários. Parte 2: Análise Dilatométrica e Numérica”. Em: *Soldagem & Inspeção* 25 (2020), pp. 1–11. ISSN: 0104-9224. DOI: 10.1590/0104-9224/si25.33.
- [72] Miettinen, J. “Calculation of solidification-related thermophysical properties for steels”. Em: *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science* 28.2 (1997), pp. 281–297. ISSN: 10735615. DOI: 10.1007/s11663-997-0095-2.
- [73] Dinsdale, A. T. “SGTE data for pure elements”. Em: *Calphad* 15.4 (1991), pp. 317–425. ISSN: 03645916. DOI: 10.1016/0364-5916(91)90030-N.
- [74] Singh, Lalloo. “Rolling Contact Fatigue in Rails – an Overview”. Em: *IPWE Seminar* (2011).
- [75] Bolton, P. J. e Clayton, P. “Rolling-sliding wear damage in rail and tyre steels”. Em: *Wear* 93.2 (1984), pp. 145–165. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/0043-1648(84)90066-8.
- [76] Danks, D. e Clayton, P. “Comparison of the wear process for eutectoid rail steels: Field and laboratory tests”. Em: *Wear* 120.2 (1987), pp. 233–250. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/0043-1648(87)90069-X.
- [77] Lewis, R. et al. “Mapping railway wheel material wear mechanisms and transitions”. Em: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit* 224.3 (2010), pp. 125–137. ISSN: 09544097. DOI: 10.1243/09544097JRRT328.

- [78] Suresh, S. *Fatigue of Materials*. Cambridge, MA: Cambridge University Press, 2012. ISBN: 9780511806575. DOI: <https://doi.org/10.1017/CB09780511806575>.
- [79] American Society for Testing and Materials. “ASTM E1823: Relating to Fatigue and Fracture Testing”. Em: (2013). DOI: 10.1520/E1823-13.2.
- [80] Lewis, R. et al. “Investigation of the influence of rail hardness on the wear of rail and wheel materials under dry conditions (ICRI wear mapping project)”. Em: *Wear* 430-431. January (2019), pp. 383–392. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2019.05.030. URL: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.05.030>.
- [81] International Heavy Haul Association (IHHA). *Guidelines to Best Practices for Heavy Haul Railway Operation: Wheel and Rail Interface Issues*. First Edit. Virginia Beach, 2001.
- [82] Seo, Jung Won et al. “Rolling contact fatigue and wear of two different rail steels under rolling-sliding contact”. Em: *International Journal of Fatigue* 83 (2016), pp. 184–194. ISSN: 01421123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2015.10.012.
- [83] Li, Qiu-han et al. “Microstructural Evolution of a Hypoeutectoid Pearlite Steel under Rolling-sliding Contact Loading”. Em: *Journal of Iron and Steel Research International* 23.10 (2016), pp. 1054–1060. ISSN: 1006706X. DOI: 10.1016/S1006-706X(16)30157-1.
- [84] Perez-Unzueta, Albert J e Beynon, John H. “Microstructure and wear resistance of pearlitic rail steels”. Em: *Wear* 164 (1993), pp. 173–182.
- [85] Seo, Jung-won et al. “Analysis of contact fatigue crack growth using twin-disc tests and numerical evaluations”. Em: *International Journal of Fatigue* 55 (2013), pp. 54–63. ISSN: 0142-1123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2013.05.005.
- [86] Singh, U. P. e Singh, Ramakant. “Wear investigation of wheel and rail steels under conditions of sliding and rolling-sliding contact with particular regard to microstructural parameters”. Em: *Wear* 170.1 (1993), pp. 93–99. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/0043-1648(93)90355-P.
- [87] Solano-Alvarez, W., Fernandez Gonzalez, L. e Bhadeshia, H.K.D.H. “The effect of vanadium alloying on the wear resistance of pearlitic rails”. Em: *Wear* 436-437. August (2019), p. 203004. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.

2019 . 203004. URL: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S004316481930746X>.

- [88] Batista, A. C. et al. “Wear and surface residual stress evolution on twin-disc tests of rail/wheel steels”. Em: *Materials Science Forum* 768-769 (2014), pp. 707–713. ISSN: 02555476. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.707.
- [89] Solano-Alvarez, W. et al. “Synchrotron and neural network analysis of the influence of composition and heat treatment on the rolling contact fatigue of hypereutectoid pearlitic steels”. Em: *Materials Science and Engineering A* 707.July (2017), pp. 259–269. ISSN: 09215093. DOI: 10.1016/j.msea.2017.09.045. URL: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.09.045>.
- [90] Fletcher, D. I. e Beynon, J. H. “Equilibrium of crack growth and wear rates during unlubricated rolling-sliding contact of pearlitic rail steel”. Em: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit* 214.2 (2000), pp. 93–105. ISSN: 09544097. DOI: 10.1243/0954409001531360.
- [91] Ordóñez Olivares, R. et al. “Advanced metallurgical alloy design and thermomechanical processing for rails steels for North American heavy haul use”. Em: *Wear* 271.1-2 (2011), pp. 364–373. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.048.
- [92] Garnham, J. E. e Davis, C. L. “Very early stage rolling contact fatigue crack growth in pearlitic rail steels”. Em: *Wear* 271.1-2 (2011), pp. 100–112. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.004. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2010.10.004>.
- [93] Ding, H. H. et al. “Wear mapping and transitions in wheel and rail materials under different contact pressure and sliding velocity conditions”. Em: *Wear* 352-353 (2016), pp. 1–8. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2016.01.017.
- [94] Ringsberg, J.W. “Rolling contact fatigue of railway rails with emphasis on crack initiation”. Tese de doutoramento. 2000, p. 130.
- [95] Masoumi, Mohammad, Sinatora, Amilton e Goldenstein, Hélio. “Role of microstructure and crystallographic orientation in fatigue crack failure analysis of a heavy haul railway rail”. Em: *Engineering Failure Analysis* 96.July 2018 (2019), pp. 320–329. ISSN: 13506307. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2018.10.022. URL: <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.10.022>.

- [96] Yokoyama, H, Mitao, S e Takemasa, M. “Development of high strength pearlitic steel rail (SP rail) with excellent wear and damage resistance”. Em: *Nkk Technical Report* 86.86 (2002), pp. 59–64. ISSN: 09150544. URL: http://www.jfe-steel.co.jp/archives/en/nkk%7B%5C_%7Dgiho/86/pdf/86%7B%5C_%7D01.pdf.
- [97] American Society for Testing and Materials. “ASTM E92: Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials”. Em: *ASTM International* (2017). DOI: 10.1520/E0384-17.
- [98] Rezende, A. B. et al. “Wear behavior of bainitic and pearlitic microstructures from microalloyed railway wheel steel”. Em: *Wear* 456-457.June (2020), p. 203377. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203377. URL: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203377>.
- [99] Zapata, D., Jaramillo, J. e Toro, A. “Rolling contact and adhesive wear of bainitic and pearlitic steels in low load regime”. Em: *Wear* 271.1-2 (2011), pp. 393–399. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2010.10.009. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2010.10.009>.
- [100] Timoshenko, S. e Goodier, J N. “Theory of elasticity”. Em: McGraw Hill, 1951, pp. 366–382.
- [101] Li, Zili et al. “An investigation into the causes of squats-Correlation analysis and numerical modeling”. Em: *Wear* 265.9-10 (2008), pp. 1349–1355. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2008.02.037.
- [102] Wen, Zefeng et al. “Dynamic vehicle-track interaction and plastic deformation of rail at rail welds”. Em: *Engineering Failure Analysis* 16.4 (2009), pp. 1221–1237. ISSN: 13506307. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2008.08.001. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2008.08.001>.
- [103] Hu, Y. et al. “Microstructure evolution of railway pearlitic wheel steels under rolling-sliding contact loading”. Em: *Tribology International* 154.July 2020 (2021). ISSN: 0301679X. DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106685.
- [104] Ma, L. et al. “Study on wear and rolling contact fatigue behaviors of wheel/rail materials under different slip ratio conditions”. Em: *Wear* 366-367 (2016), pp. 13–26. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2016.04.028.

- [105] Konstantinov, Dmitrii, Zaritskiy, Boris e Pustovoytov, Denis. “Computer simulation of micro-mechanic in pearlitic steel wire drawing”. Em: *Materials Science Forum* 989 MSF.September (2020), pp. 684–690. ISSN: 16629752. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.989.684.
- [106] Shur, Ev A., Bychkova, N. Ya e Trushevsky, S. M. “Physical metallurgy aspects of rolling contact fatigue of rail steels”. Em: *Wear* 258.7-8 (2005), pp. 1165–1171. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2004.03.027.
- [107] Rezende, A.B. et al. “Effect of Vanadium Addition on the Surface Roughness and Fatigue Crack Propagation in a Railroad Wheel Using Twin Disc Wear Test”. Em: *Defect and Diffusion Forum* 391 (2019), pp. 66–73. DOI: 10.4028/www.scientific.net/ddf.391.66.
- [108] Hu, Y. et al. “Experimental study on wear properties of wheel and rail materials with different hardness values”. Em: *Wear* 477.February (2021). ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2021.203831.
- [109] Budynas-Nisbett. *Shigley’s Mechanical Engineering Design*. Eighth Edi. McGraw-Hill, 2008. ISBN: 0-390-76487-6.
- [110] Baek, Koan Sok, Kyogoku, Keiji e Nakahara, Tsunamitsu. “An experimental study of transient traction characteristics between rail and wheel under low slip and low speed conditions”. Em: *Wear* 265.9-10 (2008), pp. 1417–1424. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2008.02.044.
- [111] Lewis, Roger e Olofsson, Ulf. *Wheel-rail interface handbook*. Elsevier, 2009, p. 819. ISBN: 9781845694128.
- [112] Pavlina, E. J. e Van Tyne, C. J. “Correlation of Yield strength and Tensile strength with hardness for steels”. Em: *Journal of Materials Engineering and Performance* 17.6 (2008), pp. 888–893. ISSN: 10599495. DOI: 10.1007/s11665-008-9225-5.
- [113] Alves, L H D et al. “Mathematical Modeling to Predict and Optimize Mechanical Properties and Microstructural Heterogeneities of Welds and Heat- Affected Zones in Thermite Welding Process”. Em: *International Heavy Haul Association (IHHA)* (2019).
- [114] Bramfitt, Bruce L, Fletcher, Fred B e Davis Jr, John A. *Method of making a hypereutectoid, head-hardened steel rail*. 2012.

- [115] Fletcher, David I. e Beynon, John H. “Development of a Machine for Closely Controlled Rolling Contact Fatigue and Wear Testing”. Em: *Journal of Testing and Evaluation* 28.4 (2000), pp. 267–275. ISSN: 00903973. DOI: 10.1520/jte12104j.
- [116] Pereira, Henrique Boschetti et al. “Evaluation of the Effect of Heat Input and Cooling Rate of Rail Flash-Butt Welding using Finite Element Method Simulation”. Em: *Soldagem & Inspeção* 27.e2701 (2022), pp. 1–18. DOI: <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI27.01>.
- [117] ASM Handbook. *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*. Vol. 1. Material Park: ASM International, 1995.
- [118] Hu, Y et al. “Wear of driving versus driven discs in a twin disc rolling-sliding test”. Em: *Wear* 513.204528 (2023). DOI: 10.1016/j.wear.2022.204528.
- [119] Pereira, Henrique Boschetti et al. “Influence of the microstructure on the rolling contact fatigue of rail steel: Spheroidized pearlite and fully pearlitic microstructure analysis”. Em: *Wear* 499 (2022), p. 204299. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2022.204299.
- [120] Tassini, N et al. “A numerical model of twin disc test arrangement for the evaluation of railway wheel wear prediction methods”. Em: *Wear* 268 (2010), pp. 660–667. DOI: 10.1016/j.wear.2009.11.003.
- [121] Lewis, Roger e Dwyer-Joyce, R. S. “Wear mechanisms and transitions in railway wheel steels”. Em: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology* 218.6 (2004), pp. 467–478.
- [122] Pearce, T G e Sherratt, N D. “Prediction of wheel profile wear”. Em: *Wear* 144 (1991), pp. 343–351.
- [123] Steenbergen, Michaël e Dollevoet, Rolf. “On the mechanism of squat formation on train rails - Part II: Growth”. Em: *International Journal of Fatigue* 47 (2013), pp. 373–381. ISSN: 01421123. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2012.04.019.
- [124] Cvetkovski, K et al. “Analysis of wear debris in rolling contact fatigue cracks of pearlitic railway wheels”. Em: *Wear* 314 (2014), pp. 51–56. ISSN: 0043-1648. DOI: 10.1016/j.wear.2013.11.049. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2013.11.049>.

- [125] Kapoor, A. “Wear by plastic ratchetting”. Em: *Wear* 212.1 (1997), pp. 119–130. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/S0043-1648(97)00083-5.
- [126] Franklin, F. J., Chung, T. e Kapoor, A. “Ratcheting and fatigue-led wear in rail – wheel contact”. Em: 26 (2003), pp. 949–955. DOI: 10.1046/j.1460-2695.2003.00703.x.
- [127] Anderson, T.L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. Boca Raton: Taylor & Francis Group, 2005.
- [128] UIC Code - 712. *Handbook of Rail Defects*. Vol. IV - Opera. June. International Union of Railways, 2002, p. 26. ISBN: 2-7461-0341-9.
- [129] Mesaritis, M. et al. “A laboratory demonstration of rail grinding and analysis of running roughness and wear”. Em: *Wear* 456-457.May (2020), p. 203379. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2020.203379. URL: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2020.203379>.
- [130] Simulia. “Abaqus 6.13: CAE User’s Guide”. Em: *Dassault Systèmes* (2013).
- [131] Oliveira, Bras Senra de et al. “X-Ray Diffraction Analysis of Residual Stresses in the Premium Rails Welded by Flash Butt Process”. Em: *Soldagem & Inspeção* 25.November (2020). ISSN: 0104-9224. DOI: 10.1590/0104-9224/si25.29.
- [132] Ojha, S, Mishra, NS e Jha, BK. “Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of Sn-0.7wt.%Cu solder alloy”. Em: *Bulletin of Materials Science* 38.2 (2015), pp. 531–536. ISSN: 16629795. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.675-676.513.
- [133] Ordonez, R., Isaac Garcia, C. e DeArdo, Anthony J. “Effect of thermomechanical processing and cooling rate conditions on the austenite decomposition behavior in hypereutectoid steels”. Em: *Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2010, MS and T’10* (2010), pp. 1327–1335.
- [134] Carroll, R. I. e Beynon, J. H. “Rolling contact fatigue of white etching layer: Part 1. Crack morphology”. Em: *Wear* 262.9-10 (2007), pp. 1253–1266. ISSN: 00431648. DOI: 10.1016/j.wear.2007.01.003.
- [135] Thelning, K.E. *Steels and its Heat Treatment*. London: Butterworths, 1975.

- [136] Ariza, Edwan Anderson et al. “Numerical simulation with thorough experimental validation to predict the build-up of residual stresses during quenching of carbon and low-alloy steels”. Em: *ISIJ International* 54.6 (2014), pp. 1396–1405. ISSN: 09151559. DOI: 10.2355/isijinternational.54.1396.
- [137] Rencher, Alvin C. *Methods of Multivariate Analysis*. John Wiley & Sons, Inc., 2002.
- [138] Weingrill, L., Nasiri, M. B. e Enzinger, N. “Thermo-metallurgically coupled numerical simulation and validation of multi-layer gas metal arc welding of high strength pearlitic rails”. Em: *Welding in the World* 63.1 (2019), pp. 63–73. ISSN: 00432288. DOI: 10.1007/s40194-018-0639-x.
- [139] Pereira, Henrique Boschetti et al. “Influência das Propriedades Mecânicas e Físicas Dependentes da Temperatura nas Tensões Residuais por Simulação de Soldagem de Trilhos por Flash-Butt”. Em: *V Simpósio de Engenharia Ferroviária* (2022). DOI: 10.17648/sef-2022-146919.
- [140] American Society for Testing and Materials. “ASTM E21: Standard Test Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials”. Em: (2010). DOI: 10.1520/E0021-20.2. URL: <http://www.astm.org/Standards/E8.htm>.
- [141] Rodrigues, Karine Fernandes e De Faria, Geraldo Lúcio. “Characterization and prediction of continuous cooling transformations in rail steels”. Em: *Materials Research* 24.5 (2021). ISSN: 19805373. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2020-0519.
- [142] Cezário, Ana Luiza Soares e Faria, Geraldo Lúcio de. “Proposition of an empirical functional equation to predict the kinetics of austenite to ferrite transformation in a continuous cooled IF-Ti-stabilized steel”. Em: *Materials Research* 24.2 (2021), pp. 1–10. ISSN: 19805373. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2020-0498.
- [143] American Society for Testing and Materials. “ASTM E8: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials”. Em: (2022).
- [144] Voort, George F. Vander. “Embrittlement of Steels. Section: Service Characteristics of Carbon and Low-Alloy Steels”. Em: *ASM Handbook, Vol 1. Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys*. ASM International, 2005, pp. 1058–1133. ISBN: 0-87170-377-7.

- [145] Oliveira, M. A.F., Jorge, A. M. e Balancin, O. “Influence of Deformation on the Kinetics of Phase Transformation in a Forging Steel During Warm Working”. Em: *Materials Research* 7 (2004), pp. 247–253. ISSN: 13596462. DOI: 10.1590/S1516-14392004000200006.
- [146] Liu, X., Solberg, J. K. e Gjengedal, R. “Influence of multipass deformation on Ar 3 for niobium bearing steel using torsion simulations”. Em: *Materials Science and Technology* 12.4 (abr. de 1996), pp. 345–350. ISSN: 0267-0836. DOI: 10.1179/mst.1996.12.4.345. URL: <http://www.tandfonline.com/doi/full/10.1179/mst.1996.12.4.345>.
- [147] Niikura, M. et al. “New concepts for ultra refinement of grain size in Super Metal Project”. Em: *Journal of Materials Processing Technology* 117.3 (nov. de 2001), pp. 341–346. ISSN: 09240136. DOI: 10.1016/S0924-0136(01)00800-7. URL: <https://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0924013601008007>.
- [148] Chojnowski, E. A. e Tegart, W. J. “Accelerated Spheroidization of Pearlite”. Em: *Metal Science Journal* 2 (1968), pp. 14–18. ISSN: 00260681. DOI: 10.1179/030634568790443585.
- [149] Bruns, Hartmut e Kaspar, Radko. “Pearlite spheroidization by thermomechanical treatment of directly charged thin slabs”. Em: *Steel Research* 68.4 (1997), pp. 158–162. ISSN: 01774832. DOI: 10.1002/srin.199700557.
- [150] American Welding Society. *AWS D1.1: Structural Welding Code - Steel*. Miami: AWS, 2008.
- [151] American Society for Testing and Materials. “ASTM A1033: Standard Practice for Quantitative Measurement and Reporting of Hypoeutectoid Carbon and Low-Alloy Steel Phase Transformations”. Em: (2018). DOI: 10.1520/A1033-10R15.
- [152] Dossett, J. L. e Boyer, H. E. “Fundamentals of the Heat Treating of Steel”. Em: *Practical heat treating*. 2006. ISBN: 0-87170-829-9. URL: <https://docs.google.com/viewer?a=v%7B%5C%7Dq=cache:Gs8upbSIvEcJ:www.asinternational.org/content/ASM/StoreFiles/ACF180B.pdf+%7B%5C%7Dh1=es%7B%5C%7Dg1=ec%7B%5C%7Dpid=b1%7B%5C%7Dsrcid=ADGEEShHaVfXB2kvkUn6siS1wK0Xbc5TGQIWck3Vs1DuI9aWcL75G7CNPubmmX9KWX0ShpbhhX4LkvSQagM5k7QEBGyww%7B%5C%7D4%7B%5C%7D>.

- [153] Kasatkin, O. G., Vinokur, B. B. e Pilyushenko, V. L. “Calculation models for determining the critical points of steel”. Em: *Metal science and heat treatment* 26.1 (1984), pp. 27–31.
- [154] Trzaska, J. “Calculation of critical temperatures by empirical formulae”. Em: *Archives of Metallurgy and Materials* 61.2B (2016), pp. 981–986. ISSN: 17333490. DOI: 10.1515/amm-2016-0167.
- [155] Capdevila, C, Caballero, F G e Andrés, C Garcia de. “Determination of martensite-start temperature in steels: Bayesian neural network model”. Em: *ISIJ International* 42.8 (2002), pp. 894–902.
- [156] Kunitake, T. “Prediction of Ac1, Ac3 and Ms temperature of steels by empirical formulas”. Em: *Journal of the Japan Society for Heat Treatment* 41.3 (2001), pp. 164–169.
- [157] Andersson, J. O. et al. “Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science”. Em: *Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry* 26.2 (2002), pp. 273–312. ISSN: 03645916. DOI: 10.1016/S0364-5916(02)00037-8.
- [158] Güral, A. e Altuntaş, O. “Improving the impact toughness properties of high carbon powder metallurgy steels with novel spherical cementite in the bainitic matrix (SCBM) microstructures”. Em: *Materials Chemistry and Physics* 259.December 2020 (2021). ISSN: 02540584. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2020.124203.
- [159] Ravi, Ashwath M., Sietsma, Jilt e Santofimia, Maria J. “Exploring bainite formation kinetics distinguishing grain-boundary and autocatalytic nucleation in high and low-Si steels”. Em: *Acta Materialia* 105 (2016), pp. 155–164. ISSN: 13596454. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.11.044.
- [160] Yin, Jiaqing, Hillert, Mats e Borgenstam, Annika. “Morphology of Upper and Lower Bainite with 0.7 Mass Pct C”. Em: *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science* 48.9 (2017), pp. 4006–4024. ISSN: 10735623. DOI: 10.1007/s11661-017-4208-5.
- [161] Yi, H. L. et al. “Acceleration of spheroidization in eutectoid steels by the addition of aluminum”. Em: *Scripta Materialia* 67.7-8 (2012), pp. 645–648. ISSN: 13596462. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2012.07.020.

- [162] Christian, J. W. “Crystallographic theories, interface structures, and transformation mechanisms”. Em: *Metallurgical and Materials Transactions A* 25.9 (1994), pp. 1821–1839. ISSN: 10735623. DOI: 10.1007/BF02649031.
- [163] Kolmskog, Peter. “Does Bainite form with or without diffusion? The experimental and theoretical evidence”. Tese de doutoramento. KTH Royal Institute of Technology, 2013.
- [164] Oliveira, F. L.G., Andrade, M. S. e Cota, A. B. “Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel”. Em: *Materials Characterization* 58.3 (mar. de 2007), pp. 256–261. ISSN: 10445803. DOI: 10.1016/j.matchar.2006.04.027.
- [165] Rezende, A. B. et al. “Effect of alloy elements in time temperature transformation diagrams of railway wheels”. Em: *Defect and Diffusion Forum* 400 (2019), pp. 11–20. ISSN: 16629507. DOI: 10.4028/www.scientific.net/DDF.400.11.
- [166] Masoumi, Mohammad et al. “Improving the Mechanical Properties and Wear Resistance of a Commercial Pearlitic Rail Steel Using a Two-Step Heat Treatment”. Em: *Metallurgical and Materials Transactions A* 52.11 (2021). DOI: 10.1007/s11661-021-06432-0.
- [167] Yang, Hong Seok e Bhadeshia, H. K.D.H. “Austenite grain size and the martensite-start temperature”. Em: *Scripta Materialia* 60.7 (2009), pp. 493–495. ISSN: 13596462. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.11.043. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.11.043>.
- [168] García-Junceda, A. et al. “Dependence of martensite start temperature on fine austenite grain size”. Em: *Scripta Materialia* 58.2 (2008), pp. 134–137. ISSN: 13596462. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2007.09.017.
- [169] Bhadeshia, H K D H e Christian, J W. “Bainite in Steels”. Em: *Metallurgical transactions A* 21.3 (1990), pp. 767–797.
- [170] Ohmori, Y. e Honeycombe, R. W. K. “The isothermal transformation of plain carbon austenite”. Em: *ICSTIS Suppl. Trans. ISIJ* 11 (1971), pp. 1160–1164.
- [171] Bhadeshia, H. K.D.H. *Bainite in Steels*. Third edit. Wakefield: Institute of Materials, Minerals & Mining, 2015, p. 618. ISBN: 9781909662742.

- [172] Avrami, Melvin. “Kinetics of Phase Change. II - Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei”. Em: *Journal of Chemical Physics* 8.1940 (1940), pp. 212–224. DOI: 10.1063/1.1750631.
- [173] Avrami, Melvin. “Kinetics of phase change. I general theory”. Em: *The Journal of Chemical Physics* 7.12 (1939), p. 1103. DOI: 10.1063/1.1750380.
- [174] Wei, Wenwen et al. “A semi-physical α - β model on bainite transformation kinetics and carbon partitioning”. Em: *Acta Materialia* 207 (2021), p. 116701. ISSN: 13596454. DOI: 10.1016/j.actamat.2021.116701. URL: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.116701>.
- [175] Okamoto, H e Oka, M. “Lower Bainite with Midrib in Hypereutectoid Steels”. Em: *Metallurgical Transactions A* 17.7 (1986), pp. 1113–1120.
- [176] Pierce, D. T. et al. “Characterization of transition carbides in quench and partitioned steel microstructures by Mössbauer spectroscopy and complementary techniques”. Em: *Acta Materialia* 90 (2015), pp. 417–430. ISSN: 13596454. DOI: 10.1016/j.actamat.2015.01.024. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2015.01.024>.
- [177] Chen, Chih Yuan. “Microstructure characterization of nanocrystalline bainitic steel during tempering”. Em: *Journal of Alloys and Compounds* 762 (2018), pp. 340–346. ISSN: 09258388. DOI: 10.1016/j.jallcom.2018.05.174. URL: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.05.174>.
- [178] Ohmori, Yasuya. *Crystallographic Analysis of Lower Bainite Transformation in Fe-0.7% C Alloy*. 1989. DOI: 10.2320/matertrans1989.30.487.
- [179] Caballero, F. G., Miller, M. K. e Garcia-Mateo, C. “Influence of transformation temperature on carbide precipitation sequence during lower bainite formation”. Em: *Materials Chemistry and Physics* 146.1-2 (2014), pp. 50–57. ISSN: 02540584. DOI: 10.1016/j.matchemphys.2014.02.041. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchemphys.2014.02.041>.
- [180] Bhadeshia, H. K. D. H. “Material Factors”. Em: *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*. Materials Park: ASM International, 2022.

- [181] Schröder, R. “Influences on development of thermal and residual stresses in quenched steel cylinders of different dimensions”. Em: *Materials Science and Technology* 1.10 (1985), pp. 754–764.
- [182] Pietzsch, R. et al. “Simulation of the distortion of long steel profiles during cooling”. Em: *Journal of Applied Mechanics* 74 (2007), pp. 427–437.
- [183] Johnson, William A. e Mehl, Robert F. “Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth”. Em: *Metallurgical and Materials Transactions* September (1939).
- [184] Costa e Silva, A. L. V. D. e Mei, P. R. *Aços e Ligas Especiais*. 3^a ed. Blucher, 2010.
- [185] Caballero, F G, Capdevila, C e García De Andrés, C. “Influence of Scale Parameters of Pearlite on the Kinetics of Anisothermal Pearlite-to-Austenite Transformation in a Eutectoid Steel”. Em: *Scripta Materialia* 42.12 (2000), pp. 1159–1166.
- [186] Xu, Dong et al. “A new study on the growth behavior of austenite grains during heating processes”. Em: *Scientific Reports* 7.1 (2017), pp. 1–13. ISSN: 20452322. DOI: 10.1038/s41598-017-04371-8.
- [187] Celada-Casero, Carola, Sietsma, Jilt e Santofimia, Maria Jesus. “The role of the austenite grain size in the martensitic transformation in low carbon steels”. Em: *Materials and Design* 167 (2019). ISSN: 18734197. DOI: 10.1016/j.matdes.2019.107625.
- [188] Nikravesh, M., Naderi, M. e Akbari, G. H. “Influence of hot plastic deformation and cooling rate on martensite and bainite start temperatures in 22MnB5 steel”. Em: *Materials Science and Engineering A* 540 (2012), pp. 24–29. ISSN: 09215093. DOI: 10.1016/j.msea.2012.01.018. URL: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2012.01.018>.
- [189] Stormvinter, Albin, Borgenstam, Annika e Ågren, John. “Thermodynamically based prediction of the martensite start temperature for commercial steels”. Em: *Metallurgical and Materials Transactions A* 43A (2012), pp. 3870–3879. ISSN: 10735623. DOI: 10.1007/s11661-012-1171-z.
- [190] Colpaert, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*. Edgard Blucher, 1959.

- [191] Bhadeshia, H. K.D.H. “Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams”. Em: *Metal Science* 16.3 (1982), pp. 159–165. ISSN: 03063453. DOI: 10.1179/030634582790427217.
- [192] Hackney, S. A. e Shiflet, G. J. “Pearlite growth mechanism”. Em: *Acta Metallurgica* 35.5 (1987), pp. 1019–1028. ISSN: 00016160. DOI: 10.1016/0001-6160(87)90049-6.
- [193] Zener, Clarence. “Kinetics of the Decomposition of Austenite”. Em: *American Institute of Mining and Metallurgical Engineers* 1925 (1945). ISSN: 00027863.
- [194] Hillert, Mats. “Impact of Clarence Zener upon metallurgy”. Em: *Journal of Applied Physics* 60.6 (1986), pp. 1868–1876. ISSN: 00218979. DOI: 10.1063/1.337235.
- [195] Saita, K. et al. “Trends in Rail Welding Technologies and Our Future Approach”. Em: *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report* 105 (2013), pp. 84–92.
- [196] Chiriac, Constantin e Sohmshtetty, Raj. “The Effects of the Heating Rate and the Incoming Microstructure on the Phase Transformation Temperatures of 22MnB5 Steel”. Em: *CHS2*. 2017. URL: <https://www.researchgate.net/publication/331497053>.
- [197] Carroll, Inventors Robert et al. “US 8,430,976 B2: Rail Steel with an Excellent Combination of Wear Properties and Rolling Contact Fatigue Resistance”. Em: *United States Patent* (2013).
- [198] Vickerstaff, Andy, Bevan, Adam e Boyacioglu, Pelin. “Predictive wheel–rail management in London Underground: Validation and verification”. Em: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit* 234.4 (2020), pp. 393–404. ISSN: 20413017. DOI: 10.1177/0954409719878616.
- [199] Bevan, Adam et al. “Judicious selection of available rail steels to reduce life-cycle costs”. Em: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part F: Journal of Rail and Rapid Transit* 234.3 (2020), pp. 257–275. ISSN: 20413017. DOI: 10.1177/0954409718802639.
- [200] Azizi-Alizamini, Hamid. “Austenite Formation and Grain Refinement in C-Mn Steels”. Tese de doutoramento. Vancouver: The University of British Columbia, 2010. DOI: <https://dx.doi.org/10.14288/1.0071565>.

- [201] Li, Z. D. et al. “Nucleation of austenite from pearlitic structure in an Fe-0.6C-1Cr alloy”. Em: *Scripta Materialia* 60.7 (abr. de 2009), pp. 485–488. ISSN: 13596462. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.11.041.
- [202] Brooks, Charlie R. *Principles of the Austenitization of Steels*. Springer Science & Business Media, 1992.
- [203] Carvalho, Felipe M. et al. “Development of a complex multicomponent microstructure on commercial carbon-silicon grade steel by governing the phase transformation mechanisms to design novel quenching and partitioning processing”. Em: *Journal of Materials Research and Technology* 18 (mai. de 2022), pp. 4590–4603. ISSN: 22387854. DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.04.066.
- [204] T., S. Nakano, H., Kawatani e Kinoshita. “Effects of chromium, molybdenum and vanadium of spheroidization of carbides in 0.8% carbon steel”. Em: *Transactions of the ISIJ* vol.17.pag.110 (1977).

Lista de publicações

Esta tese apresentou diversos conteúdos que foram publicados em jornais indexados e em anais de congressos. A lista das publicações e dos manuscritos em fase de publicação está listada a seguir:

- Pereira, H. B., Alves, L. H. D., Rezende, A. B., Mei, P. R., Goldenstein, H. (2022). Influence of the microstructure on the rolling contact fatigue of rail steel: Spheroidized pearlite and fully pearlitic microstructure analysis. *Wear*, 498, 204299. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.01.087>
- Em fase de publicação: Pereira, H. B., Echeverri, E. A. A., Alves, L. H. D., Yildirimli, K., Lewis, R., Goldenstein, H. Influence of HAZ microstructure on RCF under twin-disk test of a flash-butt welded rail steel.
- Pereira, H. B., Echeverri, E. A. A., Alves, L. H. D., Goldenstein, H. (2022). Evaluation of the effect of heat input and cooling rate of rail flash-butt welding using finite element method simulation. *Soldagem & Inspeção*, 27, e2701. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI27.01>
- Pereira, H. B., Echeverri, E. A. A., Alves, L. H. D., Goldenstein, H. (2022). Influência das propriedades mecânicas e físicas dependentes da temperatura nas tensões residuais por simulação de soldagem de trilhos por flash-butt. *PROCEEDINGS OF V RAILWAY ENGINEERING SYMPOSIUM*. <https://doi.org/10.17648/sef-2022-146919>
- Em fase de publicação: Pereira, H. B., Echeverri, E. A. A., Tschiptschin, A. P., Alves, L. H. D., Goldenstein, H. Thermal-dependent mechanical properties of Premium rail steel.
- Pereira, H. B., Echeverri, E. A. A., Centeno, D. M. A., de Souza, S. D. S., Bauri, L. F., Manfrinato, M. D., Masoumi., Alves, L. H. D., M., Goldenstein, H. (2023). Effect of pearlitic and bainitic initial microstructure on cementite spheroidization in rail steels. *Journal of Materials Research and Technology*, 23, 1903-1918. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.01.087>

- Pereira, H. B., Echeverri, E. A. A., Centeno, D. M. A., Alves, L. H. D., Goldenstein, H. (2023) Premium rail flash-butt welding process window based on phase transformations. Thermec2023.
- Em fase de publicação: Pereira, H. B., Echeverri, E. A. A., Alves, L. H. D., Corteen, J., Wilson, A.J., Lewis, S., Goldenstein, H. Reduced spheroidization in rail flash-butt welding by selective alloying.

Anexos

7.1 Anexo I - Memória de cálculo da tensão máxima de contato no ensaio de disco contra disco

De acordo com a metodologia descrita nos livros de Olofsson [111], Timoshenko e Goodier [100], que, no caso de contato linear, seja por disco contra superfície plana ou disco contra disco, portanto:

$$P' = \frac{1}{2} \cdot \pi b q_0 \quad (7.1)$$

In which:

$$q_0 = \frac{2P'}{\pi b} \quad (7.2)$$

Analisando a deformação local, é possível deduzir que:

$$b = \sqrt{\frac{4P'(K_1 + K_2)R_1R_2}{R_1 + R_2}} \quad (7.3)$$

Substituindo b da equação 7.3 na equação 7.2:

$$q_0 = \sqrt{\frac{P'(R_1 + R_2)}{\pi^2(k_1 + k_2)R_1R_2}} \quad (7.4)$$

Como K_1 e k_2 sendo definidos por:

$$k_1 = \frac{1 - \nu_1^2}{\pi E_1} \quad (7.5)$$

$$k_2 = \frac{1 - \nu_2^2}{\pi E_2} \quad (7.6)$$

Definindo as condições de contorno de acordo com:

- Os dois cilindros são do mesmo material ($\nu = 0.3$, $k_1 = k_2$ e $E_1 = E_2 = E$);
- O diâmetro dos cilindros são constantes e iguais.

Portanto:

$$q_0 = 0,418 \sqrt{\frac{P'E(R_1 + R_2)}{R_1 R_2}} \quad (7.7)$$

Supondo que os cilindros tenham o mesmo raio ($R_1 = R_2 = R$):

$$q_0 = 0,418 \sqrt{\frac{P'E \cdot 2R}{R^2}} = 0,418 \sqrt{2} \sqrt{\frac{P'E}{R}} \quad (7.8)$$

Simplificando a equação, temos que:

$$q_0 = 0,591 \sqrt{\frac{P'E}{R}} \quad (7.9)$$

Levando em conta que P' é a unidade de carga por unidade de comprimento (N/mm), podemos simplificar por:

$$P' = \frac{W}{L} \quad (7.10)$$

Onde W é a carga (N) e L é o comprimento do disco (mm).

Portanto, temos:

$$q_0 = 0,591 \sqrt{\frac{WE}{LR}} \quad (7.11)$$

Para calcular a carga necessária para aplicar a tensão máxima desejada a partir da equação 7.9 que temos:

$$q_0^2 = 0,349 \cdot \frac{WE}{LR} \quad (7.12)$$

$$W = \frac{q_0^2 LR}{0,349E} \quad (7.13)$$

Portanto:

$$W = 2,865 \frac{q_0^2 LR}{E} \quad (7.14)$$

7.2 Anexo II - Propriedades físicas e mecânicas dependentes da temperatura utilizadas nas simulações das seções 5.1 e 5.2

7.2.1 Propriedades mecânicas

O limite de escoamento em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51] está apresentado na Tabela 32.

Tabela 32: Limite de escoamento em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51].

Temperature (°C)	Limite de escoamento (MPa)
25	754.751
300	681.448
400	638.009
450	619.005
500	545.701
525	496.833
550	447.964
800	200.905
850	135.747
900	116.742
950	108.597
1000	89.593
1050	48.869
1200	48.869

O módulo de Young em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51] está apresentado na Tabela 33.

O limite de escoamento em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54] está apresentado na Tabela 34.

O módulo de Young em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54] está apresentado na Tabela 35.

Tabela 33: Módulo de Young em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51]

Temperature (°C)	Módulo de Young (GPa)
200	210
400	200
600	180
800	170
1000	160

Tabela 34: Limite de escoamento em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54].

Temperature (°C)	Limite de escoamento (MPa)
25	600.451
200	376.072
400	151.693
450	96.388
600	97.968
650	99.549
800	61.625

Tabela 35: Módulo de Young em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54].

Temperature (°C)	Módulo de Young (1000 N/mm ²)
0	210.795
100	202.273
200	194.318
300	186.364
400	176.705
500	168.75
600	159.659
700	118.182
800	97.159
900	75

7.2.2 Propriedades físicas

A condutividade térmica em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51] está apresentado na Tabela 36.

Tabela 36: Condutividade térmica em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51]

Temperatura (°C)	Condutividade térmica (J/mC)
100	40
200	38
300	35
400	33
500	31
600	29
700	26
800	28
900	24
1000	25
1100	28

O calor específico em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51] está apresentado na Tabela 37.

Tabela 37: Calor específico em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51]

Temperatura (°C)	Calor específico (J/kgC)
100	480
200	490
300	505
400	530
500	580
600	630
700	780
750	1020
800	780
870	580
900	620
1200	730

O coeficiente de expansão térmica em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51] está apresentado na Tabela 38.

A condutividade térmica térmica em função da temperatura observada por Taw-

Tabela 38: Coeficiente de expansão térmica em função da temperatura observada por Cal *et al.* [50] e Ma *et al.* [51]

Temperatura (°C)	Coeficiente de expansão térmica (1/C)
50	9.5E-6
100	1.02E-5
400	1.45E-5
650	1.4E-5
750	1.52E-5
1000	2E-5

fik *et al.* [54] está apresentado na Tabela 39.

Tabela 39: Condutividade térmica em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54].

Temperatura (°C)	Condutividade térmica (J/mC)
0	10.011
100	10.886
200	11.955
300	12.829
400	13.704
500	14.482
600	15.745
625	40.529
650	12.441
700	12.732
800	13.218
850	13.413

O calor específico em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54] está apresentado na Tabela 40.

O coeficiente de expansão térmica em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54] está apresentado na Tabela 41.

O coeficiente de Poisson em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54] está apresentado na Tabela 42.

Tabela 40: Calor específico em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54].

Temperatura (°C)	Calor específico (J/kgC)
0	1696.97
100	1813.853
200	1727.273
300	1645.022
400	1562.771
500	1467.532
600	1376.623
650	974.026
700	1012.987
800	1086.58
850	1112.554

Tabela 41: Coeficiente de expansão térmica em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54]

Temperatura (°C)	Coeficiente de expansão térmica (1/C)
0	1.061E-5
200	1.155E-5
300	1.182E-5
400	1.178E-5
600	1.137E-5
700	1.649E-5
800	1.69E-5
1000	1.807E-5

Tabela 42: Coeficiente de Poison em função da temperatura observada por Tawfik *et al.* [54].

Temperatura (°C)	Coeficiente de Poison
0	0.32
100	0.326
200	0.332
300	0.338
400	0.344
500	0.35
600	0.355
700	0.362
800	0.368
900	0.374
1000	0.38